

## EFECTO DEL CALOR APORTADO POR SOLDADURA EN UN ACERO MICROALEADO

<sup>1</sup>López Martínez Edgar, <sup>1,2</sup>Campillo Illanes Bernardo Fabián, <sup>3</sup>Garnica González Pedro, <sup>3</sup>Vergara Hernández Héctor Javier.

<sup>1</sup> Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Facultad de Química, Universidad Nacional Autónoma de México. Ed. "D"  
Fac. Quim. Circuito de la Investigación Científica s/n, Cd. Universitaria México, D.F. 04510 México.

<sup>2</sup> Instituto de Ciencias Físicas, Universidad Nacional Autónoma de México, Cuernavaca, Morelos, México

<sup>3</sup> Posgrado en Ciencias en Metalurgia, Instituto Tecnológico de Morelia, Av. Tecnológico 1500, Lomas de Santiaguito,  
Morelia, Michoacán, 58820 México

[edgar0902@comunidad.unam.mx](mailto:edgar0902@comunidad.unam.mx), [bci@fis.unam.mx](mailto:bci@fis.unam.mx), [pgarnica@itmorelia.edu.mx](mailto:pgarnica@itmorelia.edu.mx), [hvergarah@yahoo.com](mailto:hvergarah@yahoo.com)

### RESUMEN.

*Se estudió el efecto del calor aportado, suministrado por el proceso de soldadura, en la microestructura y en el perfil de microdurezas de la zona de la soldadura de un acero microaleado experimental de alta resistencia. Se decidió utilizar el proceso de soldadura por arco de tungsteno con gas (GTAW) para producir un arco eléctrico sobre una placa del acero microaleado bajo estudio para simular una soldadura de una pasada; con esto, se eliminó la variable del diseño de la junta. Para obtener una calidad alta de la soldadura, la antorcha de la soldadora fue implementada en una máquina de corte con plasma, con lo que se logró obtener una velocidad de soldadura y una distancia entre el electrodo y la placa constantes. El calor aportado por soldadura produjo una variedad de microestructuras, lo que se vio directamente reflejado en un ablandamiento de la zona afectada por el calor.*

### ABSTRACT.

The effect of welding heat input supplied by a welding arc processes on microstructure and hardness profile at the welding zone of an experimental microalloyed steel was studied. It was decided to use the welding process gas tungsten arc (GTAW) to produce an electric arc on the microalloyed steel plate under study to simulate a one pass welding; with this, the joint design variable was eliminated. To obtain a high quality weld, the welding torch was implemented on a plasma cutting machine, with this, the welding velocity and the distance between the electrode and the plate were maintained constant. A variety of microstructures was developed, which was

irectly reflected in a softening of the heat affected zone.

### INTRODUCCIÓN

En procesos de soldadura, el aporte de calor es una medida relativa de la energía transferida a los componentes a ser soldados. Esta medida es importante porque afecta a la rapidez de enfriamiento, la cual a su vez, afecta a la microestructura final de la soldadura en la zona de fusión (ZF) y en la zona afectada por el calor (ZAC) [1-5]. En general la microestructura final es función de la composición química y ciclo térmico, y a su vez éste último, es función del calor aportado y del componente geométrico (cantidad de material a ser soldado). Esto lleva a que la zona de la soldadura presente, con respecto al material base, un campo de esfuerzos residuales, así como una diferencia de propiedades mecánicas, tenacidad y resistencia al agrietamiento asistido por el medio ambiente (AAMH) [6-8]. En particular, en los aceros microaleados, durante el proceso de soldadura, los cambios microestructurales que se pueden presentar son: transformaciones de fase, crecimiento de grano y disolución, crecimiento y reprecipitación de precipitados [9]. Estos cambios microestructurales, y por lo tanto las propiedades y comportamiento mecánico así como la resistencia al AAMH, pueden ser controlados en la ZF por medio de la composición química del electrodo en soldaduras donde se utiliza material de aporte. Para el caso de la ZAC, el control de las características microestructurales se da desde la selección del material base (MB) y/o el diseño de la aleación; sin embargo, en la mayoría de las ocasiones no es posible cambiar el MB, por lo que el control de las características se realiza por medio del

calor aportado por el arco eléctrico de la soldadura por arco [10]. Generalmente, la subzona de crecimiento de grano de la zona afectada por el calor (ZACCG), es la que mayormente se ve afectada por el calor aportado por soldadura, debido a que en esta subzona se alcanza la mayor temperatura pico del ciclo térmico, provocando crecimiento de grano de la austenita, esfuerzos residuales de tensión y, dependiendo de la rapidez de enfriamiento que se desarrolle, microestructuras susceptibles al AAMH.

Debido a que la tendencia mundial ha sido el desarrollo de aceros microaleados cada vez más resistentes [11], y por lo tanto más susceptibles al AAMH, se vuelve necesario estudiar el efecto del calor aportado por soldadura en la microestructura y propiedades mecánicas de la ZF y de la ZAC.

En este trabajo se estudió el efecto del calor aportado por el proceso de soldadura GTAW en la microestructura y el perfil de dureza de la ZAC de un acero microaleado experimental de alta resistencia con una microestructura compuesta de martensita y bainita. Se decidió estudiar la ZAC debido a que las características microestructurales de ésta son más difíciles de controlar en comparación con la ZF. Se generó un arco con una soldadora de proceso GTAW sobre una placa del acero bajo estudio para simular una soldadura de una pasada y así reproducir la ZAC.

## DESARROLLO

El MB son planchas de 11 mm de espesor de acero microaleado con tratamiento termomecánico y enfriamiento rápido. La Figura 1 muestra la microestructura del MB, la cual consiste de martensita y bainita, adicionalmente se observa la presencia de precipitados con un tamaño aproximado de 1 micrómetro. En la figura no se observa, pero al tratarse de un acero microaleado, se espera la existencia de carburos, nitruros y carbonitruros de tamaño nanométrico. En la Tabla 1 se presenta la composición química del acero y el carbono equivalente determinado según la fórmula de Ito-Bessyo [12]:

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (1)$$

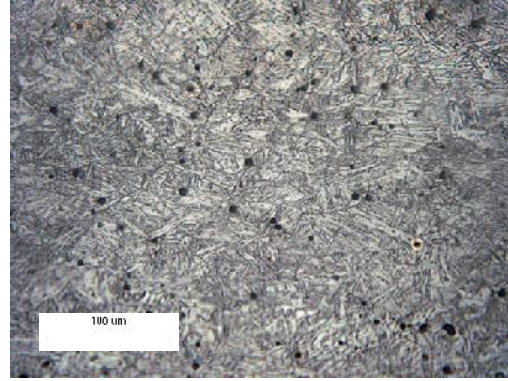


Figura 1. Microestructura del material base

Tabla 1. Composición química del acero microaleado bajo estudio

Elemento	%
C	0.028
Si	0.244
Mn	1.000
P	0.003
S	0.005
Cr	0.422
Mo	0.180
Ni	1.354
Al	0.045
Co	0.005
Cu	0.011
Nb	0.025
Ti	0.015
N	0.006
Pcm [12]	0.142

De estas planchas, se cortó una placa con dimensiones de 105 mm de largo por 105 mm de ancho, conservando el espesor original. Para eliminar el óxido formado (por el proceso termomecánico), las caras de la placa, se desbastaron hasta lija 600. Previo a la soldadura, la placa se limpió y se desengrasó con alcohol para evitar en primer lugar, contaminación de la soldadura, y en segundo lugar la introducción de hidrógeno por presencia de humedad. Como un primer estudio para analizar el efecto del calor aportado de soldadura en la microestructura de la ZAC, se utilizó el proceso GTAW sin material de aporte, generando un arco eléctrico sobre la placa de acero para simular una soldadura en una sola pasada. Con esto se elimina la variable de diseño de junta y selección de material de aporte. Adicionalmente, con el objetivo de obtener una calidad alta de la soldadura, la antorcha de la soldadora se adaptó a una máquina de corte con

plasma, logrando con esto una velocidad de soldadura y una distancia entre el electrodo y la placa constantes. La Figura 2 muestra la placa a ser soldada y la configuración de la adaptación de la antorcha de la soldadora de proceso GTAW a la máquina de corte con plasma. La soldadura de la placa se realizó en la dirección de la laminación del proceso termomecánico. La Tabla 2 muestra los parámetros de soldadura utilizados y el calor aportado por el arco. No se realizó precalentamiento de la placa y ni post-tratamiento térmico, y se dejó enfriar la placa soldada en aire quieto hasta la temperatura ambiente.

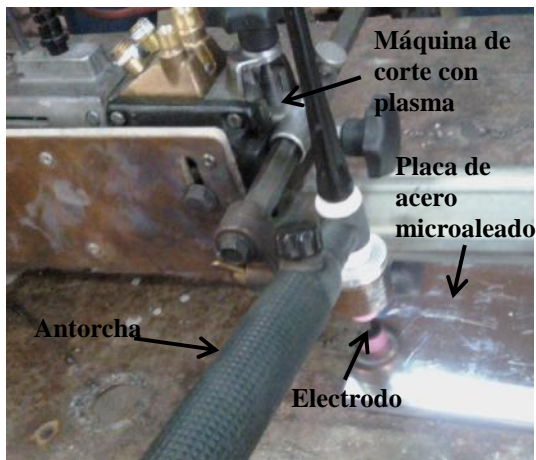


Figura 2. Antorcha de la soldadora de proceso GTAW adaptada a una máquina de corte con plasma.

Tabla 2. Parámetros de soldadura utilizados

Corriente, A	200 A
Velocidad de soldadura, mm/s	3
Tipo de corriente	Corriente directa con electrodo negativo
Electrodo	Tungsteno con 2% de Rodio
Punta de electrodo	Afilada
Diámetro del electrodo, mm	3.18
Distancia entre la placa a soldar y el electrodo, mm	1.00
Calor aportado nominal, J/mm	933

Una vez terminado el proceso de soldadura, se obtuvo una muestra para realizar una preparación metalográfica y realizar un barrido de microdu-

rezas en la zona de la soldadura. La preparación metalográfica consistió primeramente en realizar un corte transversal a la dirección de la soldadura con una segueta industrial a baja velocidad de corte para evitar cualquier tipo de transformación de fase. Posteriormente, la muestra fue desbastada siguiendo la secuencia de lijas 240, 320, 400 y 600, seguido de pulido grueso con alúmina de 1 micrómetro de tamaño de partícula y finalmente pulido fino con alúmina de 0.3 y 0.05 micrómetros. Para revelar la macroestructura, se utilizó el reactivo de ataque Nital 6, y para revelar la microestructura y el tamaño de grano de las diferentes zonas y subzonas de la ZAC se utilizó Nital 2.

Se realizó un barrido de microdurezas desde la ZF y hasta el MB pasando por la ZAC como lo muestra la Figura 3. Las mediciones se realizaron con una carga de 980.5 mN y con un tiempo de carga de 15 s. La separación entre mediciones fue de aproximadamente 2.5 veces la huella dejada en cada medición.

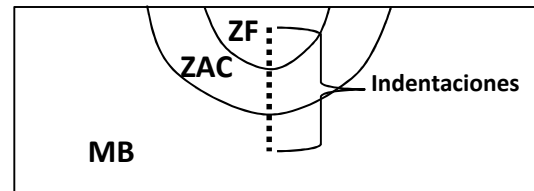


Figura 3. Configuración del barrido de microdureza en la zona de la soldadura.

## RESULTADOS Y ANÁLISIS

El calor aportado nominal en el proceso de soldadura es:

$$\frac{q}{v} = \frac{EI}{v} \quad (2)$$

Donde  $q$  es el poder del arco,  $v$  la velocidad de soldadura,  $I$  la corriente y  $E$  el voltaje. Con los parámetros de soldadura utilizados, se obtiene un calor aportado nominal de 933 J/mm. Con esta información y la metodología propuesta por Poorhaydari [13], se obtiene un tiempo de enfriamiento en la ZAC de 2.5 s entre las temperaturas de 800 y 500 °C.

La Figura 4 muestra la soldadura producida con el proceso GTAW adaptado a la máquina de corte con plasma, en donde se puede observar una ZAC bien desarrollada, además de una soldadura libre de imperfecciones tales como salpicaduras, falta de continuidad del cordón, fisuras, poros, y



demás. En la zona aumentada de la Figura 4 es donde se tomó la muestra para la preparación metalográfica y el escaneo del perfil de dureza.

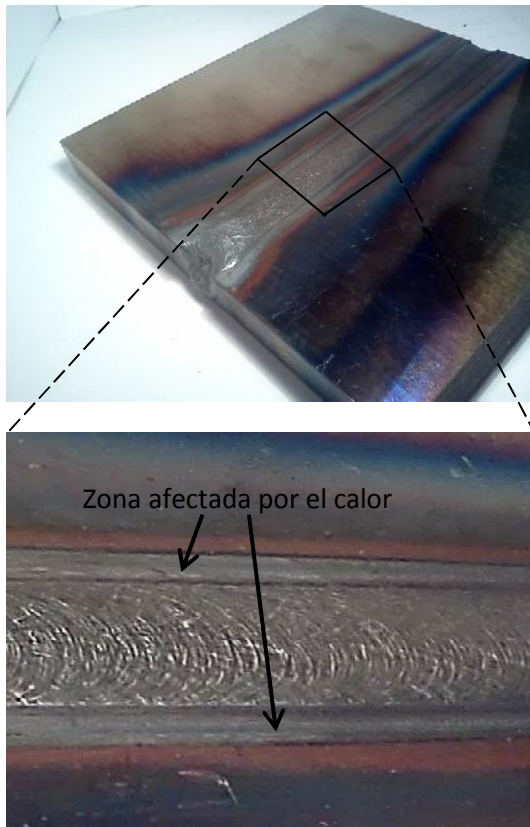


Figura 4. Soldadura producida por el proceso GTAW.

La Figura 5 muestra la macroestructura desarrollada por el efecto del calor aportado en la soldadura con el proceso GTAW. Se observa la zona de fusión (ZF), y las subzonas de la ZAC: subzona parcialmente fundida (ZACPF), subzona de crecimiento de grano (ZACCG), subzona de recristalización (ZACRC), subzona parcialmente transformada (ZACPT), y el material base, el cual no es afectado por el calor. No se observa ningún tipo de defecto como porosidades o grietas.

Mediante un analizador de imágenes, se determinó que la ZF tiene una profundidad de 2.43 mm, la ZAC de 2.95 mm y la ZACPT de 1.10 mm (Tabla 3). El espesor de la ZAC es la contribución de los espesores de las subzonas: ZACCG, ZACRC y ZACPT.

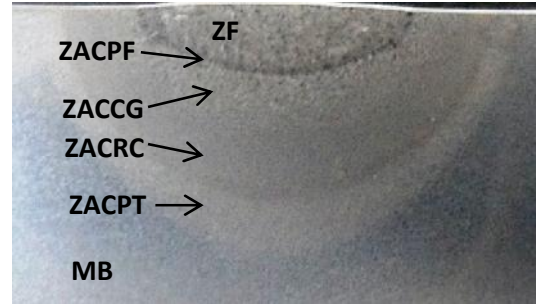


Figura 5. Macroestructura de la zona de la soldadura. MB: metal base; ZACPT: subzona de parcialmente transformada; ZACRC: subzona de recristalización; ZACCG: subzona de crecimiento de grano; ZACPF: subzona parcialmente fundida; ZF: zona de fusión.

La Figura 6 muestra las microestructuras de estas zonas y subzonas. El material base presenta una microestructura de martensita y bainita con una dureza de 318 HRV 0.1. Se tiene esta dureza porque se tiene una mezcla de martensita y bainita, y adicionalmente, debido al bajo contenido de carbono (0.028%), la martensita que se forma durante el enfriamiento del proceso termomecánico, es de baja dureza. En la ZACPT, se experimentaron temperaturas pico entre las temperaturas críticas  $A_1$  y  $A_3$ , por lo que parte de la microestructura inicial (martensita y bainita) se descompuso para formar austenita en el ciclo de calentamiento; posteriormente durante el ciclo de enfriamiento, se formó una mezcla de ferritas, tales como: ferrita de borde de grano, ferrita poligonal y ferrita acicular, como se puede apreciar en la figura. Adicionalmente, se observa que la microestructura original del material base que no transformo, principalmente la martensita, sufrió cambios parecidos a los de un revenido de alta temperatura. Si se hubiera mantenido estas temperaturas pico por suficiente tiempo, aunque se hubiera estado en una zona bifásica, toda la martensita hubiera transformado a ferrita.

En la ZACRC, las temperaturas pico que se alcanzan están por encima de la temperatura crítica  $A_3$  pero inferiores a  $1300^{\circ}\text{C}$ , por lo que la microestructura original del material base (martensita y bainita), fue completamente austenizada durante el ciclo de calentamiento. En la microestructura final no se observa formación de martensita, lo cual se puede atribuir a que el grano austenítico no creció en exceso, lo que propició que existieran muchos sitios de nucleación para la formación de nuevas fases durante el enfriamiento. En la figura se observa que se promovió la formación de ferrita de borde de grano, ferrita poligonal y bainita. Se observa un tamaño de grano de 6.5 micrómetros.

En la ZACCG, se observa un tamaño de grano más grande en comparación de la ZACRC (Tabla 4), y la formación de martensita, bainita, ferrita de borde de grano y ferrita Widmanstätten. Debido a las altas temperaturas que se experimentan en esta subzona (entre 1300°C y 1453°C), se presentan fenómenos de disolución de precipitados, lo que promueve el crecimiento de grano. Como consecuencia de esto, existen menos sitios de nucleación para las nuevas fases que se formaran durante el enfriamiento, por lo que la cinética de transformación de fases difusionales disminuye, es decir el acero se vuelve más templeable, por lo que es más fácil formar martensita.

En la Figura 7 se graficó el perfil de microdurezas determinado experimentalmente. Como forma de guía, sobre ésta gráfica, se esbozaron tres líneas que corresponden a las fronteras o espesores de la Tabla 3 y a la temperatura de fusión y temperatura críticas de transformación  $A_1$  y  $A_3$ ; es decir, a una distancia de 2.43 mm desde la superficie de la soldadura se encuentra la frontera entre la ZF y la ZAC, y adicionalmente se sabe que en esta frontera la temperatura pico que se alcanzó es la temperatura de fusión. De igual manera ocurre para las otras dos líneas, en donde se sabe que en la frontera entre la ZACRC y de la ZACPT la temperatura pico que se alcanzó es  $A_3$ , y la frontera entre la ZACPT y el MB, es donde se alcanzó la temperatura pico correspondiente a  $A_1$ . Se observa que la ZACRC y la ZACPT presentan un ablandamiento, lo cual bajo ciertas consideraciones, suele presentarse en aceros microaleados con tratamiento termomecánico [14]; adicionalmente, este ablandamiento se da en aceros cuya estructura está basada en microestructuras fuera del equilibrio (martensita o bainita) [15]. En este caso en particular, este ablandamiento de la ZAC se explica por las microestructuras que se presentan en las diferentes subzonas. La disminución de la dureza desde la ZACCG hacia la ZACRC se debe a que ésta última subzona no presenta martensita.

Tabla 3. Espesor de las zonas de la soldadura, de la subzona parcialmente transformada de la ZAC.

Zona o subzona	Espesor, mm
ZF	2.43
ZAC	2.95
ZACPT	1.10

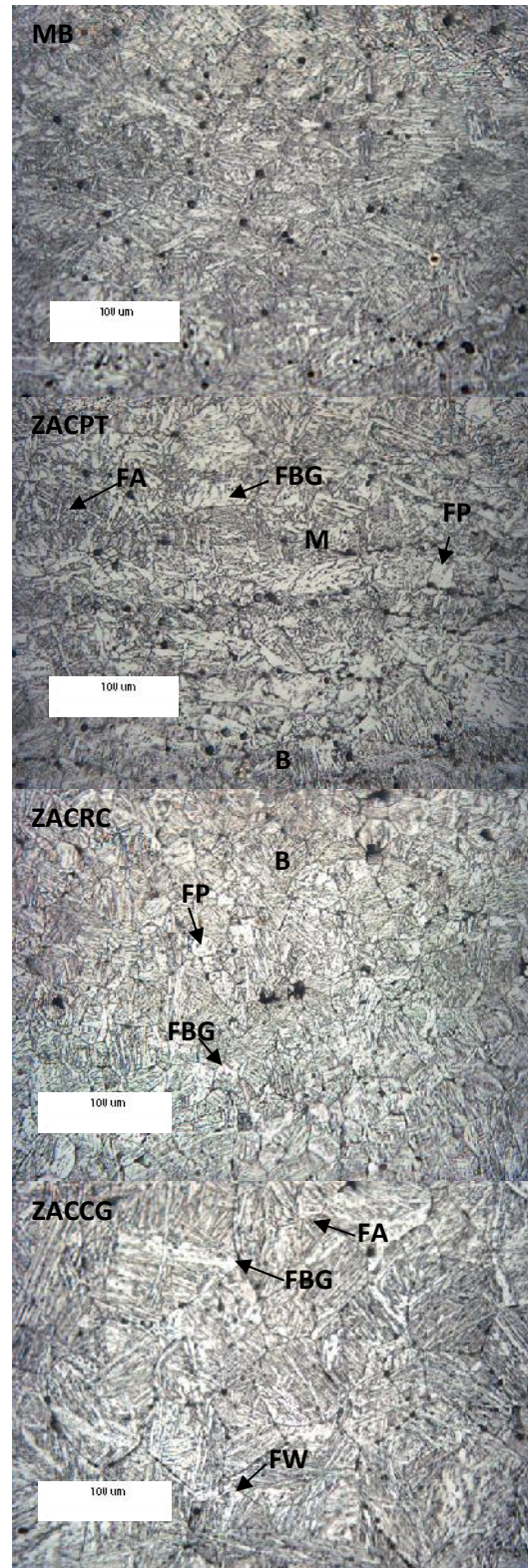


Figura 6. Microestructuras desarrolladas en la zona de la soldadura por el efecto del calor aportado por soldadura, 500x. FA: ferrita acicular; FP: ferrita poligonal; FBG: ferrita de borde de grano; B: bainita; M: martensita.

La ZACPT presenta una pendiente positiva (entre  $A_1$  y  $A_3$ ); esto se debe a que en la parte más cercana a  $A_1$ , sólo una pequeña fracción de martensita se descompone durante el ciclo de calentamiento para formar posteriormente ferrita en el ciclo de enfriamiento; conforme se aleja de  $A_1$  y se acerca a  $A_3$ , la fracción de martensita que se transforma se incrementa, por lo que también se incrementa la cantidad de ferrita formada, esto aunado con el tratamiento tipo revenido que sufre la martensita que no transforma, resulta en un ablandamiento de esta zona

Cercana a la frontera entre la ZACPT y el MB, del lado derecho de la línea que representa a la temperatura crítica  $A_1$  (Figura 7), se encuentra la subzona intercrítica de la zona afectada por el calor (ZACIC). 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  $A_1$ ; sin embargo, el ciclo térmico que se experimentó puede ser equivalente al de un tratamiento térmico de revenido en donde puede haber eliminación de dislocaciones y dilución y crecimiento de precipitados, lo que se ve reflejado en la ligera caída de dureza con respecto al MB.

Tabla 4. Tamaño de grano promedio de las subzonas de recristalización (RCZAC) y de crecimiento de grano (CGZAC)

Subzona	Tamaño de grano, $\mu\text{m}$
ZACRC	$6.50 \pm 0.15$
ZACCG	$18.92 \pm 0.59$

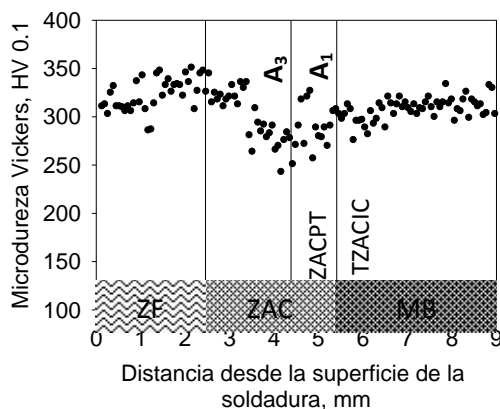


Figura 7. Perfil de durezas en la zona de la soldadura.

## CONCLUSIONES

El calor aportado por el proceso de la soldadura provocó la formación de diversas microestructuras en la zona de la soldadura. En la ZACCG se formó martensita, bainita y ferrita Widmanstätten; en la ZACRC, se formó bainita, ferrita de borde de grano y ferrita poligonal; en la ZACPT, se formó ferrita de borde de grano, ferrita poligonal y ferrita acicular, además de martensita y bainita del material base. Adicionalmente, en la ZACCG, se presentó un tamaño de grano tres veces más grande que el que se presentó en la ZACRC.

El efecto de estas microestructuras, se ve directamente en el perfil de microdurezas obtenidas, en donde se presentó un ablandamiento de la ZAC.

Aunque en la ZACIC no se observa un cambio microestructural, se presentó un ablandamiento, lo cual se le puede atribuir a un ciclo térmico equivalente al de revenido de la martensita.

## AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen al Programa de Apoyo a Proyectos de Investigación e Innovación Tecnológica a través del proyecto IG101313 de la Universidad Nacional Autónoma de México por el apoyo otorgado.

## REFERENCIAS

- [1] A.C. Hunt, A.O. Kluken, G.R. Edwards, *Welding Journal*, 73 (1994) 9-15.
- [2] W.W. Xu, Q.F. Wang, T. Pan, H. Su, C.F. Yang, in: *Proceedings of Sino-Swedish Structural Materials Symposium*, 2007, pp. 234-239.
- [3] Y.-q. Zhang, H.-q. Zhang, J.-f. Li, W.-m. Liu, *Journal of Iron and Steel Research, International*, 16 (2009) 73-80.
- [4] A.E. Amer, M.Y. Koo, K.H. Lee, S.H. Kim, S.H. Hong, *Journal of Materials Science*, 45 (2010) 1248-1254.
- [5] S. Zheng, Q. Wu, Q. Huang, S. Liu, Y. Han, *Fusion Engineering and Desing*, 86 (2011) 2616-2619.
- [6] J.A. Francis, H.K.D.H. Badeshia, P.J. Winters, *Materials Science and Technology*, 23 (2007) 1009-1020.



- [7] W. Zinn, B. Scholtes, Residual Stress Formation Processes during Welding and Joining, in: G. Totten, M. Howes, T. Inoue (Eds.) Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel, ASM International, 2002, pp. 391-397.
- [8] Z. Boumerzoug, C. Derfout, T. Baudin, Engineering, 2 (2010) 502-506.
- [9] K. Easterling, Introduction to the Physical Metallurgy of Welding, Segunda Edición ed., Butterworth Heinemann, Gran Bretaña, 1992.
- [10] C.C. Chen, A. Pollack, Influence of Welding on Steel Weldment Properties, in: Metals Handbook. Welding Brazing and Soldering, 1993.
- [11] J.G. Williams, Advances in Steels for High Strength ERW Linepipe Application in Australia, in: J.M. Cairney, S.P. Ringer (Eds.) Materials Forum, Institute of Meterilas Engineering Australasia Ltd, 2007, pp. 1-10.
- [12] A.P. Institute, in, Washington, 2004.
- [13] K. POORHAYDARI, B.M. Patchett, D.G. Ivey, Welding Journal, ( 2005) 149-155.
- [14] H.G. Pisarski, R.E. Dolby, Welding in the World, 47 (2003) 32-40.
- [15] F. Hochhauser, W. Ernst, R. Rauch, R. Vallant, N. Enzinger, Welding in the World, 56 (2012) 77-85.