

# Efecto de los Parámetros de Proceso sobre las Propiedades Mecánicas de Uniones GMAW-Brazing de Acero DP 1000

César Marconi<sup>1</sup> , Carlos Consigli<sup>1</sup>, María José Castillo<sup>1,2</sup>, Hernán Svoboda<sup>1,3,4</sup>

<sup>1</sup> DEYTEMA-Centro de Desarrollo y Tecnología de Materiales, Facultad Regional San Nicolás, Universidad Tecnológica Nacional, Provincia de Buenos Aires, Argentina. cmarconi@frsn.utn.edu.ar

<sup>2</sup> LEMEJ, UNNOBA, Junín, Provincia de Buenos Aires, Argentina.

<sup>3</sup> GTSyCM3, INTECIN, Facultad de Ingeniería, Universidad de Buenos Aires, Ciudad de Buenos Aires, Argentina.

<sup>4</sup> Consejo Nacional de Investigaciones Científicas y Técnicas, Ciudad de Buenos Aires, Argentina.

**Como citar:** Marconi C, Consigli C, Castillo MJ, Svoboda H. Efecto de los parámetros de proceso sobre las propiedades mecánicas de uniones GMAW-Brazing de acero DP 1000. *Soldagem & Inspeção*. 2019;25:e2534. <https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI25.34>

**Resumen:** Los aceros de fase dual (DP) ofrecen una buena combinación de resistencia, conformabilidad y soldabilidad y son de gran aplicación en la industria automotriz. La incorporación de estos nuevos materiales exige el desarrollo de nuevos procedimientos de soldadura. Actualmente, es cada vez más utilizado el proceso Gas Metal Arc Welding - Brazing (GMAW-B), debido a su buen aspecto superficial y a la ausencia de fusión de los materiales a unir, lo que limita la degradación microestructural en los aceros tipo DP. El objetivo de este trabajo es analizar el efecto de los parámetros de soldadura GMAW-B sobre las características de las juntas soldadas en aceros DP. Se soldaron probetas de chapa acero DP de 1000 MPa de resistencia a la tracción. Se analizó el efecto del ángulo de trabajo, del aporte térmico a través de la velocidad de soldadura y el modo operativo. Sobre las probetas soldadas se determinaron los aspectos geométricos del depósito, la generación de defectos y la evolución microestructural a lo largo de la junta soldada. Se realizaron ensayos de arrancamiento por tracción y perfiles de microdureza. Al disminuir la velocidad de soldadura y con un ángulo de trabajo de 30° aumentaron las longitudes de mojado del material de aporte sobre las chapas de acero DP y consecuentemente mejoró la resistencia de la junta soldada. Con el modo pulsado mejoró sustancialmente el aspecto superficial de los cordones, las características geométricas y el mojado, determinando así la ocurrencia de la fractura fuera del cordón, en la zona afectada por el calor (ZAC). Se determinó una longitud crítica de mojado mínima sobre ambas chapas que produce que la fractura se ubique en ZAC y se maximice la carga de rotura. Se desarrolló un modelo simple que permite predecir la carga de rotura a partir de las dimensiones del cordón y las propiedades del material en las distintas zonas.

**Palabras clave:** Acero dual pase; GMAW-B; microestructura; propiedades mecánicas.

## Effect of Procedure Parameters on Mechanical Properties of GMAW-Brazing Joints of DP 1000 Steel

**Abstract:** Dual phase steels (DP) offers a good combination of strength, formability and weldability and are widely used in the automotive industry. The incorporation of these new materials requires the development of new welding procedures. Currently, the Gas Metal Arc Welding - Brazing process (GMAW-B) is increasingly used, since it presents good surface appearance and does not produce the fusion of the materials to be joined, limiting the microstructural degradation suffered by DP steels. The objective of this work is to analyze the effect of GMAW-B welding parameters on the characteristics of welded joints in DP steels. Test pieces of DP steel sheets of 1000 MPa tensile strength were welded. The effect of the working angle, of the thermal input through the welding speed and the operation mode were analyzed. On the welded specimens the bead geometrical aspects, defects generations and microstructural evolution along the welded joint were determined. Tensile shear tests and microhardness profiles were carried out. When reducing the welding speed and with a working angle of 30°, the wetting lengths of the filler metal increased on the DP steel sheets and consequently improved the resistance of the welded joint. With the pulsed mode, the surface appearance of the beads, the geometrical characteristics and the wetting are substantially improved, thus the fracture takes place outside the bead, at the heat affected zone (HAZ). It was defined a critical wetting length on both sheets to locate the fracture in the HAZ and maximize the fracture load. A simple model was developed to predict the fracture load from the bead dimensions and the material properties at the different zones.

**Key-words:** Dual phase Steel; GMAW-B; microstructure; mechanicals properties.

Recibido: 20 Feb., 2020, Aprobado: 15 Set., 2020.

E-mail: cmarconi@frsn.utn.edu.ar (CM)



Este es un artículo publicado en acceso (Open Access) abierto bajo la licencia Creative Commons Attribution Non-Commercial, que permite su uso, distribución y reproducción en cualquier medio, sin restricciones siempre que sin fines comerciales y que el trabajo original sea debidamente citado.

## 1. Introducción

En los últimos años, la industria automotriz se ha orientado al desarrollo de vehículos con mayores niveles de seguridad, menor consumo de combustible y métodos de producción más rentables, en el marco de una necesidad de reducir las emisiones de CO<sub>2</sub>. Una de las alternativas para lograr esto es utilizar materiales de mayor resistencia mecánica, a fin de disminuir los espesores empleados en partes estructurales. En este contexto, en los últimos años se ha producido un fuerte desarrollo de los Aceros Avanzados de Alta Resistencia (AHSS). Dentro de esta categoría, los aceros de fase dual (DP) ofrecen una buena combinación de resistencia, conformabilidad y capacidad de absorción de energía. Esto, unido a la rentabilidad del conformado en frío, se traduce en soluciones altamente atractivas para piezas estructurales de automóviles [1,2].

Sin embargo, junto con las ventajas que proveen estos nuevos aceros surge la necesidad de profundizar su conocimiento sobre su soldabilidad. Los aceros DP consisten de un 5-50% de islas de martensita en una matriz de ferrita, además de un porcentaje bajo de bainita y austenita retenida. La segunda fase martensítica aumenta con el aumento de la resistencia deseada del acero (500 a 1200 MPa). La fase ferrítica blanda es generalmente continua, proveyendo una excelente ductilidad. El contenido de carbono y de aleantes, los tamaños de grano y la fracción de martensita, entre otros aspectos, determinarán las propiedades finales del material. El desarrollo de estos aceros cuenta ya con varias décadas, sin embargo recién en los últimos años se han incorporado fuertemente para la fabricación de partes estructurales en la industria automotriz, en buena medida por el desarrollo de procesos para su obtención y soldadura [3].

En los aceros DP las altas resistencias se obtienen a partir de la modificación de la microestructura, la cual se verá afectada por el ciclo térmico de la soldadura. Para la soldadura de estos materiales se debe tener especial control sobre los parámetros del proceso que afecten el aporte térmico y la evolución microestructural, ya que ésta definirá las propiedades mecánicas resultantes. Así la comprensión de los aspectos metalúrgicos que controlan la mencionada evolución microestructural es de fundamental importancia a fin de poder predecir el comportamiento mecánico de las uniones soldadas obtenidas. El calor aportado (HI) es el parámetro que expresa la cantidad de calor introducida en el material y controla la velocidad de enfriamiento, viéndose directamente relacionado con la evolución microestructural. Dicho HI queda determinado por el tipo de proceso y por los parámetros del mismo [4,5].

Las tecnologías utilizadas en la industria automotriz involucran una gran cantidad de procesos, en este sentido, la soldadura es una de las técnicas de fabricación más utilizadas. La incorporación de estos nuevos materiales y mayores niveles de calidad, llevan al desarrollo de nuevos procesos de soldadura y/o a optimizar aquellos tradicionalmente utilizados. Actualmente, es cada vez más empleado el proceso GMAW-B (Gas Metal Arc Welding - Brazing), ya que presenta buen aspecto superficial, con menor aporte térmico, dado que no produce la fusión de los materiales a unir, generando menores distorsiones y degradación térmica de los aceros avanzados. Esto es de gran importancia en la unión de aceros del tipo DP, ya que los ciclos térmicos de la soldadura degradan las propiedades del material base produciendo una pérdida de resistencia en la zona afectada por el calor (ZAC) producto del revenido de la martensita original [6,7].

Para la soldadura brazing, el metal de aporte tiene un punto de fusión más bajo que el material base. Una buena mojabilidad es necesaria para obtener una junta satisfactoria. La junta soldada se forma por difusión local entre el material de soldadura brazing y el material base antes y durante la solidificación. En la unión soldada por arco no es posible confiar solo en la acción capilar para obtener una unión con alta resistencia, principalmente debido a la pequeña área de unión entre las chapas. La resistencia inherente del material de soldadura brazing desempeña un papel más importante. Las uniones soldadas pueden ser juntas de solape, a menudo entre chapas superpuestas. En la soldadura brazing por arco, el calor es más concentrado que en la soldadura brazing capilar. La alta temperatura del arco y la fuente de calor concentrada conducen a una cierta fusión del material base cerca de la raíz del arco. La dilución debe minimizarse ya que puede influir negativamente en la resistencia. Por otro lado, un calor demasiado bajo da malas juntas debido a una mojabilidad insuficiente [8].

Consumibles con resistencias similares se prefieren para cumplir con los requisitos de las propiedades mecánicas de la unión, pero alambres de menor resistencia se han utilizado para alcanzar las propiedades mecánicas por deposición de material extra. Para el caso del material de aporte en soldadura GMAW-B, habitualmente se utiliza un alambre de cobre-silicio al 3% ó cobre-aluminio al 8%, siendo el primero el más común para el acero. En este sentido, la resistencia del material de aporte es siempre menor que la de los AHSS, por lo que el aporte de material adicional en la zona del cordón es un aspecto de relevancia [9]. El material es transferido en la zona de unión por medio de un cortocircuito moderado, como resultado, el arco es casi libre de salpicaduras [10]. En el modo pulsado es posible controlar mejor el calor aportado durante todo el proceso de soldadura y evita el riesgo de tener una inestabilidad en el arco, mejorando así el aspecto superficial de los cordones y su uniformidad de principio a fin de la junta [11,12].

En cuanto a los parámetros del proceso GMAW-B, es conocido que los ángulos de trabajo pueden presentar una influencia relevante sobre la geometría del cordón [6,13]. Asimismo, con la velocidad de soldadura se puede controlar el aporte de calor.

Las propiedades mecánicas de estas uniones soldadas por brazing quedan definidas principalmente por las longitudes de mojado del cordón de soldadura, las características de la interfaz y por la degradación sufrida en la ZAC [6,14]. En la interfaz

puede formarse un intermetálico que, de acuerdo a su espesor y continuidad, puede afectar la integridad de la misma y afectar el modo de rotura [15-17]. Se han propuesto modelos que permitan determinar la carga de rotura en función de las propiedades y las dimensiones de la junta [18,19].

Otros parámetros del proceso pueden también afectar la integridad de la junta, como la separación entre chapas o gap [20]. En este sentido es escasa la información disponible sobre el efecto de los parámetros de soldadura, tendiente a la optimización del procedimiento para la soldadura de este tipo de materiales.

El objetivo de este trabajo es analizar el efecto de los parámetros de soldadura para el proceso GMAW-B en la unión de solape de aceros DP 1000 de 1,2 mm de espesor, utilizados frecuentemente en la industria automotriz. Para dar cumplimiento al objetivo propuesto se relacionaron los aspectos dimensionales y de calidad para cada condición de junta soldada, tanto con el modo cortocircuito como pulsado. Asimismo, a fin de lograr una mayor comprensión de la influencia de las variables esenciales que definen las características mecánicas de las uniones soldadas por GMAW-B, se desarrolló un modelo conceptual simple para la predicción de la carga de rotura y la ubicación de la misma en función de los aspectos geométricos y las propiedades locales de las distintas zonas de la junta.

## 2. Materiales y Métodos

### 2.1. Material Base

Como metal base se utilizó un acero DP de 1000 MPa de resistencia a la tracción de 1,2 mm de espesor, sobre el cual se determinó la composición química mediante espectrometría de emisión óptica (OES) y se realizó la caracterización microestructural mediante microscopía óptica (LM) y electrónica de barrido (SEM). Asimismo, se determinaron las propiedades mecánicas mediante mediciones de microdureza Vickers (HV1Kg) y ensayo de tracción uniaxial, según la Norma ASTM E8-04. En la Tabla 1 se muestra la composición química del material empleado expresada en porcentaje en peso (wt%).

**Tabla 1.** Composición química del metal base (wt%)

Muestra	C	Mn	Si	P	S	Nb	Ti	V	B*	Al	Cr	Mo	Cu
DP1000	0,14	1,49	0,48	0,009	<0,001	0,016	0,003	0,006	3	0,039	0,03	0,01	0,01

\*expresado en ppm

Puede verse que corresponde a un acero de bajo contenido de C aleado al Mn y Si, con la presencia de microaleantes como el Nb. Cuanto más alto el contenido de C y Mn, en comparación con chapas de acero convencionales, se mejora la capacidad de obtener el endurecimiento necesario, mediante la prevención de perlita o bainita que se forman durante el procesamiento. El Si permite el enriquecimiento de la partícula de carbono en la austenita [3].

En la Tabla 2 se muestran los resultados de las propiedades mecánicas del material base empleado, promedio de 4 ensayos.

**Tabla 2.** Propiedades mecánicas del metal base

HV1	Ruts (MPa)	Rf (Mpa)	A (%)
309	1032	753	10

HV1: Microdureza Vickers (1 kg). Ruts: Resistencia a la tracción. Rf: Tensión de fluencia. A: Alargamiento.

Se observa que corresponde a un material de alta resistencia, superando los 1000 MPa de resistencia a la tracción con una relación de  $R/R_f$  de 1,37, con un buen alargamiento a rotura.

En la Figura 1 se muestra la microestructura del acero base obtenida mediante LM y SEM. Se aprecian las islas de martensita en una matriz de ferrita y tamaño de grano fino uniforme de 2 a 3  $\mu\text{m}$  de diámetro en todo el espesor de la chapa medido según la Norma ASTM E 112-96. El contenido de cada fase determinado según la Norma ASTM E 562-02 corresponde con un 57% de ferrita y un 43% de martensita.

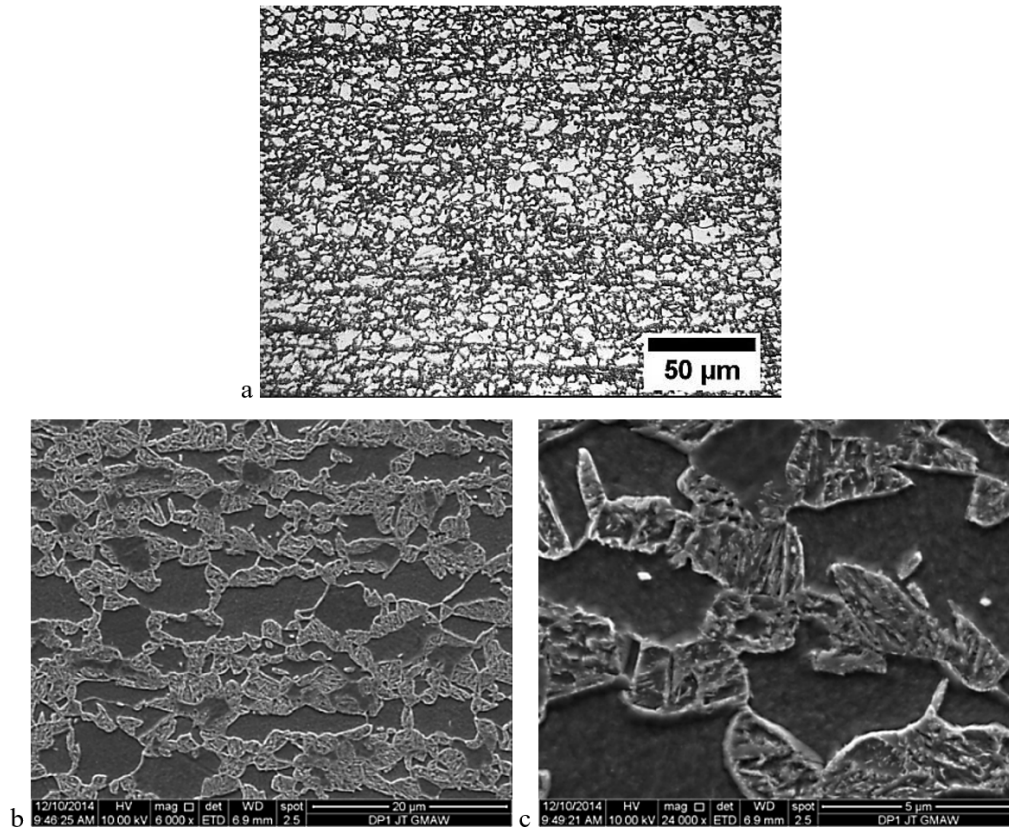


Figura 1. Microestructura del acero base, (a) microscopía óptica; (b y c) electrónica de barrido.

## 2.2. Soldadura

A fin de alcanzar los objetivos propuestos se soldaron probetas de solape de 100 x 100 mm, mediante el proceso GMAW-B bajo distintas configuraciones operativas, según la Especificación AWS D8.8M:2014 [21]. Se utilizó una fuente ESAB Aristo U500 y las probetas se soldaron en forma mecanizada con un dispositivo de avance Miggytrac 1500. En la Figura 2 se muestra el montaje experimental empleado.

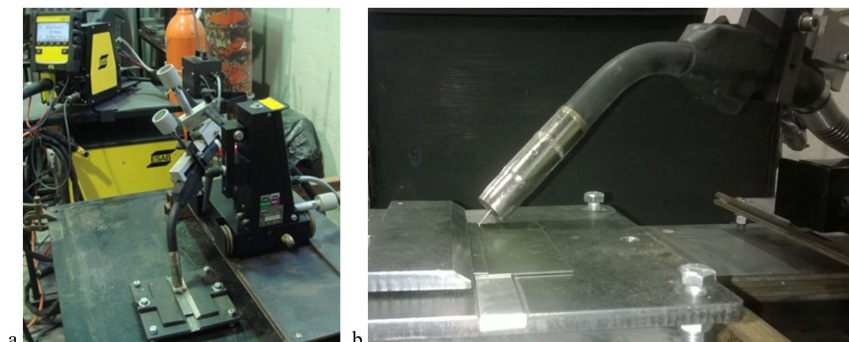


Figura 2. Montaje experimental empleado, (a) equipamiento y ángulo de desplazamiento; (b) detalle ángulo de trabajo.

Como metal de aporte se empleó un alambre macizo de CuSi3 de 0,8 mm de diámetro. Sobre este material se realizó un cupón de aporte puro para la determinación de la composición química del depósito según la Especificación AWS A5.7/A5.7M:2007 [22]. Antes de definir el esquema de parámetros para realizar el estudio sistemático se realizaron pruebas preliminares a partir de las cuales se definió el rango de valores a analizar. El criterio empleado fue obtener una soldadura con buen aspecto superficial y sin grandes defectos, buscando la mayor velocidad de soldadura posible y un menor calor aportado. Para ello se definieron los parámetros eléctricos de trabajo, fijando la velocidad de alimentación del alambre en 6 m/min, de acuerdo a lo encontrado en trabajos anteriores [23].

El solape entre las chapas inferior y superior fue de 10 mm. La posición de soldadura utilizada fue plana bajo mano, el ángulo de desplazamiento fue de 75° por empuje (Figure 2a) y la torcha se ajustó de modo tal que el extremo del alambre se

ubique sobre la chapa inferior a 0,5 mm de la junta de solape. Se fijó la distancia pico pieza dp-p = 16 mm, el gas de protección utilizado fue argón, con un caudal de 12 L/min. En este trabajo no se empleó separación entre chapas (gap).

Para el análisis de los parámetros de proceso en el modo cortocircuito (CC) se variaron la velocidad de soldadura (6, 8 y 10 mm/s) y el ángulo de trabajo (15°, 30° y 45°) (Figure 2b). La velocidad de alimentación de alambre y tensión fijadas fueron de 6,0 m/min y 15,2 V, respectivamente.

En una segunda etapa, a partir de los resultados obtenidos se realizaron juntas en modo pulsado (definiendo corriente de pulso  $I_p$ , corriente de base  $I_b$ , tiempo de pulso  $t_p$ , tiempo de base  $t_b$  y frecuencia de pulso), con un ángulo de trabajo de 30°, analizándose las dos velocidades de soldadura extremas (6 y 10 mm/s).

La identificación de cada cupón, los parámetros eléctricos medios (Corriente y Tensión), la velocidad de soldadura, el ángulo de trabajo y el calor aportado resultante, calculado según la Ecuación 1, se muestran en la Tabla 3.

$$HI = V \cdot I / V_s \quad (1)$$

**Tabla 3.** Identificación y parámetros de soldadura

Probeta	I (A)	V (V)	Vs (mm/s)	$\alpha$ (°)	HI (J/mm)	
CC 6-15	66	15,5	6	15	171	
CC 8-15	69	15,2	8	15	131	
CC 10-15	70	15,2	10	15	106	
P 6-30	50	22,7	6	30	189	259*
CC 6-30	64	15,5	6	30	165	
CC 8-30	65	15,5	8	30	126	
CC 10-30	65	15,2	10	30	99	
P 10-30	47	22,3	10	30	105	160*
CC 6-45	66	15,2	6	45	167	
CC 8-45	67	15,2	8	45	127	
CC 10-45	66	15,5	10	45	102	

CC: Cortocircuito. P: Pulsado. I: Corriente media, V: Tensión media, Vs: Velocidad de soldadura,  $\alpha$ : Ángulo de trabajo, HI: Calor aportado. \* Aporte térmico calculado con Ec. 2.

Sin embargo, si se considera que para el caso del modo pulsado el cálculo del HI se realiza considerando la potencia instantánea media ( $P_{im}$ ), resultando de la Ecuación 2 [24], en lugar de la Ecuación 1 habitualmente empleada, se obtienen entonces para dichas condiciones pulsadas los valores de HI indicados en la segunda columna de la Tabla 3.

$$HI_p = P_{im} / V_s = (\sum V_i \cdot I_i) / n_i / V_s \quad (2)$$

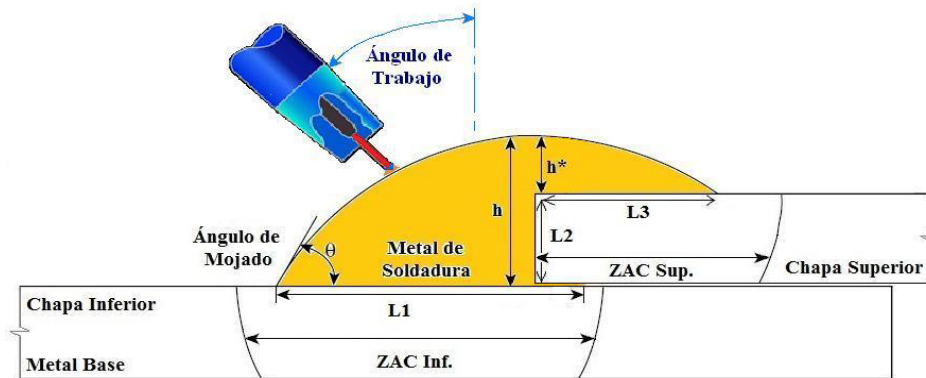
Cómo puede verse, estos valores son mayores a los obtenidos con los valores medio de la tensión y la corriente, de acuerdo a lo reportado previamente [25]. Este aumento del aporte térmico redundaría en mayores longitudes de mojado, entre otros aspectos.

A su vez, la variación de la velocidad de soldadura introduce una variación sistemática en el HI que impactará tanto en los aspectos dimensionales del cordón como en aspectos metalúrgicos.

### 2.3. Análisis Dimensional y Macrografía

Sobre las probetas soldadas se realizó una inspección visual y se evaluó el aspecto superficial, el nivel de salpicaduras y la uniformidad desde el inicio al fin de los cordones.

Para cada condición se realizaron cortes transversales al cordón por duplicado, en el centro de las probetas soldadas, y se analizó la macroestructura de los mismos. Todas las muestras se desbastaron con papeles abrasivos de carburo de silicio hasta grado 1000, el pulido final se realizó utilizando pasta diamantada de 6 y 1  $\mu\text{m}$ . La macroestructura de soldadura se reveló con Nital 2% y se obtuvieron imágenes con lupa estereoscópica Olympus SX61. Sobre los cortes transversales de los cordones se realizó un análisis dimensional promedio empleando el software de análisis de imágenes libre *ImageJ*, revelando las dimensiones mostradas en el esquema de la Figura 3.



L1: mojado sobre chapa inferior; L2: mojado sobre espesor de chapa superior sumando extensión de la fusión en diagonal, si la hubiese; L3: mojado sobre chapa superior;  $\theta$ : ángulo de mojado; h: alto del refuerzo; h\*: alto refuerzo sobre L2.

Figura 3. Esquema de las dimensiones medidas.

#### 2.4. Caracterización Microestructural y Perfiles de Microdureza

Se estudió mediante LM y SEM la evolución microestructural en las distintas juntas soldadas, sobre las mismas muestras del análisis macrográfico y dimensional. Para ello se dividió la ZAC, tanto de la chapa superior como inferior, en 4 zonas: Zona de Metal Base Revenido (ZMBR), Zona Sub-Crítica (ZSC), Zona Inter-Crítica (ZIC) y Zona Recristalizada Fina (ZRF) y Gruesa (ZRG), respectivamente. Además, se analizó la presencia de intermetálicos (IMC) en ambas interfaces.

Por otro lado, para completar el análisis microestructural y evaluar los anchos de la ZAC, se realizaron perfiles de microdureza Vickers con 300 gramos de carga (HV0,3) con un microdurómetro LECO LM 300 AT. Las improntas de microdureza para determinar el perfil fueron realizadas, sobre las mismas muestras anteriores, en la línea central del espesor de las chapas y en la diagonal del metal de aporte, cada 250  $\mu\text{m}$ . El ancho de la ZAC en cada caso se definió a partir de la posición donde se alcanza la dureza del material base.

#### 2.5. Ensayo de Arrancamiento

Para cada condición de soldadura se cortaron dos probetas para ensayos de arrancamiento de 10 mm de ancho y 100 mm de largo, transversales al cordón, del centro de las probetas soldadas. Las probetas fueron ensayadas con una máquina universal SSI-SATEC-BALDWIN de 30 Tn, obteniéndose la carga de rotura, la cual fue referida al ancho de la probeta. Los resultados de ambas probetas fueron promediados para cada condición de soldadura. Esquema de los cortes realizados sobre la probeta soldada, con su respectiva ubicación para cada condición, se muestran en la Figura 4.

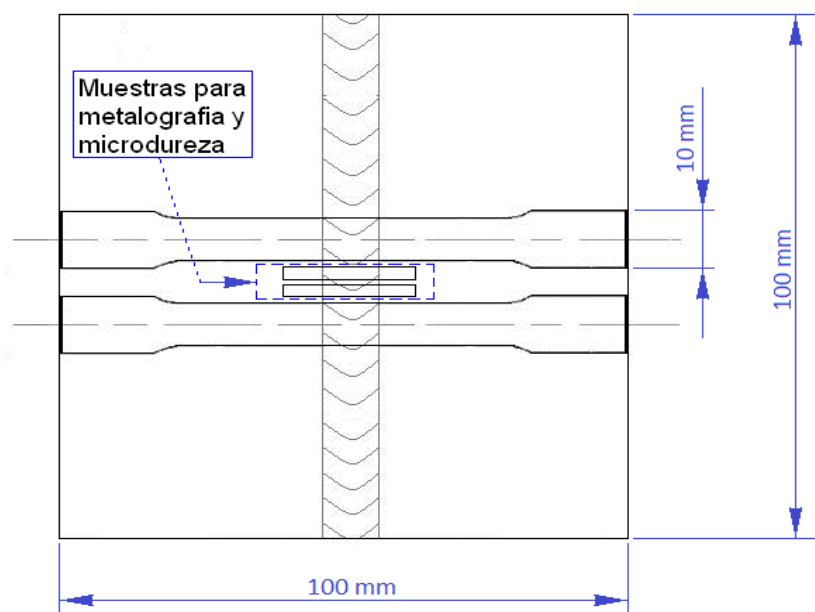


Figura 4. Esquema de extracción de probetas en las juntas soldadas

### 3. Resultados y Discusión

#### 3.1. Análisis Dimensional y Macrografía

En cuanto a la operatividad del proceso para todas las condiciones el aspecto superficial fue bueno y el nivel de salpicaduras y defectos casi nulo. En la Figura 5 se muestra, a modo de comparación, el aspecto superficial de los cordones soldados con el modo CC y P para 30° de ángulo de trabajo.

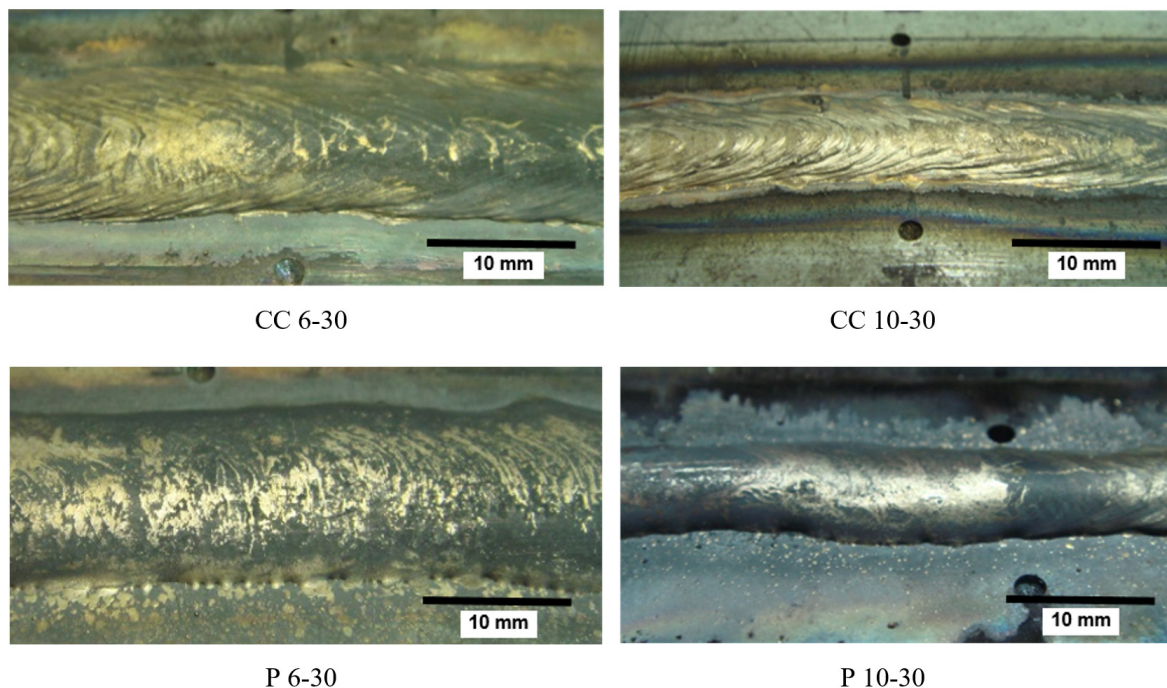


Figura 5. Aspecto superficial de los cordones.

Respecto de las variables analizadas se pudo apreciar visualmente una mejor uniformidad, de inicio a fin de los cordones, para las soldaduras realizadas con ángulo de trabajo de 15 y 30° y a menor velocidad.

Los aspectos dimensionales promedio para cada condición se presentan en la Tabla 4.

Tabla 4. Análisis dimensional (mm) de las uniones soldadas GMAW-B.

Probeta	L1	L2	L3	L2+L3	$\theta$	ZAC Inf.	ZAC Sup.	h	h*- L2
CC 6-15	5,1	1,25	3,65	4,9	69	6,25	3,0	2,4	1,55
CC 8-15	3,4	1,3	1,9	3,2	67	4,7	2,4	1,8	0,7
CC 10-15	3,4	1,3	1,95	3,25	65	4,3	2,3	1,75	0,6
P 6-30	6,0	2,0	5,7	7,7	40	10,3	7,3	2,1	1,1
CC 6-30	5,1	1,1	2,55	3,65	68	7,1	2,9	2,5	1,25
CC 8-30	3,8	1,3	2,0	3,3	66	5,0	2,3	2,05	0,73
CC 10-30	2,95	1,2	1,3	2,5	63	3,5	1,6	1,9	0,5
P 10-30	2,6	1,4	2,7	4,1	50	4,5	3,8	2,0	0,5
CC 6-45	3,3	1,15	2,35	3,5	76	4,8	2,9	2,55	1,4
CC 8-45	2,9	1,25	1,15	2,4	69	3,7	1,7	2,1	0,85
CC 10-45	2,9	1,15	0,95	2,1	56	3,2	1,4	1,7	0,55

L1: mojado inferior; L2+L3: mojado superior;  $\theta$ : ángulo de mojado; h: alto del refuerzo; h\*: alto refuerzo sobre L2

La longitud de mojado L2 en algunos casos es superior al espesor de la chapa superior debido a que la medición de la misma se realizó con una recta segmentada considerando la fusión del extremo de la chapa, en el caso que existiese.

Se puede notar que las longitudes de mojado, los anchos de la ZAC en ambas chapas, y la altura del refuerzo aumentan con la disminución de la velocidad de soldadura para cada ángulo de trabajo. Las mayores longitudes de mojado se obtuvieron

para ángulos de trabajo de 15 y 30°. En cuanto al ángulo de mojado, si bien en general no se observaron grandes variaciones, este tiende a aumentar con la disminución de la velocidad de soldadura, asociado al aumento de la altura del refuerzo. Para el caso de 45° de ángulo de trabajo se observa un mayor efecto de la velocidad de soldadura en el ángulo de mojado. Finalmente, para el modo P se determinaron menores valores de dicho ángulo, especialmente para la menor velocidad de soldadura, donde el mojado mejora sustancialmente, y el aspecto superficial de los cordones es liso. Esto podría asociarse a la mayor tensión y corriente que se da en el modo pulsado cuando se produce la transferencia metálica.

En la Figura 6 se muestran, a modo de comparación, las macrográficas para las probetas soldadas a 30° con alta y baja velocidad respectivamente para los modos operativos CC y P.

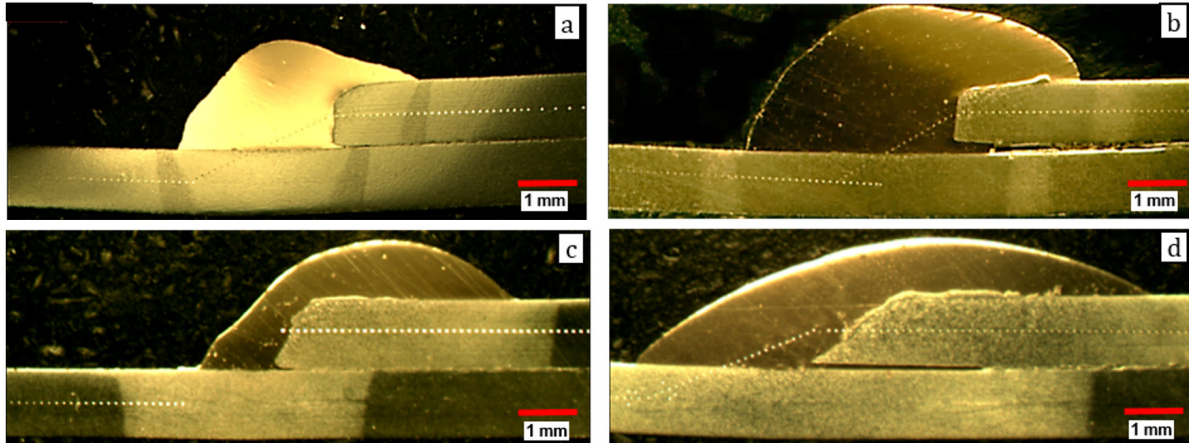


Figura 6. Macrográficas de las probetas a: CC 10-30, b: CC 6-30, c: P 10-30 y d: P 6-30.

Puede apreciarse cualitativamente que el tamaño de la ZAC disminuye al aumentar la velocidad de soldadura y aumenta para el caso P, respecto del modo CC, asociado al mayor HI introducido en dicho modo P.

En general, se observa la ausencia de fusión de los materiales a unir, excepto en el extremo superior de la chapa superior de la junta. Este efecto es habitual y ha sido reportado anteriormente, asociado a la zona donde se establece el arco eléctrico [6,13]. A su vez, si bien no se utilizó separación entre chapas, se puede observar que en las condiciones de mayor calor aportado (CC-6-30 y P-6-30), se genera una separación entre las mismas, debido a distorsiones de origen térmico, donde ingresa material de aporte líquido. En estos casos, la longitud L1 se consideró incluyendo el material ingresado entre las chapas. En futuros trabajos se pretende estudiar sistemáticamente la influencia de la separación entre chapas, analizando no solo el efecto del aumento de la longitud de mojado L1, sino también el del espesor de material de aporte entre ambas chapas.

En la Figura 7 se muestra la variación de las longitudes de mojado con la velocidad de soldadura y el modo operativo, para 30° de ángulo de trabajo.

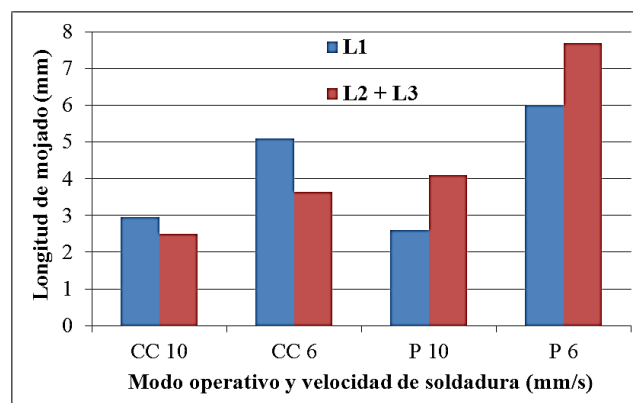


Figura 7. Longitud de mojado de las chapas inf. y sup. en función de la Vs para las probetas soldadas en modo CC y P con 30° de ángulo de trabajo.

Puede verse que al disminuir la velocidad de soldadura, las longitudes de mojado aumentan. Estas longitudes son relevantes dado que definen la carga y el modo de rotura en el ensayo de arrancamiento, junto con la integridad de la interfaz. Asimismo, en general para el modo CC la longitud L1 es algo superior a la suma de las longitudes L2+L3, y para el modo P lo contrario.



En general, las longitudes de mojado para el modo P son mayores que para el CC, especialmente L2+L3. Empleando la Ec. 2 para analizar el HI en el modo P, puede verse que el mismo fue superior al del modo CC, para la misma velocidad de soldadura. Asimismo, debe tenerse en cuenta que en el modo P, la transferencia metálica se da en la condición de corriente pico, donde tanto la tensión como la corriente son significativamente más altos que los valores medios. Estos aspectos eléctricos estarían relacionados con las temperaturas de la pileta y las fluctuaciones que se dan en la misma debido a las variaciones que tienen lugar en el arco en el modo pulsado [15,17]. En particular un aumento del voltaje tiende a aplanar el cordón y aumentar el ancho de la zona de fusión. Esto en GMAW-B por un lado es beneficioso para mejorar el mojado del aporte sobre las chapas, pero por otro lado puede aumentar la degradación microestructural del material base, como aumentar la fusión del mismo en las interfaces.

### 3.2. Caracterización Microestructural

En la Figura 8 se muestran las micrografías de las distintas zonas de la junta soldada para la condición CC 10-30. Se distingue claramente a bajos aumentos el cambio de microestructuras producto de las transformaciones asociadas al ciclo térmico en la ZAC del acero DP. En la Figura 8a se muestra dicha zona, donde se pueden distinguir de izquierda a derecha, el material aportado de CuSi3, la interfaz de compuestos intermetálicos (IMC) y la ZAC del acero DP1000. En la Figura 8b se muestra la microestructura en detalle la zona de la interfaz y la ZRG, observándose granos gruesos de martensita. En la Figura 8c se puede ver un detalle de la ZIC / ZSC donde se observa que la microestructura está compuesta por ferrita y carburos.

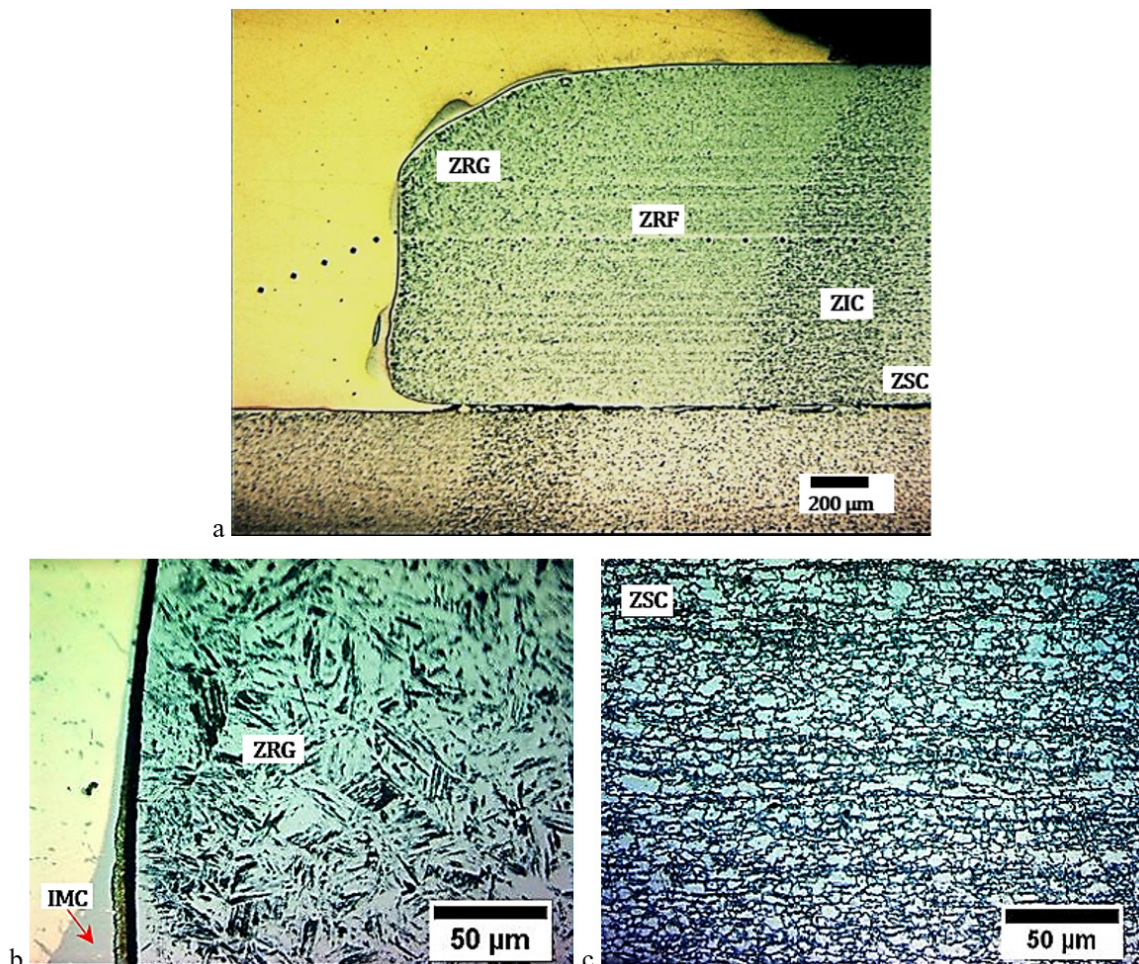


Figura 8. Microestructura: a: Zona de unión, b: Interfaz superior L2, c: Zona de mínima dureza en la ZSC.

En la Figura 9 se muestran imágenes de microscopía electrónica de barrido de la zona de la interfaz aporte/DP para las muestras P 6-30 (a) y CC 10-30 (b). Asimismo, se muestra un espectro EDS característico (c).

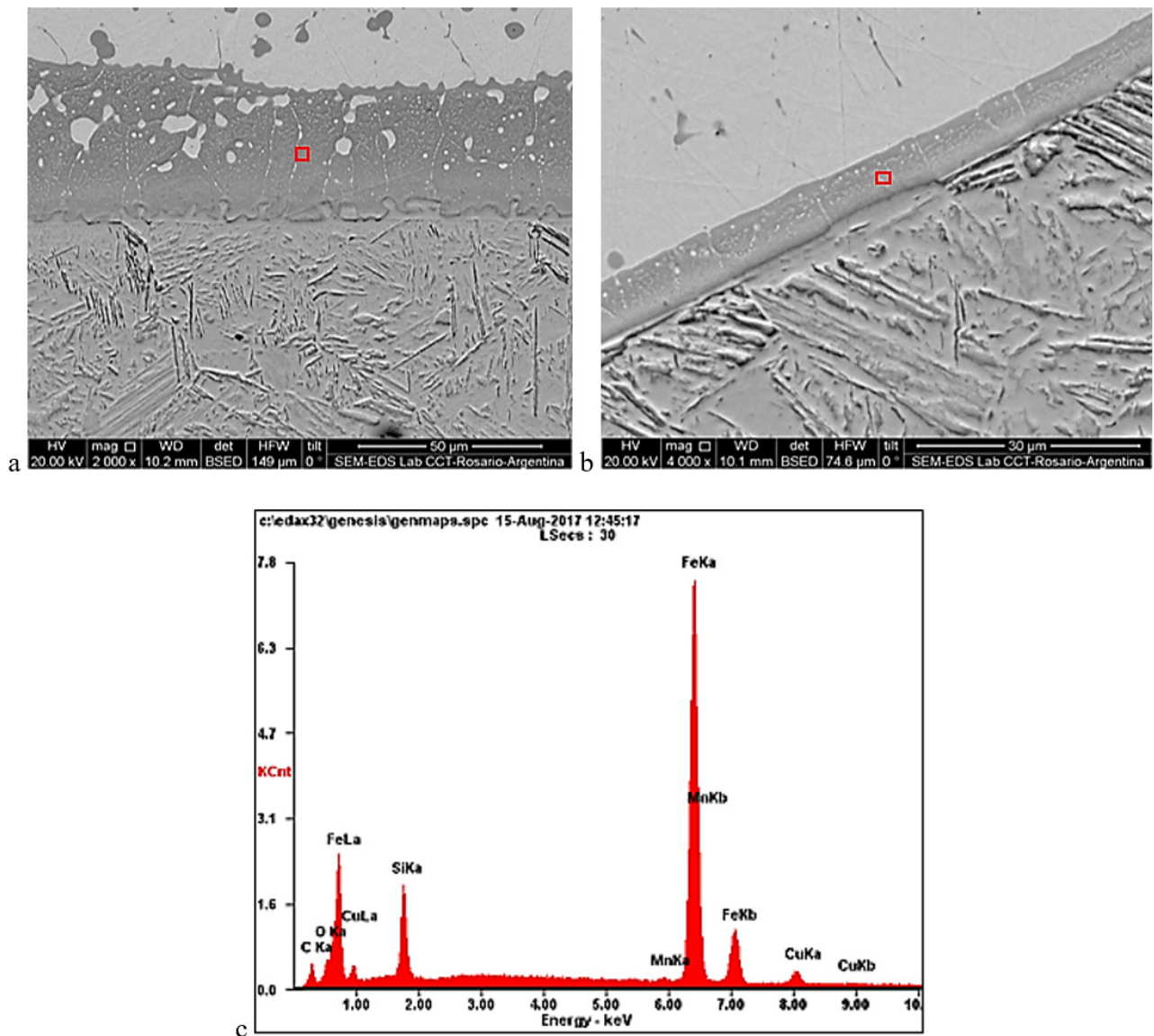


Figura 9. a y b: Imágenes SEM de interfaces de las probetas P 6-30 y CC 10-30 respectivamente, c: EDS característico de la interfaz.

Es un hecho común que las soldaduras brazing que utilizan un arco eléctrico presenten una pequeña fusión del material base [6,8,26]. Esto está asociado al punto catódico, por el que pasa el arco eléctrico, produciendo la fusión localizada del metal base y consecuentemente su dilución en el aporte [27]. En el caso de las soldaduras GMAW-Brazing que utilizan  $\text{CuSi3}$  como aporte, algunos autores han observado la presencia de un compuesto intermetálico en la interfaz del tipo  $\text{Fe}_2\text{Si}$  y  $\text{Fe}_5\text{Si}_3$  [16,17,28-30], como lo observado en las Figuras 8 y 9. El espesor de este compuesto es de alrededor de  $10\ \mu\text{m}$ , aumentando con el calor aportado, coincidentemente con lo observado en este trabajo, hasta alcanzar unos  $40\ \mu\text{m}$ .

Se ha señalado un aumento en la dureza en esta interfaz respecto de la dureza del cordón. No se ha encontrado información respecto de la influencia del modo operativo. La presencia del intermetálico pone en evidencia la acción de un mecanismo difusivo, que indica una interacción metalúrgica entre ambos materiales, lo que favorece la resistencia de la unión. Sin embargo, para espesores elevados y la presencia continua del IMC en la interfaz, se genera una fragilización de la misma, lo que podría asociarse a la microfisuración del intermetálico, produciendo una disminución en la carga de rotura y una fractura frágil.

En la Figura 10 se muestran a mayores magnificaciones las microestructuras resultantes del ciclo térmico de la soldadura sobre el acero DP 1000 para la condición CC 10-30. A fin de analizar la evolución microestructural, se puede dividir la ZAC en 4 zonas. La primera, más alejada a la soldadura y cercana al metal base corresponde a microestructuras de matriz ferrítica con islas de martensita revenida, asociada a transformaciones de fase ocurridas a temperaturas significativamente inferiores a la temperatura crítica inferior  $\text{Ac}_1$ , denominándose Zona de Metal Base Revenido (ZMBR) [7].

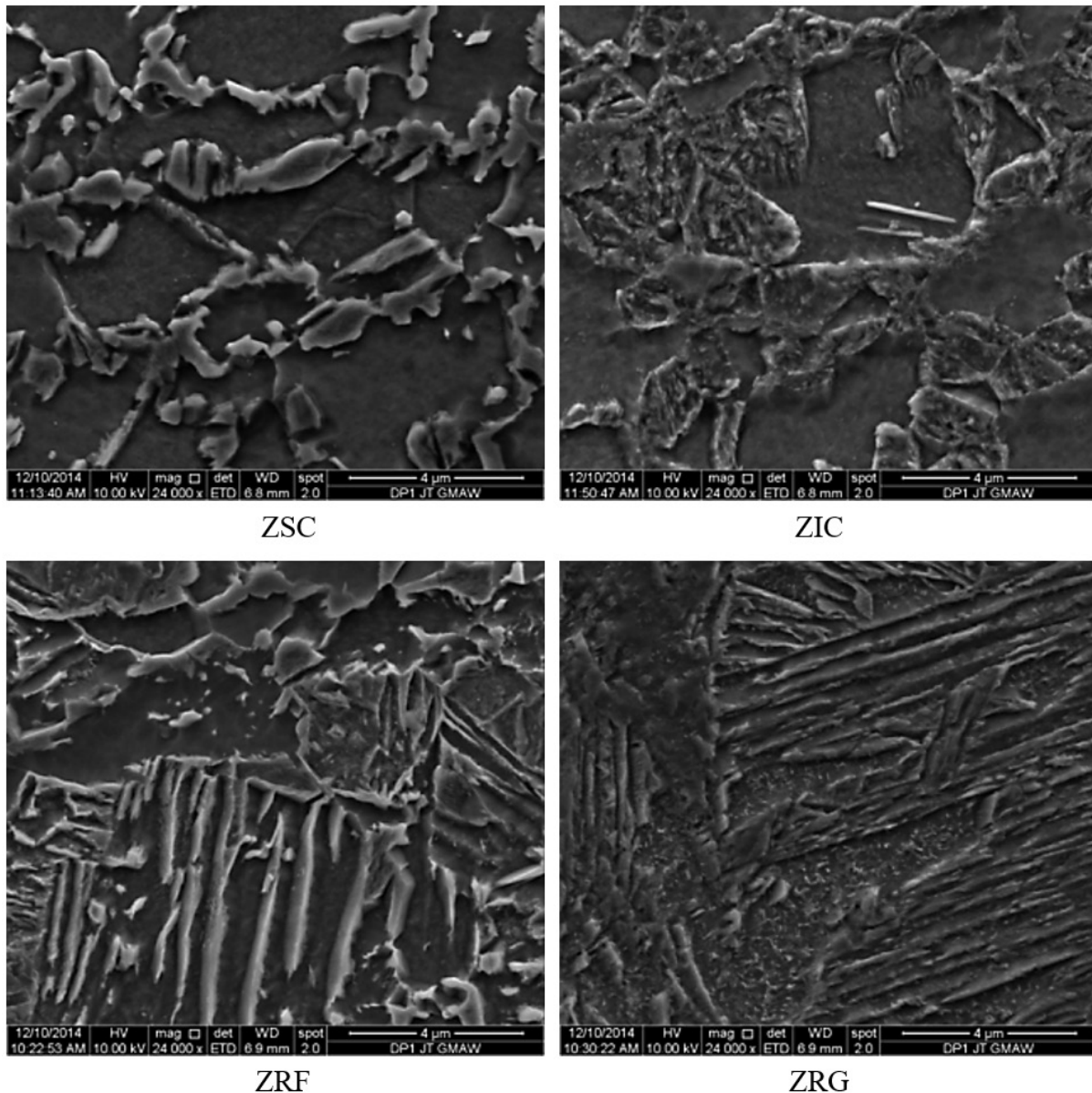


Figura 10. Microestructuras SEM de las zonas de la ZAC analizadas para la condición CC 10-30.

La segunda zona se asocia al material que alcanzó temperaturas cercanas pero inferiores a  $A_{c1}$ , para la cual se alcanza el máximo revenido de la martensita, correspondiéndose con la mínima dureza de la ZAC, dicha zona se denomina Zona Sub-Crítica (ZSC), observándose una microestructura de granos equiaxiales de ferrita e islas de martensita revenida a alta temperatura (Figure 10a). La tercera zona se relaciona con el material que ha alcanzado temperaturas intercríticas, entre  $A_{c1}$  y  $A_{c3}$ , donde la microestructura original es transformada parcialmente en austenita y producto del rápido enfriamiento se forman distintos constituyentes formados por ferrita y carburos (Figure 10b), denominándose Zona Inter-Crítica (ZIC), elevándose la dureza respecto de la ZSC. En la zona donde el material ha alcanzado temperaturas superiores a  $A_{c3}$  se produce la completa austenización de la estructura original y de acuerdo a la máxima temperatura alcanzada se puede producir el crecimiento de grano, obteniéndose luego del enfriamiento las típicas estructuras de grano fino y grueso de la ZAC, constituidas principalmente por martensita y bainita, que se denominan Zona Recristalizada Fina (ZRF) (Figure 10c) y Gruesa (ZRG) (Figure 10d), respectivamente, encontrándose en esta última zona la máxima dureza [7,31].

### 3.3. Perfiles de Microdureza

En las Figuras 11 y 12 se muestran los perfiles de microdureza correspondientes a las probetas soldadas a 30° con el modo CC y P respectivamente.

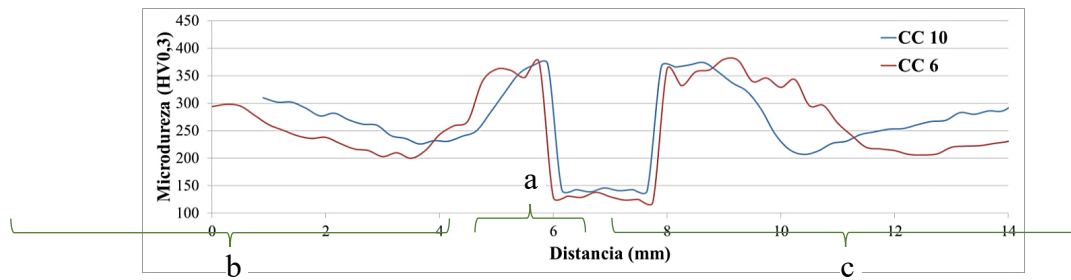


Figura 11. Perfiles de microdureza probetas CC10-30 y CC 6-30: a) Metal de aporte b) Chapa inf. c) Chapa sup.

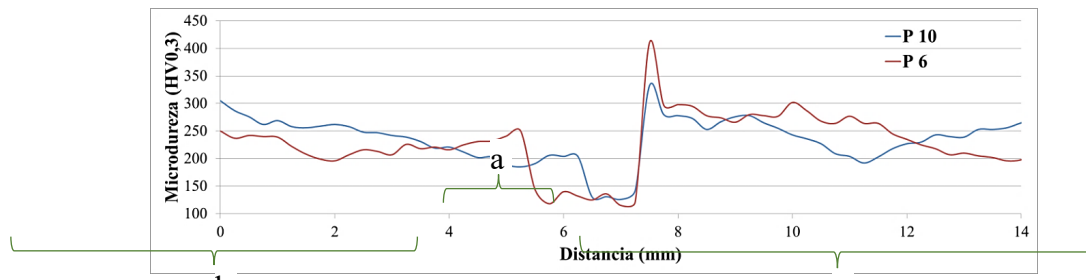


Figura 12. Perfiles de microdureza probetas P10-30 y P6-30: a) Metal de aporte b) Chapa inf. c) Chapa sup.

Se observa para CC un aumento del tamaño de la ZAC a menor  $V_s$  o mayor HI, y a su vez de la zona de máximo ablandamiento ( $\approx 200$  HV). Además, puede verse un pico de dureza ( $\approx 375$  HV) en cada interfaz a ambos lados de las interfaces, producto de la mayor fracción de martensita fresca presente en la ZRG. En el modo P el comportamiento es similar, observándose una ZAC de mayor tamaño y menores valores de dureza, asociados a un mayor aporte de calor. Asimismo, se observa un pico de dureza sobre la interfaz L2, que se asocia al IMC. Este pico es mayor para la condición P 6-30, debido al mayor espesor del IMC en dicha condición, producto del mayor HI.

La dureza del metal aportado de CuSi3 no se ve afectada por las variaciones en el HI y ronda los 135 HV.

El perfil de dureza está determinado por la microestructura correspondiente, que ha sido discutido como dependiente de los parámetros de soldadura, la composición química del acero y la microestructura inicial. Los parámetros de soldadura, como la velocidad de soldadura, afectan a la entrada de calor, que tiene un gran efecto en las propiedades después de la soldadura. La extensión de la zona blanda aumenta al disminuir la velocidad de soldadura. El ablandamiento de la ZAC está asociado con el revenido de la fase martensítica del metal base [32,33].

La dureza de la ZAC aumenta entre la zona que alcanza la temperatura  $A_{c1}$  y el borde de la chapa (límite de fusión del aporte), debido al aumento de la fracción de austenita formada, que durante el enfriamiento transforma en martensita fresca. La dureza máxima alcanzada es de alrededor de 380 HV en la zona recristalizada de grano grueso (ZRG).

El ciclo térmico sufrido en el material es el factor que define el ablandamiento de la ZAC, característico en aceros DP. Al disminuir el aporte de calor hay menos tiempo disponible para completar la reacción de revenido de la martensita en el metal base [33,34].

### 3.4. Ensayo de Arrancamiento

Los resultados de carga de rotura por unidad de ancho promedio se presentan en la Tabla 5. Se indica además, la región de la junta donde ocurrió la fractura.

Tabla 5. Carga de rotura promedio y zona de rotura.

Probeta	Carga de rotura (N/mm)	Zona de rotura
CC 6-15	928	ZSC chapa superior
CC 8-15	555	Interfaz L2 + CuSi3
CC 10-15	439	Interfaz L2 + CuSi3
P 6-30	912	ZSC chapa superior
CC 6-30	637	Interfaz L2 + CuSi3
CC 8-30	569	Interfaz L2 + CuSi3
CC 10-30	457	Interfaz L2 + CuSi3
P 10-30	407	Interfaz L2 + CuSi3
CC 6-45	507	Interfaz L2 +L3
CC 8-45	480	Interfaz L2 +L3
CC 10-45	429	Interfaz L2 +L3

Puede notarse que a medida que disminuye la velocidad de soldadura, aumenta la carga de rotura, asociado al aumento de las longitudes de mojado. Asimismo, en general al disminuir el ángulo de trabajo se obtienen mejores resultados. Para el modo CC, los mejores resultados se obtuvieron para la menor velocidad de soldadura (6 mm/seg) y menor ángulo de trabajo (15°), asociados a las mayores longitudes de mojado, obteniéndose un modo de fractura dúctil en la ZAC del material base, asociada a la zona de mínima dureza.

Para el modo P, en el que solo se analizó el ángulo de trabajo de 30°, para 6 mm/s de velocidad, se obtuvo una carga de rotura significativamente mayor que para la misma condición en el modo CC, asociado a mayores longitudes de mojado. Asimismo, el modo de rotura en este caso fue en la ZAC. Al aumentar la velocidad de soldadura en este modo P, se produjo una disminución significativa en el valor de carga de rotura, a valores similares a los obtenidos para las condiciones del modo CC en dicha velocidad, evidenciando un modo de fractura frágil asociado a la presencia del IMC en la interfaz L2 y una baja interacción metalúrgica entre ambos materiales.

De acuerdo a lo indicado en la Tabla 5 se pueden distinguir tres modos de fractura: el primero iniciando en la interfaz L2 y atravesando el metal aportado de CuSi3 hasta el borde superior del refuerzo en la chapa base (L2+MA); el segundo, similar al anterior pero luego de la interfaz L2 continúa por la interfaz L3 (L2+L3); y el tercero alejado de la soldadura en la zona de máximo ablandamiento (ZSC). En la Figura 13 se muestran macrografías de los tres tipos de fractura.

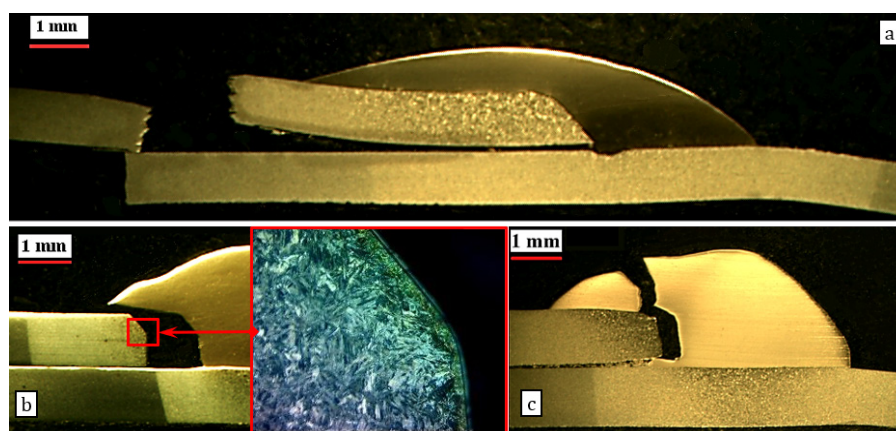


Figura 13. Modos de fractura observados: a: ZSC (P 6-30), b: L2+L3 (CC 6-45) y c: L2+MA (P 10-30).

Como se observan, no se detectan fracturas que evolucionen sobre la longitud L1, siendo las interfaces más críticas las L2 y L3. Cabe hacer notar que sobre la cara L2 es donde se desarrolla principalmente el compuesto intermetálico, lo que disminuiría la integridad de la misma. En el detalle ampliado de la zona de fractura de la Figura 13b se distingue la propagación del frente de fractura a través del intermetálico de la interfaz L2. Asimismo, la longitud L3 es en general menor que la L1, y a su vez la carga necesaria para el cizallamiento de dicha interfaz L3 (modo L2+L3) es menor que la requerida para la tracción del MA (modo L2+MA).

En la Figura 14 se muestra la relación que existe entre la carga de rotura y longitud de mojado L2+L3, asociada a uno de los modos de fractura observados (Figura 13b).

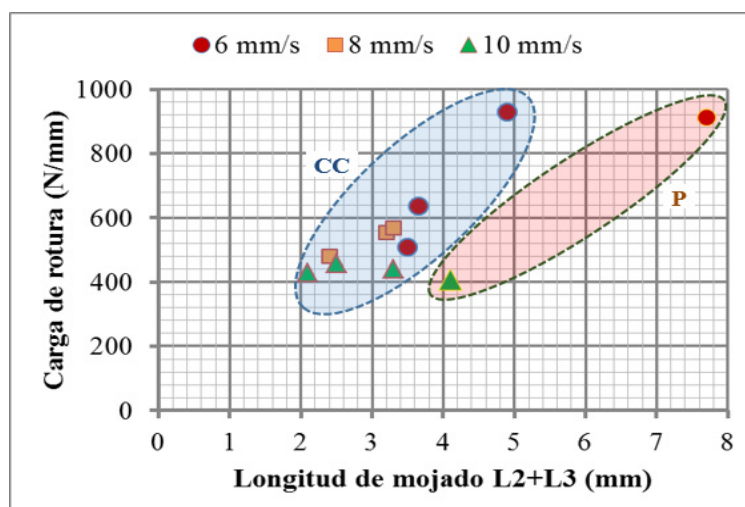


Figura 14. Carga de rotura en función de la longitud de mojado L2+L3.

En general, para valores de longitud de mojado superiores a aproximadamente 4,5 mm se produce un salto en los valores de la carga de rotura, asociado al cambio en el modo de fractura de las probetas, pasando de romper en la interfaz L2/L3 o L2/CuSi3, a la zona de mayor degradación de las propiedades originales del acero DP (ZSC), correspondiente a la zona de máximo ablandamiento.

El modo de fractura está directamente relacionado con esas longitudes de mojado, las cuales se ven afectadas por el ángulo de trabajo y por la velocidad de soldadura [35]. Un ángulo cercano a la vertical produce una mayor fusión de la chapa superior, y por otro lado una velocidad menor genera una mayor deposición mejorando el mojado y extendiendo el ablandamiento del metal base por el mayor HI. Asimismo, la continuidad y espesor del intermetálico formado también contaría con un efecto sobre la integridad de la interfaz [36]. Para la condición óptima de operatividad y mojado, donde la fractura se produjo en la ZAC, se pudo establecer una eficiencia de junta del 83%. Este valor es elevado para este tipo de aceros y es mejor respecto del proceso tradicional GMAW [7].

### 3.5. Modelo para Determinación de Carga de Rotura y Ubicación de la Fractura

Analizando los factores que definen la integridad mecánica de la junta soldada por brazing se puede proponer un modelo conceptual y simple que permite estimar la carga de rotura y la localización de la misma [18,19]. En este sentido, la rotura de la junta soldada en un ensayo de arrancamiento como el utilizado en el presente trabajo está asociada a las longitudes de mojado, a la resistencia mecánica de los distintos materiales presentes en la junta y al tipo de sollicitación presente sobre cada superficie analizada. Así, se puede asumir que en la zona fuera de la junta, la carga de rotura estará asociada a la resistencia del material y a la sección sollicitada en tracción.

Asumiendo la relación existente entre la resistencia a la tracción y la dureza [37] y que la rotura se producirá en la zona de mínima dureza, se tiene que la carga de rotura fuera de la zona de unión será:

$$Prot_{ZSC} = 3,6 HV_{MIN} \times e \times b \quad (3)$$

$Prot_{ZSC}$ : carga de rotura en ZSC (N)  
 $HV_{MIN}$ : microdureza Vickers mínima ( $kg/mm^2$ )  
 b: ancho (mm)  
 e: espesor de la chapa (1,2 mm)

El valor de dureza mínimo  $HV_{MIN}$  se definió en 210 HV para todos los casos, a partir de lo observado en los perfiles de microdureza medidos. Dicho valor se ubicó en todos los casos en la ZSC.

Por otro lado, si se considera que la rotura se producirá a través de la sección del metal aportado, de acuerdo al esquema de la Figura 3, se tendrá:

$$Prot_{MA} = 3,6 HV_{MA} \times h \times b \quad (4)$$

$Prot_{MA}$ : carga de rotura en el metal aportado (N)  
 $HV_{MA}$ : microdureza Vickers del metal aportado ( $kg/mm^2$ )  
 b: ancho (mm)  
 h: altura del cordón (mm)

La microdureza Vickers promedio del metal aportado  $HV_{MA}$  fue de 135 HV.

Si se considera que la rotura se producirá por las interfaces, se tendrá el cizallamiento de las interfaces L1 y L3 y la tracción de la L2. Asumiendo que la resistencia al cizallamiento es la mitad de la resistencia a la tracción, se tendrá:

$$Prot_{L1} = 3,6 HV_{MA} / 2 \times L1 \times b \quad (5)$$

$$Prot_{L2+MA} = 3,6 HV_{MA} \times (C_1 \times L2 + (h * -L2)) \times b \quad (6)$$

$$Prot_{L2+L3} = 3,6 HV_{MA} \times (C_1 \times L2 + L3 / 2) \times b \quad (7)$$

$Prot_{L1}$ : carga de rotura interfacial por L1 (N)  
 $Prot_{L2+L3}$ : carga de rotura interfacial por L2 y L3 (N)  
 $Prot_{L2+MA}$ : carga de rotura mixta por L1 y MA (N)  
 $HV_{MA}$ : microdureza Vickers del metal aportado ( $kg/mm^2$ )  
 $C_1$ : coeficiente de fragilización por presencia de intermetálico en la interfaz L2

b: ancho de la probeta (mm)

L1, L2 y L3: longitudes de mojado (Ver Figura 3) (mm)

h\*: altura del cordón en la zona de L2 (mm)

El coeficiente de fragilización de la interfaz  $C_i$  introducido en las ecuaciones 6 y 7 surge de observar que en la interfaz L2 suele formarse un compuesto intermetálico (Figura 9) de acuerdo a lo mencionado anteriormente. En este sentido, dicho compuesto intermetálico puede generar la fragilización de la mencionada interfaz solicitada en tracción, localizando la fractura en dicha zona (Figura 13b y 13c). El valor del mismo se estimó en este trabajo en  $C_i = 0,34$ .

A partir de las ecuaciones 3 a 7, empleando las mediciones de microdureza y de las longitudes de mojado (Tabla 4: h, h\*, L1, L2 y L3) para las distintas probetas soldadas, se puede determinar el valor de la carga de rotura, siendo aquel el mínimo de los valores calculados para las distintas zonas. Asimismo, asociado a dicho valor se determina cual será la zona donde se producirá la rotura. En la Tabla 6 se muestran los resultados obtenidos de la aplicación del modelo descripto.

**Tabla 6.** Carga y zona de rotura estimadas.

Probeta	Prot <sub>ZSC</sub> (N/mm)	Prot <sub>MA</sub> (N/mm)	Prot <sub>L1</sub> (N/mm)	Prot <sub>L2+MA</sub> (N/mm)	Prot <sub>L2+L3</sub> (N/mm)	Zona de rotura
CC 6-15	<b>907</b>	1166	1239	960	1094	ZSC chapa superior
CC 8-15	907	875	826	<b>555</b>	677	Interfaz L2 + CuSi3
CC 10-15	907	851	826	<b>506</b>	689	Interfaz L2 + CuSi3
P 6-30	<b>907</b>	1021	1458	865	1716	ZSC chapa superior
CC 6-30	907	1215	1239	<b>789</b>	801	Interfaz L2 + CuSi3
CC 8-30	907	996	923	<b>570</b>	701	Interfaz L2 + CuSi3
CC 10-30	907	923	717	<b>441</b>	514	Interfaz L2 + CuSi3
P 10-30	907	972	632	<b>474</b>	887	Interfaz L2 + CuSi3
CC 6-45	907	1239	802	870	<b>761</b>	Interfaz L2 +L3
CC 8-45	907	1021	705	620	<b>486</b>	Interfaz L2 +L3
CC 10-45	907	826	705	457	<b>421</b>	Interfaz L2 +L3

Cómo puede verse prácticamente en todos los casos los valores de carga de rotura y la zona de rotura (asociada al mecanismo de rotura actuante) predicho por el modelo coinciden con muy buena aproximación con lo medido experimentalmente (Tabla 5), dada la gran cantidad de variables puestas en juego así como la diversidad de errores de medición susceptibles de incorporar. Estos resultados validan la aplicabilidad del modelo planteado, el cual es simple y conceptual, siendo de gran utilidad para el diseño de juntas soldadas por GMAW-B. En este sentido, se considera que enriquecer dicho modelo con mayor cantidad de mediciones permitirá validarlo o corregirlo, optimizando su capacidad de predicción.

#### 4. Conclusiones

En el presente trabajo se analizaron uniones soldadas por GMAW-B de un acero DP1000 en chapa fina de 1,2 mm de espesor, analizando el efecto de la velocidad de soldadura, del ángulo de trabajo y del modo operativo.

A partir de los resultados obtenidos a fin de optimizar el procedimiento de soldadura debe alcanzarse un balance entre el aumento de las longitudes de mojado del material de aporte y las dimensiones del cordón depositado, con la degradación metalúrgica del material, asociada a la formación de compuestos intermetálicos, interacción metalúrgica con el material de aporte y al ablandamiento en la ZAC.

Al disminuir la velocidad de soldadura se tiene un mayor aporte de material y un mayor aporte térmico lo que genera mayores longitudes de mojado sobre ambas chapas, así como una mayor difusión entre ambos materiales y el ablandamiento del material, que alcanza un mínimo de dureza en la ZSC de la ZAC. En cuanto al ángulo de trabajo, las mayores longitudes de mojado se obtuvieron para ángulos de trabajo de 15° y 30°. El aumento de las longitudes de mojado, produce en general un aumento de la carga de rotura.

Los mejores resultados asociados a una alta carga de rotura, con la fractura localizada fuera del cordón, se obtuvieron con la menor velocidad de soldadura analizada (6 mm/s), con ángulos de trabajo de 15° para el modo CC y de 30° para el modo P. Para este último caso, además se obtuvo un mejor aspecto superficial y mayores longitudes de mojado.

Se definió una longitud crítica de mojado en ambas chapas cercana a los 4,5 mm, de forma que la rotura se localice en la ZAC, para ambos modos operativos (CC y P). Para menores longitudes de mojado, asociadas fundamentalmente a mayores velocidades de soldadura, los modos de rotura involucraron la propagación a través de la capa de compuesto intermetálico, en alguna de las interfaces aporte-material base.

Se desarrolló un modelo simple y conceptual para la predicción de la carga de rotura y la ubicación de la misma (mecanismo de rotura actuante) el cual presentó un buen ajuste con los resultados obtenidos experimentalmente. Su utilización puede ser relevante para el diseño de este tipo de juntas y el mismo debe ser validado con mayor cantidad de ensayos.

## Agradecimientos

Los autores agradecen a SSAB y su distribuidora Brugsá S.A. en Argentina por la donación de las chapas de acero DP1000; a CONARCO ESAB Rosario por la donación del alambre consumible y al laboratorio de Ensayos de Materiales de la Escuela de Educación Secundaria Técnica Nº 1 “Antonio Bermejo” de la UNNOBA Junín por la realización de los ensayos de rotura. A INTI-Mecánica por las imágenes de microscopía electrónica de barrido. También agradecen el apoyo financiero de la Universidad Tecnológica Nacional.

## Referencias

- [1] Joost WJ. Reducing vehicle weight and improving U.S. energy efficiency using integrated computational materials engineering. *JOM*. 2012;64(9):1032-1038. <http://dx.doi.org/10.1007/s11837-012-0424-z>.
- [2] Shome M, Tumuluru M. Introduction to welding and joining of advanced high-strength steels (AHSS). In: Shome M, Tumuluru M. *Welding and joining of advanced high strength steels (AHSS)*. Amsterdam, The Netherlands: Elsevier, 2015, Ch. 1, p. 1-8. <http://dx.doi.org/10.1016/B978-0-85709-436-0.00001-1>.
- [3] Hilditch TB, De Souza T, Hodgson PD. Properties and automotive applications of advanced high-strength steels (AHSS). In: Shome M, Tumuluru M. *Welding and joining of advanced high strength steels (AHSS)*. Amsterdam, The Netherlands: Elsevier, 2015, Ch 2, p. 9-28. <http://dx.doi.org/10.1016/B978-0-85709-436-0.00002-3>.
- [4] Svoboda HG, Ramini MN, Rissone DE, Surian ES, De Vedia LA. Welding of fine-grained steels for automotive applications. In: *New Developments on Metallurgy and Applications of High Strength Steels International Conference; 2008; Buenos Aires, Argentina*. Buenos Aires: TMS; 2008. p. 69-84.
- [5] Svoboda HG, Ferraresi VA, Scotti A, Surian E. Comparison of welding processes and base metals for automotive applications: C-Mn and microalloyed steels and SC-GMAW, PAW and P-GMAW were analyzed. In: *American Welding Society. Fabtech International and AWS Annual Convention; 2007 Noviembre 11-14; Chicago. Chicago, USA:AWS; 2007*
- [6] Shome M. Metal Inert Gas (MIG) brazing and friction stir spot welding of advanced high-strength steels (AHSS). In: Shome M, Tumuluru M. *Welding and joining of advanced high strength steels (AHSS)*. Amsterdam, The Netherlands: Elsevier; 2015. Ch 8, p. 137-165. <http://dx.doi.org/10.1016/B978-0-85709-436-0.00008-4>.
- [7] 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*. 2008;87(6):135s-148s.
- [8] Lindén G. MIG brazing. In: Weman K, Lindén G. *MIG welding guide*. Cambridge, England: Woodhead Publishing Limited; 2006. Ch 7, p. 98-104. <http://dx.doi.org/10.1533/9781845691479.1.98>.
- [9] Soldadura Mig-Brazing. Fichas Técnicas de Reparación de Vehículos, CESVI México, 17, Febrero 2006.
- [10] Scotti A, Ponomarev V. Soldagem MIG/MAG: melhor entendimento, melhor desempenho. São Paulo: Artliber Editora; 2008. 284 p.
- [11] So WJ, Kang MJ, Kim DC. Weldability of pulse GMAW joints of 780 MPa dual-phase steel. *Archives of Materials Science and Engineering*. 2010;41(1):53-60.
- [12] Shi Y, Zhang G, Huang Y, Lu L, Huang J, Shao Y. Pulsed double electrode GMAW Brazing for Joining of Aluminum to Steel. *Welding Journal, USA*. 2014;93(6):216s-224s.
- [13] Chovet C, Guiheux S. Possibilities offered by MIG and TIG brazing of galvanized ultra high strength steels for automotive applications. *La Metallurgia Italiana*. 2006;(7-8):47-54.
- [14] Piccini J, Farias JI, Svoboda HG. Soldadura Laser Brazing en uniones disimilares con Aceros Avanzados de Alta Resistencia. In: *Congreso Internacional de Metalurgia y Materiales SAM-CONAMET/IBEROMAT/MATERIA 2014*. Asociación Argentina de Materiales, 2014, Santa Fe, Argentina.
- [15] Basak S, Pal TK, Shome M, Maity J. GMA Brazing of Galvanized Interstitial-Free Steel. *Welding Journal*. 2013;92(2):29s-35s.
- [16] Makwana P, Shome M, Goecke S-F, De A. Gas metal arc brazing of galvanized steel sheets. *Science and Technology of Welding and Joining*. 2016;21(7):600-606. <http://dx.doi.org/10.1080/13621718.2016.1145420>.
- [17] Sharma A, Lee SJ, Choi DY, Jung JP. Effect of brazing current and speed on the bead characteristics, microstructure, and mechanical properties of the arc brazed galvanized steel sheets. *Journal of Materials Processing Tech*. 2017;249:212-220.
- [18] Leach RH, Edelson L. Silver brazing alloys in the marine field. *Journal of the American Society for Naval Engineers*. 2014;(51):56-79.
- [19] Farias JI, Piccini J, Svoboda HG. Soldadura GMAW-Brazing de acero DP1000. In: *CONAMET. 16º Congreso Internacional de Metalurgia y Materiales SAM-CONAMET; 2016 Noviembre 22-25; Córdoba, Argentina*. Córdoba, Argentina: CONAMET; 2016
- [20] Reisgen U, Angerhausen M, Pipinikas A, Twiehaus T, Wesling V, Barthelmie J. The effect of arc brazing process parameters on the microstructure and mechanical properties of high-strength steel HCT780XD using the copper-based filler metal CuAl8. *Journal of Materials Processing Tech*, 2017;249,549-558. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.06.040>.



- [21] American National Standards Institute. AWS D8.8:2014: Specification for Automotive Weld Quality—Arc Welding of Steel. USA: American Welding Society; 2014. 17 p.
- [22] American National Standards Institute. AWS A5.7/A5.7M:2007: Specification for Copper and Copper-Alloy Bare Welding Rods and Electrodes. USA: American Welding Society; 2007. 19 p.
- [23] Svoboda H, Lorusso H, Burgueño A. Soldadura de aceros Dual Phase en chapa fina: GMAW, PAW y RSW. *Soldagem e Inspeção*. 2011;16(2):165-176. <http://dx.doi.org/10.1590/S0104-92242011000200009>.
- [24] Joseph A, Farson D, Harwig D, Richardson R. Influence of GMAW-P current waveforms on heat input and weld bead shape. *Science and Technology of Welding and Joining*. 2005;10(3):311-318. <http://dx.doi.org/10.1179/174329305X40624>.
- [25] Joseph A, Harwig D, Farson DF, Richardson R. Measurement and calculation of arc power and heat transfer efficiency in pulsed gas metal arc welding. *Science and Technology of Welding and Joining*. 2003;8(6):400-406. <http://dx.doi.org/10.1179/136217103225005642>.
- [26] Rangel AF, Matlakhova LA, Paranhos RPDR, Matlakhov AN. Evaluation of MIG-brazing welded joint by means of metallographic techniques. *Welding International*. 2006;20(11):889-893. <http://dx.doi.org/10.1533/wint.2006.3664>.
- [27] Weman K. The MIG welding process. In: Weman K, Lindén G. *MIG welding guide*. Cambridge, England: Woodhead Publishing Limited, 2006, Ch 1, p. 3-28. <http://dx.doi.org/10.1533/9781845691479.1.3>.
- [28] Kai M, Zhishui Y, Peilei Z, Yunlong L, Hua Y, Chonggui L, et al. Influence of wire feeding speed on Laser-Brazing zinc coated steel with Cu-based filler metal. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2015;76(5-8):1333-1342. <http://dx.doi.org/10.1007/s00170-014-6347-9>.
- [29] Li R, Yu Z, Qi K. Interfacial structure and joint strengthening in arc brazed galvanized steels with copper based filler. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2005;16:397-401.
- [30] Yu Z, Li R, Qi K. Growth behavior of interfacial compounds in galvanized steel joints with CuSi3 filler under arc brazing. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2006;16(6):1391-1396. [http://dx.doi.org/10.1016/S1003-6326\(07\)60026-0](http://dx.doi.org/10.1016/S1003-6326(07)60026-0).
- [31] Ahiale GK, Jun Oh Y. Microstructure and fatigue performance of butt-welded joints in advanced high-strength steels. *Materials Science and Engineering A*. 2014;597:342-348. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2014.01.007>.
- [32] Baltazar Hernandez VH, Nayak SS, Zhou Y. Tempering of martensite in dual-phase steels and its effects on softening behavior. *Metallurgical and Materials Transactions. A, Physical Metallurgy and Materials Science*. 2011;42A(10):3115-3129. <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-011-0739-3>.
- [33] Biro E, McDermid JR, Embury JD, Zhou Y. Softening kinetics in the subcritical heat-affected zone of dual-phase steel welds. *Metallurgical and Materials Transactions. A, Physical Metallurgy and Materials Science*. 2010;41A(9):2348-2356. <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-010-0323-2>.
- [34] Xia M, Biro E, Tian Z, Zhou YN. Effects of heat input and martensite on HAZ softening in laser welding of dual phase steels. *ISIJ International*. 2008;48(6):809-814. <http://dx.doi.org/10.2355/isijinternational.48.809>.
- [35] Lee SJ, Sharma, Jung, Jung. Influence of Arc Brazing Parameters on Microstructure and Joint Properties of Electro-Galvanized Steel. *Metals*. 2019;9(1006):1-12. <http://dx.doi.org/10.3390/met9091006>.
- [36] Singh J, Singh Arora K, Shajan N, Shukla DK, Shome M. Role of bead shape and dispersed intermetallic phases in determining the strength of CMT brazed DP780 lap joints. *Journal of Manufacturing Processes*. 2019;44:207-215. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmapro.2019.06.007>.
- [37] Dieter G. *Mechanical Metallurgy*. 3rd ed. London: Mc Graw Hill; 1988.