

## Estructura de una unión disímil obtenida por proceso de soldadura con electrodo revestido\*

**Ledennis Suárez Torres**

[lstorres@mecánica.ismm.edu.cu](mailto:lstorres@mecánica.ismm.edu.cu)

**Héctor Manuel Linares Campos**

[hlinaresc@moanickel.com.cu](mailto:hlinaresc@moanickel.com.cu)

**Tomás Fernández Columbié**

[tfernandez@ismm.edu.cu](mailto:tfernandez@ismm.edu.cu)

Instituto Superior Minero Metalúrgico

**Maite Aldana Cruz**

[maitecr@ctefelton.une.cu](mailto:maitecr@ctefelton.une.cu)

Empresa Termoeléctrica de Felton (Cuba).

**Resumen:** Se analizó el comportamiento microestructural de la unión disímil entre la fundición gris ASTM A 48 Clase 25 y la fundición blanca ASTM A 532 clase I tipo A ИЧ X2 H4, ambas de producción nacional. La unión se preparó a tope con preparación de los bordes a 60°, soldados por un solo lado del material. Se caracterizó estructuralmente la zona fundida, la interfase y la zona de influencia térmica en el cordón luego de realizado el proceso de soldadura con el electrodo UTP 8 FN. En el análisis microestructural se determinó que en cada una de las zonas la solidificación está precedida por la formación de la austenita dendrita y la ferrita, así como por carburos eutécticos  $Cr_7C_3$  y la martensita, estructuras que provocan el agrietamiento en la unión. La composición química resultante, determinada por el diagrama de Schaeffler, predice que el cordón es susceptible al agrietamiento por encima de 1 250 °C, lo cual queda evidenciado en el incremento que se obtiene desde 140 HV hasta 586 HV en la zona fundida.

**Palabras clave:** fundición; microestructura; carburos eutécticos; disímil; electrodo.

---

\* Recibido: 10 enero 2018/ Aceptado: 31 julio 2018.

## Structure of a dissimilar joint obtained by welding process with coated electrode

**Abstract:** The behaviour microstructure of the union dissimilar analyzed among the gray foundry ASTM A 48 Class 25 and the white foundry ASTM A 532 class I type A ИЧ X2 H4, both of national production. The union got ready to end with preparation from the borders to 60o, welded by a single side of the material. It was characterized the fused area, the interface and the area of thermal influence structurally in the cord after having carried out the welding process with the electrode UTP 8 FN. In the analysis microestructural it was determined that in each one of the areas the solidification is preceded by the formation of the austenita dendrite and the ferrite, as well as for carbides eutectic Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> and the martensite, structures that cause the cracking in the union. The resulting chemical composition, determined by the diagram of Schaeffler, predicts that the cord is susceptible to the cracking above 1 250 oC, that which is evidenced in the increment that is obtained from 140 HV up to 586 HV in the fused area.

**Key words:** foundry; microstructure; carbides eutectic; dissimilar; electrode.

## Introducción

Las fundiciones se utilizan en las industrias mineras y petrolíferas, en aquellas situaciones en las que el producto debe soportar simultáneamente acciones de desgaste abrasivo e impactos, como ocurre en las instalaciones de trituración y molienda, clasificación granulométrica o sistemas de bombeo de lodos abrasivos (Fernández & Belzunce, 2006). Flórez, Castaño & Higuera (2010) plantean que el empleo de estas fundiciones requiere un buen comportamiento mecánico, dureza, resistencia al desgaste y tenacidad a temperaturas elevadas (200-600 °C).

Se le da el nombre de fundición blanca por el aspecto de su fractura, que tiene un color blanco mate. Se forma al enfriar rápidamente la fundición de hierro desde el estado líquido, siguiendo el diagrama hierro-cementita metaestable (Fernández & Belzunce, 2006). En el período durante el enfriamiento, la austenita solidifica a partir de la aleación fundida en forma de dendritas. A los 1148 °C el líquido alcanza la composición eutéctica (4,3 %C) y se solidifica como un eutéctico de austenita y cementita llamado ledeburita. Este eutéctico aparece en su mayor parte como cementita blanca que rodea las dendritas en forma de helecho.

La matriz de la fundición puede ser ferrítica o perlítica si la aleación se enfría más rápidamente a partir de los 727 °C al final del tratamiento de maleabilización. Las fundiciones maleables se utilizan en la fabricación de partes de maquinaria agrícola, industrial y de transporte (Ennis & Quadackers, 2007). Chung y demás colaboradores (2009) plantean que el conformado de todos estos productos se realiza mediante técnicas de moldeo, directamente, a partir del caldo líquido. Siendo habitualmente fundiciones hipoeutécticas, su solidificación comienza con la formación de dendritas de austenita y termina con la formación del constituyente eutéctico  $\gamma + M_7C_3$ . En el enfriamiento posterior, en virtud de la típica pérdida de solubilidad de la austenita con la disminución de la temperatura, precipitan cantidades importantes de estos mismos carburos.

Refiere Pouranvari (2010) que el nivel de estrés definitivo de una pieza de fundición soldada se ve afectada por la velocidad a la que la pieza fundida se enfría, después de la soldadura. Las piezas deben dejarse enfriar lentamente para minimizar las tensiones residuales. Para regular la velocidad de enfriamiento de la pieza pueden tomarse en consideración distintos métodos.

De acuerdo con Fernández y otros investigadores (2014), cuando una fundición es soldada en caliente presenta una disminución en la proporción de cementita en la zona de unión y una notable mejoría en la apariencia de la soldadura. En la soldadura en frío de las fundiciones grises con electrodos de acero, la transformación en cementita, de la zona de unión, se acentúa y la parte fundida está constituida casi totalmente por una estructura martensítica. La soldadura con electrodo de níquel o monel da mejores resultados, obteniéndose una notable mejoría de la línea de unión, debido a la influencia grafitizante del níquel.

Algunos especialistas (Kotecki & Lippold, 2013; Fernández, Rodríguez & Alcántara, 2017) afirman que el postcalentamiento de las uniones soldadas se realiza inmediatamente después de realizar la soldadura. Este tratamiento es bien diferente de otros ejecutados después del enfriamiento de la soldadura, tales como alivio de tensiones, revenido y recocido. El postcalentamiento tiene la misma función del precalentamiento y es la de mantener la temperatura de la pieza en un nivel elevado, de tal manera que la junta soldada se enfríe lentamente. Así como en el precalentamiento, el resultado es una ductilidad mayor en la región soldada.

El objetivo del trabajo es establecer el comportamiento microestructural de una unión disímil en aleaciones obtenidas por proceso de fundición mediante soldadura manual por arco eléctrico con electrodo del UTP 8 FN.

## Desarrollo experimental

### Composición química de los materiales

La composición química de las aleaciones se determinó mediante análisis espectral, para ello se utilizó un espectrómetro de masa cuántico, ESPECTROLAB 230, con electrodo de carbón bajo arco sumergido en atmósfera de argón. En la Tabla 1 se muestra la composición química.

Tabla 1. Composición química de las aleaciones, en %

ИЧ X2 H4 (GOST 6769-87)							ASTM A 48 Clase 25 (ASTM A 48/A 48M)					
C	Si	Ni	Cr	Mn	Mo	P	C	Si	Ni	Cr	Mn	P
3,01	2,02	4,38	1,20	0,93	0,52	0,04	3,6	1,82	0,04	0,04	0,44	0,02

Al determinar la composición química de ambas aleaciones se determina que ambas son fundiciones con elevado contenido de carbono y de cromo, los cuales pueden favorecer la formación de fase intermetálica sigma durante el proceso de soldadura.

Por otro lado, el elemento níquel aporta resistencia a las altas temperaturas y a la corrosión y controla el crecimiento de grano debido a la presencia de cromo. Este último tiende a formar carburos y el níquel a descomponerlos.

### Microestructuras de las muestras patrón

El análisis microestructural consistió en la observación de una muestra patrón de la aleación del hierro fundido ASTM A 48 clases 25, se procedió de igual manera para la aleación ИЧХ2Н4. Se seleccionó la zona del metal base, lo más alejado de donde pudiera tener influencia el ciclo térmico de soldadura y que permita determinar posibles cambios ocurridos tanto en la ZF como en la influencia térmica. En las Figuras 1 y 2 se muestran las microestructuras de las muestras.

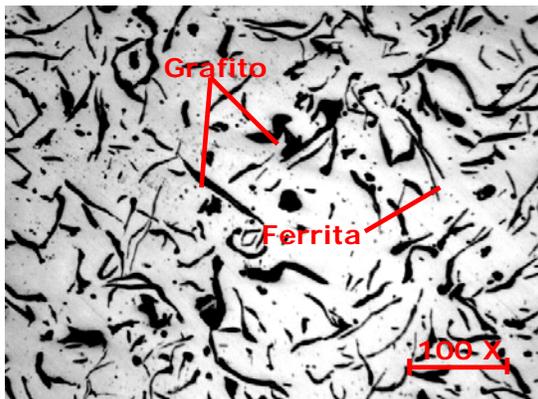


Figura 1. Estructura ASTM A 48 Clase 25.

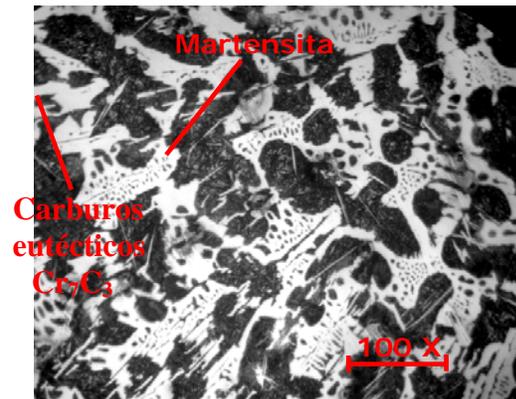


Figura 2. Estructura aleación ИЧ X2 Н4.

La Figura 1 es la microestructura de la aleación ASTM A 48 Clase 25, constituida por una matriz ferrítica con grafito laminar, distribuidos por toda la matriz. La resistencia a la tracción disminuye en las fundiciones grises laminares al aumentar el contenido de carbono. El grafito disminuye la sección real del constituyente matriz, el que soporta el esfuerzo de tracción.

La Figura 2 se corresponde con la estructura de la fundición blanca, la cual está compuesta por una estructura de carburos eutécticos del tipo  $Cr_7C_3$  y segregaciones que se forman durante el proceso de solidificación. Se observan carburos hexagonales,

los cuales ocurren en las aleaciones hipereutécticas (el contenido de carbón excede el contenido eutéctico); existe la presencia de austenita retenida.

### Material de aporte empleado

El electrodo del tipo AWS A5.15 (equivalente a UTP 8 FN y AWS E-3055) consta de un revestimiento a base de sustancias químicas que cumple varias funciones y posee además un extremo no revestido que permite fijarlo en el portaelectrodo. En la Tabla 2 se muestran las características del electrodo.

Tabla 2. Composición química del metal de aporte, en %

C	Si	Ni	S	Mn	Fe	P
0,90	0,70	55,00	0,02	0,80	45,00	0,02

Este electrodo presenta como características de la soldadura un revestimiento especial, que produce un arco suave y estable. Se debe utilizar con corriente mínima, lo que permite una adhesión perfecta en el material base. La transferencia del metal en el arco por gotas finas provoca altos valores mecánicos y una estructura a prueba de fisuración.

### Preparación metalográfica de la probeta

En la preparación metalográfica se realizó un conjunto de operaciones como son: desbaste, pulido, desengrasado y lavado (ASTM E 3-95 y Norma NC 10-56: 86). En el desbaste se emplearon papeles abrasivos del tipo No. 400, 600 y 800 (ASTM E 3-95). Para el acabado se utilizó un paño de fieltro grueso, se usó como sustancia abrasiva el óxido de cromo.

Una vez pulidas las muestras se lavaron con agua destilada, secándose con papel de filtro, se volvieron a lavar con tetracloruro de carbono ( $Cl_4C$ ) para evitar cualquier vestigio de grasa y pasta de pulir. Se aplicó el ataque por inmersión de las muestras durante 5 s con el reactivo nital al 4 % (mezcla de 5 mL de ácido nítrico ( $HNO_3$ ) y 100 mL de alcohol etanol (ASTM E-262 Practice A). El análisis empleado para la medición de la dureza fue el Vickers, con tres mediciones realizada aleatoriamente en la superficie de las muestras.

Para la observación de las probetas se empleó un microscopio óptico binocular reflexivo marca echoLAB, dotado de una cámara instalada mediante el hardware que refleja la

fotografía en el computador. Mediante un programa analizador de imágenes tomadas desde la cámara se evalúan las fases, tamaño del grano, inclusiones, afectaciones en los granos; y se elabora un reporte técnico con estas características.

## Resultados y discusión

### Análisis microestructural de la zona fundida

Se observó gráficamente la coalescencia que presenta el recubrimiento al ser depositado en el material base y determinar las consecuencias que genera su aplicación. La Figura 3 se corresponde con la zona fundida de la unión disímil.

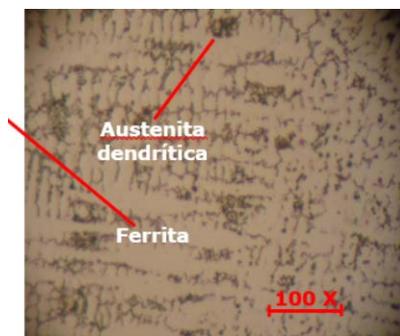


Figura 3. Zona fundida de la soldadura disímil

La estructura de solidificación de la ZF es determinada, principalmente, por el proceso de crecimiento competitivo entre los granos columnares e igual tienen una gran importancia en las propiedades finales de esta zona. En la pileta (cordón de soldadura), la unión presenta una microestructura consistente de una matriz austenítica con ferrita, de morfología tipo esqueleto y listoncillo, alineadas en dirección a la fuente de calor del arco eléctrico. La ferrita es por el elevado contenido de carbono presente en cada una de las aleaciones: 3,01 % y 3,6 %, respectivamente; elemento estable que resiste la transformación de la austenita durante el enfriamiento de la soldadura, ya que se enriquece de los elementos formadores de ferrita.

### Análisis microestructural en la interfase del cordón

En la Figura 4 se muestra la interfase del hierro fundido y la Figura 5 se corresponde con la aleación ИЧ X2 H4.

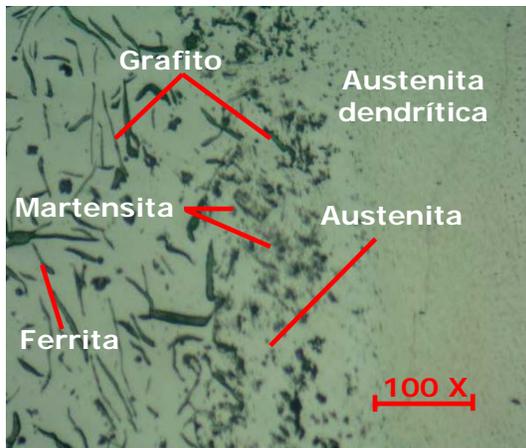


Figura 4. Interfase del hierro fundido.

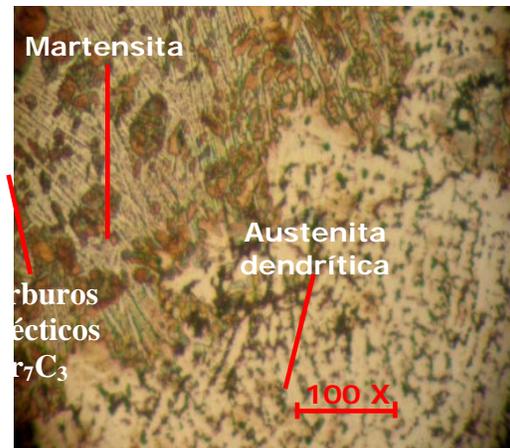


Figura 5. Interfase de la aleación ИЧ X2 H4.

La interfase en la soldadura es una línea donde el material base es parcialmente fundido, el cual está en contacto directo con la piletta (cordón de soldadura), donde los granos empiezan con el crecimiento epitaxial y de forma perpendicular a esta película, la cual contiene un refinamiento de grano, debido al choque térmico concedido por la temperatura propia de la soldadura. En la interfase del hierro fundido se observa que el grafito se ha degenerado producto del calentamiento impuesto por el ciclo térmico. Dentro de este grafito hay presencia de austenita, la cual es causada por la presencia del elemento níquel en el material de aporte (55,00 % Ni); la precipitación de la austenita es austenita primaria y precipitación de austenita secundaria al interior de la ferrita. Adicionalmente, la cinética de reformación de la austenita se vio dificultada en las condiciones que presentaron mayor tamaño de grano ferrítico.

En la Figura 5 se puede apreciar la estructura de la aleación ИЧ X2 H4, donde luego del tratamiento térmico no controlado, existe la formación de carburos eutécticos del tipo  $Cr_7C_3$ , precedida por una estructura del tipo martensítica; estructuras que están orientadas hacia la parte superior del cordón de soldadura y en la raíz. Esta orientación fue menos pronunciada, ya que la velocidad de enfriamiento fue menor.

Se observan, en la zona correspondiente al material de aporte, brazos secundarios de austenita dendrítica y partículas aisladas menos pronunciadas. En esta zona se experimentaron temperaturas cercanas a la recristalización, lo cual propicia que la ferrita en esta zona se regenere y la austenita quede en forma más grande, dado que de esta forma la ferrita origina mayor dureza y mayor fragilidad en esta zona.

### Análisis microestructural en la zona de influencia térmica

La zona afectada por el calor (ZAC) es la región que abarca varios milímetros desde la línea de fusión de la soldadura. Los cambios microestructurales que en esta región se producen son debidos a la energía calorífica aportada por la soldadura y cuyo ciclo térmico genera productos de transformación, que dependen fundamentalmente de la temperatura alcanzada, velocidad de enfriamiento y composición química del metal base. La Figura 6 se corresponde con la ZAC del hierro fundido y la Figura 7 la de la aleación ИЧ X2 H4.

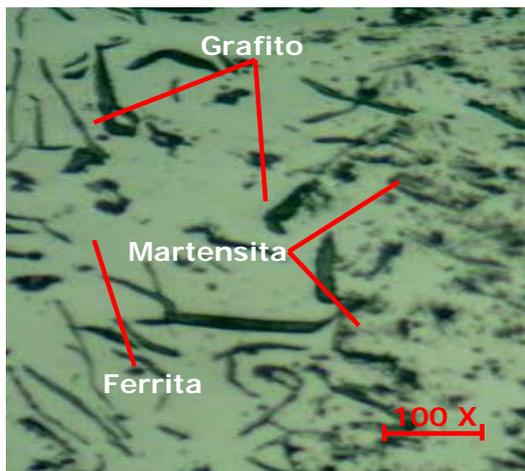


Figura 6. ZAC del hierro fundido.

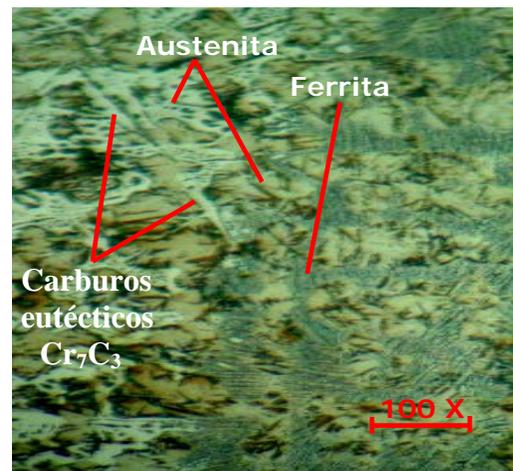


Figura 7. ZAC de la aleación ИЧX2H4.

En la zona del hierro fundido cerca de la línea de fusión se ha obtenido la estructura martensítica y cambios del tipo de formación de ferrita, la cual es de mayor tamaño cerca de la interfase y disminuye su tamaño conforme se aleja de esta, donde el ciclo térmico experimenta temperaturas pico, justo por debajo de la línea de los sólidos.

En la aleación ИЧX2H4 (Figura 7) se observa una morfología de ferrita esquelética, con patrón de solidificación dendrítico. La ferrita esqueleto se hace presente en el cordón de soldadura; cerca de la interfase se da el crecimiento epitaxial, siguiendo la solidificación de patrón dendrítico dirigido hacia la dirección a la fuente de calor del arco eléctrico. Se puede apreciar, además, lo que pudiera ser la formación de austenita Widmānstätten (fase alargada blanca), lo cual provoca alta dureza y fragilidad en la unión soldada; de igual manera se observa la formación del carburo eutéctico Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, estructuras muy duras y frágiles.

La formación de las microestructuras obtenidas es producto de las velocidades de enfriamiento que fueron altas en la junta soldada con preparación de bordes a 60°, además por la relación  $C_{req}/N_{ieq}$  que aumenta dentro del intervalo austenita-ferrita (AF). La morfología esqueleto es debido a la difusión durante la transformación de ferrita a austenita. La formación de estructura del tipo ferrita en la soldadura del hierro fundido está asociado a la cantidad de hierro que se presenta en el mismo en su composición química.

**Análisis del depósito por el diagrama de Shaeffler**

Al determinar la composición del depósito del cordón de soldadura se analizó la composición química del material de aporte y el de las aleaciones, cuyos elementos fundamentales son el cromo y el níquel. En la Figura 8 se muestran los resultados obtenidos.

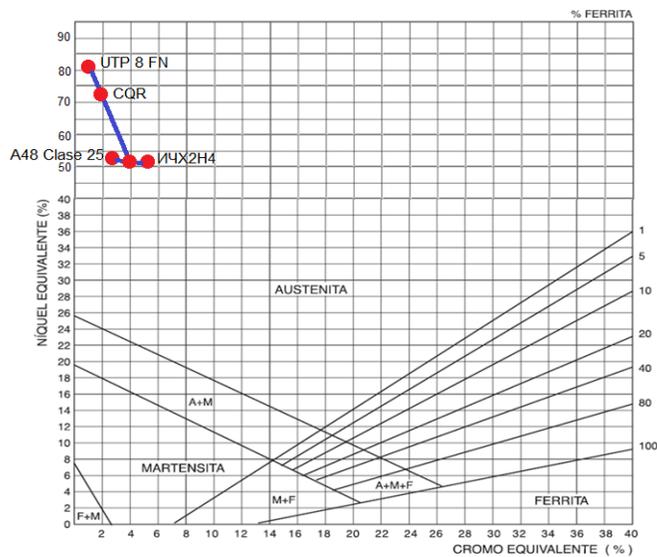


Figura 8. Composición química del cordón resultante.

Aleaciones	$C_{req}$	$N_{ieq}$
I4X2H4	4,75	51,35
A48 Clase 25	2,77	54,11
UTP 8 FN	1,05	82,4
CQR	1,9	75

De acuerdo con el diagrama de Schaeffler se puede observar que a través del proceso de soldadura SMAW, y para un coeficiente de dilución del 30 %, se obtiene el punto CQR (composición química resultante), con una estructura cristalina totalmente austenítica, en la cual se puede apreciar una posible fisuración en caliente por encima de 1 250 °C y ausencia de ferrita (F). Es por ello que para garantizar un gradiente

térmico que mitigue las tensiones de primer género (tensiones térmicas) se debe aplicar un tratamiento térmico post-soldadura con el objetivo de lograr un retículo cristalino que sea capaz de adaptarse al campo de tensiones de origen térmico.

### Análisis de la dureza

Se realizó con el objetivo de determinar las variaciones asociadas a la geometría deformada, teniendo en cuenta que no se alcanza la misma deformación en todos los puntos de las muestras. La medición de dureza se realizó en tres áreas áreas diferentes, la primera en el material base (hierro fundido y la fundición blanca), la otra se realizó en el cordón de soldadura y la tercera en la interfase. En la Tabla 3 se muestra los resultados de la misma.

Tabla 3. Resultados de la dureza

No	Dureza de los materiales (HV)					
	ASTM A 48		Soldadura		ИЧХ2Н4	
1	160	173	130	140	550	553
	180		140		530	
	180		150		580	
2	170	183	130	140	560	567
	180		140		580	
	200		150		560	
3	190	187	130	140	610	637
	190		140		650	
	200		150		650	
total		181		140		586

Para el material en estado de entrega se midió una dureza de 181 HV como promedio en la fundición ASTM A 48 clase 25 y de 586 HV para la fundición ИЧ X2 H4, con una dureza promedio de 140 HV en el cordón de soldadura, donde en esta zona es menor al compararla con la dureza obtenida para las demás zonas. El incremento en la aleación ИЧ X2 H4 se debe a la presencia de los microconstituyentes carburos eutécticos y la martensita, los cuales provocan en la aleación la dureza. La menor dureza presentada en el cordón (140 HV promedio) es debido a la presencia de la ferrita y la austenita. También en las zonas afectadas por el calor puede producirse una importante caída de dureza, principalmente por calor aportado.

### Conclusiones

Las estructuras resultantes de la soldadura disímil entre el hierro fundido ASTM A 48 Clase 25 ИЧХ2Н4 (GOST 6769-87) son del tipo ferrítica y austenita dendrítica, así

como de martensita y carburos eutécticos del tipo  $Cr_7C_3$ , siendo estas últimas estructuras muy duras y frágiles.

Al determinar la composición química del cordón resultante con el depósito de cordones con el electrodo UTP 8 FN se obtiene una estructura totalmente austenítica con posible fisuración en caliente, por encima de 1 250 °C, por la ausencia de la ferrita  $\delta$ .

Los perfiles de dureza analizados en cada una de las zonas del cordón de soldadura se incrementan desde 140 HV hasta 181 HV en el hierro fundido y desde 140 HV hasta 586 HV en la aleación N4X2H4 durante la aplicación del ciclo térmico de soldadura, dureza última que puede provocar el agrietamiento en la unión soldada.

### Referencias bibliográficas

CHUNG, R.; TANG, X.; LI, D.; HINCKLEY, B. & DOLMAN, K. 2009. Effects of titanium addition on microstructure and wear resistance of hypereutectic high chromium cast iron Fe-25wt.% Cr-4wt. %C. *Wear* 267(110): 356-361.

ENNIS, P. & QUADAKKERS, W. 2007. Development of and integrity issues with new high temperature high strength steels. *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 84(7): 75-81.

FERNÁNDEZ, T.; RODRÍGUEZ, I.; CORREA, R. & ALCÁNTARA, D. 2014. Junta de soldadura disímil de la aleación HK-40 y del hierro fundido 24. *Ingeniería Mecánica* 17(2): 98-107.

FERNÁNDEZ, T.; RODRÍGUEZ, I. & ALCÁNTARA, D. 2017. *Procesos metalúrgico y tecnológico de la soldadura*. Editorial Académica Española, 249 p.

FERNÁNDEZ, I. & BELZUNCE, F. 2006. Influencia de diversos tratamientos térmicos en la microestructura de una fundición blanca con alto contenido en cromo. *Revista de Metalurgia* 42(4): 279-286.

FLÓREZ, O.; CASTAÑO, R. & HIGUERA, O. 2010. Comportamiento microestructural de una fundición blanca al alto cromo sometida a ciclos de tratamientos térmico. *Scientia et Technica* XVI(45): 125-136.

KOTECKI, D. & LIPPOLD, J. 2013. Welding metallurgy and weldability of stainless steels. *Journal of Materials Processing and Technology* 1(1): 474-483.

POURANVARI, M. 2010. On the weldability of grey cast iron using nickel based filler metal. *Materials & Design* 31(7): 3253-3258.