

## Tratamiento térmico post soldadura de un hierro nodular

**David Hernández Sanamé**

dhsaname@mecanica.ismm.edu.cu

Universidad de Moa (Cuba).

**Resumen:** Se realizó el tratamiento térmico post soldadura de un hierro nodular soldado con electrodos E 316L-16 y el UTP 65. Se seleccionaron muestras soldadas que fueron sometidas a tratamiento térmico de austenizado en un horno de mufla, con temperaturas de 900 °C, seguida de un enfriamiento forzado desde 780 °C hasta 650 °C y luego con un enfriamiento al aire que redujo el contenido de austenita en la matriz de la fundición soldada. Al determinar el tipo de solidificación de la fundición nodular se comprobó que la misma solidifica como fundición hipoeutéctica, caracterizada por el contenido de carbono. Se determinó que luego de aplicado el ciclo térmico de soldadura, en las diferentes zonas de la unión soldada, la dureza se incrementó desde HV 250 hasta HV 344,5; después del austenizado, en las mismas zonas, tuvo un descenso desde HV 344, 5 hasta HV 230 con el electrodo E 316L-16 y desde HV 324,5 hasta HV 227,5; lo que demuestra la disminución de las tensiones residuales en la junta soldada.

**Palabras clave:** fundición hipoeutéctica; ciclo térmico; unión soldada.

## Post welding heat treatment of a nodular iron

**Abstract:** The post-welding heat treatment of a welded nodular iron with electrodes E 316L-16 and UTP 65 was performed. Welded samples that were subjected to austenitized heat treatment in a muffle furnace were selected with temperatures of 900 ° C, followed by forced cooling from 780° C to 650° C and then with air cooling reducing the austenite content in the weld foundry matrix. When determining the type of solidification of the nodular cast iron, it was found that it solidifies as a hypoeutectic cast iron; characterized by the carbon content. It was determined that hardness increased from HV 250 to HV 344.5 after applying the thermal welding cycle in the different areas of the welded joint; after austenitized, it had a decrease from HV 344, 5 to HV 230 with electrode E 316L-16 and from HV 324.5 to HV 227.5 in the same areas which demonstrates the residual stresses decreasing in the welded joint.

**Key words:** hypoeutectic casting; thermal cycle; welded joint.

## Introducción

El empleo de los procesos tecnológicos de soldadura al reacondicionamiento de piezas de hierro fundido constituye un caso sui generis. Actualmente se dispone de una variedad de procesos de soldadura y materiales de aporte para la reparación por soldadura de fundiciones, ya sea por defectos de fundición, defectos de maquinado o reparación de fundiciones que han estado en servicio. Sin embargo, la soldadura con electrodos revestidos (SMAW) le ha ganado espacio a los otros procesos, junto con los materiales de aporte en base níquel y hierro-níquel, principalmente por la disponibilidad del equipo, material y personal.

Según la ASM (2005), los tratamientos térmicos en las fundiciones de hierro gris se efectúan a partir de los 700 °C, y las velocidades de enfriamiento dependerán del tipo de procedimiento que desee efectuarse.

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 (Aguilar, 2012). Las piezas deben dejarse enfriar lentamente para minimizar las tensiones residuales.

El tratamiento térmico de las fundiciones se realiza fundamentalmente para eliminar las tensiones internas que surgen durante el fundido. Estas tensiones conducen con el tiempo a la variación de las dimensiones y forma de la fundición, disminución de la dureza y mejoramiento de la maquinabilidad por corte y una elevación de las propiedades mecánicas.

Las tensiones térmicas aparecen durante el calentamiento y enfriamiento rápidos, en los cuales se producen dilataciones y contracciones irregulares de las capas exteriores e interiores del metal. Estas tensiones se originan como consecuencia de las transformaciones de fase durante el tratamiento térmico.

Este trabajo tiene como objetivo analizar la aplicación del tratamiento térmico post soldadura en uniones soldadas de hierro nodular de matriz perlítica, así como la caracterización microestructural en las diferentes zonas de la unión soldada.

## Materiales y métodos

### Plan experimental para el tratamiento térmico

Se usaron probetas de hierro nodular sometidas a procesos de soldadura por arco eléctrico, a las cuales se les aplicó un tratamiento de normalizado.

El tratamiento térmico de normalizado a la fundición nodular se realizó a una temperatura de austenizado de 900 °C con un tiempo de dos horas, luego a temperatura de 780 °C a 650 °C se les aplicó a las muestras un enfriamiento forzado dentro de un medio ventilador durante dos minutos.

### Preparación metalográfica de las muestras

1. Selección de la muestra
2. Montaje y preparación de la muestra
3. Ataque de la muestra
4. Análisis microscópico
5. Obtención de microfotografías.

En la Figura 1 se muestra la selección de las muestras metalográficas antes del tratamiento térmico. Se sometieron a las condiciones de tratamiento de normalizado según la matriz de experimentos establecido.



Figura 1 (a). Soldadura con UTP 65. (b). Soldadura con E 316 L-16.

Las operaciones de corte para la toma de las probetas se realizaron en una fresadora del tipo 6 M 12 L. Los regímenes de corte empleados son número de revolución de 40 rev/min y avance de 25 mm/rev, las dimensiones de las muestras son de 15 x 15 mm. Se refrigeró la pieza para evitar el calentamiento por efecto de la fricción.

Se utilizó una debastadora de cinta rotativa del tipo Montasupal, sobre papeles abrasivos colocados sobre discos giratorios. Se utilizaron la serie de abrasivos: 220, 280, 320, 400, 500 y 800. En el ataque se empleó como reactivo químico el nital al 2 %, en un tiempo de 30 segundos.

### Observación microscópica del hierro nodular

Para la observación de las probetas se empleó un microscopio óptico binocular marca marca NOVEL modelo NIM-100, dotado de una cámara instalada mediante el hardware IMI.VIDEOCAPTURE.exe, con objetivo acromático de 100 X. La Figura 2 se corresponde con la muestra patrón del hierro fundido nodular.

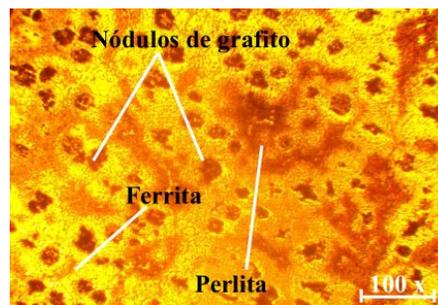


Figura 2. Microestructura del hierro fundido nodular.

La microestructura se corresponde con la muestra patrón de la aleación después del ataque, se observan los nódulos de grafito en formas de esferas en una matriz ferrítica-perlítica. El tamaño de los nódulos no es homogéneo y se puede percibir cómo algunos nódulos se encuentran degenerados. Esta distribución se debe al criterio de temperatura mínima utilizado para la nucleación, que se da en dos etapas: la primera origina los nódulos grandes, ya que tienen más tiempo para crecer y la segunda los nódulos chicos y según la *American Foundry Society* (AFS) este tipo de estructura presenta un conteo nodular promedio de 22 nod/mm<sup>2</sup>.

La ferrita se encuentra alrededor de los nódulos de grafito. En las zonas donde se localiza la perlita alejadas de los nódulos, por ser las últimas en solidificar, la segregación producida durante la solidificación favorece la presencia de elementos promotores de perlita.

### Ensayo de dureza Vickers

Para el ensayo se utilizó un microscopio modelo: TGG-2. El número de dureza (HV) se determina por el tamaño de las huellas (Figura 3) obtenidas en las diagonales.

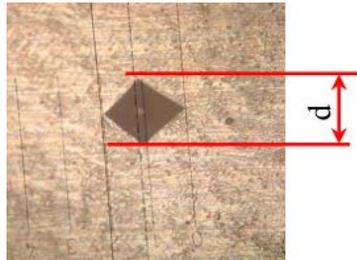


Figura 3. Huella de indentación para la medición de la dureza.

El horno empleado para el tratamiento térmico de las muestras es un horno de mufla. Calienta las probetas por acción directa o indirecta del flujo eléctrico, para el calentamiento se debe tomar en cuenta el tamaño, la forma y la temperatura de la probeta a ser tratada térmicamente.

El proceso de enfriamiento desde la temperatura de austenizado ( $T_y$ ) hasta la temperatura ambiente ( $T_{amb}$ ) es propio de los procesos de tratamiento térmico.

### Análisis de la susceptibilidad del hierro nodular

El carbono equivalente para esta fundición nodular es de 3,9 % C, lo cual se ubica por debajo de 4,3. El carbono equivalente de la fundición nodular, en función de la composición química, es de 3,65 %; ambas fundiciones son de tipo hipoeutéctico.

El contenido de carbono recomendado para producir una solidificación adecuada de la fundición nodular es de 3,5 %. La cantidad de carbono afecta las propiedades mecánicas debido a que la fracción volumétrica de grafito está directamente relacionada con el contenido de C; el aumento de la fracción de esa fase genera una disminución de la resistencia a la tracción del material austemperado, de acuerdo con los criterios de Al-Ghonamy y demás investigadores (2012).

El porcentaje de silicio es de 0,92; se calculó la temperatura de líquido de la austenita, que la misma es de 1 201,94 °C, para determinar el porcentaje del contenido de carbono, que es de 0,08 %.

El control del silicio en las fundiciones promueve la nucleación y el crecimiento de la ferrita bainítica en la matriz de austenita e inhibe la formación de carburos durante la reacción de austemperado de la fundición nodular, sin embargo, en el proceso de soldadura provoca la formación de poros en la zona fundida, debido a que por el alto contenido de carbono de los hierros fundidos se forman óxidos de carbono ( $\text{CO}_2$  y  $\text{CO}$ ). Estos no tienen tiempo de escapar del baño fundido por el rápido enfriamiento, forman una película refractaria de óxidos de silicio y manganeso durante el proceso de soldadura, los cuales tienen un alto punto de fusión con respecto al metal base y les infiere alta fluidez de los hierros fundidos, ya que provoca la imposibilidad de soldar estos materiales en posiciones inclinadas, verticales y menos aún sobrecabeza, reportado por Cembrero & Pascual (1999).

Durante el proceso de solidificación, el contenido del carbono es de 1,61 %. La solubilidad del carbono en la austenita (eutecticidad) incrementa la precipitación del grafito y eleva la temperatura de transición dúctil/frágil. Un contenido más elevado de Si en la composición aumenta la resistencia de la ferrita y reduce la resistencia al impacto. También promueve una alta resistencia a la oxidación en alta temperatura de la fundición, de acuerdo con Lin y otros colaboradores (2006).

Durante la fase líquida de la soldadura, los metales de aporte introducen carbono procedente de la varilla y debido a que las fundiciones, por lo general, tienen un bajo punto de fusión ( $\approx 1\ 200\ ^\circ\text{C}$ ). Se crea instantáneamente la piscina de fundición y al reducirse significativamente la temperatura en un corto tiempo, la estructura de las zonas afectadas por el calor (ZAC), prácticamente entran en un proceso de temple, lo cual transforma la estructura interna de esas zonas, convirtiéndolas en una fundición blanca, fragilizando la zona trabajada que permite una posible fisuración de la soldadura o fractura al producirse la contracción del fluido durante su solidificación, según Fernández y demás estudiosos (2014).

El contenido de manganeso es de 0,2 %, para la fundición nodular; con niveles de Mn entre el 0,5 % al 0,8 % resulta suficiente para estabilizar la formación de perlita cuando la rigidez es más deseable que la ductilidad.

El aspecto del efecto del Mn está relacionado con la segregación de este elemento para la región intercelular durante la solidificación de la fundición nodular (proceso de fundición y soldadura). El mayor contenido de Mn en esas regiones genera una alta

templabilidad de la austenita que reduce fuertemente la tasa de nucleación de ferrita y favorece la formación de una red continua de austenita retenida, mas no enriquecida en carbono, que compromete las propiedades mecánicas, principalmente la tenacidad y la ductilidad, debido a su baja estabilidad térmica y mecánica (Dasguta *et al.*, 2011).

El grado de saturación calculado y el índice de saturación son de 0,9 %; ambos resultados son consistentes para plantear que la fundición nodular solidifica en condición hipoeutéctica. Con el valor del grado de saturación obtenido se puede establecer las propiedades tecnológicas de la fundición, teniendo su incidencia en el porcentaje de carbono eutéctico y, por lo tanto, sobre las características finales del material. También se infiere que en la fundición nodular existirá la presencia de la estructura perlítica, luego del proceso de fundición.

Con valor del índice de saturación inferior a 1 las fundiciones son hipoeutécticas, eutécticas con el índice de saturación igual a 1 e hipereutécticas cuando es superior a 1. Las propiedades mecánicas del material se relacionan con la microestructura final del mismo que se obtiene después de la última transformación de fase, cuando la pieza alcanzó la temperatura ambiente. Se determinó el carbono eutéctico y el carbono eutectoide de la fundición nodular. La Figura 4 muestra los diagramas establecidos para la determinación del carbono eutéctico (a) y el carbono eutectoide (b).

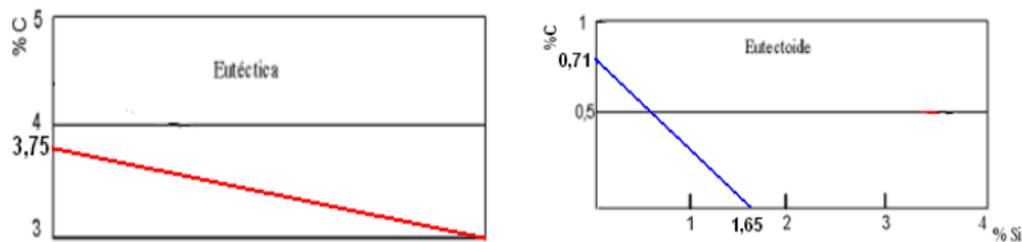


Figura 4 (a). Carbono eutéctico. (b). Carbono eutectoide.

Los contenidos en carbono de las aleaciones eutécticas y eutectoides del diagrama estable varían con el contenido en silicio de las fundiciones y son inferiores a los que corresponden al diagrama metaestable. En las transformaciones del diagrama estable, para una temperatura determinada, la austenita es capaz de disolver menor cantidad de carbono que el que disuelve, a la misma temperatura, cuando las transformaciones se hacen de acuerdo con el diagrama metaestable. En las fundiciones esferoidales se encuentran en el rango de 1,7 % al 2,7 % de Si y desde el 3,1 % al 4,1 % en C.

Sin embargo, en el proceso de soldadura, al considerar un núcleo de grafito calentado a una temperatura de 800 °C, la difusión del carbono en la austenita en la interfase austenita-grafito puede contener hasta un 0,9 % de carbono, mientras que la interfase correspondiente a la austenita-ferrita el contenido de carbono en la austenita es de 0,5 %. A esta temperatura (800 °C) el contenido del carbono en la zona que rodea al núcleo de grafito es considerable.

La zona de la unión soldada constituye una zona muy peligrosa desde el punto de vista de las posibles modificaciones estructurales. Un enfriamiento rápido en las zonas cercanas a los núcleos de grafito, cuya cantidad de carbono va desde 0,9 % a 0,5 %, puede aparecer estructuras de alta fragilidad donde la cinética de su formación prácticamente es similar a las de un acero de la misma composición en carbono.

Por otra parte un grado de subenfriamiento en las zonas cercanas a los núcleos de grafito puede provocar la formación de una red de cementita de alta dureza. La aparición de estructuras en la zona cercana a los núcleos de grafito que provocan alta fragilidad a la unión puede ocurrir en determinado rango de temperatura según se comporta la difusión del carbono en la interfase (Fernández, Rodríguez & Alcántara, 2017).

#### **Análisis microestructural antes el tratamiento térmico (electrodo E 316L-16)**

Se realizó el comportamiento microestructural para el depósito del electrodo E 316L-16. En la Figura 5 se muestran las variaciones de la unión soldada realizada con este material de aporte en las diferentes zonas de la unión soldada. Las microestructuras presentan tres pases de soldadura.



Figura 5 (a). Zona fundida. (b). Zona influencia térmica. (c). Zona interfase.

La Figura 5 se corresponde con la zona de fusión obtenida entre el hierro fundido nodular y el electrodo E 316L-16; presentan una morfología de austenita retenida precedida por la formación de la martensita en el límite de grano, la martensita es por el contenido de carbono presente en la fundición nodular. Esta morfología resiste la transformación de la austenita durante el enfriamiento de la soldadura, puesto que se enriquecen de los elementos formadores de ferrita.

En la zona afectada térmicamente (Figura 5b) existe la presencia de una estructura de grafito nodular en una matriz austenítica, donde se aprecia cerca de la línea de fusión la formación de martensita austenita retenida. Esto se debe al contenido de níquel (13,5 %) en el material de aporte, el cual genera la grafitización, efecto que se muestra en la figura que fue realizada con el tercer pase del cordón de soldadura.

En la interfase del cordón (Figura 5c), la velocidad de calentamiento y enfriamiento que fueron altas se observa cerca de esta zona la presencia de martensita; la transformación se torna más rica en cromo y más pobre de níquel. También se obtuvo la austenita retenida producto de la relación Cr/Ni.

### **Análisis microestructural antes el tratamiento térmico (electrodo UTP 65)**

En la Figura 6 se muestra el resultado de la microestructura en la zona fundida obtenido con material de aporte UTP 65.

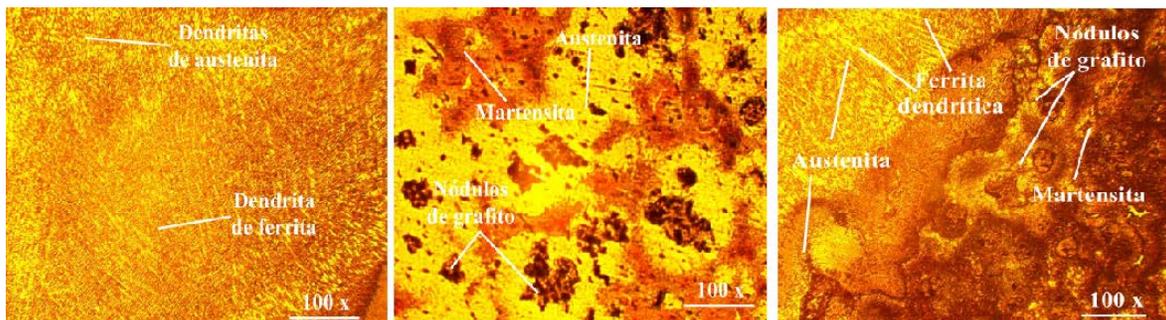


Figura 6 (a). Zona fundida. (b). Zona Influencia Térmica. (c). Zona interfase.

En la Figura 6a se percibe una estructura austenítica con una pequeña cantidad de ferrita, que se corresponden a la zona fundida del depósito del electrodo UTP 65, favorece una unión soldada libre de fisuración. En la zona fundida con este electrodo existe la formación de pequeñas cantidades de ferrita. Esto se debe a que con el calentamiento el grafito tiende a disolver en austenita; dicha austenita enriquecida en carbono se transformó en ferrita debido a la tasa de enfriamiento luego de la

soldadura. La fase austenita (fase clara), con una morfología casi esferoidizada, está orientada 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.

En la figura 6b se observa la presencia de la austenita en una matriz martensítica, así como la austenita en los bordes de granos de la martensita, precedida por la formación de los nódulos de grafito, donde el grafito se ha transformado en su parte interna por las altas temperaturas. La martensita se forma durante la transformación de la unión soldada en condiciones fuera de equilibrio, donde la estructura austenita sobresaturada de carbono debe transformar su estructura FCC a estructura BCT y da origen a la martensita.

En la zona de la interfase se distingue en la zona fundida una matriz totalmente austenítica con línea de refinamiento cerca de la zona de fusión con una estructura martensítica, también se ha obtenido dentro de la matriz dendrita de ferrita y precipitados de austenita. Durante el proceso de fusión y en la pileta líquida, el ciclo térmico y la fluidez del hierro fundido nodular, el plasma viaja de un extremo a otro, donde interactúan los elementos químicos y cambia la composición química del metal depositado. Las propiedades mecánicas de las fundiciones cuya matriz es formada por ferrita y perlita dependerán de la fracción volumétrica relativa de cada uno de esos constituyentes presentes en la matriz. En la Figura 7 se muestra el ciclo térmico aplicado a las muestras luego del proceso de soldadura con los diferentes electrodos.



Figura 7. Ciclo térmico de normalizado para la fundición nodular.

En fundiciones nodulares, libre de otro proceso de manufactura (en estado bruto de colada), este tratamiento se realiza para producir una matriz totalmente ferrítica de baja dureza y alta ductilidad; sin embargo, se aplicó a muestras previamente soldadas con diferentes electrodos, por lo que se analizaron las transformaciones originadas.

Este ciclo de tratamiento térmico de normalizado constó primero de una etapa de austenización a 900 °C, seguida de un enfriamiento forzado desde 780 °C hasta 650 °C, rango de temperaturas críticas de transformación, luego fueron enfriadas al aire. El objetivo del normalizado fue proporcionarle a la fundición propiedades similares a las que poseía después de haber sufrido tratamientos defectuosos, como el tensionamiento de la red cristalina por soldadura, así como eliminar tensiones internas luego del tratamiento térmico no controlado (Sohi *et al.*, 2010).

La temperatura de austenización determina la cantidad de carbono que permanece en solución en la matriz austenítica. A altas temperatura se incrementa la estabilidad de la austenita y la alta cantidad de austenita retenida reduce la dureza. Bajas temperaturas resultan en austenita de bajo contenido de carbono, reduciendo la dureza y la resistencia a la abrasión, según lo ha referido por Van Bohemen (2013).

### Comportamiento microestructural de las muestras tratadas

Se procedió a realizar el análisis del comportamiento microestructural de las muestras soldadas luego del tratamiento térmico. La Figura 8 se corresponde con las microestructuras del material de aporte E 316L-16.

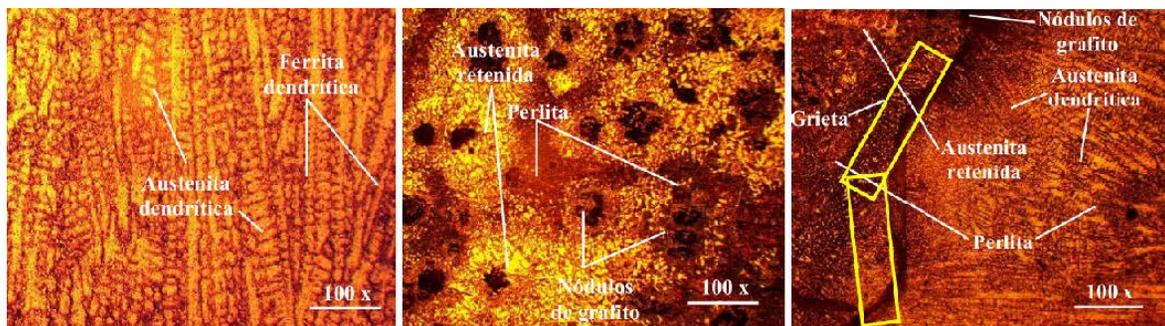


Figura 8. (a). Zona Fundida. (b). Zona Influencia térmica. (c). Zona de la interfase.

Al examinar las muestras tratadas y compararlas en cada una de las fases analizadas se puede percibir que existió transformación en la estructura, en la zona fundida (8a), las dendritas de austenita y las de la ferrita muestran una distribución uniformes sobre toda la matriz, lo que demuestra que, en la unión soldada, existen menos tensiones internas. Las transformaciones en la zona de influencia térmica (8b) están precedidas por la formación de la perlita, estructura que se forma después del normalizado y la austenita retenida distribuida por toda la matriz; la presencia de esta fase se debe al

alto contenido de carbono disuelto en la austenita durante la austenización, aproximadamente 0,8 % para una temperatura de 925 °C.

En la interfase (8c), zona donde existe la presencia de una grieta que atraviesa el nódulo de grafito (causa probable de agrietamiento por ser concentradores de tensión) y que, además, se originó, presumiblemente, producto de las tensiones internas del ciclo de soldadura, muestra estructuras, las cuales luego del tratamiento no son propensa a las grietas, que coincide con lo planteado por Cembrero & Pascual (1999).

En la Figura 9 se muestran las microestructuras del depósito realizado con el material de aporte UTP 65, con el cual, las transformaciones de fases, independiente del ciclo térmico de soldadura, garantiza la buena soldabilidad de la fundición nodular.

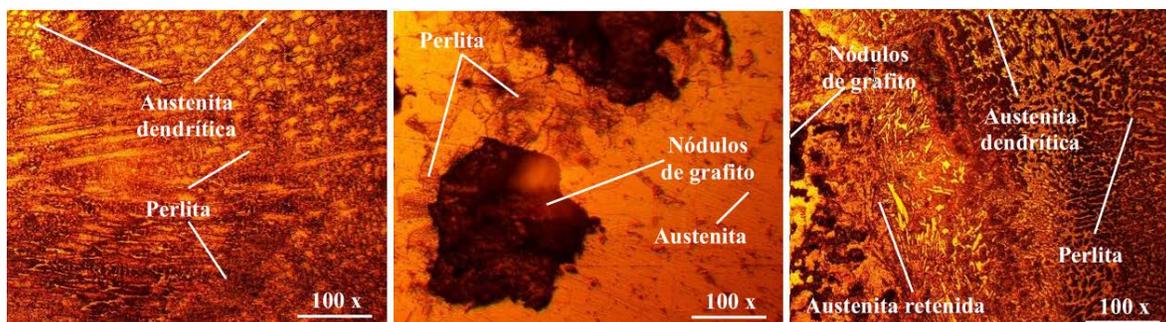


Figura 9. (a). Zona Fundida. (b). Zona Influencia térmica. (c). Zona de la interfase.

No existe línea de separación entre los materiales base soldado en las tres zonas, en cada una de ellas se aprecia un crecimiento dendrítico mayor (originado por el ciclo térmico de soldadura) distribuido aleatoriamente por toda la matriz de la fundición. En la zona fundida donde existía la martensita (transformada en perlita) exhibe una matriz perlítica con estructura de austenita dendrítica dentro de esta matriz. En la zona de influencia térmica, donde florecía anteriormente la presencia de la martensita, como fase dura, ahora la matriz es de austenita, con esferoiditas de grafito y la perlita que se encuentra rodeando estos nódulos de grafito.

La interfase de la unión presenta, luego del tratamiento térmico, un acomodamiento de las fases presentes después de soldarse, es decir, se ha homogeneizado la estructura, con la disminución de las tensiones internas que fueron originadas por la soldadura; en ella se nota una matriz de perlita con austenita y glóbulos de grafito, donde se aprecia la línea de fusión entre el material base y el material de aporte, responsable del

depósito de la austenita y del 1,71 % del elemento níquel, contenido en la composición química de la fundición nodular.

Las zonas afectadas por el ciclo térmico y por el gran contenido de carbono en el material base (3,36 %) presentaron una amplia gama de microestructuras, pero al aplicar el normalizado en las zonas de la unión soldada se puede observar que en estas y según los microconstituyentes la unión presenta mejores propiedades mecánicas que la anterior, no sin exponer que, luego del tratamiento, la soldadura con el electrodo E 316 L-16, mejoró en cuanto a sus propiedades metalúrgicas se refiere.

Las transformaciones obtenidas después del tratamiento están asociadas a que, en piezas de hierro, silicio, fósforo y níquel, promueven la grafitización del carbono; así estos elementos disminuyen, tanto la tendencia a formar carburos como la solubilidad del carbono en la austenita, por lo que se espera encontrar a estos elementos grafitizadores disueltos en la austenita y no formando carburos.

En cambio, los elementos como el magnesio, molibdeno, cromo y vanadio son estabilizadores de los carburos, ya que se disuelven sustitucionalmente en la cementita, según lo refiere Kovacs (1990).

### **Comportamiento de la dureza**

Para la medición de las durezas se consideró durante todo el proceso el comportamiento de esta propiedad después de realizado el proceso de soldadura y luego de someter las muestras a tratamiento térmico de normalizado, tanto la realizada con electrodo E 316 L-16 y el UTP 65.

Para ello se realizó un barrido de dureza en las muestras, donde se tuvo en cuenta las zonas formadas por el ciclo térmico. En la Figura 10 se muestra el comportamiento de las durezas.

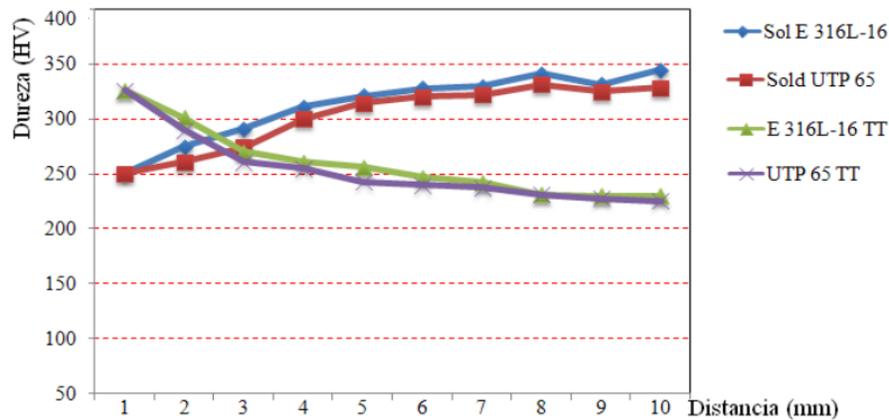


Figura 10. Durezas después de la soldadura y del tratamiento térmico.

En el comportamiento de las curvas representadas para las durezas, luego del proceso de soldadura (azul y roja), se percibe que, al aplicar el ciclo térmico de soldadura, para el electrodo E 316L-16, existe un incremento de la dureza desde HV 250, dureza inicial del material base, hasta 341 HV en la ZIT y para el electrodo UTP 65, la dureza en la ZIT es de HV 331. Durezas incrementadas por la presencia de la martensita, microconstituyente de gran dureza, además con la introducción de calor en el material base existen mayores transformaciones debido a los ciclos de calentamiento y enfriamiento. El menor tamaño de grano y la mayor densidad de dislocaciones hacen entonces que la fase de carburos y martensita tenga una dureza mayor.

La dureza se incrementa en el material base por efecto del tratamiento térmico de normalizado, que tiene como objetivo proporcionarle al hierro nodular en estado bruto de colada, transformación desde la matriz ferrita hasta la perlita por ser un microconstituyente más duro que el anterior, pero este tratamiento provocó una homogenización de las estructuras en la unión soldada, con la posterior eliminación de las tensiones internas. Para una dureza inicial desde el material base de HV 250, esta se incrementa hasta HV 344,5 y luego descenso desde HV 344,5 hasta HV 230 para el electrodo E 316 L-16 y desde HV 324,5 hasta HV 227,5 para el electrodo UTP 65, haciendo significativo el normalizado en la fundición nodular luego de ser soldada con electrodos revestidos de base austenítica.

### Análisis de varianza

Se modeló estadísticamente a través del análisis de regresión, la influencia de las diferentes condiciones de aplicación de las temperaturas en el comportamiento de las durezas que se obtiene en el hierro fundido nodular luego de ser sometido a proceso

de soldadura con electrodos revestidos y la influencia del tratamiento térmico de normalizado sobre estas mismas muestras. Se realizó el análisis de varianza, según el método de Fisher, para evaluar el nivel de significación de las variaciones provocadas por los diferentes experimentos. En la Tabla 1 se muestran los resultados.

Tabla 1. Análisis de regresión múltiple para las durezas

Variable dependiente: Distancia					
Error Estadístico					
Parámetro	Estimación	estándar	T	P-Valor	
CONSTANTE	11,1315	8,11954	1,37095	0,2287	
HV 316 L TT	0,054472	0,0220916	2,46574	0,0568	
HV E 316L sold	-0,0291986	0,0242175	-1,20568	0,2819	
HV UTP 65 sold	0,00209038	0,0160821	0,129981	0,9016	
HV UTP 65 TT	-0,0619116	0,0225577	-2,74459	0,0406	
Análisis de Varianza					
Fuente	Suma de cuadrados	de GL	Cuadrado medio	Cociente-F	P-Valor
Modelo	4,90904	4	1,22726	24,82	0,0017
Residuo	0,247206	5	0,0494411		
Total (Corr.)	5,15625	9			
R-cuadrado = 95,2057 porcentaje					
R-cuadrado (ajustado para g.l.) = 91,3703 porcentaje					
Error estándar de est. = 0,222354					
Error absoluto medio = 0,123185					
Estadístico de Durbin-Watson = 2,21962 (P=0,1510)					
Autocorrelación residual en Lag 1 = -0,138003					

La salida muestra los resultados del ajuste a un modelo de regresión lineal múltiple para describir la relación entre Distancia y cuatro variables independientes. La ecuación del modelo ajustado es:

$$Distancia = 11,13 + 0,054 \cdot E316LTT - 0,029 \cdot E316Lsold + 0,0020 \cdot UTP65sold - 0,061 \cdot UTP65TT$$

Dado que el p-valor es inferior a 0,01 existe relación estadísticamente significativa entre Dureza y Temperatura para un nivel de confianza del 99 %.

El estadístico R-cuadrado indica que el modelo explica un 95,2057 % de la variabilidad en Distancia. El estadístico R-cuadrado ajustado, que es más conveniente para comparar modelos con diferentes números de variables independientes, es 91,3703 %. El error estándar de la estimación muestra la desviación típica de los residuos que es 0,222354. Este valor puede usarse para construir los límites de predicción para las nuevas observaciones relacionadas con la dureza de la fundición nodular. El error absoluto medio (MAE) de 0,123185 es el valor medio de los residuos.

El estadístico Durbin-Watson examina los residuos para determinar si hay correlación significativa basada en el orden en el que se han introducido los datos. Dado que el p-valor es superior a 0,05; no hay indicio de autocorrelación serial en los residuos.

Para decidir la simplificación del modelo se tiene en cuenta que el p-valor más alto en las variables independientes es 0,9016; perteneciendo a HV UTP 65 soldado.

Se realizó la estimación para las durezas obtenidas en las diferentes muestras, aquellas que fueron soldadas y las que fueron tratadas térmicamente. La Figura 11 es el gráfico de estimación para todas las durezas obtenidas. La función es del tipo:  $10+2\cdot X+3\cdot Y-10\cdot X\cdot Y$ .

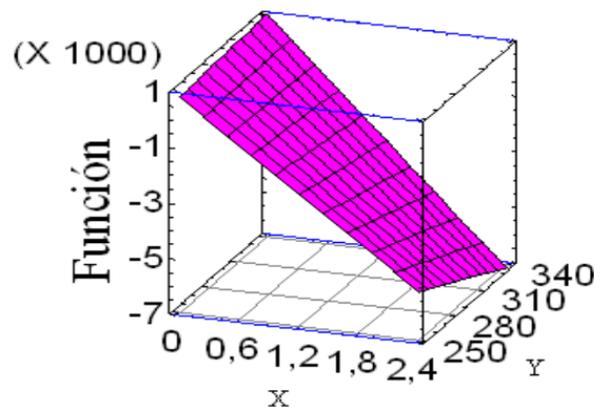


Figura 11. Superficie de respuesta estimada para las durezas.

Al estimar el error del modelo experimental con el calculado existe diferencia estadísticamente significativa entre las medias de las dos muestras para un nivel de confianza del 95,0 %. Los resultados demuestran que se mantiene la tendencia a disminuir la dureza en la medida que se aumenta la temperatura en el cordón de soldadura, pero tiende a incrementarse según se aplica el tratamiento térmico de normalizado.

## Conclusiones

Antes del tratamiento térmico post soldadura, la fundición nodular presentaba entre sus microestructuras la ferrita acicular (no deseada) y la martensita, fases que generan tensiones en la unión soldada, luego del tratamiento se originan nuevas fases como la ferrita dendrita y la perlita.

La aplicación del tratamiento térmico de austenizado con temperaturas de 900 °C, seguida de un enfriamiento forzado desde 780 °C hasta 650 °C y luego un enfriamiento al aire, reduce el contenido de austenita en la matriz de la fundición soldada y con ello el mejoramiento de las propiedades mecánicas en la fundición nodular.

Luego de aplicado el ciclo térmico de soldadura, en las diferentes zonas de la unión soldada, la dureza se incrementa desde HV 250 hasta HV 344,5, después del austenizado, en las mismas zonas, tiene un descenso desde HV 344, 5 hasta HV 230 con el electrodo E 316L-16 y desde HV 324,5 hasta HV 227,5; lo que demuestra la disminución de las tensiones residuales en la junta soldada.

### Referencias bibliográficas

- AGUILAR, R. 2012. *“Introducción a la Metalurgia”, Curso Básico para Ingenieros. Proyecto de investigaciones metalúrgicas. Universidad de San Carlos de Guatemala.*
- AL-GHONAMY, I.; RAMADAN, M.; FATHY, N.; HAFEZ, M.; EL- WAKIL, A. 2012. Effect of graphite nodularity on mechanical properties of ductile iron for waterworks fittings and accessories. *International Journal of Civil & Environmental Engineering* 10(3): 1-5.
- ASM INTERNATIONAL. 2005. Welding brazing and soldering. Metals handbook, Metals Park. ASM International. Ohio, 6: 2873.
- CEMBRERO, J. & PASCUAL, M. 1999. Soldabilidad de las fundiciones de grafito esferoidal. *Revista de metalurgia* 35(6): 392-401.
- DASGUTA, K.; MONDAL, K.; CHAKRABARTI, K. & GANGULI, C. 2011. Microstructure and mechanical properties of as cast ductile irons alloyed with manganese and copper. *Journal of Materials Engineering and Performance* 21(8): 1728-1736.
- FERNÁNDEZ, T.; RODRÍGUEZ, I. & ALCÁNTARA, D. 2017. *Procesos Metalúrgicos y tecnológicos de la soldadura.* Editorial Academica Española.
- 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.

- KOVACS, B. 1990. Austempered Ductile Iron: Fact and Fiction. *Mod. Cast.* 80(3): 38-41.
- LIN, S.; PAN, J.; WUNG, P.; CHIANG, J. 2006. A fatigue crack growth model for spot welds under cyclic loading conditions. *International Journal of Fatigue* 28: 792-803.
- SOHI, M.; AHMADABADI, M.; VAHDAT, A. & AMIRSADEGHI, A. 2010. Evaluation of the role of alloying elements in austemperability of heavy section ductile iron. *Advanced Materials Research* 83-86: 481-487.
- VAN BOHEMEN, S. 2013. The nonlinear lattice expansion of iron alloys in the range 100-1600 K. *Scripta Materialia* 69(4): 315-318.