

## EVOLUCIÓN MICROESTRUCTURAL Y PROPIEDADES MECÁNICAS DE ACEROS DUAL PHASE SOLDADOS POR RESISTENCIA (RSW)

H. Lorusso <sup>(1,2)</sup>, A. Burgueño <sup>(1)</sup> y H. G. Svoboda <sup>(2,3,4)</sup>

(1) Centro de Investigación y Desarrollo en Mecánica, Instituto Nacional de Tecnología Industrial, ARGENTINA

(2) Departamento de Ingeniería Mecánica, Facultad de Ingeniería, Universidad de Buenos Aires, ARGENTINA.

(3) Laboratorio de Materiales y Estructuras, INTECIN, Facultad de Ingeniería, Universidad de Buenos Aires, ARGENTINA.

(4) Consejo Nacional de Investigaciones Científicas y Técnicas, ARGENTINA.

E-mail (autor de contacto): [hsvobod@fi.uba.ar](mailto:hsvobod@fi.uba.ar)

### RESUMEN

*Los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) han encontrado en el último tiempo una fuerte aplicación en elementos estructurales, especialmente en la industria automotriz, debido a la necesidad de disminuir peso de los vehículos. Los aceros Dual Phase (DP) forman parte de esta familia de materiales, presentando aplicaciones de gran interés. Estos aceros están constituidos por una matriz ferrítica con una fracción de martensita dispersa de entre 5 y 50%, otorgándole al material características mecánicas sobresalientes en cuanto a la combinación de resistencia y ductilidad. La soldadura de estos materiales cobra particular importancia debido a sus aplicaciones en estructuras soldadas. En particular el proceso de soldadura de resistencia por punto (RSW) es ampliamente utilizado en la industria automotriz, siendo escasa la información disponible sobre la soldabilidad de estos materiales. El objetivo del presente trabajo fue estudiar la evolución microestructural y las propiedades de aceros DP de alta resistencia soldados mediante el proceso RSW. A este fin se obtuvieron cuatro grados de aceros DP con resistencias mecánicas de 550, 700 y 850 MPa en espesores de 1 y 1,3mm. Se caracterizaron las microestructuras y se determinaron las propiedades mecánicas de los DP, para cada caso. Con esos materiales se soldaron probetas por el proceso RSW. Sobre los puntos de soldadura obtenidos se realizaron perfiles de microdureza, caracterización microestructural y ensayos de arrancamiento. Se observó que en la zona afectada por el calor (ZAC) se produce una disminución de la dureza por debajo del valor del material base, relacionada a la disolución de la fase martensítica debido al ciclo térmico de la soldadura, convirtiéndose esta zona en la que controla las propiedades de la unión. Se obtuvo un índice de ablandamiento con indicador de la pérdida de resistencia de la junta, que en todos los casos fue menor que el 10%. La soldabilidad de estos aceros DP para soldaduras por resistencia fue muy buena. Sin embargo el ablandamiento observado debería considerarse en el diseño y en la fabricación.*

**Tópico:** 2

**Palabras clave:** aceros Dual Phase, soldadura, RSW

### 1. INTRODUCCIÓN

En los últimos años han tenido lugar numerosos desarrollos relacionados con el desarrollo y fabricación de nuevos aceros vinculados con la disminución de peso y aumento de la seguridad de vehículos. En este sentido los Aceros de Alta Resistencia Avanzados (AHSS) han capturado la atención, sin embargo junto con las ventajas que proveen estos nuevos aceros surge la necesidad de

generar conocimiento sobre su soldabilidad [1,2]. Los aceros Dual Phase (DP) pertenecen a los AHSS que desde hace algunos años vienen siendo implementados en la fabricación de automóviles [1,2,3]. Estos aceros DP presentan alta resistencia con una mayor conformabilidad para diseños que involucren partes más complejas. Su microestructura consiste en una matriz ferrítica que contiene una fracción variable de fase martensítica de alta dureza. La fracción de segunda fase martensítica, aumenta con la resistencia deseada del acero. La fase ferrítica blanda es generalmente continua, proveyendo una excelente ductilidad, con una alta tasa de endurecimiento por deformación. Existen diversas composiciones a partir de las que se obtienen estos aceros DP, las más ampliamente utilizadas son aceros al C-Mn-Si, donde el contenido de carbono se encuentra alrededor de 0,1%, el Mn entre 1 y 2% y Si alrededor de 0,5%. Sin embargo también se utilizan agregados de Cr, Mo, Ni (~0,2%) y de V, Nb, Ti (~0,030%), a fin de facilitar la templabilidad [1]. El tamaño de grano de la matriz ferrítica es otro de los parámetros que controlan el endurecimiento y la buena tenacidad de estos materiales [3]. La soldabilidad de estos materiales es un aspecto clave en cuanto a sus aplicaciones, por lo que la evaluación de microestructura y de las propiedades de la unión soldada, es un tópico de gran interés, especialmente en relación al proceso de soldadura por resistencia de punto (RSW), de gran aplicación en la industria automotriz. En este sentido, el ciclo térmico introducido por la soldadura, modifica la estructura ferrítico-martensítica original, generando variaciones de las propiedades en la Zona Afectada por el Calor (ZAC) [5]. Asimismo, los espesores involucrados en este tipo de aplicaciones son, en general, delgados (<2,5mm), lo que requiere un procedimiento adecuadamente diseñado. La información disponible respecto de estudios sistemáticos realizados en estos materiales es escasa. El objetivo del presente trabajo fue estudiar la evolución microestructural y las propiedades de aceros DP de alta resistencia, obtenidos a partir de distintas aleaciones, soldados mediante el proceso RSW. A este fin se utilizaron cuatro grados de aceros DP con resistencias mecánicas nominales de 550, 700 y 850 MPa en espesores de 1 y 1,3mm.

## 2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Las características de los 4 aceros DP utilizados en este trabajo se presentan en la Tabla 1. Información adicional sobre estos materiales, como su ruta de fabricación, características microestructurales y propiedades mecánicas pueden encontrarse en anteriores trabajos de los autores [4,5].

**Tabla 1.** Identificación y características de los materiales utilizados.

Material	Grado	Espesor [mm]	Resist. nominal [MPa]	M [% vol.]	Microdureza HV 1
C-Mn	DP550	1,0	550	30	160
Nb	DP700	1,0	700	30	215
Ti-Nb	DP850	1,0	850	40	249
Ti-Nb-T	DP700	1,3	700	40	210

Como indica la Tabla 1 se utilizaron cuatro aceros DP obtenidos a partir de un acero al carbono convencional (C-Mn) y de tres aceros microaleados: dos con Ti y Nb (Ti-Nb y Ti-Nb-T) y uno con Nb (Nb). Los espesores analizados fueron 1mm de espesor para los C-Mn, Ti-Nb y Nb y 1,3 mm para el acero Ti-Nb-T. La fracción volumétrica de martensita (M) y la microdureza promedio de los metales base también se presentan en dicha tabla [5]. Se determinó, para cada chapa, la composición química mediante espectrometría de emisión óptica (OES). A partir de los valores obtenidos se calcularon índices de carbono equivalente como el desarrollado por Yurioka, C<sub>Eq</sub>, y el parámetro de composición del material, P<sub>cm</sub>, desarrollado por Ito [6,7]. Estos índices aplican satisfactoriamente a estos aceros por ser de bajo contenido de carbono (< 0,1%). Para las soldaduras RSW se utilizó una máquina marca Welding Argentina de 100kVA de potencia, equipada con pedestal neumático y controlador MPS 200 HWN. Los parámetros de soldadura para el proceso RSW se indican en la Tabla 2.

**Tabla 2.** Parámetros de soldadura para el proceso RSW.

Material	Corriente de soldadura [kA]	Fuerza de soldadura [kN]	Tiempo de soldadura [ciclos] <sup>1</sup>	Tiempo de permanencia [ciclos] <sup>1</sup>
C-Mn	9	4	6	16
Nb				
Ti-Nb				
Ti-Nb-T	10,5	4	5	16

<sup>1</sup> La base de tiempos de ciclos es sobre una frecuencia de 50Hz.

La geometría de las probetas soldadas estuvo de acuerdo a AWS D8.9 [8]. Los electrodos utilizados fueron clase 2, Cu-Cr-Zr, con punta truncada a 45° de 6mm de diámetro y refrigerados por agua con un caudal de 10 L.min<sup>-1</sup> y temperatura de 24°C. En la Figura 1 se puede ver una imagen del equipamiento y dispositivos utilizados.



**Figura 1.** Equipamiento y dispositivos utilizados para soldadura por RSW.

Las probetas soldadas fueron evaluadas metalográfica y mecánicamente. Se realizó observación macrográfica observándose las dimensiones y características de los puntos obtenidos. Se analizaron micrográficamente las distintas zonas y las fases presentes en cada zona, mediante microscopía óptica (LM). Se realizaron mediciones de microdureza Vickers, según AWS D8.9 [7] y pruebas de arrancamiento (*peel test*) de acuerdo a ISO 14270 [9]. De las pruebas de arrancamiento se evaluó macroscópicamente la zona de fractura y el diámetro del botón soldado.

### 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

La composición química de cada acero DP se muestra en la Tabla 3. Los máximos valores de C<sub>En</sub> y P<sub>cm</sub> corresponden a los materiales Nb y Ti-Nb.

El contenido de Cr fue menor a 0,026%, el de Mo < 0,007%, el de Ni < 0,020, el de Cu < 0,012%, el de V < 0,003% y el de Al < 0,051, en todos los casos. El acero al C-Mn presenta el menor contenido de carbono, con muy bajos contenidos de Mn y Si, por lo que los parámetros C<sub>en</sub> y P<sub>cm</sub> son los menores de los cuatro aceros analizados. Los aceros microaleados de 1 mm de espesor presentan contenidos de carbono similares, mientras que el de 1,3mm tiene una menor concentración.

**Tabla 3.** Composición química de los aceros analizados, % en peso.

	C	Mn	P	S	Si	Ti	Nb	C <sub>En</sub>	P <sub>cm</sub>
<b>C-Mn</b>	<b>0,060</b>	<b>0,190</b>	0,008	0,008	<b>0,020</b>	0,001	0,001	0,080	0,072
<b>Nb</b>	0,090	0,990	0,018	0,009	<b>0,08</b>	0,001	<b>0,039</b>	0,202	0,144
<b>Ti-Nb-T</b>	0,070	1,025	0,009	0,007	0,030	<b>0,018</b>	<b>0,021</b>	0,172	0,124
<b>Ti-Nb</b>	0,088	0,910	0,024	0,007	0,311	<b>0,075</b>	<b>0,025</b>	0,195	0,146

A su vez, el acero Nb presenta un bajo contenido de Si, en comparación a los otros aceros microaleados. En relación a los aceros Ti-Nb y Ti-Nb-T el primero presenta un mayor contenido de Ti, con valores similares de Nb. Como consecuencia, los aceros Nb y Ti-Nb son los que presentan los mayores valores de los índices Cen y Pcm.

En la Figura 2 se pueden observar los puntos de soldadura obtenidos y un esquema de la extracción de muestras en una de las probetas soldadas.



**Figura 2.** a- Puntos de soldadura obtenidos y extracción de muestras, b- detalle de punto de soldadura.

Se obtuvieron puntos con un muy buen aspecto superficial y con una baja indentación. La muestra indicada como 1 se utilizó para caracterización microestructural y determinación del perfil de microdureza Vickers, mientras que la 2 se utilizó para los ensayos de arrancamiento (*peel test*).

Macrografías de los puntos soldados para los distintos materiales chapas se muestran en las Figuras 3 a 6. Del análisis óptico, se obtuvieron las características geométricas de las uniones resultantes para los diferentes aceros, las cuales se indican en la Tabla 4.

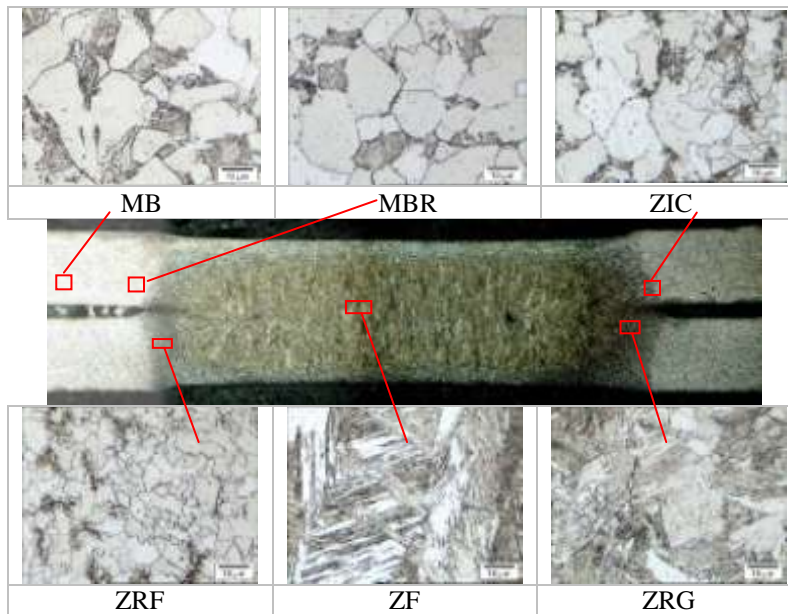
**Tabla 4.** - Características geométricas obtenidas – uniones RSW

	C Mn	Nb	Ti Nb	Req. AWS D8.1	Ti Nb T	Req. AWS D8.1
Diámetro zona de fusión [mm]	5,4	5,5	5,5	> 4,5	5,3	> 5
Indentación superior [%]	17	7	12	< 30	10	< 30
Indentación inferior [%]	11	10	11	< 30	10	< 30
Penetración [%]	76	71	77	20 < x < 100	78	20 < x < 100

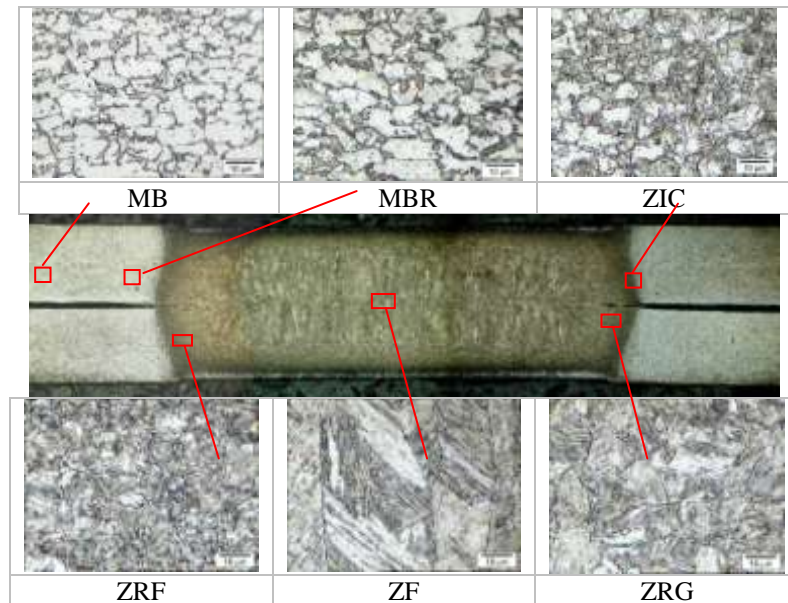
Las zonas de fusión y la penetración obtenida, superaron los valores mínimos establecidos por AWS D8.1 [11], indicando una muy buena calidad de las uniones soldadas.

Detalles de las microestructuras de cada zona de la unión también se presentan en las figuras mencionadas. Es evidente la diferencia en el tamaño de grano de las microestructuras de la chapa C-Mn y el resto de los aceros microaleados. En las micrografías se distingue la zona de fusión (ZF) compuesta por granos columnares y estructuras martensíticas, producto de las altas velocidades de enfriamiento típicas de este proceso de soldadura [10]. Rodeando la ZF, se observa una zona donde la temperatura pico no superó la temperatura de fusión pero que fue lo suficientemente alta para lograr la austenización total y permitir el crecimiento del grano. Esta zona es parte de la ZAC y se denomina zona recristalizada de grano grueso, ZRG. Adyacente a ésta sigue una zona recristalizada de grano fino (ZRF), que tiene asociada un afino de grano respecto del tamaño del material base, donde las temperaturas también estuvieron por encima de  $Ac_3$ . La microestructura en ésta zona es fundamentalmente ferrítica con escasa presencia de segundas fases y un tamaño de grano mucho más fino que el grano del metal base inicial. Luego, se encuentra una zona intercrítica, ZIC, donde la máxima temperatura alcanzada se encontró entre  $Ac_1$  y  $Ac_3$ , en la que se observa una estructura ferrítica de tamaño de grano similar al del metal base y martensita. Este tipo de microestructura, para zonas intercríticas, no se encontró en las ZAC de juntas soldadas por arco referidas en anteriores trabajos de los autores, donde es evidente la desaparición de la fase martensítica debido a las temperaturas pico alcanzadas y a enfriamientos más lentos de las soldaduras por arco [5]. Luego se distinguen zonas subcríticas, es decir donde la temperatura pico no supero  $Ac_1$ , identificadas como

MBR, en donde la martensita original de los aceros DP sufre una descomposición por efecto de la temperatura y se reviene, produciéndose una pérdida de dureza aparente, que luego se recupera hacia el metal base sin revenir. Finalmente se encuentra el metal base, MB.



**Figura 3.** Macrografías y detalles de las zonas de la unión soldada para las chapas C-Mn.

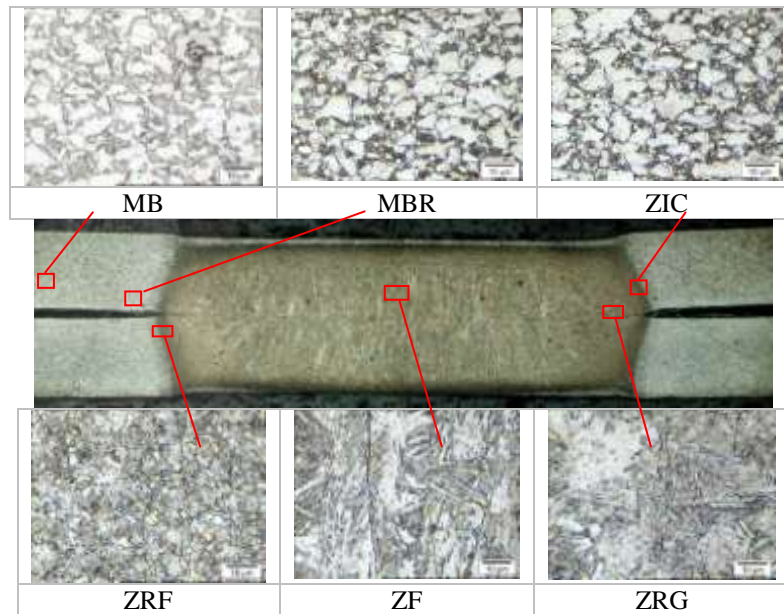


**Figura 4.** Macrografías y detalles de las zonas de la unión soldada para las chapas Nb.

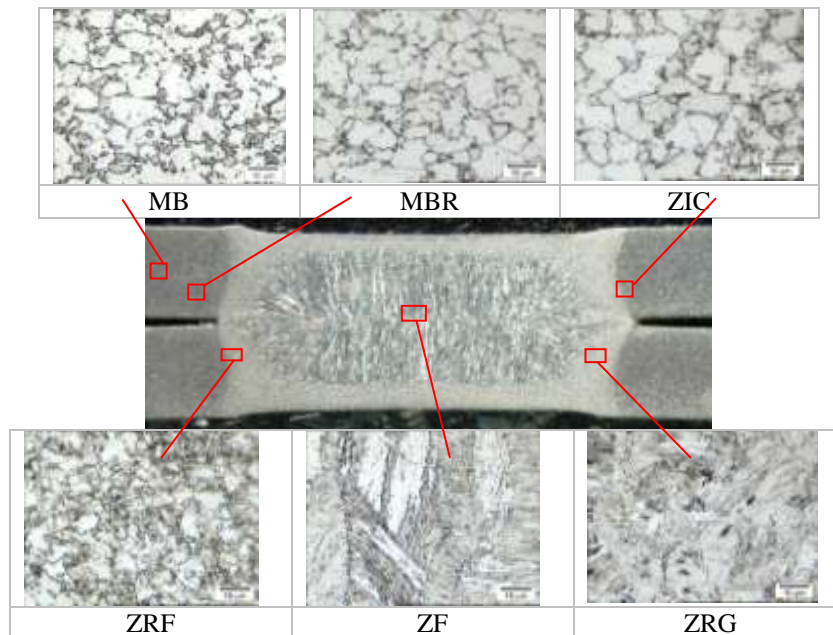
Las microestructuras de los MB estuvieron constituidas por una matriz ferrítica con martensita en los bordes de grano. La fracción de martensita varía de acuerdo al acero considerado según lo indica la Tabla 1.

Los perfiles de dureza para los cuatro aceros DP soldados se presentan en la Figura 7. Todos los cupones mostraron la dureza máxima en la zona de fusión (ZF). La dureza promedio en esta zona para todos los casos supero los 350 HV, a excepción de la chapa C-Mn cuya dureza en ZF fue de 326 HV. En cambio las durezas más bajas se registraron en zonas de la ZAC cercanas a MB. En todos los casos

las mínimas durezas estuvieron por debajo de la dureza del MB. El gradiente de durezas desde ZF hasta MB es muy abrupto, típico de este tipo de soldaduras.



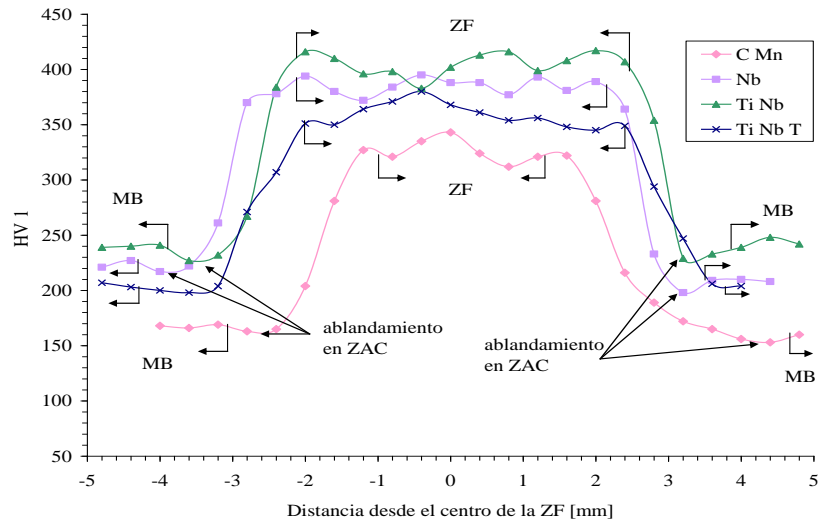
**Figura 5.** Macrografías y detalles de las zonas de la unión soldada para las chapas Ti-Nb.



**Figura 6.** Macrografías y detalles de las zonas de la unión soldada para las chapas Ti-Nb T.

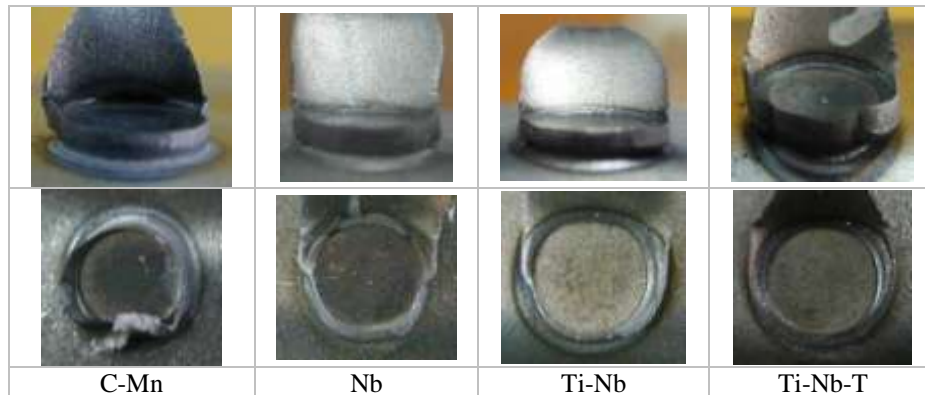
Se define el grado de ablandamiento de la ZAC,  $\Delta HV_{\min} (\%)$  como  $\Delta HV = (HV_{MB} - HV_{\min}) / HB_{MB}$ . Donde,  $HV_{MB}$  es la dureza promedio del metal base y  $HV_{\min}$  es la dureza mínima registrada en la unión soldada. El grado de ablandamiento para el acero C-Mn fue de 5%, mientras que para el Nb fue de 9%, para el Ti-Nb fue 10% y para el Ti-Nb-T fue 6%. En todos los casos  $HV_{\min}$  se encontró en la ZAC de cada unión, más precisamente dentro de las zonas intercríticas (ZIC). Para las chapas de espesor 1mm el menor grado de ablandamiento se dio en C-Mn, esto está vinculado a que el efecto de endurecimiento por la fracción de martensita formada en el DP fue menor y por lo tanto también la

pérdida de ese efecto por desaparición de dicha fase. Estos valores de ablandamiento de la ZAC deberían considerarse en el diseño del componente soldado ya que podrían controlar el desempeño de toda la unión soldada.



**Figura 7.** Perfiles de microdureza para los puntos soldados.

De las pruebas de arrancamiento, *peel tests*, se pudo observar que las diferentes roturas se produjeron dentro de la ZAC (MBR, ZIC, ZRG, ZRF). La ausencia de rotura en ZF conjuntamente con los modos de rotura que presentaron todos los aceros, que se muestran en la Figura 6, indican una muy buena calidad de las soldaduras lograda [11].



**Figura 6.** Resultados de las pruebas de arrancamiento (peel test).

**Tabla 6 -** Resultados obtenidos del ensayo de arrancamiento - uniones RSW.

	<b>C Mn</b>	<b>Nb</b>	<b>Ti Nb</b>	<b>Ti Nb T</b>
Carga máxima [N]	1198	1310	1278	3060
Modo Fractura	1 - BUTTON PULL	1 - BUTTON PULL	1 - BUTTON PULL	1 - BUTTON PULL
Zona fractura	1-ZRF / 2-ZRG	1-WN-ZRG / 2-WN-ZRG	1-MB / 2-WN-ZRG	1-MB / 2-MB
d rotura promedio [mm]	5,36	6,73	6,75	7,09

En la Tabla 6, se observan los resultados obtenidos para el ensayo de arrancamiento, de las uniones. Se puede apreciar que, dentro de los aceros de 1 mm de espesor, los aceros microaleados tuvieron un mejor comportamiento general, frente al acero C-Mn, presentando mayores cargas de arrancamiento y diámetros de rotura. El acero Ti Nb T, de 1,3 mm, fue el que presentó la mayor carga de arrancamiento

y el mayor diámetro de rotura de los cuatro aceros. Los resultados fueron correspondientes con los valores de resistencia de cada acero y el espesor de los mismos.

#### **4. CONCLUSIONES**

El procedimiento empleado para la soldadura por RSW de los aceros DP analizados resultó satisfactorio, observándose una excelente soldabilidad, cumpliendo en todos los casos los requerimientos del código AWS D8.1. En ZAC se produce un ablandamiento debido a la descomposición parcial de la estructura martensítica del acero DP. Este ablandamiento encontrado para todos los aceros analizados estuvo aproximadamente entre 5 y 10 % de la dureza del material base, siendo proporcional al nivel de resistencia del acero soldado. La magnitud de dicho ablandamiento controla las propiedades de la unión siendo en esa zona donde se produce la fractura en los ensayos de arrancamiento. Si bien este ablandamiento es muy inferior a lo obtenido en soldaduras por arco, debería de considerarse en el diseño de los componentes soldados y en el protocolo de soldadura utilizado. En el punto de soldadura se obtuvo una estructura martensítica, debido a las altas velocidades de enfriamiento generadas, siendo la dureza en dicha zona proporcional a parámetros de carbono equivalente como Pcm o Cen.

#### **REFERENCIAS**

1. U. Dilthey and L. Ste, "Multimaterial car body design: challenge for welding and joining"; Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 11 (2005), n. 2, p. 135-142.
2. M. Takita and H. Ohashi, "Application of high-strength steel sheets for automobiles in Japan"; La Revue de Métallurgie-CIT, Octubre 2001, p. 899-909.
3. G. Buzzichelli and E. Anelli, "Present status and perspectives of European research in the field of advanced structural steels"; ISIJ International, Vol. 42 (2002), n. 12, p. 1354-1363.
4. H. Lorusso, A. Burgueño y H. Svoboda, "Propiedades mecánicas y caracterización microestructural de diferentes aceros dual-phase"; Anales SAM/CONAMET, 2008, p. 282-285.
5. H. Lorusso, S. Iovane, A. Burgueño y H. G. Svoboda, "Soldadura de aceros dual phase en chapa fina"; Anales SAM/CONAMET, 2009, p. 184-189.
6. N. Yurioka, H. Suzuki, S. Ohshita and S. Saito, "Determination of necessary preheating temperature in steel welding"; Welding Journal, Vol. 62 (1983), n. 6, p. 147s-153s.
7. K. Ito and K. Bessyo, "Cracking parameter of high strength steels related to heat-affected zone cracking"; Journal of Japan Welding Society, Vol.37 (1968), n. 8, p. 983-991.
8. American Welding Society. AWS/SAE D8.9M: "Recommended practices for test methods for evaluating the resistance spot welding behaviour of automotive sheet steel materials"; Miami, 2002.
9. International Standardization Organization. ISO 14270: "Specimen dimensions and procedure for mechanized peel testing resistance spot, seam and embossed projection welds"; Geneva, 2000.
10. P. Marashi, M. Pouranvari, S.M.H. Sanaee, A. Abedi, S. Abootalebi and M. Goodarzi, "Relationship between failure behaviour and weld fusion zone attributes of austenitic stainless steel resistance spot welds"; Materials Science and Technology, Vol. 24 (2008), n. 12, p. 1506-1512.
11. American Welding Society. AWS/SAE D8.1M: "Specification for automotive weld quality - resistance spot welding of steel"; Miami, 2007.

#### **AGRADECIMIENTOS**

Los autores desean agradecer a Ternium-Siderar y Brasimet por la provisión de materiales base, al Ing. Carlos Nozralah de Welding Argentina por su colaboración en la realización de las soldaduras y en la confección del procedimiento y a INTI-Mecánica y a la Universidad de Buenos Aires por el apoyo económico para la realización del presente proyecto.