

CT-31 Soldadura de aceros Dual Phase en chapa fina: GMAW, PAW y RSW

(Welding of Dual Phase steel sheets: GMAW, PAW and RSW)

Svoboda, H.^{1,2,3}; Lorusso, H.^{1,4}; Burgueño, A.⁴

¹ Universidad de Buenos Aires, Facultad de Ingeniería, Departamento de Ingeniería Mecánica, Ciudad Autónoma de Buenos Aires, Argentina. hsvobod@fi.uba.ar

² Universidad de Buenos Aires, Facultad de Ingeniería, Laboratorio de Materiales y Estructuras, Ciudad Autónoma de Buenos Aires, Argentina.

³ Consejo Nacional de Investigaciones Técnicas, Ciudad Autónoma de Buenos Aires, Argentina.

⁴ Instituto Nacional de Tecnología Industrial, Centro de Investigación y Desarrollo en Mecánica, San Martín, Buenos Aires, Argentina. hlorusso@inti.gob.ar

Resumen

Los aceros Dual Phase (DP) han encontrado recientemente una fuerte aplicación en elementos estructurales en la industria automotriz, debido a la necesidad de disminuir peso. La soldadura de estos materiales cobra particular importancia considerando su aplicación estructural y los procesos relacionados en su fabricación. En particular la soldadura de resistencia por punto (RSW) y semiautomática con alambre macizo y protección gaseosa (GMAW) son ampliamente utilizados en la industria automotriz. El proceso de soldadura por plasma (PAW) se caracteriza, entre los procesos de soldadura por arco, por ser el de mayor densidad de energía, presentando particular interés en aplicaciones de la industria automotriz (*tailor welded blanks*). El objetivo del presente trabajo fue estudiar la evolución microestructural y las propiedades de aceros DP soldados mediante los procesos RSW, GMAW y PAW. A este fin, se soldaron cuatro grados de aceros DP con resistencias mecánicas de 550, 700 y 850 MPa en espesores de 1 y 1,3 mm mediante los mencionados procesos. Se caracterizaron las microestructuras y se determinaron las propiedades mecánicas de las uniones soldadas para cada caso. Para los tres procesos se obtuvieron uniones soldadas de calidad satisfactoria. Se observó para todas las soldaduras, que en la ZAC se produce una disminución de la dureza por debajo del valor de la dureza del material base, relacionada a la descomposición de la fase martensítica. Las soldaduras por arco fueron las más afectadas.

Palabras clave: soldadura, aceros Dual Phase, PAW, GMAW, RSW, ablandamiento de la ZAC

Abstract

Dual Phase steels (DP) have been used recently as an interesting option for structural elements, specially in automotive industry, due to requirements to weight reduce. The welding of these materials become important considering their application as structural elements and the related manufacturing methods. In particular resistance spot welding (RSW) and gas metal arc welding (GMAW) are widely used in the automotive manufacturing. The plasma arc welding (PAW) has the characteristic, within arc welding processes, to involve the highest energy density, being this parameter interesting to certain applications on automotive industry (*tailor welded blanks*). The objective of this work is to study the microstructural evolution and properties of welded DP steels by means of RSW, GMAW and PAW. In this regard four DP steels, with tensile strength of 550, 700 y 850 MPa and thickness of 1 and 1,3 mm, were welded using the mentioned welding processes. Microstructures were characterized and mechanical properties for each weld joint were determined. For the three processes good quality welded joints were obtained. It was observed on heat affected zone (HAZ) a softened zone whose hardness is below the initial base metal one. This softening is related to the dissolution of the martensitic phase due to the thermal cycle introduced by welding. Arc welds were the most affected.

Key words: welding, Dual Phase steel, PAW, GMAW, RSW, HAZ softening

1. Introdução

En los últimos años han tenido lugar numerosos desarrollos relacionados con la tecnología y fabricación de nuevos aceros vinculados con la disminución de peso y aumento de la seguridad de vehículos. En este sentido los Aceros Avanzados de Alta Resistencia (AHSS) han capturado la mayor atención [1, 2]. Sin embargo junto con las ventajas que proveen estos nuevos aceros surge la necesidad de generar conocimiento sobre su conformabilidad y soldabilidad [1, 2]. Dentro de los AHSS se encuentran los aceros denominados Dual Phase (DP) de alta resistencia con una mayor conformabilidad para diseños que involucren partes más complejas. Dichos aceros, consisten en una matriz ferrítica que contiene una fracción variable de fase martensítica de alta dureza. La fracción de segunda fase martensítica, aumenta con el aumento de la resistencia deseada del acero. La matriz ferrítica blanda es generalmente continua, proveyendo una excelente ductilidad. Cuando estos aceros se conforman, la deformación se concentra en la fase ferrítica blanda, rodeando las “islas” de martensita, generando un alto coeficiente de endurecimiento por deformación para estos materiales [1, 3, 4]. Esto, sumando a un excelente alargamiento a rotura, provee a estos aceros de una mayor resistencia a la tracción que los aceros convencionales con similar tensión de fluencia. En general, el contenido de carbono se encuentra alrededor de 0,10-0,15%, que junto a la presencia de Mn (1-2%), Si (0,03-0,4%) Cr, Mo y Ni (~0,2%) facilitan la templabilidad [1], permitiendo la formación de martensita a velocidades de enfriamiento tecnológicamente aceptables. A su vez, el C ejerce también un efecto endurecedor de la martensita. 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], por ello la presencia de microaleantes V, Nb, Ti (~0,030%) es favorable a las propiedades finales de los aceros DP. Estos aceros de última generación, se aplican en partes estructurales, especialmente en la industria automotriz, presentando una alta resistencia mecánica del orden de 500 a 1000 MPa, manteniendo muy buena conformabilidad. Sin embargo, existen diversos materiales base (aceros microaleados, aceros de grano ultrafino, aceros al C-Mn, etc.) a partir de los cuales, pueden obtenerse dichos aceros DP, siendo escasos los estudios sistemáticos realizados al respecto [1].

Por otro lado, la soldabilidad de estos materiales es un aspecto clave en cuanto a sus aplicaciones, por lo que el estudio de la evolución microestructural y de las propiedades de la unión soldada, es un tópico de gran interés, especialmente en relación a los procesos de soldadura por arco eléctrico con protección gaseosa y alambre macizo (GMAW) y soldadura por resistencia de punto (RSW), de gran aplicación en la industria automotriz. El proceso de soldadura por plasma (PAW) se caracteriza, entre los procesos de soldadura por arco, por ser el de mayor densidad de energía. La densidad de energía en los procesos de soldadura es uno de los parámetros determinantes de las propiedades finales de la unión soldada. 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, 6]. Asimismo, los espesores involucrados en este tipo de aplicaciones son, en general, delgados (< 2,5mm), lo que requiere un procedimiento de soldadura adecuadamente especificado. La información disponible respecto de estudios sistemáticos realizados en este sentido es escasa. El objetivo del presente trabajo es estudiar la soldadura de los aceros DP, obtenidos a partir de aceros comerciales, mediante los procesos GMAW, PAW y RSW y evaluar la evolución microestructural y de las propiedades mecánicas de las uniones soldadas.

2. Materiales y Métodos

Se soldaron cuatro tipos de aceros DP con los mencionados procesos de soldadura. En la Tabla 1, se muestran los materiales analizados y sus características.

Material	Tipo	Espesor [mm]	Resistencia a la tracción [MPa]	Temp. de tratamiento térmico [°C]
C-Mn	carbono-manganeso	1,0	550	905
Nb	microaleado al Nb	1,0	700	850
Ti-Nb	microaleado al Ti-Nb	1,0	850	845
Ti-Nb-T	microaleado al Ti-Nb	1,3	700	845

Tabla 1. Aceros DP analizados.

Para la obtención de los aceros DP analizados, se partió de chapas base de un acero convencional C-Mn y tres microaleados. Se determinó, para cada chapa, la composición química mediante espectrometría de

emissão óptica (OES) y se realizaron tratamientos térmicos sobre cada material, a fin de obtener los niveles de resistencia deseados. Estos parámetros, se definieron a partir de los resultados obtenidos en trabajos previamente publicados por los autores [7]. En la Tabla 1, se observan las temperaturas de tratamiento térmico para cada caso. Luego de obtenidos los grados de DP deseados, se realizó la caracterización microestructural, mediante microscopía óptica (LM) y electrónica de barrido (SEM). La cuantificación de fases se realizó de acuerdo con ASTM E 562 [8]. Se determinó la microdureza Vickers (HV 1), se obtuvieron las propiedades en tracción, según ASTM E 8 [9], y se realizaron ensayos de embutido tipo Olsen, utilizando como guía la norma ASTM E 643 [10]. Posteriormente, con los diferentes grados de DP, se soldaron a tope probetas de 70 mm de ancho por 150 mm de longitud, mediante el proceso de soldadura semiautomática con alambre macizo y protección gaseosa (GMAW) y por plasma (PAW), en ambos casos el proceso fue mecanizado. Para GMAW el alambre empleado fue AWS A5.18 ER70S-6 de 0,8 mm de diámetro, en transferencia cortocircuito, y se utilizó Ar-18%CO₂ como gas de protección, con un caudal de 15 l.min⁻¹. En el caso de PAW la soldadura fue autógena y se utilizó argón como gas de plasma y de protección, con caudales de 0,4 y 13 l.min⁻¹ respectivamente. En ambos casos se empleó un respaldo de aluminio de 5 mm de espesor. Para el proceso GMAW la distancia pico de contacto-pieza fue de 9 mm. La distancia pieza-tobera para la soldadura por plasma fue de 6 mm. Los parámetros eléctricos y las velocidades de soldadura se muestran en la Tabla 2. A partir de las muestras soldadas, se realizó la caracterización microestructural, se determinó el perfil de microdureza, así como las propiedades en tracción y embutido tipo Olsen, evaluándose las variaciones de microestructura y de propiedades, luego de la soldadura.

Material	Proceso	Corriente de soldadura [A]	Tensión de soldadura [V]	Velocidad de avance [mm.min ⁻¹]	Calor aportado [kJ.mm ⁻¹]
C-Mn	GMAW	50	18	350	0,15
Nb					
Ti-Nb					
Ti-Nb-T					
C-Mn	PAW	48	29	390	0,21
Nb					
Ti-Nb					
Ti-Nb-T					
		50	29	250	0,35

Tabla 2. Parámetros eléctricos y velocidad de soldadura para los procesos por arco.

Los parámetros de soldadura para el proceso RSW se indican en la Tabla 3. La geometría de las probetas soldadas fue de acuerdo a AWS D8.9 [11]. Los electrodos fueron clase 2, Cu-Cr-Zr, de 6mm de diámetro con punta truncada a 45° y refrigerados por agua cuyo caudal fue de 10 l.min⁻¹ y temperatura 24°C. Las probetas soldadas fueron evaluadas metalográfica y mecánicamente a través de mediciones de microdureza Vickers, según AWS D8.9 [11] y pruebas de arrancamiento (peel test) de acuerdo a ISO 14270 [12].

Material	Proceso	Corriente de soldadura [kA]	Fuerza de soldadura [kN]	Tiempo de soldadura [ciclos] ¹	Tiempo de permanencia postsoldadura [ciclos] ¹
C-Mn	RSW	9	4	6	16
Nb					
Ti-Nb					
Ti-Nb-T					
		10,5	4	5	16

¹ La base de tiempos de ciclos es sobre una frecuencia de 50Hz.

Tabla 3. Parámetros de soldadura para el proceso RSW.

2.1. Aceros DP obtenidos

En la Tabla 4, se presentan la composición química de los distintos aceros analizados, expresado en porcentaje en masa (%). La chapa identificada como C-Mn presenta un bajo contenido de C, con muy bajos contenidos de Mn y Si, sin ningún otro contenido de aleantes. La chapa identificada como Nb presenta un mayor contenido de C y Mn, con el agregado de Nb como microaleante. El material identificado como Ti-Nb-T, de mayor espesor, presenta un bajo contenido de C y Si, similar a la chapa C-Mn, pero con un mayor

contenido de Mn, y el agregado de Ti y Nb como microaleantes. Finalmente, el material identificado como Ti-Nb, presenta contenidos de C y Mn similares a la chapa Nb, pero con mayor contenido de Si, y el agregado Ti como microaleante. Para cada chapa se evaluó el carbono equivalente desarrollado por Yurioka, CEn, y el parámetro de composición del material, Pcm, desarrollado por ITO [13], los cuales aplican muy bien a estos aceros por ser de relativo bajo carbono ($< 0,1\%$). Los máximos valores de CEn y Pcm corresponden a los materiales Nb y Ti-Nb.

	C-Mn	Nb	Ti-Nb	Ti-Nb-T
C	0,060	0,090	0,088	0,070
Mn	0,19	0,990	0,910	1,025
P	0,008	0,018	0,024	0,009
S	0,008	0,009	0,007	0,007
Si	0,020	0,08	0,311	0,030
Cr	0,020	0,024	0,026	0,019
Mo	0,002	$< 0,002$	$< 0,002$	0,007
Ni	0,020	0,011	0,015	0,019
Cu	0,007	0,001	0,009	0,012
V	$< 0,001$	0,002	0,003	$< 0,001$
Ti	0,001	0,001	0,075	0,018
Nb	0,001	0,039	0,025	0,021
Al	0,036	0,050	0,051	0,036
CEn	0,080	0,202	0,195	0,172
Pcm	0,072	0,144	0,146	0,124

Tabla 4. Composición química (% en masa) y carbono equivalente de los aceros analizados.

En la Figura 1, se observan las microestructuras de los metales base. En todos los casos se trata de microestructuras ferrítico-martensíticas, con la martensita homogéneamente distribuida y con fracciones correspondientes con la resistencia requerida [7]. Asimismo, los aceros con microaleantes presentan tamaño de grano sensiblemente menor que el acero C-Mn. En la Tabla 5, se presentan características microestructurales (fracción de martensita, M), propiedades mecánicas (microdureza Vickers, HV1; propiedades en tracción - tensión de fluencia, $R_{p0,2}$; resistencia a la tracción, R_m ; alargamiento a la rotura, A) y de conformabilidad (altura de copa, h_0) de los cuatro aceros DP.

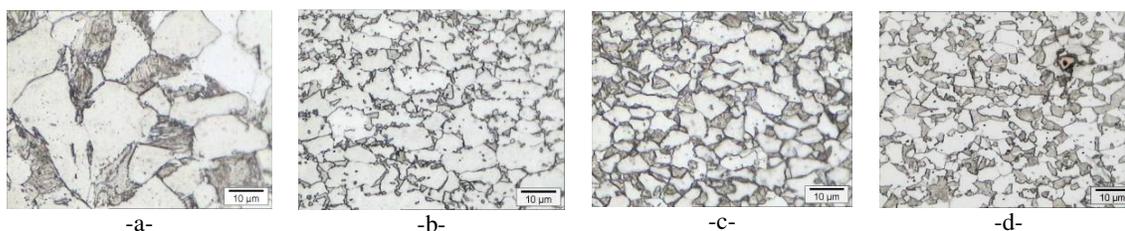


Figura 1. Microestructuras (LM) de los aceros DP analizados (ataque Nital 2%): a- C-Mn; b- Nb; c- Ti-Nb-T y d- Ti-Nb.

Material	M [%]	HV 1	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]	$R_m/R_{p0,2}$	h_0 [mm]
C-Mn	30	160	395	565	16,9	1,43	7,5
Nb	30	215	480	760	11,4	1,58	10,3
Ti-Nb	40	249	475	845	14,0	1,78	9,7
Ti-Nb- T	40	210	410	725	14,8	1,77	11,2

Tabla 5. Microdureza, propiedades de tracción y embutido Olsen de los cuatro aceros DP estudiados.

En todos los casos se obtuvieron los tres niveles de resistencia buscados (550, 700 y 850 MPa). A su vez, se tiene un alto coeficiente de endurecimiento por deformación plástica para todos los casos, especialmente en las probetas de mayor resistencia, característico de este tipo de materiales [1]. Los valores de alargamiento a la rotura obtenidos se encuentran dentro de lo esperado para este tipo de materiales, reportándose en la literatura que existe un rango de porcentajes de martensita para el cual la ductilidad se ve favorecida [4]. En cuanto al ensayo de embutido, las chapas Ti-Nb, Nb y Ti-Nb-T presentaron alturas de copa, h_0 , superiores respecto al comportamiento de la chapa C-Mn. Para los materiales microaleados, los resultados obtenidos son consistentes con el valor de resistencia. El bajo valor obtenido para el acero C-Mn puede estar asociado al mayor tamaño de grano de este material.

3. Resultados y discusión

3.1. Análisis de las juntas soldadas por arco

En todos los casos, la soldabilidad fue muy buena sin presentar imperfecciones de soldadura visibles, ni salpicaduras, mostrando un aspecto superficial destacable. En la Figura 2, se observan las macrográficas de las soldaduras GMAW y PAW.

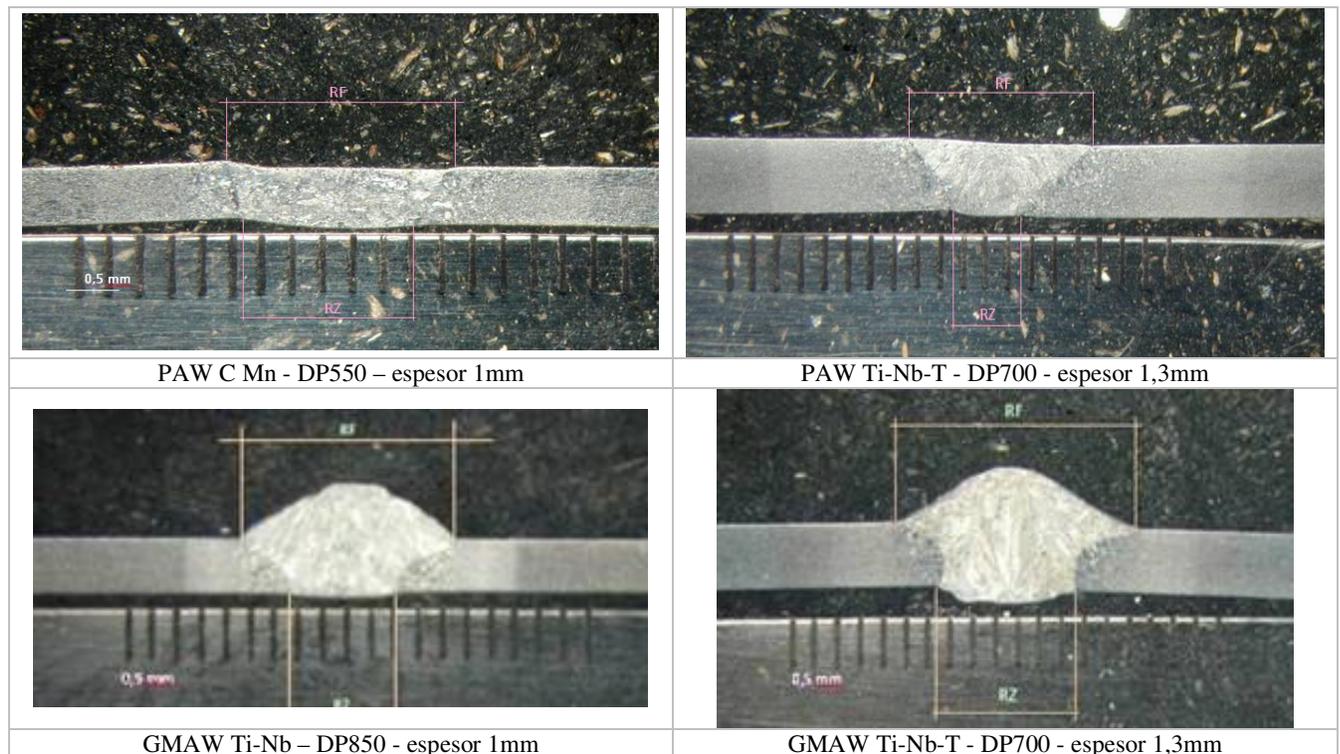


Figura 2. Macrográficas de las uniones soldadas con PAW y GMAW de algunos de los aceros DP analizados (distancia entre marcas 0,5mm).

Para todas las juntas, microscópicamente se observaron distintas zonas que se identificaron como MS: metal de soldadura, ZRG: zona recristalizada de grano grueso y ZRF: zona recristalizada de grano fino. Estas zonas son las típicamente observadas en la soldadura por fusión de aceros al carbono y de baja aleación. Además, en mayor o menor medida según el procedimiento de soldadura, se observaron la ZIC_A: zona intercrítica y el MBR: metal base revenido. La ZIC_A también es hallada en soldadura de aceros ferríticos, pero con otras características que en este caso. Esta zona es la que corresponde al material que se calentó por el ciclo térmico de la soldadura a una temperatura superior a A_{C1} e inferior a A_{C3} . A su vez el MBR corresponde al material que no superó la temperatura A_{C1} pero que debido a que el material base presenta una fracción de martensita, esta fase se reviene durante el calentamiento mencionado. En las Figuras 3 y 4 se

muestran detalladamente las microestructuras características que componen las ZAC para las soldaduras GMAW y PAW, respectivamente. Las microdurezas promedio de cada zona también se presentan en tales figuras.

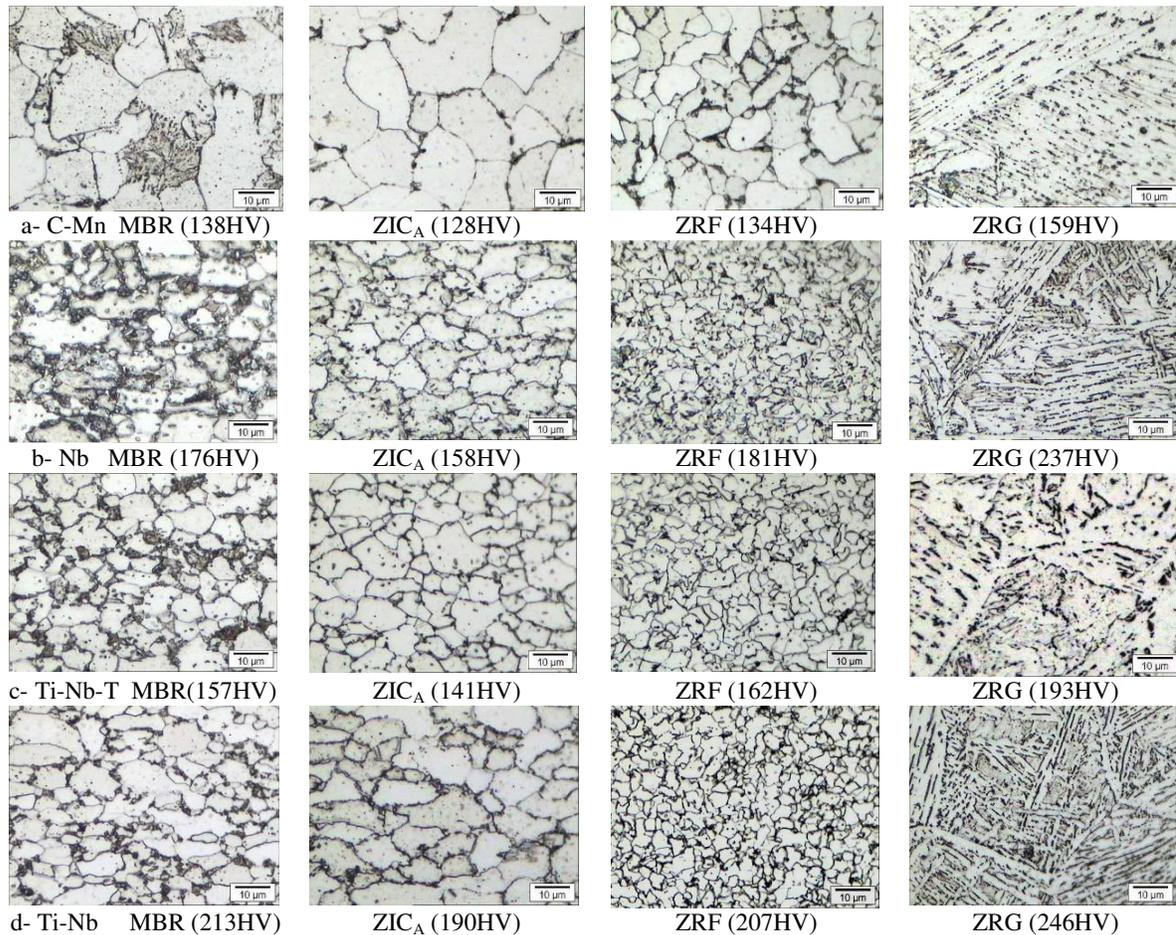


Figura 3. Microestructuras y microdureza de las distintas zonas afectadas térmicamente de las uniones soldadas con GMAW (ataque Nital 2%): a- C-Mn, b- Nb, c- Ti-Nb-T y d- Ti-Nb.

La ZIC_A fue la que presentó una menor dureza consistentemente con una estructura ferrítica sin presencia de martensita, con un tamaño de grano levemente mayor al del material base original. Esto está asociado a que durante el calentamiento de esta zona, la martensita original se descompone a austenita y al enfriarse a baja velocidad de enfriamiento se transforma en ferrita. Luego, la dureza final de esta zona estará definida por el tamaño de grano y el endurecimiento por solución sólida de la ferrita. En la ZRF se produce una recristalización por austenización que tiene asociado un afino de grano respecto del tamaño inicial del material base, debido a las relativamente bajas temperaturas alcanzadas, por lo que la microestructura final es fundamentalmente ferrítica de grano equiaxiado [14]. Los valores de dureza en esta zona son levemente superiores a los medidos en la ZIC_A. En la ZRG se tiene un crecimiento de grano importante debido a las altas temperaturas de austenización alcanzadas lo que produce durante el enfriamiento la descomposición de la austenita en diversas fases ferríticas, principalmente del tipo ferrita con segundas fases alineadas y no alineadas, ferrita poligonal en borde de grano, etc., las que tienen asociada una mayor dureza. Por último en el MBR se tiene que la martensita original del acero DP se reviene por el ciclo térmico de la soldadura, produciendo un ablandamiento en dicha zona respecto de los valores obtenidos para la condición original.

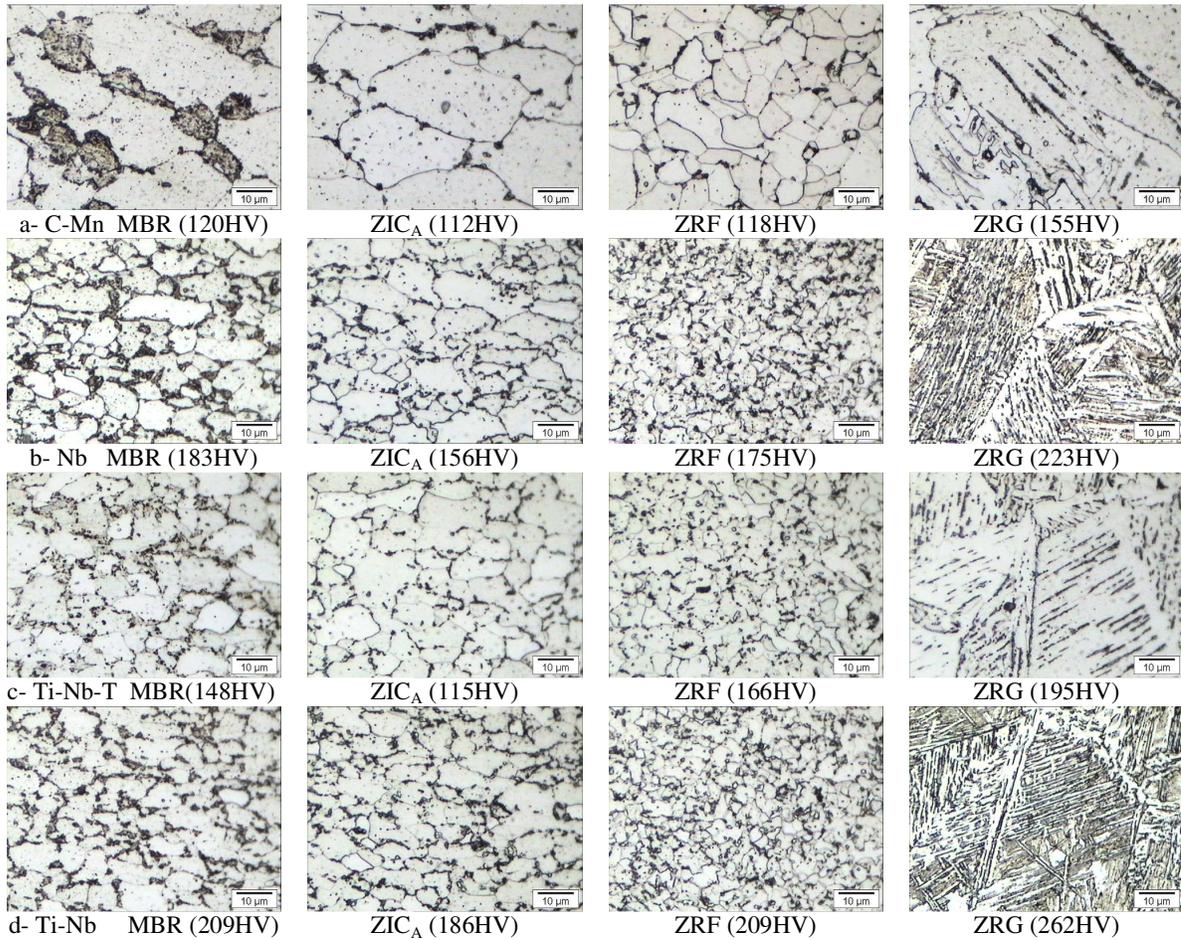


Figura 4. Microestructuras y microdureza de las distintas zonas afectadas térmicamente de las uniones soldadas mediante PAW (ataque Nital 2%): a- C-Mn, b- Nb, c- Ti-Nb-T y d- Ti-Nb.

En todos los casos se observó que la dureza disminuye desde el MS hacia el metal base, alcanzando el valor mínimo en la transición entre la ZRF y la ZIC_A, incrementándose luego hasta alcanzar finalmente el valor de la dureza del material base. Esto se representa en la Figura 5 donde se graficó la dureza promedio representativa de cada zona de la junta para ambos procesos.

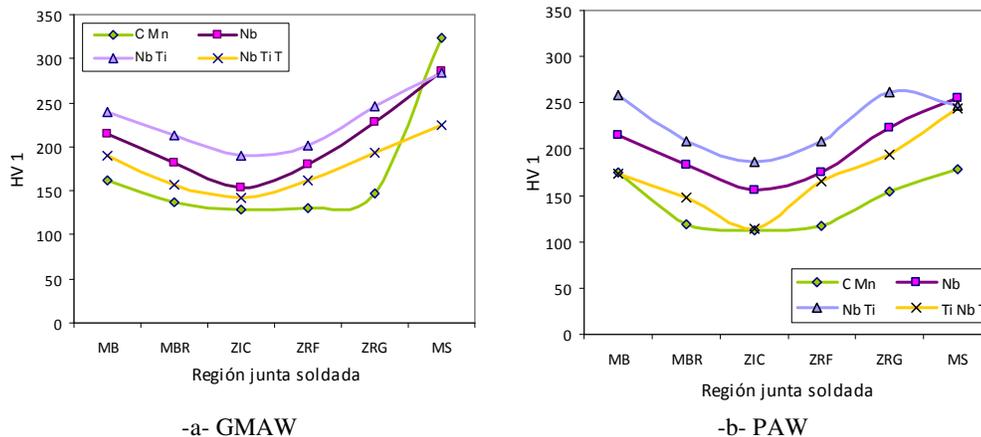


Figura 5. Microdureza promedio de cada zona de la unión soldada.-a- GMAW; -b- PAW.

En la Tabla 6, se muestran los resultados obtenidos de los ensayos de tracción y embutido Olsen para las soldaduras producidas con los procesos por arco. También se indica la disminución de resistencia y conformabilidad de las uniones soldadas respecto de los metales base. Tanto la resistencia a la tracción, como la altura de embutido se vieron disminuidas. Una medida de la pérdida de propiedades son los índices I_{Rm} y I_C , definidos como el cociente entre los resultados obtenidos para la junta soldada y los obtenidos para el material base correspondiente. El índice I_{Rm} no es otra cosa que la eficiencia de la junta. La resistencia mecánica se encontró entre 0,70 y 0,91 del valor del material base, siendo mejores los resultados para las chapas finas (0,77-0,91), asociado al menor aporte térmico utilizado para su soldadura. Las fracturas se produjeron principalmente en la ZIC_A /MBR, donde se observó la menor dureza y una estructura totalmente ferrítica. Estos resultados son consistentes con la disminución de la dureza en dicha zona, respecto de la original. Para el caso del acero C-Mn la fractura se produjo en el MBR dado que la dureza en ambas zonas es similar. Las eficiencias de junta (I_{Rm}) obtenidas en este trabajo son similares, aunque levemente inferiores, a las obtenidas por Kaptustka [5] para un DP780 soldado en condiciones similares mediante GMAW. El acero DP empleado en dicho trabajo presenta Mn-Cr-Mo como elementos de aleación principales. Este autor observó también la presencia de zonas de ablandamiento en la ZAC. La diferencia en la eficiencia de las juntas reportada podría estar asociada a la presencia de Cr y Mo que aumentarían la resistencia al revenido [15].

En relación a la conformabilidad, se encontró entre un 0,55 y 0,95 del material base. El material más afectado fue el Ti-Nb-T soldado con PAW, asociado a una soldadura con alto calor aportado ($0,35 \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-1}$), mientras que el menos afectado fue el acero C-Mn. En todos los casos la fractura se produjo en forma paralela al cordón de soldadura, en la ZAC. Esto es otro indicio que la conformabilidad de soldaduras por fusión de aceros DP esta controlada por el ablandamiento de la ZAC [16]. El acero al C-Mn fue el menos afectado, debido a que el efecto de endurecimiento por la fracción de martensita formada en el DP fue menor y por lo tanto la pérdida de ese efecto por desaparición de dicha fase.

Material	Proceso	R_m [MPa]	I_{Rm}	Zona Rotura Tracción	h_0 [mm]	I_C	Zona Rotura Embutido
C-Mn	GMAW	435	0,77	MBR	7,1	0,95	ZAC
Nb		575	0,77	MBR/ ZIC_A	6,4	0,62	ZAC
Ti-Nb		670	0,79	MBR/ ZIC_A	7,5	0,77	ZAC
Ti-Nb- T		510	0,70	MBR/ ZIC_A	7,9	0,71	ZAC
C-Mn	PAW	431	0,76	MBR/ ZIC_A	6,8	0,91	ZAC
Nb		694	0,91	MBR/ ZIC_A	6,6	0,65	ZAC
Ti-Nb		612	0,72	MBR/ ZIC_A	5,9	0,61	ZAC
Ti-Nb- T		513	0,70	MBR/ ZIC_A	6,2	0,55	ZAC

Tabla 6. Propiedades en tracción y embutido Olsen de las uniones soldadas por arco.

Bajo las condiciones llevadas a cabo en este trabajo, se obtuvieron resultados satisfactorios para las uniones soldadas, siendo similares los resultados obtenidos para ambos procesos GMAW y PAW. El ablandamiento de ZAC es un factor determinante de las propiedades de las soldaduras por arco de estos materiales.

3.2. Análisis de las soldaduras por resistencia

En todos los casos la soldabilidad fue muy buena. No se presentaron imperfecciones visibles sobre la soldadura, ni excesivas expulsiones de material, presentando una apariencia superficial de los puntos muy buena. En la Figura 6, se presentan los perfiles de microdureza obtenidos sobre los puntos soldados con el proceso RSW. Las flechas quebradas indican los límites de ZF, ZAC y MB para cada material.

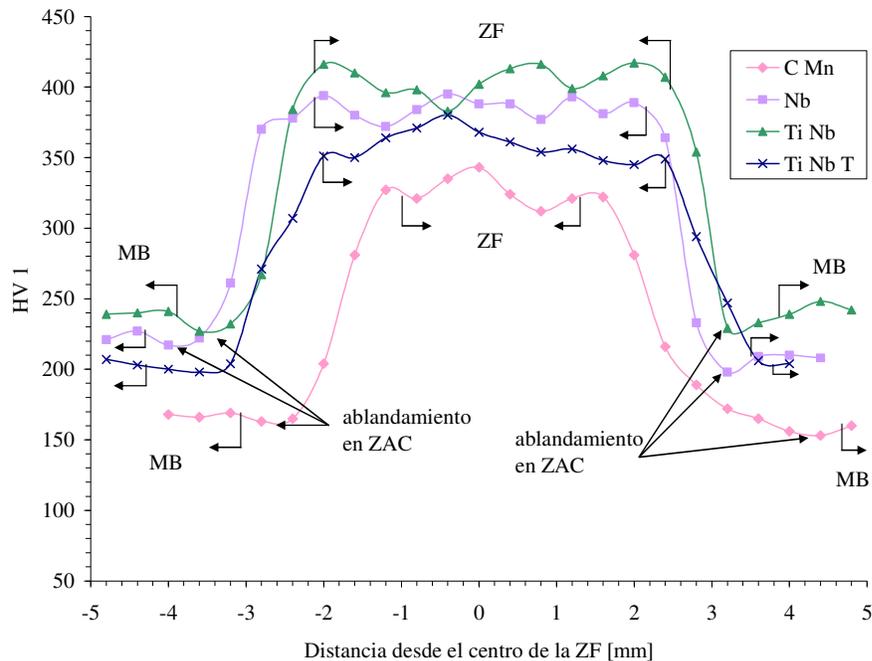


Figura 6. Perfil de microdureza de las uniones soldadas con RSW.

La distribución de microdureza tiene el aspecto típico para la soldadura RSW de aceros DP [17, 18, 19]. Los máximos registros de microdureza se encontraron en la zona de fusión (ZF). A su vez, las máximas durezas corresponden a las muestras Nb y Ti-Nb, lo cual coincide con los mayores valores de C_{En} y P_{cm} (ver Tabla 4) para estos aceros. En forma similar a las soldaduras por arco, los mínimos valores de microdureza se midieron en la ZAC, más precisamente en la zona cercana al MB.

En la Figura 7 se observan las microestructuras observadas en los puntos soldados por resistencia de la chapa identificada como Nb-Ti. Esta figura es representativa del resto de las soldaduras por resistencia, a excepción que las soldaduras C-Mn donde se observaron microestructuras de mayor tamaño, al igual que ocurriría con las soldaduras por arco. En las micrografías se distingue la zona ZF compuesta por granos columnares y estructuras martensíticas. Esta microestructura era de esperarse, debido a las altas velocidades de enfriamiento típicas de este proceso de soldadura [20]. Rodeando la ZF, se observa una ZRG y adyacente a ésta sigue una ZRF, que tiene asociada un afino de grano respecto del tamaño del material base. La microestructura en ésta zona es fundamentalmente ferrítica con escasa martensita y un tamaño de grano mucho más fino que el grano del metal base inicial. Luego, se encuentra una zona parcialmente austenizada (ZIC_R), donde la máxima temperatura alcanzada se encontró entre Ac_1 y Ac_3 y se observa una estructura ferrítica de tamaño de grano similar al del metal base y martensita, a diferencia de los observado en las juntas soldadas por arco (ZIC_A). Esta diferencia microestructural en la ZIC se podría asociar a la mayor velocidad de enfriamiento alcanzada en las soldaduras RSW. Del mismo modo que en las soldaduras GMAW y PAW, se distinguen zonas revenidas, MBR, en donde la martensita original de los aceros DP sufre una descomposición por efecto de la temperatura, pero por debajo de la temperatura crítica inferior Ac_1 y se reviene, produciéndose una pérdida de dureza aparente, que luego se recupera hacia el metal base sin revenir. En la Figura 6 puede observarse un leve ablandamiento en la ZAC cercana al MB de los puntos RSW. La gran diferencia entre la microestructura de la ZAC en las soldaduras por arco y las soldaduras por resistencia es que en la soldadura RSW no se pudieron apreciar zonas con características de las ZIC_A encontradas en las soldaduras GMAW y PAW. Indudablemente este comportamiento se debe a que las condiciones de enfriamiento en el proceso RSW son mucho más severas que las soldaduras por arco. Otro fenómeno consecuencia de las altas velocidades de enfriamiento del proceso RSW es la diferencia en la máxima dureza de las zonas fundidas entre las soldaduras RSW y PAW. Ambas fueron autógenas, es decir sin metal de aporte, pero para cada material estudiado la dureza de las soldaduras RSW son casi el doble de las soldaduras PAW.

De los pruebas de arrancamiento, peel tests, se pudo observar que las diferentes roturas se produjeron dentro de la ZAC, pero para cada acero en diferentes zonas microestructurales (MBR, ZIC_R , ZRF, etc.) por lo

cual no se pudo relacionar dichas zonas de rotura con los menores valores de microdureza obtenidos dentro de las diferentes ZAC. La ausencia de rotura en ZF conjuntamente con los modos de rotura que presentaron todos los aceros, indica una muy buena calidad de las soldaduras lograda [21]. Como indica la Tabla 7, para todos los casos el tamaño de la zona fundida satisfizo los requerimientos de AWS D8.1 [21].

	Requerimiento AWS D8.1 [mm]	Medido [mm]
C-Mn	≥ 4,5	5,5
Nb		5,5
Ti-Nb		5,5
Ti-Nb-T	≥ 5,0	5,3

Tabla 7. Tamaño de las zonas de fusión para las soldaduras RSW.

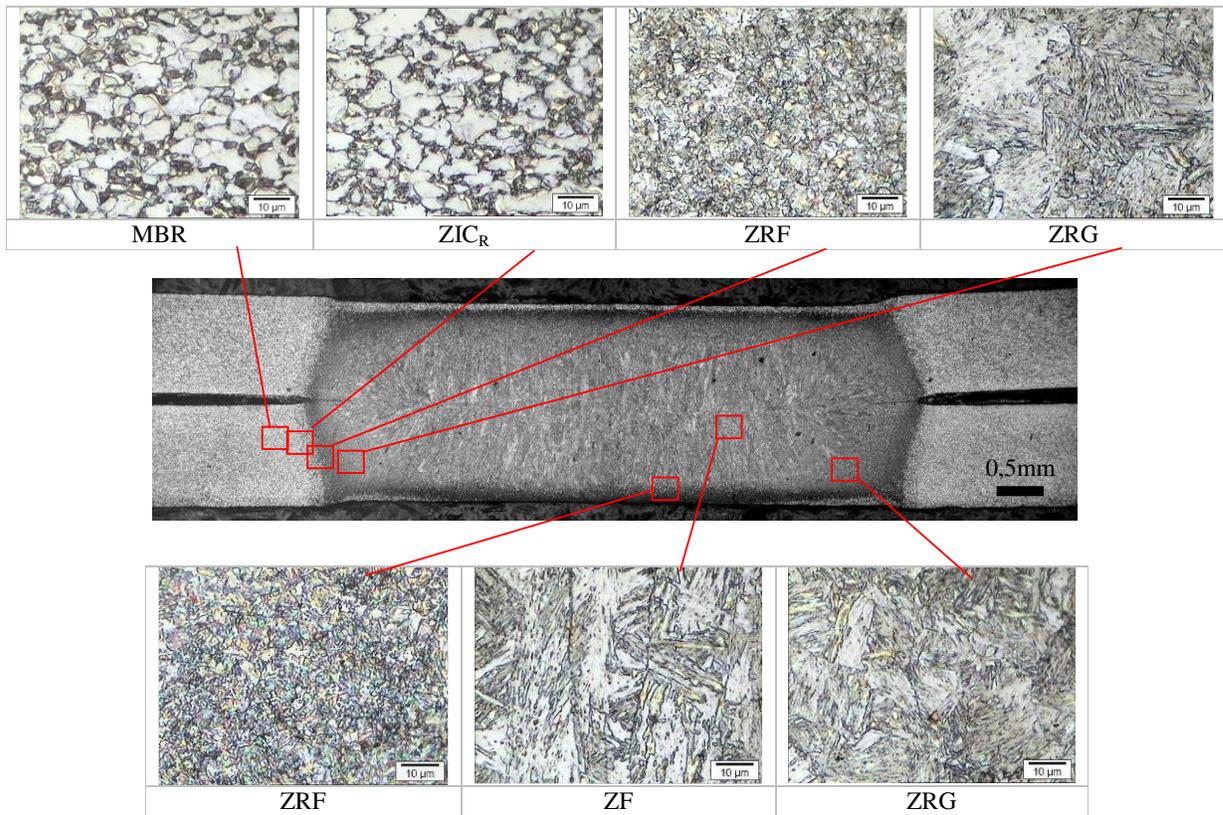


Figura 7. Microestructuras del punto soldado de la chapa Nb-Ti.

Por último en la Tabla 8 se compara el grado de ablandamiento, ΔHV_{\min} (%), para las juntas soldadas por arco y por resistencia. El grado de ablandamiento se define de acuerdo a la Ecuación (1),

$$\Delta HV_{\min} = \frac{(HV_{MB} - HV_{\min})}{HV_{MB}} \cdot 100 \quad (1)$$

Donde, HV_{MB} es la dureza promedio del metal base y HV_{\min} es la dureza mínima registrada en la unión soldada. En todos los casos HV_{\min} se encontró en la ZAC de cada unión, más precisamente dentro de las zonas intercríticas (ZIC_A y ZIC_R), respectivamente.

	ΔHV_{\min} (%)		
	GMAW	PAW	RSW
C-Mn	25	31	4
Nb	21	28	9
Ti-Nb	28	27	9
Ti-Nb-T	37	37	6

Tabla 8. Grado de ablandamiento, ΔHV_{\min} (%), para cada junta.

Los resultados de la Tabla 8 muestran el menor nivel de ablandamiento de las ZAC de las soldaduras RSW respecto de las soldaduras por arco. Esto estaría asociado a las altas velocidades de enfriamiento relacionadas con el proceso RSW.

4. Conclusiones

En el presente trabajo se mostró que durante la soldadura mediante PAW y GMAW de aceros DP de alta resistencia en chapa fina presentan buena soldabilidad. Asimismo, se producen variaciones microestructurales, vinculadas al ciclo térmico de la misma, que afectan las propiedades mecánicas del material base. Estos cambios producen una disminución de resistencia mecánica y conformabilidad. El índice I_{Rm} (eficiencia de la junta), se encuentra entre un 0,70 y 0,80 para el proceso GMAW y 0,70 y 0,91 para el proceso PAW. La conformabilidad relativa a la del metal base (I_C) fue de 0,60 a 0,95 para las soldaduras GMAW y 0,55 a 0,91 para las soldaduras PAW, dependiendo del material y del espesor, entre otros factores. La disminución de las propiedades del metal base de los aceros DP en la soldadura por arco esta relacionada con la formación de zonas del material base que son calentadas hasta temperaturas cercanas a A_{C1} (ZIC_A) donde se pierde la fracción de martensita, con un leve aumento del tamaño de grano original y formándose una estructura ferrítica de baja dureza.

En cuanto a las soldaduras por resistencia de los distintos aceros DP estudiados se observó que tienen una soldabilidad excelente. Si bien se observa también una disminución de la dureza en la zona ZIC_R , la misma es sensiblemente inferior que lo observado en las soldaduras por arco. Esto estaría vinculado a la alta velocidad de enfriamiento alcanzada durante las soldaduras RSW.

Los ciclos térmicos generados y las características del material base de los aceros DP, definen la evolución microestructural en la zona afectada por el calor de las soldaduras de estos de aceros, lo que controla las propiedades finales de la unión soldada.

Agradecimientos

Los autores desean agradecer a Ternium-Siderar y Brasimet por la provisión de los aceros base analizados, a Conarco-ESAB y Air Liquide por la provisión de los consumibles de soldadura y a la compañía Welding Argentina por la asistencia en la soldadura de punto por resistencia. Así también a INTI-Mecánica y al personal del LAME por el apoyo para la realización del presente trabajo.

Referencias

- [1] International Iron and Steel Institute, Committee of Automotive Applications, Advanced High Strength Steels (AHSS): Application Guidelines. Versión 3, Bruselas, IISI, p. 2-1 – 3-27, 2006.
- [2] Dilthey, U.; Ste, L. Multimaterial car body design: challenge for welding and joining, Science and Technology of Welding and Joining, U.K., v. 11, n. 2, p. 135-142, Sept. 2005.
- [3] Delince, M.; Brechet, Y.; Embury, J.D.; Geers, M.G.D.; Jacques, P.J.; Pardo, T. Structure–property optimization of ultrafine-grained dual-phase steels using a microstructure-based strain hardening model, Acta Materialia, USA, v. 55, p. 2337-2350, Feb. 2007.
- [4] Kumar, A.; Singh, S.; Ray, K. Influence of bainite/martensite-content on the tensile properties of low carbon dual-phase steels, Materials Science and Engineering: A, USA, v. 474, n. 1-2, p. 270-282, Feb. 2008.
- [5] Kapustka, N.; Conrardy, C.; Babu, S.; Albright, C. Effect of GMAW Process and Material Conditions on DP 780 and TRIP 780 Welds, Welding Journal, USA, v. 87, n. 6, p. 135s-148s, Jun. 2008.
- [6] Feng, Z.; Chiang, J.; Jiang, C.; Kuo M.; Sang, J. Weldability and Performance of GMAW Joints of Advanced High-Strength Steels (AHSS), Great Designs in Steel Seminar, www.autosteel.com.

- [7] Lorusso, H.; Burgueño, A.; Svoboda, H. Propiedades Mecánicas y Caracterización Microestructural de diferentes Aceros Dual-Phase. In: SAM/CONAMET, 8º, 2008, Santiago de Chile. Proceedings Chile: 2008. p. 282-285.
- [8] American Society for Testing and Materials. ASTM E 562: Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count, Pennsylvania, 2008.
- [9] American Society for Testing and Materials. ASTM E 8M: Standard Test Method for Tension Testing of Metallic Materials [metric], Pennsylvania, 2004.
- [10] American Society for Testing and Materials. ASTM E 643: Standard Test Method for Ball Punch Deformation of Metallic Sheet Materials, Pennsylvania, 2000.
- [11] 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.
- [12] International Standardization Organization. ISO 14270: Specimen dimensions and procedure for mechanized peel testing resistance spot, seam and embossed projection welds, Geneva, 2000.
- [13] Yurioka, N., Suzuki, H., Ohshita, S., and Saito, S. Determination of necessary preheating temperature in steel welding, *Welding Journal, USA*, v. 62, n. 6, p. 147s-153s, Jun. 1983.
- [14] Kou, S. *Welding Metallurgy*. 2. ed. New Jersey: John Wiley & Sons, 2003. p. 393-404.
- [15] Linnert, G. *Welding Metallurgy, Carbon and Alloy Steels, Volume 1, Fundamentals*. 4. ed. Miami: American Welding Society, 1994. p. 345-347.
- [16] Xia, M.; Kuntz, M.; Tian, Z.; Zhou, Y. Failure analysis on laser welds of dual phase steel in formability testing, *Science and technology of welding and joining*, London, v. 13, n. 4, p. 378-387, Apr. 2008.
- [17] Dancette, S. ; Fabregue, D.; Merlin, J.; Massardier-Jourdan, V.; Bouzekri, M. Welding of advanced high strength steels: study of the microstructures obtained and damage mechanism during cross tension test. In: *New Developments on Metallurgy and Applications of High Strength Steels*, 2008, Buenos Aires. Proceeding Buenos Aires: 2008: paper number 058.
- [18] Ma, C.; Chena, D.L.; Bhole, S.D.; Boudreau, G.; Lee, A.; Biro, E. Microstructure and fracture characteristics of spot-welded DP600 steel, *Materials Science and Engineering: A, USA*, v. 485, n. 1-2, p. 334-346, Jun. 2008.
- [19] Marya, M.; Gayden, X. Development of requirement for Resistance Spot Welding Dual-Phase (DP600) Steels_Part 1-The cause of interfacial fracture, *Welding Journal, USA*, v. 84, n. 11, p. 172s-185s, Nov. 2005.
- [20] Marashi P.; Pouranvari, M.; Sanaee, S.M.H.; Abedi, A.; Abootalebi, S.H.; Goodarzi, M. Relationship between failure behaviour and weld fusion zone attributes of austenitic stainless steel resistance spot welds, *Materials Science and Technology*, London, v. 24, n. 12, p. 1506-1512, Dec. 2008.
- [21] American Welding Society. AWS/SAE D8.1M: Specification for automotive weld quality - resistance spot welding of steel, Miami, 2007.