

SOLDABILIDAD DE FUNDICIONES GRISES CON MATERIALES DE APORTE TIPO RBCuZn-A, ERCuAl-A2 Y ERNiFe-Cl-A.

JIMY UNFRIED SILGADO

Ingeniero Mecánico, Universidad Nacional de Colombia; j_unfried@yahoo.com

EFRAÍN TABARES ACEVEDO

Ingeniero de soldadura de ESSA (Paris) e Ingeniero Mecánico de la UTP; efrain@epm.net.co.

Recibido para revisar 2 de Septiembre de 2003, aceptado 26 de Octubre de 2003, versión final 18 de Noviembre de 2003

RESUMEN. En esta investigación, a través de una propuesta experimental que incluye el diseño de un cuerpo de ensayo y por la selección de procedimientos de soldadura adecuados, se estudió la influencia de los materiales de aporte tipo: RBCuZn-A, ERNiFe-Cl-A y ERCuAl-A2, aplicados sobre una fundición gris no aleada clasificada dentro de la especificación ASTM A-48. Dicha influencia se estudió a través de la extracción de probetas de ensayo que se usaron para la evaluación de propiedades mecánicas: tracción, dureza, microdureza y doblez; así como, a través de observaciones metalográficas de las uniones soldadas. Con esto se logró determinar la existencia o no de diferentes zonas y regiones en las juntas soldadas y la influencia de esta presencia sobre la Soldabilidad en el metal de base escogido.

PALABRAS CLAVES: Soldabilidad, Fundiciones grises, Soldadura, Braze Welding, Zona Fundida No Mezclada, propiedades mecánicas.

ABSTRACT. This research studied the weldability of gray cast iron with an experimental proposal which included the design of a body test and with the selection of adequate welding procedures, this work studies the influence of the following filler metals type: RBCuZn-A, ERNiFe-Cl-A and ERCuAl-A2, on a gray cast iron classified in ASTM A 48 standard. This was studied by means of extraction of samples test to evaluate the mechanical properties: tension, hardness, microhardness and bend; just as the metallographic exploration in the weld joints. With these results it was determined the existence or not of different weld zones and regions, and it was possible to evaluate the influence on the weldability of this metal base.

KEY WORDS: Weldability, Gray Cast Iron, Welding, Braze Welding, No mixed Fusion Zone, Mechanical properties.

1. INTRODUCCIÓN

Todas las fundiciones de hierro presentan un mismo problema en común que afecta considerablemente su soldabilidad: la gran cantidad de carbono que poseen. Los procesos de fabricación aplicados a este material, así como los tratamientos térmicos, pueden producir microestructuras útiles en la mayoría de los casos; sin embargo, el ciclo térmico inherente a la soldadura, generalmente, produce microestructuras no deseables. El material adyacente al depósito de soldadura se calienta hasta altas temperaturas, que dependen del proceso usado y la tasa de enfriamiento de la Zona Afectada Térmicamente (ZAT), que en algunos casos puede llegar a ser demasiado rápida. Existe además la tendencia a la formación de carburos tanto en la Zona Fundida No Mezclada (ZFN), así como la posible formación de martensita, la cual posee un alto contenido de carbono, ubicándose en la ZAT, debido al mismo ciclo térmico. Ambas

microestructuras son muy frágiles y por lo tanto son susceptibles al agrietamiento, ya sea durante la aplicación misma de la soldadura o durante el servicio. El grado de este agrietamiento depende directamente del tipo de fundición, las condiciones de soldadura, el tratamiento térmico post soldadura (PWHT, por su acrónimo en inglés). Según el Iron Casting Handbook^[1] desde el punto de vista de la soldabilidad, los requerimientos para soldar una fundición están divididos en tres grupos: (a) Soldaduras de alta resistencia, (b) soldaduras de baja resistencia y (c) recubrimientos. En este caso nos concentraremos en los dos primeros casos. La característica más distintiva de las fundiciones grises con respecto a otras fundiciones, radica en que su contenido de C se encuentra en exceso, por encima de aquel que puede ser admitido en solubilidad máxima por la fase austenítica, el cual

precipita en forma de hojuelas de grafito siempre y cuando las condiciones de colada, las velocidades de enfriamiento y las cantidades de C y Si sean las adecuadas (generalmente en los intervalos $2\% < C < 4\%$ y $1\% < Si < 3\%$).

En el caso estricto de la soldadura de fundiciones grises, la ZAT no es el producto de una fusión localizada, sino que es una zona sometida a un tratamiento térmico en todo el sentido de la palabra y claramente, el efecto resultante sobre esta zona dependerá de la estructura y la composición química de la fundición, así como de la temperatura máxima alcanzada durante la aplicación de la soldadura y la tasa de enfriamiento exhibida.

2. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL.

El método experimental que se usó, básicamente está dividido en tres grupos de trabajo, (Unfried^[2]), y son los siguientes:

1. Caracterización de los materiales usados.
2. Cálculo y selección de dimensiones del bloque de ensayo.
3. Exposición de resultados de observaciones y mediciones.

2.1. CARACTERIZACIÓN DE MATERIALES USADOS.

(a) Fundición gris o Metal de base (MB).

Se seleccionó como metal de base una fundición gris cuya microestructura predominante es una matriz Ferrítico – Perlítica con grafito laminar en forma de hojuelas tipo B según la especificación ASTM A 247, cuya micrografía a 10X se aprecia en la figura 1. En la tabla 1, se muestra la composición química obtenida por los métodos: vía húmeda y cromatografía gaseosa. La presencia de un alto contenido de fósforo podría ocasionar la aparición en algunos sectores dentro de la matriz metálica de un compuesto ternario eutéctico denominado *esteadita*; este puede generar problemas de desgarramiento en caliente (Hot Shortness)^[3], debido a su bajo punto de fusión: 980°C. La tabla 2 ilustra las principales características y propiedades mecánicas de interés del mismo material base.

Tabla 1. Composición química del material base (MB).

C = 3.323%	P = 0.0275%	Cr = 0.300%
Mn = 0.630%	Al = 0.03%	Ti = 0.018%
S = 0.096%	Cu = 0.230%	Sn = 0.016%
Si = 2.190%	Ni = 0.130%	Mo = 0.039%
V = 0.018%		

Tabla 2. Principales propiedades y características del material de base.

Matriz metálica predominante :	80% Perlita + Ferrita
Porcentaje de Carbono equivalente :	3.447%
Porcentaje de Carbono total :	3.323%
Dureza Brinell :	249 – 255BHN
Resistencia a la tracción :	33.7Ksi
Forma de grafito libre :	Tipo B ASTM A 247
Temperatura aproximada de fusión :	1300°C

Con estas características podemos considerar a este tipo de fundición gris dentro de la especificación de la ASTM A 48 como perteneciente a la clase 30.

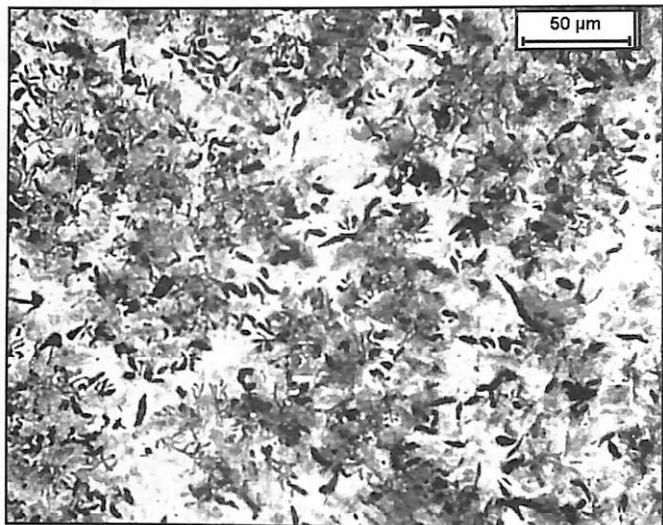


Figura 1. Micrografía que muestra la estructura del material de base. Atacada con Nital al 5% y mostrada a 10x

(b) Materiales de aporte usados (MA).

Las tablas 3, 4 y 5, resumen las características y propiedades de los materiales de aporte dadas por el fabricante, utilizados para realizar las soldaduras, los cuales se encuentran clasificados dentro de las especificaciones AWS A5.15 (1996), para el caso de los aportes tipo ERNiFe-CI-A y ERCuAl-A2 y AWS A5.27 (1996), en el caso del aporte tipo RBCuZn-A, respectivamente.

Tabla 3. Propiedades y características del metal de aporte Ni - Fe .

Especificación AWS A5.15 ENiFe-Cl-A	Recomendaciones generales: Llama oxiacetilénica neutra con boquillas de grandes dimensiones.
Composición química: C = 2.0%, Si = 4.0%, Cu = 2.5%, Mn = 1.0%, S = 0.03%, Ni = 45 – 60%, Al = 1.0 – 3.0%, trazas ≤ 1.0% y Fe = Balance.	Precalentamiento recomendado: 400 – 600°C (Multipasadas)
Resistencia máxima a la tracción: 55Ksi ó 380Mpa (As Dep.)	
Dureza del depósito: 170 – 180BHN (Aplicación Multipase)	
Comportamiento: Excelente maquinabilidad y compatibilidad.	
Tamaño típico del electrodo: Ø1/8" longitud: 14"	
Intervalo de amperajes recomendados: 90 – 135A	
Tipo de aplicación: CA y CDEP	
Precalentamiento recomendado: (Multipasadas) 200 – 260°C	
Tipo de arco: Corto - mediano	

Tabla 4. Propiedades y características del metal de aporte Cu - Al.

Especificación AWS A5.15: ERCuAl – A2.	
Composición química: Cu = 90.0%, Si = 0.7%, Pb = 0.02%,	
Al = 8.0%, Trazas ≤ 1.0% y Fe = Balance.	
Resistencia máxima a la tracción: 80Ksi ó 552Mpa (As Dep.)	
Dureza del depósito: 140BHN (As Deposited) y 230BHN (endurecido por trabajo mecánico)	
Comportamiento: Excelente maquinabilidad + mala compatibilidad.	
Tamaño típico del electrodo: Ø1/8" longitud: 14"	
Intervalo de amperajes recomendados: 125 – 160A	
Tipo de aplicación: CDEP	
Precalentamiento recomendado: (Multipasadas) 95 – 210°C	
Tipo de arco: Corto.	

Tabla 5. Propiedades y características del metal de aporte Cu - Zn.

Especificación AWS A5.27: RBCuZn - A.	
Composición química: Cu = 60.0%, Al = 0.01%, Sn = 0.25%,	
Pb = 0.05%, Si = 0.10%, Trazas = 0.50% y Zn = Balance.	
Resistencia máxima a la tracción: 40Ksi ó 275Mpa (As Dep.)	
Dureza del depósito: 120BHN (As Deposited).	
Comportamiento: Excelente maquinabilidad + mala compatibilidad.	
Tamaño típico de varilla: Ø1/8" (Pases intermedios) Ø3/32" (Pase de raíz) longitud: 30"	

2.2. BLOQUES DE ENSAYO PARA EL ESTUDIO DE LA SOLDABILIDAD DE HIERROS FUNDIDOS.

La selección de un cuerpo de ensayo para el estudio de la soldabilidad de cualquier material de base, está soportada por la dirección del objetivo del estudio mismo. Existe una diversidad de bloques de ensayo cuyo diseño geométrico se fundamenta en la preservación de características tales como: Restricción física del cordón de soldadura (si lo que se requiere modelar es susceptibilidad al agrietamiento), modelos de evacuación de calor en dos y tres dimensiones (para evaluar susceptibilidad a algunas transformaciones), restricciones a nivel de geometría de junta (para evaluar la dificultad de aplicación del material de aporte), etc. Para las fundiciones de hierro, los diseños más importantes están concentrados en los modelos de: restricción para la solidificación del cordón, el modelo homologado por la AWS y los de selección libre. En el primer caso, el más trabajado y estudiado desde 1956 es el modelo de Schaeffler & Schumbacker ^[4], el segundo es el que se acoge desde 1960, bajo la norma AWS 11.1 ^[3], y para el último caso suelen elegirse modelos conservativos y pequeños cuyo único condicionamiento, es que las dimensiones impuestas permitan extraer probetas para pruebas y realizar cómodamente las soldaduras; tal es el caso de los estudios de Devletian ^[6] (1978), Voigth ^[7] (1983), etc.

2.3. SELECCIÓN DEL BLOQUE DE ENSAYO.

A continuación se presenta una propuesta de bloque de ensayo no homologada, para satisfacer los siguientes requerimientos:

- (a) Que sea dimensionalmente adecuado: proporcionando dos aspectos básicos que son: (1) Facilidad de extracción de probetas para diferentes ensayos mecánicos y permitir las observaciones metalográficas (OMD); (2) La posibilidad de brindar independencia entre el valor del espesor soldado y las condiciones térmicas del material de base que repercuten en la evacuación del calor introducido en el metal base, ya sea por la soldadura o por el PWHT.

- (b) Que sea económicamente viable.
- (c) Que ofrezca facilidad en la construcción y manipulación.
- (d) Que permita la reproducción de las condiciones de modelamiento dentro de las cuales se acogen tres de vital importancia: (1) La construcción de un modelo exento de restricciones físicas (esfuerzos externos diferentes a los inherentes a la soldadura); (2) Condiciones de aplicación Multipasadas y (3) geometría adecuada de la junta, dentro de valores recomendados y evitar problemas de distorsiones que no permitan la extracción de las probetas de ensayo.

Bajo estos parámetros, la dimensión que toma gran importancia para la construcción del cuerpo de ensayo es el espesor del cuerpo soldado, el cual se representará como: δ (mm).

En sus estudios térmicos sobre soldadura, Rykaline [8] determinó experimentalmente unas expresiones matemáticas, las cuales Adams [9], utilizó para demostrar en expresiones matemáticas simples el criterio de selección de espesores (1) y las velocidades de enfriamiento para los criterios de placa gruesa (2) y placa delgada (3), respectivamente.

$$\tau = \delta \left[\frac{C_Y(T_i - T_o)}{H_n} \right]^{1/2} \quad (1)$$

$$V_{RG} = 2\pi K C_Y \left(\frac{\delta}{H_n} \right)^2 (T_i - T_o)^3 \quad (2)$$

$$V_{RD} = 2\pi K \frac{(T_i - T_o)^2}{H_n} \quad (3)$$

En las anteriores ecuaciones: δ = espesor del cuerpo de ensayo (mm); C_Y = Calor específico volumétrico ($J/mm^3 \cdot ^\circ C$); T_i = temperatura de interés en el cuerpo de ensayo ($^\circ C$); V_R = velocidad de enfriamiento estimada ($^\circ C/s$); T_0 = Temperatura inicial del cuerpo de ensayo ($^\circ C$); H_n = Entrada de energía neta debida al proceso de soldadura (J/mm); i = Coeficiente de selección del criterio de Adams y K = conductividad térmica del metal de base ($J/mm.s.^\circ C$).

Adams [9] y Rykaline [10], mostraron que con las ecuaciones (1) a (3), bajo condiciones especiales, es posible obtener un valor crítico o límite del espesor, denominado “espesor crítico”, en el cual las condiciones de velocidad de enfriamiento se estabilizan, tomando un valor conservativo, independiente del espesor del cuerpo soldado. En este trabajo, el propósito es seleccionar el espesor

que mejor se aproxime a esa condición, con el objeto de liberar la variable crítica de dependencia de las velocidades de enfriamiento en el metal de base seleccionado y poder acercarse a una mejor evaluación de la influencia de las propiedades de los depósitos obtenidos con los metales de aporte seleccionados; por supuesto, únicamente se trata de una aproximación

De aquí en adelante se asumirán la recomendaciones sobre variables de soldadura hechas por los fabricantes de los materiales de aporte (ver tablas 3 a 5), y asumiendo los siguientes valores extractados de las recomendaciones hechas por el Iron Casting Handbook [11], para las propiedades del metal de base con las características de la fundición gris seleccionada aquí, con predominio de una matriz Ferrítico – Perlítica, tal como es nuestro caso, tenemos:

$$\rho = 7050 \text{ kg/m}^3; \quad C_Y = 384 \text{ e4 J/m}^3 \cdot ^\circ C; \quad k_p = 71.2 \text{ J/m.s.}^\circ C$$

Donde: ρ = densidad del material promedio (kg/m^3) C_Y = Calor específico volumétrico ($\text{J/m}^3 \cdot ^\circ C$) y k_p = conductividad térmica promedio de la fundición gris ($\text{J/m.s.}^\circ C$).

Para calcular la entrada de calor neta H_n (J/mm) expresión de altísima importancia dentro de la selección del espesor crítico, se separaron los dos casos de aplicación de procesos de soldadura de acuerdo a la fuente de energía para los procesos: (1) Química para el proceso OFW y (2) Eléctrica, en el caso de SMAW. En ambos casos se obtuvieron valores de la entrada de calor relativamente ajustados a la experimentación a través de la expresión matemática (4).

$$H_n = \frac{q_{util}}{v} \quad (4)$$

En donde, H_n = Entrada de energía neta debida al proceso de soldadura (J/mm), q_{util} = Calor útil de proceso (J/s) y v = velocidad media de avance de aplicación de la soldadura (mm/s).

En el caso del proceso OFW, Rykaline [8], propone una expresión coherente como la ecuación (5), para encontrar la cantidad de calor útil de éste aprovechando las características de la mezcla de gases de combustión y la geometría del dardo y la boquilla, tal como lo ilustra la figura 2.

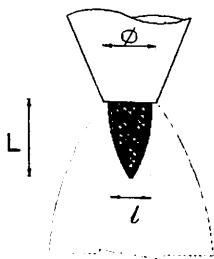


Figura 2. Geometría de la boquilla y dardo para el proceso OFW, donde \varnothing = diámetro de la boquilla, L = longitud del dardo y l = ancho del dardo de la llama.

En las condiciones de aplicación de esta experiencia se utilizó una velocidad de avance para este proceso de 2.5mm/s, para la cual se obtuvieron los parámetros dados en la tabla 5.

Tabla 5. Parámetros de entrada de energía neta para el proceso OFW.

Boquilla	Caudal de C ₂ H ₂ Q (l/hr)	Ø Diam. de boquilla (mm)	Longitud del dardo L (mm)	Ancho del dardo l (mm)	Flujo calorico máximo q ₂ (J.s.cm ⁻²)	Coeficiente de rendimiento η	Coef. De concentración de flujo calorico K (1/cm ²)
1	150	1.0	9	2.5	180	0.72	0.39
3	400	1.6	11	3.5	300	0.51	0.31
5	1000	2.5	14	4.0	390	0.36	0.23
7	2600	3.5	17	7.0	510	0.25	0.17

Con las relaciones de Rykaline^[10], que enlazan los resultados del flujo calorico máximo q₂, el coeficiente de concentración de flujo calorico K y el coeficiente de rendimiento η, a través de la ecuación (5), obtenemos los resultados de la tabla 6.

$$q_{\text{util}} = \eta \frac{q_{2(\text{máx})}}{k} [\text{J/s}] \quad (5)$$

Tabla 6. Resultados de entrada de energía para el proceso OFW.

Boquilla	q _{util} (J/s)	H _n (J/mm)
1	332	133
3	494	198
5	610	244
7	750	300

En el caso del proceso SMAW, la entrada neta de calor H_n, fue hallada utilizando la ecuación (6), donde se enlazan las variables eléctricas, la eficiencia y la velocidad de avance.

$$H_n = \eta_u \frac{E.I}{v} \quad (6)$$

En la anterior ecuación se tiene que: η_u = coeficiente de rendimiento, el cual se considerará aproximadamente 0.8^[12], para el proceso que estamos usando; E = Voltaje medido directamente de la fuente de trabajo (v); I = corriente de soldadura medida directamente de la fuente (A). Con estos datos se obtuvieron los valores que se muestran en las tablas 7 y 8, y que ilustran los valores de las entradas netas de calor para el caso de los electrodos ERNiFe-CI-A y ERCuAl-A2, respectivamente aplicados con el proceso SMAW.

Tabla 7. Cálculo de la entrada de calor neta para el electrodo ENiFe-CI-A y el proceso SMAW.

No. De prueba	Amperaje (A)	Voltaje (V)	Longitud del cordón (mm)	Tiempo de recorrido del avance (s)	Velocidad media de avance (mm/s)	Potencia neta de aplicación (W)	Entrada neta de energía H _n (J/mm)
1	116	27	113	21	5.4	3132	522
2	117	24	112	23	4.9	2808	516
3	117	27	115	21	5.0	3159	569
4	118	24	114	21	5.4	2832	472
5	119	23	106	21	5.0	2737	492

Tabla 8. Cálculo de la entrada de calor neta para el electrodo ERCuAl-A2 y el proceso SMAW.

No. De prueba	Amperaje (A)	Voltaje (V)	Longitud del cordón (mm)	Tiempo de recorrido del avance (s)	Velocidad media de avance (mm/s)	Potencia neta de aplicación (W)	Entrada neta de energía H _n (J/mm)
1	138	27	112	14	8.0	3726	420
2	144	25	93	11	8.5	3600	382
3	138	27	90	10	9.0	3726	373
4	139	29	112	13	8.6	4031	422
5	138	30	114	16	7.1	4140	525

Con base en los conceptos emitidos por Rykaline^[8] acerca del cálculo de procesos térmicos en soldaduras y los de Adams^[9] y los valores anteriormente obtenidos, así como con la utilización de las ecuaciones (1), (2), (3) y (7), y bajo la selección de parámetros adecuados para λ y ψ, establecidos por Rykaline^[10], en donde se estimaron coeficientes de corrección para la ecuación (4), la cual nos proporciona una relación corregida entre el valor del espesor δ (mm) y el criterio de Adams t.

$$\delta = \Psi \times \tau \left[\frac{\lambda \cdot H_n}{C_y \cdot (T_i - T_o)} \right]^{1/2} \quad (7)$$

En la anterior ecuación: δ = espesor del cuerpo de ensayo (mm); C_y = Calor específico volumétrico (J/mm³.°C); T_i = temperatura de interés en el cuerpo de ensayo (°C); T_o = Temperatura inicial del cuerpo de ensayo (°C); H_n = Entrada de energía neta debida al proceso de soldadura (J/mm); τ = Coeficiente de selección del criterio de Adams y los coeficientes λ = Factor de corrección de la entrada neta de energía de acuerdo a las condiciones de aplicación del proceso y Ψ = Factor de corrección del espesor crítico de acuerdo a las condiciones de aplicación del proceso.

Para el caso en estudio, Rykaline^[8] a propuesto los siguientes valores de los coeficientes: $\lambda = \Psi = 3/2$, para el pase de fondo y $\lambda = \Psi = 1$ para los pases siguientes, en el caso de soldadura multipases que es el aquí expuesto.

Adams^[9], asume que el criterio de separar los efectos del espesor de la pieza de trabajo y la velocidad de enfriamiento se dan para un valor de $\tau = 0.75$; si se asume este valor como el inicio para las ecuaciones (1) a (3) y (7), se pueden obtener curvas como la ilustrada en la figura (3), en donde se exhibe claramente el comportamiento para una temperatura $T_i = 750^{\circ}\text{C}$ lo que hemos predicho. Para nuestro caso, después de promediar los valores hallados para pase de fondo y pases siguientes, y establecer un intervalo de temperaturas de interés para T_i entre $780 - 1300^{\circ}\text{C}$, correspondientes a las temperaturas A3 y de fusión (9), se obtiene que el valor adecuado del espesor es aproximadamente 15.5mm (5/8") ver Unfried (2001)^[2].

A partir de estos datos se pueden obtener dimensiones finales del cuerpo de ensayo seleccionado. Con respecto a los detalles de la junta de soldadura, se siguieron recomendaciones de cálculo de juntas de K. Masobuchi^[13], para minimizar el nivel de distorsiones, conservando el intervalo de apertura de junta propicio para los tres procesos de soldadura usados. Las figuras 4 y 5, muestran los detalles del bloque de ensayo seleccionado.

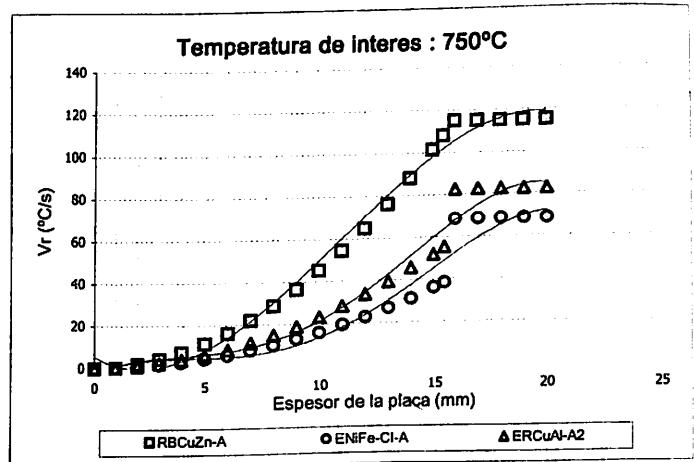


Figura 3. Gráfica V_R (°C/s) vs. δ (mm), a la temperatura de interés 750°C .

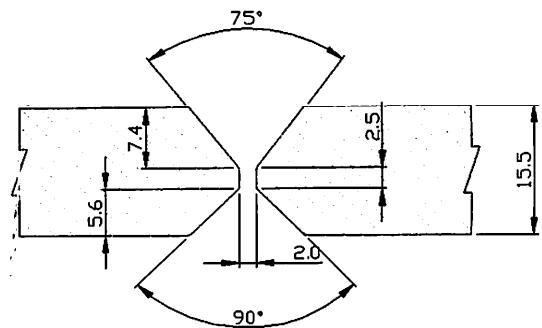


Figura 4. Dimensiones finales para la geometría de la junta soldada.

2.4. PROBETAS DE ENSAYO.

Todas las probetas de ensayo de tracción y doblez transversal fueron extraídas y fabricadas de acuerdo con la norma AWS B4.0 – 98^[14], mientras que las probetas para la toma de microdurezas, durezas y observaciones metalográficas (OMD), se configuraron de acuerdo a las dimensiones y formas mostradas en la figura 6a.

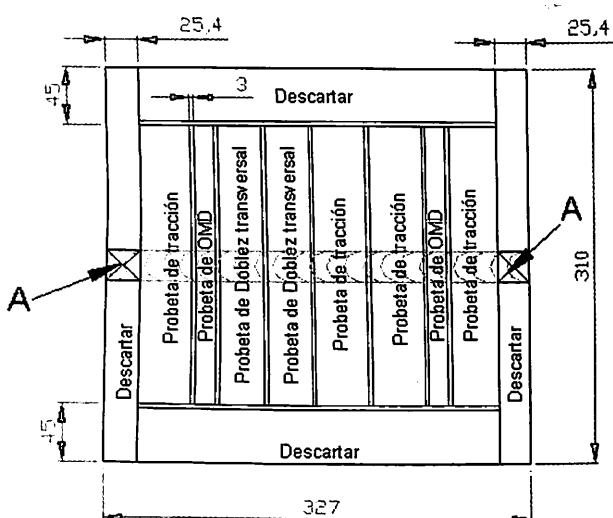


Figura 5. Esquema de ubicación de las probetas de ensayo dentro del cupón de soldadura.

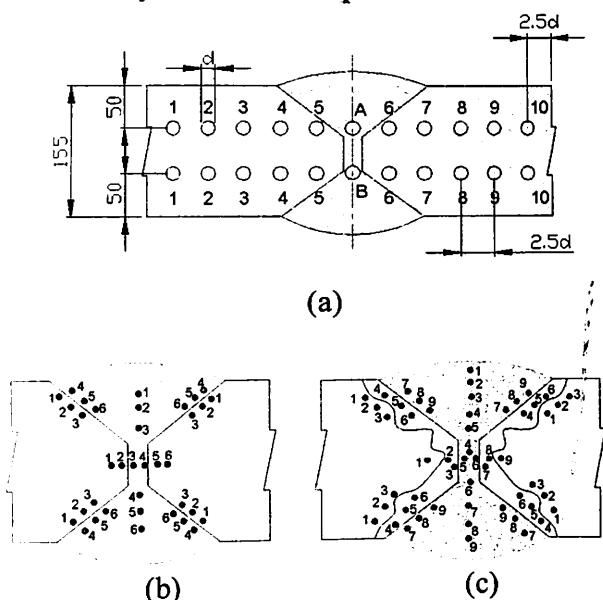


Figura 6. Ilustraciones del modo en como se tomaron los datos de: (a) Barrido de durezas BHN en toda la junta; (b) Barrido de microdurezas para el proceso OFW y MA RBCuZn-A y (c) Barrido de microdurezas para el proceso SMAW y MA ERCuAl-A2 y ENiFe-Cl-A.

2.5. MÉTODOS DE APLICACIÓN DE SOLDADURAS.

Todas las soldaduras se aplicaron con los parámetros establecidos en la tabla 9, donde se listan las características más importantes de los procedimientos usados, de acuerdo con el material de aporte usado en cada caso. A todas las placas o cupones de soldadura se les sometió a un precalentamiento con llama oxiacetilénica oxidante con el fin de reducir la cantidad de grafito libre en la junta y contribuir con la temperatura de aplicación

exigida por el procedimiento. El proceso OFW en particular necesitó de llama neutra durante su aplicación, para aplicar el MA, RBCuZn-A, para el cual se usó la técnica de enmantecillado cuando el MB estaba a la temperatura de 620°C, para luego realizar un relleno cuidadoso con varilla de menor diámetro en la raíz y luego finalizar con varillas de diámetro normal; esta soldadura finalizó con un enfriamiento al aire retirándole del horno. En el caso del MA ERCuAl-A2, se usó la ayuda de placas de inicio para manejar lo “Enérgico” del arco de este electrodo y evitar porosidades al interior del cordón. Luego de aplicar la secuencia de pasos se dispuso de un enfriamiento retardado en el horno después de la permanencia de la placa soldada durante 1hr a la temperatura de 350°C. De igual modo se dispuso con el MA ENiFe-Cl-A.

Tabla 9. Métodos de aplicación de las soldaduras empleadas.

MA	Proceso	Temperatura de precalentamiento	Temperatura del horno durante la aplicación	PWHT
RBCuZnA	OFW	500°C	600°C	650°C/2hr enfriado al aire
ERCuAlA2	SMAW	260°C	320°C	350°C/1hr enfriado en el horno
ENiFeClA	SMAW	260°C	320°C	350°C/1hr enfriado en el horno

Para controlar las temperaturas durante y después de las soldaduras (incluido el PWHT), se utilizó un horno eléctrico de crisol para fundición equipado con una tapa pivotada con aislamiento que permitía la manipulación de los bloques, mientras que una parrilla sobre la boca del horno sirvió como superficie donde se ejecutaron los procedimientos de soldadura, además, se usaron termocuplas de contacto tipo K calibradas y tizas térmicas visuales, además de placas de aislamiento térmico especial hechas en fibra cerámica con estructura de sílice para proteger los cuerpos de ensayo de enfriamientos bruscos durante la ejecución.

3. RESULTADOS.

3.1. ENSAYO DE TRACCIÓN (ET).

Utilizando probetas de sección plana y lo estipulado en la norma AWS B 4.0 - 98^[14] se extrajeron para cada caso un lote de 4 probetas de tracción, y se ensayaron en una máquina con capacidad de 10ton, con una escala de lectura y un poder de resolución

de 30kg. Los resultados se exhiben en la tabla 10, mostrando el resultado promedio de cada caso de material de aporte, la ubicación y forma de su rotura.

3.2. ENSAYO DE DUREZA (ED).

La toma de durezas a través de un barrido a lo largo de la junta se practicó bajo los parámetros de la norma ASTM E – 10^[15], por medio del ensayo de dureza Brinell BHN, con el uso de un identador esférico de diámetro Ø2.5mm y el uso de una carga de ensayo con las relaciones ilustradas en la tabla 11 y la secuencia de barrido mostrada en la figura 6(a). Los resultados obtenidos de este ensayo se muestran en la figura 7, a través de un gráfico BHN vs. Distancia (ubicación de la huella), donde se muestran los resultados promedios de dos ensayos tomados por cada caso de material de aporte (MA).

Tabla 10. Resultados del ensayo de tracción transversal para los diferentes MA usados en la experiencia.

Material de Apporte	Resistencia a la tracción media (psi)	Ubicación de la fractura
RBCuZn-A	6742 (46490Mpa)	Rotura limpia en la intercara MA + MB leve presencia de algunas porosidades.
ERCuAl-A2	16885 (116418Mpa)	Rotura irregular compartida entre zonas pertenecientes al MA + MB + Intercara.
ENiFe-Cl-A	7245 (49953Mpa)	Rotura irregular compartida entre zonas pertenecientes al MA + MB + Intercara.

NOTA: en la tabla anterior MA: Material de aporte, MB: Material de base; Intercara MA y MB.

Tabla 11. Características para el ensayo BHN para cada caso de MA.

Material ensayado	Relación P / D ²	Carga ensayo Kg.
Metal de base	30	187.5
Metal de aporte	30	187.5

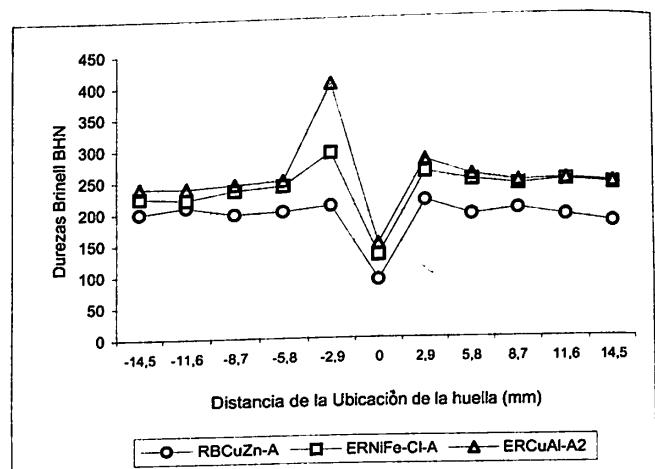


Figura 7. Barrido de durezas promedio para los materiales de aporte aplicados en el MB.

3.3. ENSAYOS DE MICRODUREZAS (EM).

De acuerdo con el estándar ASTM E – 384^[16], se realizó el ensayo de microdurezas usando la escala Vickers sobre las uniones soldadas, de acuerdo a las ubicaciones y sitios de identificación ilustrados en las figuras 6 (b) y (c). Se usó una carga de 500grf y un tiempo de aplicación de 30s. Los resultados se ilustran en las tablas 12, 13 y 14.

En la tabla 12, la región sombreada corresponde a los puntos ubicados en el MB y la región clara corresponde al MA. La ubicación de la huella, identificada con los números del 1 al 6, está de acuerdo con la numeración establecida en la figura 6b; obsérvese que de acuerdo al tipo de barrido, existen puntos, que están en la zona ó del Metal Base ó del Metal Aporte, indistintamente a la secuencia numérica, es decir no hay orden preferente.

En el caso de los MA: ERNiFe-Cl-A y ERCuAl-A2, existe una tercera zona que se ha identificado con un sombreado distinto (oblicuo), que ilustra la ubicación de una zona dura de transición o intermedia, tal como lo muestran las tablas 13 y 14, respectivamente.

Tabla 12. Distribución de microdurezas en la junta soldada con MA RBCuZn-A y la secuencia sugerida de la figura 6b.

Zona de barrido	Ubicación de la huella según secuencia especificada					
	1	2	3	4	5	6
Superior derecha	263.7	198.8	195.3	98.95	93.09	98.54
Superior izquierda	207.8	193.1	186.5	98.95	99.57	101.5
Inferior derecha	257.6	231.4	245.1	107.2	111.2	99.57
Inferior izquierda	201.7	238.9	206.5	111.5	123.1	136.2
Central horizontal	203.5	277.5	131.4	115.8	238.9	245.1
Central vertical	124.5	126.5	131.4	136.2	145.6	156.4

Tabla 13. Distribución de microdurezas en la junta soldada con MA ERNiFe-Cl-A y la secuencia establecida en la figura 6c.

Zona de Barrido	Ubicación de la huella según secuencia especificada								
	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Superior derecha	323.9	272.8	320.3	320.3	297.8	428.8	164.8	177.4	158.4
Superior izquierda	330.1	432.5	394.2	200.5	185.0	177.4	176.4	181.4	171.6
Inferior derecha	336.4	320.3	263.7	414.4	295.7	326.4	386.2	389.3	381.5
Inferior izquierda	220.8	282.4	257.6	648.9	579.5	330.1	189.2	171.6	378.4
Central horizontal	462.0	356.2	320.3	381.5	171.6	182.4	165.7	171.6	277.5
Central vertical	182.4	167.1	210.9	174.9	174.0	192.0	179.9	178.9	168.0

Tabla 14. Distribución de microdurezas en la junta soldada con MA ERCuAl-A2 y la secuencia establecida en la figura 6c.

Zona de Barrido	Ubicación de la huella según secuencia especificada								9
	1	2	3	4	5	6	7	8	
Superior derecha	151.2	138.6	144.9	625.5	659.3	625.3	356.5	229.9	363.6
Superior izquierda	182.4	176.4	174.0	684.7	659.3	703.7	245.1	336.4	419.7
Inferior derecha	177.4	168.0	174.9	609.6	659.3	600.3	336.4	272.8	320.3
Inferior izquierda	179.9	169.3	181.4	696.0	735.7	703.7	306.5	468.2	295.7
Central horizontal	237.4	703.7	285.4	183.9	174.0	177.4	765.6	765.6	290.5
Central vertical	148.6	161.4	186.5	190.3	117.1	170.2	179.9	176.4	212.9

3.4. ENSAYO DE DOBLEZ (ED).

Con este tipo de metal base, el ensayo de doblez de plegado libre con punzón carece de interés tecnológico debido a la alta fragilidad exhibida en el ensayo de tracción y la forma en cómo se reparten los esfuerzos en la junta soldada muestra apreciables diferencias en los porcentajes de ductilidad presentes en sus zonas y regiones. El interés en dicho ensayo se resume en observar el comportamiento cualitativo de la forma de la rotura de las fallas de ensayo. Los resultados se exhiben en la tabla 14, mostrando las observaciones hechas a dos probetas por cada tipo de material de aporte usado.

3.5. OBSERVACIONES METALOGRÁFICAS (OM).

La preparación de las probetas de observación metalográfica comprendió el pulido con papeles de calidad 260, 320, 400 y 600, posteriormente el pulido en paños de billar con discos giratorios y alumina entre $12.5\mu\text{m}$ y $1\mu\text{m}$ como abrasivo; antes de este proceso se montaron en una base de baquelita para facilitar su preparación. Los reactivos para ataque químico usados fueron los siguientes:

- (a) Para el MA: RBCuZn-A: En la zona de fusión $\text{KMnO}_4 + \text{H}_2\text{O} + \text{HCl}$ estabilizado, debido a la presencia de cobre; y en el MB y las posibles zonas aledañas Nital al 5%.
- (b) Para el MA: ERCuAl-A2: En la zona de fusión $\text{KMnO}_4 + \text{H}_2\text{O} + \text{HCl}$ estabilizado, debido a la presencia de cobre; y en el MB y las posibles zonas aledañas Nital al 5%.
- (c) Para el MA ENiFe-Cl-A: en todas las zonas Nital al 5%.

Tabla 14. Resultados de prueba de doblez de plegado libre con punzón.

Material de Aporte	Zona ubicación de la falla	Observaciones
RBCuZn-A	Intercara + MA	No soportó ángulo de doblez. Corte limpio en la zona de rotura especificada.
ERCuAl-A2	Int. + MA + MB	No ángulo de doblez. Presencia de falla en múltiples regiones. Rotura heterogénea.
ENiFe-Cl-A	Int. + MA + MB	No soportó ángulo de doblez. Presencia de falla en múltiples regiones. Rotura heterogénea.

Las figuras 8(a), (b) y (c), muestran micrografías del MA, la intercara MA + MB y el MB, respectivamente, en la junta soldada para las soldaduras practicadas con el MA RBCuZn-A.

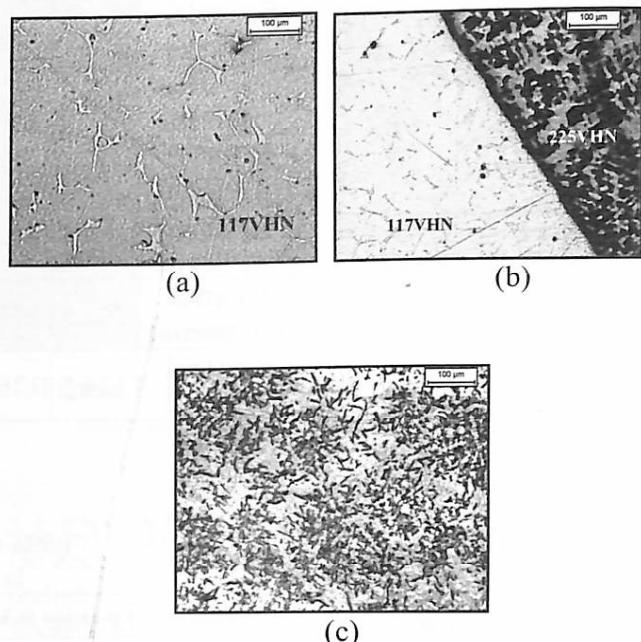
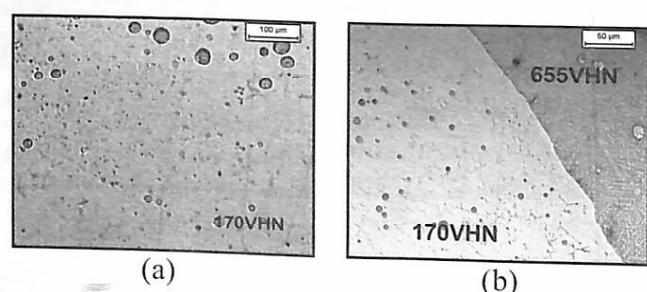


Figura 8. Micrografías de las diferentes zonas de la junta soldada con el MA RBCuZn-A. La micrografía (a), muestra la zona del depósito a 5X, la cual tiene una dureza de 117VHN/500grf/30s. La zona (b) muestra la intercara limpia entre MA y MB a 5X, ambas tienen los valores de dureza con las mismas características anteriores y la zona (c) muestra el MB a una distancia de 5 a 7mm de la intercara a 5X.

Las figuras 9(a), (b) y (c), se muestran las micrografías de: Depósito (MA), intercara y zonas de transición, ZAT y MB, respectivamente en la junta soldada con el MA ERCuAl-A2.

Las figuras 10(a), (b) y (c), muestran micrografías del depósito, la intercara con cuatro zonas distintas: MA + ZFNM + MB + ZAT y el MB, respectivamente, de las soldaduras practicadas con el MA ENiFe-Cl-A.



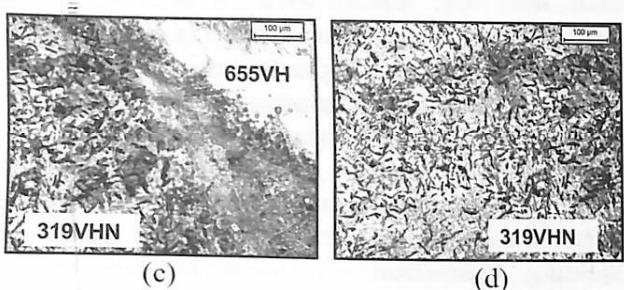


Figura 9. Micrografías de las diferentes zonas de la junta soldada con el MA ERCuAl-A2. La micrografía (a), muestra la zona del depósito a 5X, la cual tiene una dureza de 170VHN/500grf/30s. La zona (b) muestra la intercara entre el MA y una zona dura de transición a 10X, ambas exhiben los valores de dureza con las mismas características anteriores; la zona (c) muestra la ZAT a una distancia de 5 a 7mm de la intercara a 5X y la micrografía (d), muestra el MB a 10 – 15mm del centro de la intercara.

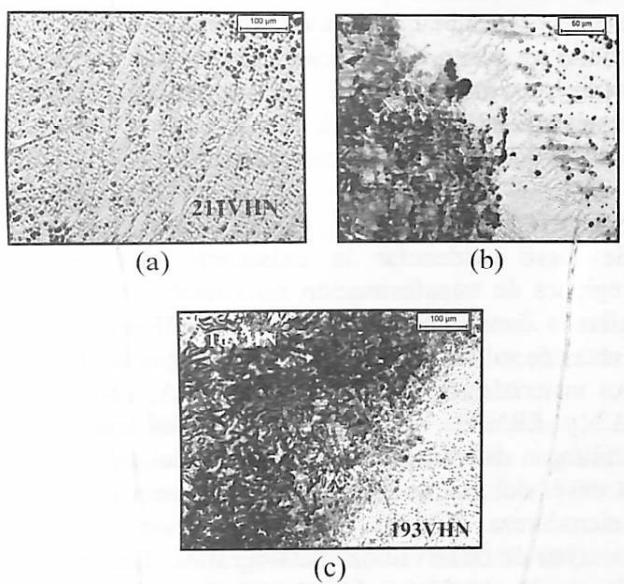


Figura 10. Micrografías de las diferentes zonas de la junta soldada con el MA ENiFe-CI-A. La micrografía (a), muestra la zona del depósito a 5X, la cual tiene una dureza de 211VHN/500grf/30s. La zona (b) muestra la intercara contenido cuatro zonas distintas MA + ZFNM + MB + ZAT a 10X y la zona (c) muestra parte del MB la ZAT y la ZFNM con sus durezas respectivas a 5X.

4. ANÁLISIS DE RESULTADOS.

Las uniones soldadas practicadas con el MA RBCuZn-A, mostraron propiedades de tracción muy

pobres con respecto a las propiedades originales del MB. En algunas probetas de este ensayo se evidenciaron pequeñas cantidades de defectos en la zona de rotura, y aunque el Iron Casting Handbook^[1], menciona como un hecho normal la presencia de estos, la relativa debilidad exhibida por este tipo de unión (debida a que su principal modo de pegado es la difusión), no tolera la presencia de defectos, entre ellos el grafito libre en las caras de la unión. Los autores Towshend & Porter^[17], reportaron en sus trabajos con metales de base similares y uniones soldadas practicadas con el mismo material de aporte, comportamientos cualitativos muy similares en cuanto a la ubicación de la rotura de las probetas de tracción entre la intercara MA y MB, sin embargo, hay que resaltar que los valores de resistencia a la tracción fueron ostensiblemente mayores.

El único comportamiento de interés significativo mostrado por el ensayo de doblez, dada la naturaleza del MB, fue mostrar que la zona más débil siguió siendo la intercara MB + MA. Los barridos de durezas y de microdurezas lograron evidenciar que este tipo de procedimiento está sometido a un ciclo térmico que, en combinación con el PWHT, ejerce una influencia reducida sobre las transformaciones metalúrgicas de la junta soldada y sus zonas aledañas. Observados en conjunto, los ensayos EM, ED y OMD, se evidencia la ausencia de estructuras de transición entre el MA y MB, característica esperada con este tipo de procesos de unión. Las zonas próximas a la intercara NO muestran incrementos o descensos significativos desde el punto de vista de la dureza, que hagan pensar en la existencia de granos o estructuras duras de transformación debidas a un ciclo térmico fuerte. Lo anterior muestra la evidencia de que no se encontró una verdadera ZFNM definida en este proceso.

En el caso del MA ERCuAl-A2, se presentaron los valores de resistencia a la tracción más altos para los tres tipos de MA usados; sin embargo, prevaleció la inferioridad de estos con respecto a las propiedades del MB original. Muchas de las probetas mostraron la tendencia a porosidades vermiculares en el cordón, lo que junto a la aparición de zonas de transición puesta en evidencia por la OMD, le dieron características de rotura en una zona dispersa entre la intercara, la zona de transición, el MA y el MB.

Igual que en el caso anterior, la prueba de doblez solo nos da una idea cualitativa de la zona de falla, la cual estuvo compartida por las tres zonas:

Intercara + MA + MB, mostrando heterogeneidad en la ubicación de ésta. Los barridos de dureza y microdurezas evidenciaron la existencia de una zona de transición, entre el depósito de soldadura y el MB, conformada, muy probablemente por la presencia de fundición blanca y carburos de distintos tipos, los cuales nos dan una idea de la existencia de una ZFNM. Las características eléctricas y las condiciones de aplicación de este MA influyeron muy probablemente en la consecución de un ciclo térmico drástico y una agitación de charco severa, dando como resultado las zonas mostradas en la OMD. La OMD, muestra una zona clara donde coexisten altos valores de dureza VHN de valores mucho más altos que en el caso anterior. De igual manera, ilustra la observación de diferentes zonas con estructuras cuyas propiedades intermedias muestran (ED y EM), exhiben los valores promedios más altos, inclusive para la junta misma; la anterior constituye una zona muy probable de fallas en servicio.

Por último, para el MA ERNiFe-CI-A, debido a las condiciones de composición química tanto el MA, como el MB, y el tipo de geometría de junta usada, promueven fenómenos de dilución que fundieron parte del MB y facilitaron la aparición de una verdadera ZFNM.

El ensayo de tracción practicado en las juntas con el material de aporte ERNiFe-CI-A, ilustra el comportamiento cualitativo más irregular, comparado con el primer y segundo caso estudiados; aunque, hay que anotar que sigue exhibiéndose la característica de propiedades más bajas que las del MB original. Como hecho característico, las fallas en el ET para este MA se presentaron como fisuras múltiples comprometiéndose varias zonas de la junta, repartidas entre: MA + MB + Intercara. En cuanto al ensayo de doblez, vale la pena rescatar que todas las fallas, que no permitieron ningún ángulo de doblez, también se presentaron en las mismas zonas. Los valores de durezas y microdurezas colocan en evidencia, al igual que en el caso anterior, la existencia de microestructuras de transición en la zona de la intercara ubicada entre el MA y el MB, posiblemente debido a los altos ciclos térmicos y la presencia no cuantificable de dilución. Este hecho se puede constatar a través de la OM, donde se puede ver presencia de fundición maleable, (ver figura 10b). Sin embargo, la zona de intercara goza de la presencia de valores de microdurezas con mayor dispersión y menores valores que para el

caso del MA, ERCuAl-A2. Autores como F. Chacón ^[18], hacen énfasis en que la presencia del Níquel en el MA usado puede provocar una acción grafitizante en algunas zonas aisladas de la misma intercara, originando descomposición de las hojuelas de grafito de la fundición gris, reagrupándose nuevamente en nódulos pequeños libremente esparcidos; mientras que el Guide for Welding Cast Iron ^[3], toma lo anterior en combinación con la acción de una dilución moderada para explicar la generación y aparición de estructuras tan duras como martensita y fundición blanca, propias de una ZFNM ó zonas tan blandas y dúctiles de apariencia de fundición maleable con matriz metálica predominantemente ferrítica, tal como lo muestran algunas zonas de la OMD de nuestro caso.

Debe hacerse especial mención sobre las secuencias de barridos de microdureza seleccionados, la cual es repetible única y exclusivamente para el diseño de junta escogido en este trabajo, es evidente que si se elige otro perfil de diseño de junta, la secuencia tiene que cambiar obligatoriamente; sin embargo, con el propósito de evidenciar las zonas de interés para esta investigación, las secuencias elegidas resultan adecuadas.

5. CONCLUSIONES.

Se logró evidenciar la existencia de zonas y regiones de transformación microestructural, entre ellas la Zona Fundida No Mezclada ZFNM, en las juntas de soldadura de una fundición gris hecha con los materiales de aporte: RBCuZn – A, ERCuAl – A2 y ERNiFe – CI – A, (para los cuales se utilizaron diferentes procedimientos de soldadura), a través del uso de los ensayos de dureza Brinell y microdureza Vickers, en combinación con los ensayos de observación metalográfica. Igualmente, fue posible establecer, bajo las condiciones dadas en los procedimientos de soldadura usados, que el MA basado en la aleación Cobre – Zinc, no exhibe zonas de transformación microestructural que evidencien la existencia de la zona ZFNM; mientras que los materiales basados en las aleaciones Cobre – Aluminio y Níquel – Hierro, si mostraron evidencia de su existencia.

A través de la experimentación realizada, fue posible estimar el valor de las propiedades mecánicas: tracción, doblez, y microdureza, para cada una de las juntas soldadas con los materiales de aporte basados en las aleaciones Cu – Zn, Cu – Al y Ni – Fe. Con esto se pudo determinar que estas

juntas exhiben características y propiedades mecánicas muy diferentes entre sí, las cuales, deben ser tenidas en cuenta al momento de seleccionar cualquiera de ellas, si se pretenden hacer soldaduras de calidad sobre el MB trabajado.

Fue posible establecer a través de un método sencillo, un bloque de ensayo para evaluar la soldabilidad de una fundición gris con diversos materiales de aporte y condiciones de soldadura específicas, el cual fue producto de la utilización de ecuaciones de flujo de calor para soldadura y el criterio de selección de un espesor crítico para la evacuación de calor en el bloque de ensayo y un método para alcanzar a establecer la independencia matemática del espesor y las condiciones de evacuación de calor en el mismo.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la Universidad Nacional de Colombia sede de Medellín por permitir el desarrollo de esta investigación; al DIMED por su apoyo económico, y a la organización ASTECO S.A. por su apoyo con el material evaluado, además el autor principal, agradece enormemente la colaboración de Jorge Atehortúa por soldar los cupones de ensayo y la desinteresada colaboración del Ing. Juan Manuel Meza Meza por sus valiosos aportes.

REFERENCIAS

1. IRON CASTING SOCIETY. Iron Casting Handbook: Gray, Malleable and ductile. 3ra edición en inglés. Julio 1981. Nueva York.
2. UNFRIED, J.. "Contribución al estudio de la soldabilidad de las fundiciones grises". Universidad Nacional de Colombia. TDG. 2001.
3. AMERICAN NATIONAL STANDARD & AMERICAN WELDING SOCIETY. Guide for welding Cast irons. ANSI/AWS D 11.2 – 89. Marzo 1988. Miami.
4. SCHUMBACKER, W. & SCHAEFFLER, A. A test block for welding gray and nodular cast irons. Welding Journal. Febrero de 1956.
5. J. H. DEVLETIAN. "Weldability of gray iron using fluxless gray iron electrodes for SMAW". Welding Journal. 1978. Pág: 183S – 188S.
6. R. C. VOIGT AND C. R. LOPER, Jr. "A study of heat affected zone structures in ductile cast iron". Welding Journal. 1983. Pág: 82S – 88S.
7. RYKALINE. Calcul des processus thermiques de soudage. Soudage et techniques connexes. Vol 15 No. 1 y 2. Moscú 1961.
8. ADAMS, C.M. Jr. Cooling rates and peak temperatures in fusion welding. Welding Journal. Vol 37 No.5. 1958. Pág. 210s a 215s.
9. RYKALINE, N.N. Bases thermiques du soudage. 1ra Parte. Editorial: Academia de ciencias de la URSS. Leningrado 1947
10. TABARES, Efraín A. Ingeniería de soldadura. Universidad Nacional de Colombia, sede de Medellín. 1999. Pág. 1 a 11.
11. MASOBUCHI, K. Analysis of welded structures. Residual stesses, distorsion and their consequences. MIT Vol. 33. Tokio 1980.
12. AMERICAN WELDING SOCIETY (AWS). Specification AWS B 4.0: Standard methods for mechanical testing of welds. Miami EUA, 1997.
13. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING METALS. Norma ASTM E – 10: Métodos normalizados para ensayos de dureza Brinell. 1996.
14. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING METALS. Norma ASTM E – 384: Ensayo de microdureza Vickers. 1996.
15. TOWSHEND, B. & PORTER, E. Process welding of nodular and gray iron castings. Welding Journal. 1959. Pág: 329s a 334s.
16. CHACÓN, F. Notas para un curso de soldadura. Universidad de Antioquia. Medellín, octubre 1987.
17. CHARLES, R. S. Jr. The Brazer's Handbook. A Drake home craftsman's Book. Editorial Drake publishers Inc. New York 1978, Capítulo 3. Pág: 57 a 67.
18. SCHELLENG, R. D. Effect of certain elements on the form of graphite in cast iron. Cast Metals research journal, Marzo 1967. Pág: 30 – 38.
19. HUME, W; ROTHERY, O.B.E. & WOLFSON, I. The structures of alloys cast irons: An, elementary introduction. Capítulo: XI. Cast Irons. Editorial: Pergamon Press. Oxford 1966. Pág: 306 a 343
20. HUGHES, I. C. H. A review of solidification of cast iron with flake graphite structures. BCIRA, Birmingham 1967. Pág: 184 a 191.
21. DRUMMOND, H. D. How to Braze weld cast iron. Welding Journal, Febrero 1952. Pág: 148 a 151.
22. KISER, S. D. & IRVING, B. Unraveling the mysteries of welding cast iron. Welding Journal. Agosto 1993. Pág: 39 a 44.

23. STAUDER, F., FARGUES, J. & DAMAGNEZ, P. Deux solutions innovantes pour le soudage à l'arc et électrodes enrobées des fontes GS. Fonderie – Fondateur d'aujourd'hui. No.160, diciembre 1996. Pág: 19 a 42.
24. SCHNEBLE, W. & CHIPMAN, J. Factors involved in superheating gray cast iron and their effects on its structure and properties. Journal of research – foundry Journal. 1958, Pág: 113 a 159.
25. CAMBRERO, J. & PASCAL, M. Soldabilidad de las fundiciones de grafito esferoidal. Revista de Metalurgia. Madrid 1999. Pág: 392 a 401.
26. BLANCHET, M., BOULANGER, F., BOULANGER, J. & LEPENVEN, Y. Le soudage par diffusion. Soudage et techniques connexes. Marzo – Abril 1975. Pág: 93 a 110.
27. HOGABOOM, A. Welding of gray cast iron. Welding Journal. Febrero 1977. Pág: 17 a 21.
28. KUMAR, R. Welding gray cast iron with mild steel electrodes. Foundry. Enero 1968. Pág: 64 a 66.