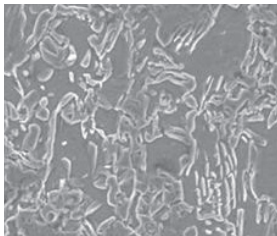


# Integridad estructural de un acero TRIP800 soldado mediante procesos láser CO<sub>2</sub> y GMAW

Gladys Yerania Pérez-Medina, Felipe Arturo Reyes-Valdés,  
Hugo F. López Ferreira, Víctor Hugo López-Cortéz  
Corporación Mexicana de Investigación en Materiales, Coah. México  
gladysperez@comimsa.com



## RESUMEN

*En el presente trabajo se investigaron las propiedades mecánicas resultantes de soldar de un acero AHSS del tipo TRIP800 por Láser CO<sub>2</sub> y por arco metálico con gas (GMAW). Se encontró que la soldadura Láser lleva a una dureza relativamente alta en la zona de fusión (ZF), presentando martensita principalmente y fases de ferrita y bainita en la zona afectada por el calor (ZAC). Esta misma mezcla de fases se encontró en la ZAC y ZF de las muestras del proceso GMAW. En este caso no hubo degradación mecánica en las muestras del proceso GMAW cuando se sometieron a pruebas de tensión ya que todas las fracturas ocurrieron en el metal base. En contraste, la región adyacente a la ZAC para la mayoría de las muestras soldadas utilizando láser falló a causa de fragilidad.*

## PALABRAS CLAVE

Acero TRIP, GMAW, Láser CO<sub>2</sub>, Soldadura.

## ABSTRACT

*In this work the resultant mechanical properties of a strip of AHSS steel of the TRIP800 type welded using GMAW and CO<sub>2</sub> Laser processes were studied. It was found that Laser leads to a relatively high hardness in the fusion zone, FZ indicating that the resultant microstructure was martensite. In the HAZ, a mixture of phases consisting of bainite and ferrite was present. Similar phase mixtures were found in HAZ and FZ of the GMAW samples. The presence of these mixtures of phases did not result in mechanical degradation when the GMAW samples were tested in tension as all the fractures occurred in the base metal. In contrast, the region adjacent to the HAZ for most samples welded using laser failed by brittle cleavage.*

## KEYWORDS

AHSS, TRIP Steel, GMAW, CO<sub>2</sub> Laser, welding.

## INTRODUCCIÓN

La demanda de vehículos de alta eficiencia ha llevado al desarrollo de aceros avanzados con propiedades mecánicas superiores. Entre estos aceros se encuentran los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) que fueron desarrollados para la manufactura de carrocerías de automóviles de bajo peso utilizando calibre de

lámina menor a 1mm.<sup>1</sup> Los AHSS considerados para aplicaciones en el sector automotriz incluyen los aceros de plasticidad inducida por transformación (TRIP).<sup>1</sup>

Los aceros TRIP poseen una microestructura consistente de ferrita y bainita, incluyendo alguna austenita retenida. El comportamiento plástico de los aceros TRIP se atribuye a la transformación inducida por esfuerzo de la austenita retenida a martensita durante la deformación. Estos aceros exhiben índices de endurecimiento por trabajo relativamente elevados y notable formabilidad. Además, el nivel de esfuerzo plástico aplicado necesario para inducir la transformación de austenita a martensita depende fuertemente del contenido de carbono. A bajos niveles de carbono, la austenita retenida se transforma casi inmediatamente una vez que el material alcanza el límite elástico. A contenidos elevados de carbono, la austenita retenida se vuelve cada vez más estable y solo puede transformarse a niveles elevados de esfuerzo plástico tales como los que encuentran durante un evento de choque repentino.<sup>2</sup>

Entre las principales preocupaciones relacionadas con la soldadura se encuentra la formación de martensita no deseada.<sup>3,4</sup> Se ha encontrado que, en procesos de soldadura con bajo aporte térmico, como la soldadura por resistencia de puntos (RSW), se pueden formar martensitas de alto carbono en la soldadura que llevan a la fragilidad.<sup>3,4</sup> Consecuentemente, en el presente trabajo se investigó el efecto de soldadura en las microestructuras resultantes y en la integridad mecánica de un acero TRIP utilizando un proceso de bajo y uno de alto aporte térmico. Con este propósito, se emplearon un proceso de soldadura por arco metálico con gas (GMAW) y un proceso Láser CO<sub>2</sub> para soldar una lámina de acero TRIP actualmente utilizada en el sector automotriz.

## EXPERIMENTACIÓN

La composición química del acero TRIP utilizado en el presente trabajo se da en la tabla I. La tabla II muestra las propiedades mecánicas del acero TRIP de una lámina de 1.6 mm de espesor.

Se cortaron láminas de ensayo de la hoja de acero, cada una de tamaño de 244 x 70 x 1.6 mm y soldada por los procesos GMAW y Láser CO<sub>2</sub>. Los

parámetros de soldadura utilizados en los procesos GMAW y Láser CO<sub>2</sub> se dan en la tabla III.

En el caso de GMAW, el metal de aporte fue del tipo ER110S-G con un diámetro de 1.6 mm adecuado para aceros de alta resistencia a la tensión con 780 MPa. El equipo de soldadura empleado fue un Robot COMAU, CG4, RCC1, 17900582. En la soldadura láser el equipo utilizado fue una unidad CO<sub>2</sub>-LBW, EL. EN-RTM de 6 kW con 6 grados de libertad.

Se emplearon microscopio óptico y microscopio electrónico de barrido (SEM) incluyendo EDX para caracterizar las microestructuras exhibidas y los modos de fractura de los aceros TRIP soldados.

Tabla I. Composición química del acero AHSS del tipo TRIP 800.

| % peso | TRIP800 |
|--------|---------|
| C      | 0.232   |
| Mn     | 1.653   |
| Si     | 1.55    |
| P      | 0.010   |
| Al     | 0.041   |
| Cu     | 0.033   |
| Cr     | 0.033   |
| Ni     | 0.036   |
| Mo     | 0.018   |
| Sn     | 0.006   |

Tabla II. Propiedades mecánicas de los aceros AHSS del tipo TRIP 800.

| Metal Base | Esfuerzo de Cedencia [MPa] | Último esfuerzo a la Tensión [MPa] | Elongación [%] |
|------------|----------------------------|------------------------------------|----------------|
| TRIP800    | 450                        | 800                                | 28             |

Tabla III. Parámetros y microdureza promedio usando el proceso Láser CO<sub>2</sub> y GMAW en los aceros TRIP800.

| Proceso de Soldadura            | GMAW         | Láser CO <sub>2</sub> |
|---------------------------------|--------------|-----------------------|
| Tipo de unión                   | Unión a tope | Unión a tope          |
| Corriente [A]                   | 136          | —                     |
| Voltaje [V]                     | 13           | —                     |
| Potencia [kW]                   | —            | 4.5                   |
| Velocidad de soldadura [mm/min] | 799.84       | 3,699.76              |
| Calor de entrada [J/mm]         | 132.6        | 72.97                 |
| Microdureza promedio [Hv] ZAC   | 482.33       | 505.6                 |

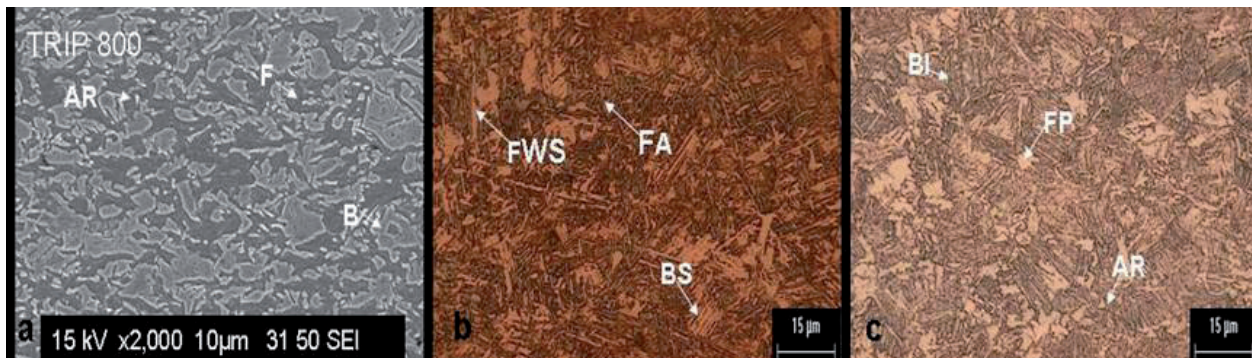


Fig. 1. Microestructura de los aceros AHSS tipo TRIP800 soldados por el proceso GMAW en (a) MB, (b) ZF y (c) ZAC.

La dureza de las diversas regiones de soldadura se determinó por medio de un perfil de microdureza Vickers. Finalmente, se determinaron la resistencia a la tensión y el porcentaje de ductilidad de las tiras soldadas utilizando una máquina universal de pruebas.

## RESULTADOS Y DISCUSIÓN

### Microestructuras soldadas

La figura 1a muestra los rasgos microestructurales del acero TRIP en las condiciones en que se recibió. Se observó una mezcla de ferrita y bainita. Las microestructuras resultantes en la zona de fusión (ZF) y ZAC del acero TRIP800, se muestran en las figuras 1b y 1c respectivamente. Las microestructuras exhibidas en el acero soldado utilizando el proceso GMAW fueron ferrita Widmanstätten secundaria (FWS), ferrita alotriomórfica (FA) y bainita superior (BS) en la zona de fusión (ZF). La ZAC contiene bainita inferior (BI), ferrita poligonal (FP) y posiblemente austenita retenida (AR), como se muestra en la figura 1c. En contraste, la zona de fusión de los especímenes soldados con láser muestra lo que parece ser una estructura totalmente martensítica pues no se pudo encontrar evidencia de ferrita o austenita retenida.

Las figuras 2a-d son micrográficas SEM de las microestructuras exhibidas en ZAC y ZF para los procesos láser y GMAW. Se observó en estas figuras que la cantidad de ferrita se encuentra significativamente reducida en ZF y casi desaparece en ZAC cuando se utiliza soldadura láser. Las microestructuras resultantes en este caso son en su mayor parte bainita superior e inferior. En contraste, cuando se emplea GMAW las microestructuras

resultantes en FZ y ZAC contienen cantidades significativas de ferrita y posible austenita. Se realizó una estimación de las velocidades de enfriamiento exhibidos por el metal de soldadura utilizando la expresión:<sup>5</sup>

$$\frac{\partial \Theta}{\partial t} = -\frac{2\pi k_s^2}{\alpha} \left( \frac{v \Delta x}{Q} \right)^2 (\Theta - \Theta_0)^3 \quad (1)$$

En donde:

$\Theta$  es la temperatura de la soldadura (K).

$t$  el tiempo en segundos.

$k_s$  es la conductividad térmica del acero.

$\alpha$  es la difusividad térmica en m<sup>2</sup>/s.

$v$  es la velocidad de soldadura (m/s).

$Q$  es la potencia de la soldadura.

$\Theta_0$  es la temperatura ambiente (K).

De estas estimaciones, se calcularon velocidades de enfriamiento del orden de 144.67° K/s para GMAW y de 417.81° K/s para soldadura Láser CO<sub>2</sub>. De estos resultados, queda claro que la soldadura láser ocasiona una velocidad de enfriamiento relativamente rápida. Se pueden determinar velocidades de enfriamiento para la transformación de austenita a martensita de los diagramas de transformación de enfriamiento continuo (CCT). Desafortunadamente no existen reportes de curvas de transformación de enfriamiento continuo (CCT) para el acero TRIP800. No obstante, Li<sup>6</sup> y Bhadeshia,<sup>7</sup> han propuesto modelos termodinámica y cinéticamente basados para predecir diagramas CCT en aceros de un amplio rango de composiciones.<sup>7</sup> De estas estimaciones, se encuentra que las velocidades de enfriamiento para la formación de martensita se encuentran entre 45 y 90 °C/s. Además, del trabajo de Gould y co-autores,<sup>8</sup> es probable que se formen estructuras martensíticas en las regiones de soldadura



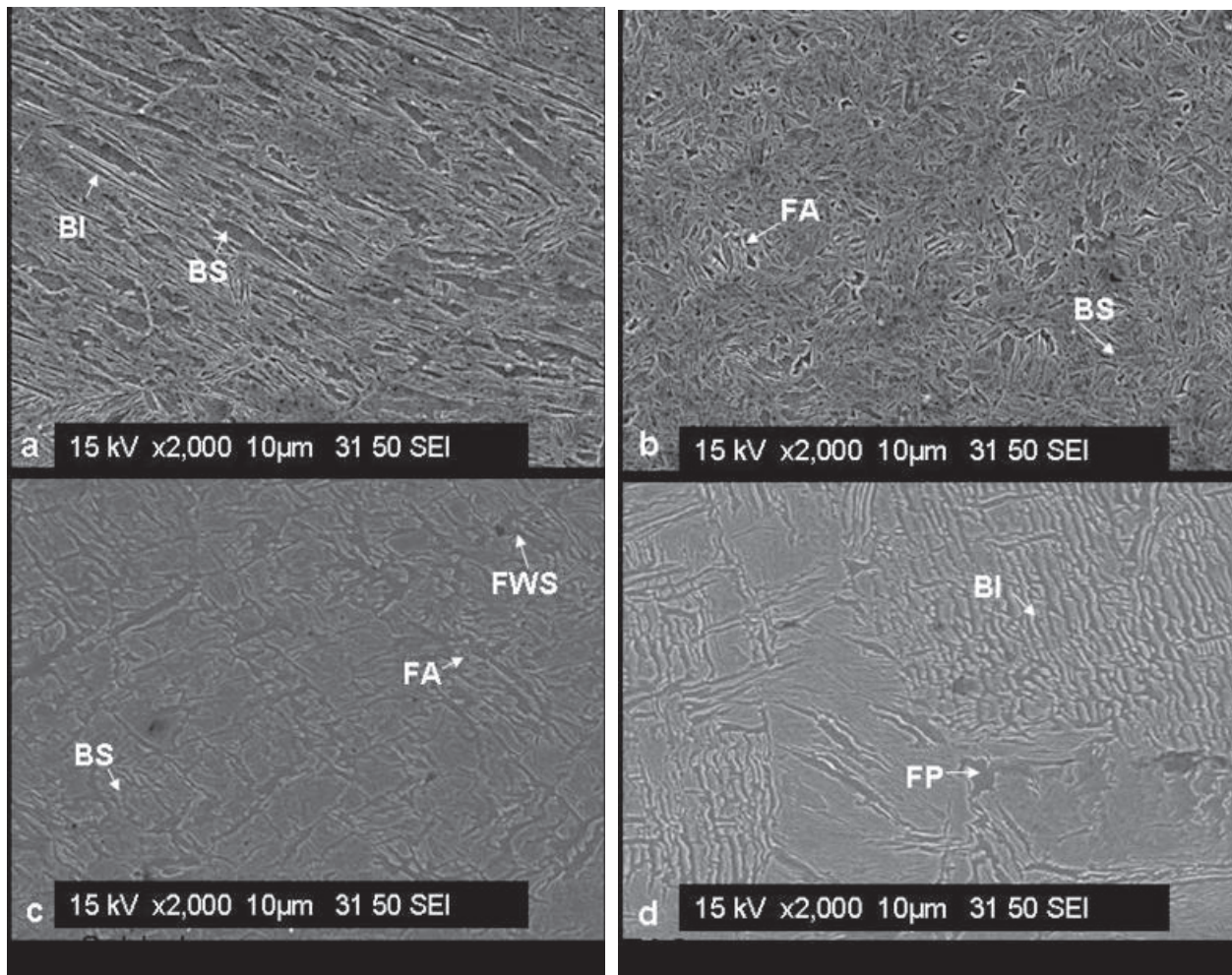


Fig. 2. Micrografía de MEB de la soldadura Láser CO<sub>2</sub> (a) ZF y (b) ZAC. Soldadura GMAW (c) ZF y (d) ZAC. Bainita superior e inferior (BS, BI), ferrita alotrópica (FA), ferrita Widmanstätten secundaria (FWS), ferrita poligonal (FP).

a velocidades de enfriamiento superiores a 90° C/s en aceros TRIP800. Por tanto, la fragilización en ZF puede ser un problema potencial en estos aceros, particularmente cuando se emplea soldadura Láser CO<sub>2</sub>. Como el calor de entrada durante la soldadura del proceso GMAW es casi el doble del calor del proceso láser (ver Tabla III), las velocidades de enfriamiento son significativamente reducidas en este caso. A su vez, las microestructuras resultantes en ambos, ZF y ZAC, consisten en una mezcla de ferrita, bainita, martensita y posible austenita retenida (ver figura 2). Adicionalmente, la introducción de esfuerzos residuales en ZAC, particularmente en soldadura Láser CO<sub>2</sub> puede ser una preocupación mayor pues el ciclo térmico es relativamente rápido. Los esfuerzos térmicos pueden conducir a la transformación de martensita inducida

por esfuerzo (SIM) de la austenita retenida. A su vez, esto resultaría en un incremento en dureza pero ductilidad más baja en ZAC incluyendo el entorno de ZAC-MB, así como al desarrollo de esfuerzos internos en estas regiones.

### Microdureza

Los perfiles de microdureza para las diversas regiones del TRIP800 soldado por los dos procesos de soldadura se muestran en las figuras 3a-b. En las gráficas de la figura 3, el eje de las abscisas es la distancia de las indentaciones con escala de 1 mm. Observe que en el acero TRIP800 soldado con láser la microdureza promedio se incrementa de 275 HV en MB hasta a 500 HV en ZAC y por encima de 600 HV en ZF. En particular, los perfiles de microdureza

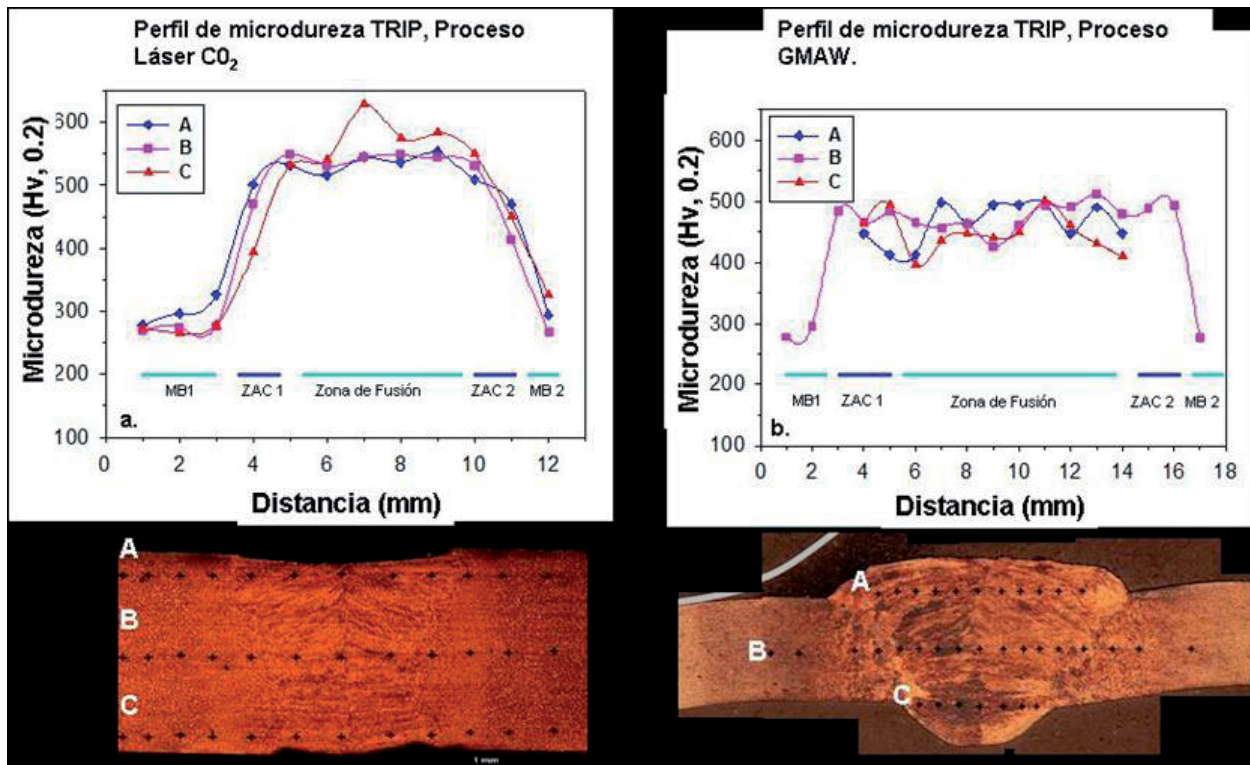


Fig. 3. Perfil de microdureza en varias regiones de la soldadura del acero TRIP800 usando (a) Láser CO<sub>2</sub> y (b) GMAW.

se asemejan a una morfología de “sombrero de copa”<sup>8</sup> con una dureza máxima de 600 HV en la línea de partición. Estos perfiles de microdureza se atribuyen al desarrollo de martensita atérmica<sup>8</sup> lo cual ya no está en función de las velocidades de enfriamiento. En GMAW, los perfiles de microdureza no siguen las mismas tendencias que en el proceso por soldadura láser CO<sub>2</sub>. Por lo que las velocidades de enfriamiento no fueron suficientemente altas para impedir el desarrollo de una mezcla de fases (ferrita, bainita y martensita) en las regiones ZF y ZAC. En este caso, se encontraron valores máximos de dureza Vickers de hasta 500 HV en las regiones soldadas. Las mediciones de microdureza indicaron que la soldadura promueve un significativo incremento de dureza en las regiones soldadas. En particular, se encuentra que en el metal base adyacente a la ZAC de las muestras soldadas con láser, exhibió un significativo incremento en dureza (puntos 4 y 11 en la figura 3a). Este efecto no se observó cuando se empleó GMAW. Aparentemente, debido a las velocidades de enfriamiento relativamente elevadas, posible SIM y el desarrollo de esfuerzos residuales pudieron haber ocurrido en la región del MB

adyacente a ZAC pues no hubo transiciones claras de fase identificadas en esta región.

### Resistencia a la tensión

La resistencia a la tensión (UTS) y porcentaje de ductilidad exhibidos por las soldaduras de los aceros TRIP800, se muestra en las figuras 4a y 4b. Se observa en esta figura que tanto UTS como el % de elongación bajaron en las muestras soldadas con láser al compararse con las de GMAW. En los especímenes soldados con láser los valores UTS máximos no alcanzaron 800 MPa en contraste con los soldados por GMAW (ver figura 4a). También, la elongación de los aceros TRIP soldados con láser, bajó a 15 % o más abajo al compararse con la elongación de GMAW, el cual exhibe elongaciones en el rango de 25 %. A su vez, esto indicó claramente que la soldadura láser de los aceros TRIP800 conduce a una reducción en la ductilidad del acero al compararse con el proceso GMAW. Se encontró la confirmación de la pérdida de ductilidad observando las regiones con fractura (ver figura 5). Se encontró que en los especímenes soldados



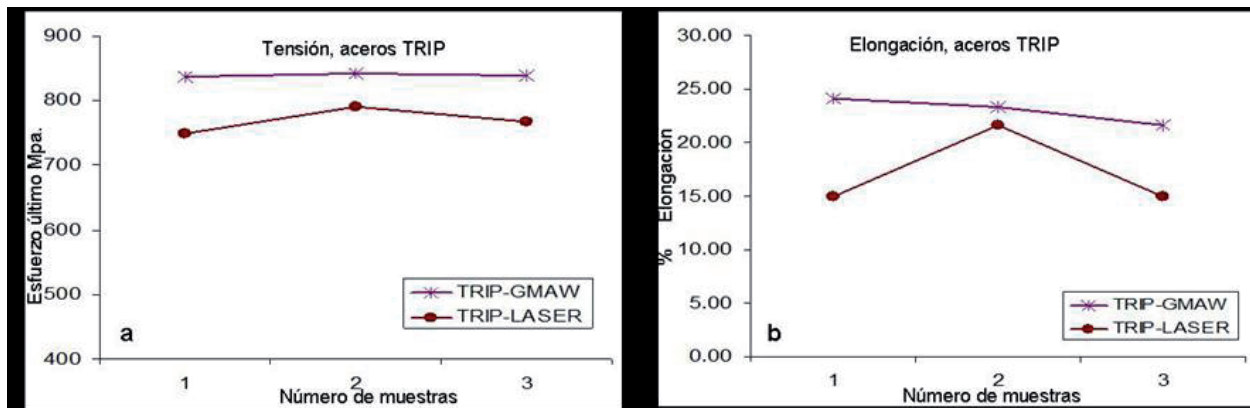


Fig. 4. (a) Esfuerzo a la tensión de la soldadura del acero TRIP800 soldada por el proceso Láser CO<sub>2</sub> y GMAW y (b) elongaciones correspondientes.

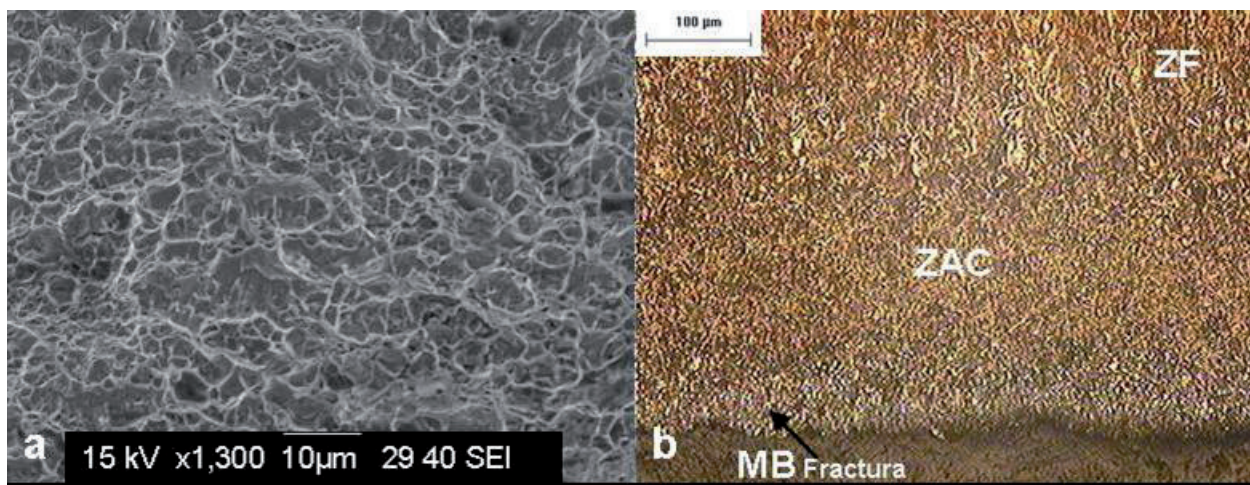


Fig. 5. (a) MEB. La micrografía muestra el aspecto dúctil de la fractura del metal base en GMAW y (b) En el microscopio óptico se puede observar la localización de la fractura en el proceso Láser CO<sub>2</sub>.

utilizando GMAW la ubicación de la fractura siempre fue en las regiones del MB alejado de las regiones soldadas. Las superficies de fractura eran típicas de un material dúctil con numerosos hoyuelos y deformación plástica apreciable (ver figura 5a), lo que indicó que la resistencia mecánica de las regiones soldadas con GMAW fue superior a la resistencia de MB. En contraste, en los aceros soldados con láser, la fractura ocurrió en las regiones del MB adyacente a la ZAC como se muestra en la figura 5b. También, el aspecto de la fractura fue de tipo frágil con lo que parecían ser marcas de Chevron (ver figuras 6a-b). Se observó una baja en la ductilidad, pues las superficies de fractura eran relativamente planas y había una falta apreciable de cavidades.

Aunque, en el MB adyacente a la ZAC la microestructura es típica de una matriz ferrítica con bainita y posible austenita retenida, parece

que esta región se vuelve susceptible a fracturas como resultado de (a) SIM impulsada por esfuerzos internos y (b) al desarrollo de esfuerzos residuales internos posiblemente como resultado de las rápidas velocidades de enfriamiento exhibidas. La evidencia de un incremento en dureza en esta ubicación se encuentra en las mediciones de microdureza. En la figura 3a se observa que en la región MB adyacente a la ZAC los valores de dureza se incrementan considerablemente al compararse con MB alejado de ZAC.

Los incrementos de dureza en la región MB adyacente a la ZAC sólo pueden ser explicados por medio del desarrollo de esfuerzos internos y/o la formación de martensita a partir de austenita residual. Una comparación de las microestructuras resultantes en la Región del MB adyacente a la ZAC con el MB alejado de la ZAC se da en la figura 7. Se observa en

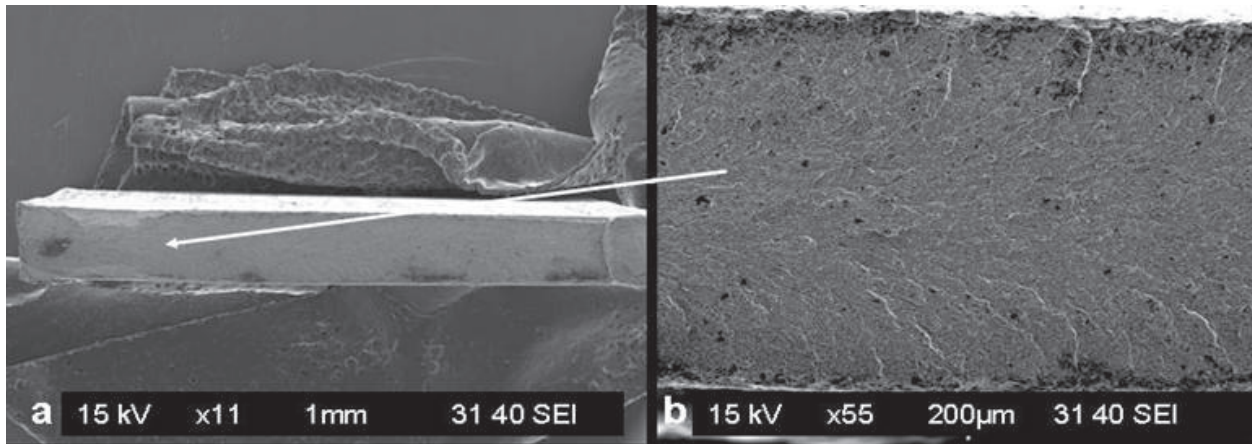


Fig. 6. (a) Vista total de la superficie de fractura (b) Aspecto de la fractura frágil con lo que asemeja marcas de Chevron.

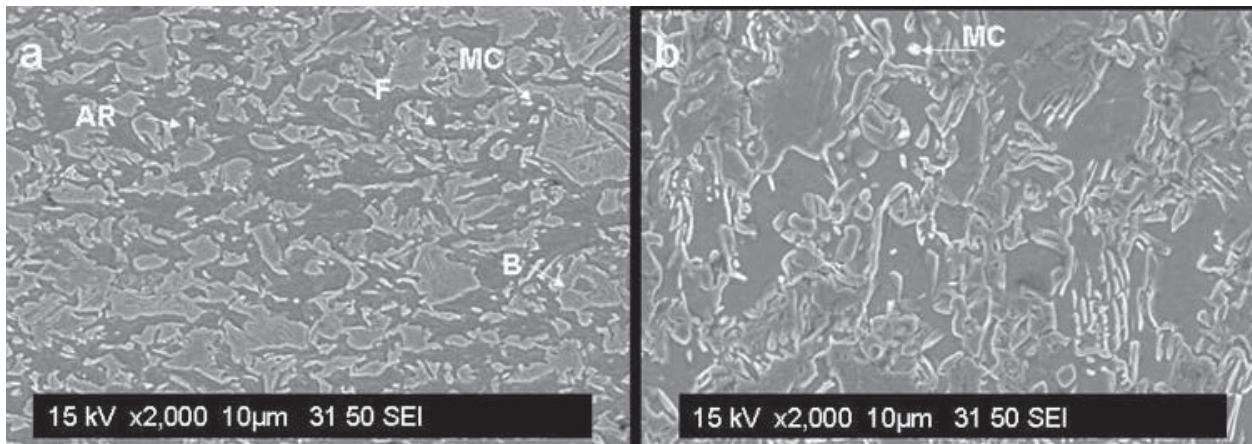


Fig. 7. Comparación de la microestructura resultante en la región del MB del proceso Láser CO<sub>2</sub> (a) Región del MB lejos de la ZAC (b) Región del MB adyacente a la ZAC.

estas figuras que ocurre una apreciable rugosidad de los diversos constituyentes de fase en MB adyacente a ZAC. También se encuentra activa en esta región la precipitación y/o crecimiento de lo que parecen ser carburos (ver figura 8). Consecuentemente, es aparente que en la ZAC de las muestras soldadas con Láser CO<sub>2</sub> los efectos de revenido de las fases bainita/martensita acoplados con la rugosidad de fase y los esfuerzos residuales incluyendo SIM promueven la fragilidad. Este efecto no se observa en el proceso GMAW lo que indica que la magnitud de los esfuerzos residuales desarrollados en las regiones del MB adyacentes a la ZAC no son suficientemente elevados para inducir fragilidad. Finalmente, el potencial de fragilización de la martensita en la línea de partición de la ZF al emplearse procesos de

soldadura con aporte térmico tal como Láser CO<sub>2</sub> no fue avalado por el resultado experimental del presente trabajo.

Aunque el acero TRIP 800 soldado por estos medios experimentó una pérdida de ductilidad, el efecto no pudo vincularse a la presencia de martensita no deseada en la ZF. Se sabe que la soldadura láser ocasiona mínimo daño microestructural pues la ZF y la ZAC son relativamente angostos. El resultado de este trabajo indica que el potencial para fragilización de martensita puede no ocurrir por la soldadura Láser, sin embargo, se necesita trabajo adicional para identificar parámetros de soldadura que eviten la pérdida de resistencia y ductilidad tal como el que se encontró en las regiones MB cercanas a la ZAC.



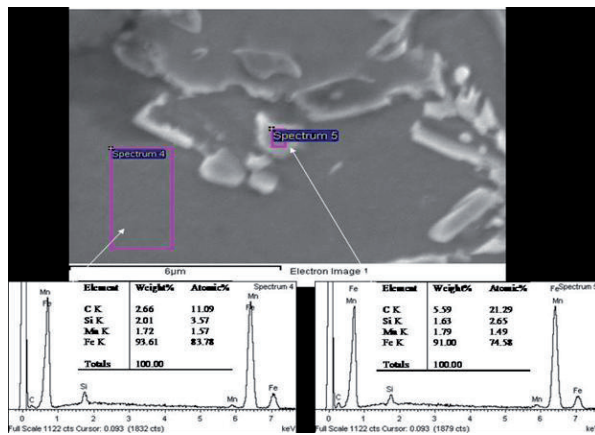


Fig. 8. Micrografía en MEB de lo que parece ser un carburo incluyendo composición en espectrometría EDX.

## CONCLUSIONES

Se investigó la soldabilidad de una lámina de acero TRIP 800 utilizando el proceso de soldadura por arco metálico con gas (GMAW) y Láser CO<sub>2</sub> con mediciones de microdureza en combinación con pruebas de tensión.

De este trabajo se encontró que la soldadura que utiliza Láser resultó en estructuras totalmente martensíticas en la zona de fusión y una mezcla de bainita y ferrita en zona afectada por el calor (ZAC). La zona de fusión (ZF), incluyendo la ZAC fueron relativamente duras comparadas con el metal base (MB).

El proceso de soldadura GMAW promovió el desarrollo de mezclas de fases predominantemente bainita y ferrita tanto en ZF como en ZAC.

Las propiedades mecánicas medidas indicaron que en muestras soldadas utilizando Láser, la región del MB adyacente a la ZAC experimentó fractura frágil. Aparentemente, el revenido de las fases en esta región resultó en debilitamiento por medio de rugosidad de fase y precipitación/crecimientos de carburos.

En ambos procesos de soldadura, no se pudo encontrar fragilización que pueda ser atribuida a la formación de martensita.

## RECONOCIMIENTOS

Gracias por el apoyo financiero del Consejo Estatal de Ciencia y Tecnología del Estado de Coahuila, México, y al Instituto Italiano de Soldadura por la estancia del estudiante mexicano en sus instalaciones y por el uso de las mismas.

## BIBLIOGRAFÍA

1. BY N. Kapustka. C. Conrardy, S. Babu. Effect of GMAW process and Material Conditions on DP 780 and TRIP 780 Welds, *Welding Journal* 2008.
2. I.D. Choi et al. (2002), Deformation behaviour of low carbon TRIP sheet steels at high strain rates. *ISIJ Int* 2002;42(12):1483-9
3. J. E., Gould, L. R. Lehman, S. Holmes, (1996). A design of experiments evaluation of factors affecting the resistance spot weldability of high-strength steels. *Proc. Sheet Metal Welding Conference VII, AWS Detroit Section.*
4. J. E., Gould, D. Workman, (1998), Fracture morphologies of resistance spot welds exhibiting hold time sensitivity behavior. *Proc. Sheet Metal Welding Conference VIII, AWS Detroit Section.*
5. C. M. Adams Jr., Cooling rates and peak temperatures in fusion welding. *Welding Journal*, 1958, 37, 210s.
6. Li, M. V; Niebuhr, D. V; Meekisho, LL and Atteridge, D.G. 1998. A computational model for the prediction of steel hardenability. *Metallurgical and Materials Transactions 29B* (6):661-672.
7. Bhadeshia, H. K. D. H; and Svensson, L-E 1993. *Mathematical Modeling of Weld Phenomena*, eds, H. Cerjack and K. E. Easterling, Institute of Metals, London, pp.109-180.
8. J.E. Gould, S.P. Khurana, T. Li; (2006), Predictions of microstructures when welding automotive advanced high-strength steels; *Welding Journal, AWS*, May 2006, 111.