



MINISTERIO DE EDUCACIÓN SUPERIOR
INSTITUTO SUPERIOR MINERO METALÚRGICO DE MOA
“Dr. Antonio Núñez Jiménez”
FACULTAD METALURGIA ELECTROMECAÁNICA
DEPARTAMENTO DE MECÁNICA

TRATAMIENTO TÉRMICO POST SOLDADURA DE UN HIERRO NODULAR SOLDADO CON DIFERENTES ELECTRODOS

Tesis en opción al título de Ingeniero Mecánico

Autor: David Hernández Sanamé

Tutor: Prof. Tit. Tomás H. Fernández Columbié, Dr. C.

Moa - 2018



Declaración de autoridad

Yo: David Hernández Sanamé

Como autor de este trabajo de diploma, certifico su propiedad intelectual a favor del Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa "Dr. Antonio Núñez Jiménez", el cual podrá hacer uso del mismo con la finalidad que estime conveniente.

David Hernández Sanamé

Dr. C. Tomás H. Fernández Columbié



PENSAMIENTO

***El hombre se sacia con el bien del fruto de su boca,
y recibe el pago que merece la obra de sus manos.
Proverbios, 12:14***

***“La inteligencia no es la facultad de imponerse;
es el deber de ser útil a los demás”.
José Martí***



Dedicatoria

Este trabajo esta dedicado especialmente a mi familia.

***A mis padres: Anne Sanamé Llamos y David Hernández Hernández
por tanto amor y dedicación.***

***A mis hermanos: Davianne, Darlis y Davisito por el
apoyo que siempre me han dado.***

***A mi abuela: Milagros Llamos Noa que, donde quiera que este,
siempre ha estado cuidandome y que debe estar muy orgullosa
de mis logros y metas. Dios me la bendiga.***

***A mis tíos, primos y cuñados por demostrarme de una forma u otra
su apoyo y preocupación.***



Agradecimientos

A Dios por ser mi fuerza y guía en cada día de mi vida.

A mis familiares que me apoyaron en todo momento.

***A mi tutor: Prof. Tit. Lic. Tomás Fernández Columbié Dr. C.
por confiar en mí y en el desarrollo de este trabajo.***

***A todos mis profesores por los conocimientos transmitidos en
el transcurso de la carrera.***

A mis amigos que confiaron en mi.

***A todas aquellas personas que de alguna forma u otra
colaboraron con este trabajo.***

RESUMEN

El trabajo tiene como objetivo realizar el tratamiento térmico post soldadura de un hierro nodular soldado con electrodos E 316L - 16 y el UTP 65, las cuales luego del proceso de unión, las microestructuras como la ferrita acicular (no deseada) y la martensita, son susceptibles al efecto del agrietamiento por las tensiones internas generadas, originadas desde una estructura inicial de ferrita-perlita con nódulos de grafito. 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 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 determinó 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. Por último se realiza la valoración económica y el impacto medio ambiental.

ABSTRACT

The work has as objective to carry out the thermal treatment post welding of an iron nodular soldier with electrodes E 316L - 16 and the UTP 65, those which after the process of union, the microstructures like the ferrite acicular (not wanted) and the martensita, they are susceptible to the effect of cracking for the generated internal tensions, originated from an initial structure of ferrite-pearl with graphite nodules. Welded samples were selected that were subjected to thermal treatment of austenized in a muffle oven, with temperatures of 900 °C, followed by a forced cooling from 780 to 650 °C after that with a cooling to the air that reduced the austenita content in the womb of the welded foundry. When determining the type of solidification of the nodular foundry, it was determined that the same one solidifies as foundry hypoeutectic, characterized by the content of carbon. It was determined that after having applied the thermal cycle of welding, in the different areas of the welded union, the hardness was increased from HV 250 to HV 344.5, after the austenized, in the same areas, it had a descent from HV 344, 5 to HV 230 with the electrode E 316L-16 and from HV 324.5 to HV 227.5, what demonstrates the decrease of the residual tensions in the welded meeting. Finally it is carried out the economic valuation and the environmental impact.

TABLA DE CONTENIDOS

SÍNTESIS	Pág
INTRODUCCIÓN	I
CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS	
1.1. Introducción	5
1.2. Generalidades de las fundiciones	5
1.3. Clasificación del hierro dúctil o nodular	7
1.4. Soldabilidad de las fundiciones nodulares	10
1.4.1. Problemas principales en la soldabilidad del hierro fundido	12
1.4.2. Tratamiento térmico post-soldadura	14
1.4.3. Modos de solidificación durante la soldadura	17
1.5. Efecto de los elementos de aleación en el hierro fundido	19
1.6. Formación de grafito	20
1.7. Conclusiones del capítulo 1	22
CAPÍTULO. 2 MATERIALES Y MÉTODOS	
2.1. Introducción	23
2.2. Composición química de la fundición nodular	23
2.3. Cálculo del carbono equivalente	24
2.3.1. Contenido de carbono y silicio en la fundición	25
2.3.2. Control del índice de saturación	26
2.4. Plan experimental para el tratamiento térmico	27
2.4.1. Tratamiento térmico de normalizado	28
2.5. Preparación metalográfica de las muestras	28
2.5.1. Observación microscópica del hierro nodular	30
2.5.2. Ensayo de dureza Vickers	31

2.5.3. Horno empleado para el tratamiento térmico	33
2.6. Procesamiento estadístico de los datos	34
2.6.1. Determinación de los coeficientes de regresión	35
2.6.2. Cálculo de la varianza	36
2.7. Conclusiones del capítulo 2	37
CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS	
3.1. Introducción	38
3.2. Análisis de la composición química	38
3.3. Análisis de la susceptibilidad del hierro nodular	38
3.4. Análisis microestructural antes el tratamiento térmico (electrodo E 316L - 16)	42
3.5. Análisis microestructural antes el tratamiento térmico (electrodo UTP 65)	43
3.6. Análisis del tratamiento térmico de normalizado	45
3.7. Comportamiento microestructural de las muestras tratadas	46
3.8. Comportamiento de la dureza	49
3.8.1. Análisis de varianza	50
3.9. Valoración económica	52
3.10. Impacto medio ambiental	53
3.11. Conclusiones del capítulo 3	54

CONCLUSIONES GENERALES**RECOMENDACIONES****BIBLIOGRAFÍAS**

INTRODUCCIÓN

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.

En el proceso de tratamiento térmico de la fundición ocurren las mismas transformaciones que en el acero. Sin embargo, éstas se complican por el hecho de que durante el calentamiento de la fundición se puede desarrollar el proceso de grafitización que cambia complementariamente la estructura y por lo tanto, las propiedades de la fundición. Entre los tratamientos más usados para una fundición gris son: el recocido y la normalización, otros tratamientos como el *austempering*, *tempering* y *hardening*, son usados en ocasiones limitadas.

En los tratamientos térmicos de metales la energía es removida de la superficie de la pieza por convección o radiación. En algunos casos, los coeficientes de transferencia térmica no son conocidos de antemano y en otros, es deseable optimizar sus valores con el objeto de hacer que la pieza tratada experimente una dada evolución térmica. Si son medidos los cambios en la temperatura dentro de la pieza y sobre su superficie, es posible resolver el problema inverso de la transferencia de calor y determinar, de este modo, los coeficientes de transferencia térmica.

La fundición nodular es de gran utilidad en ciertas partes mecánicas debido a sus propiedades, que en ciertos casos son insustituibles por otros materiales, las piezas de fundición gris como todo elemento mecánico expuesto a un trabajo continuo, tienden a deteriorarse e incluso llegar a fallar, por lo tanto hay que recurrir a procesos de reparación, como la soldadura, que puede resultar más viable que realizar una nueva fundición por la complejidad de las piezas y el costo que representa fundir una sola pieza.

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 de soldadura, junto con los materiales de aporte en base níquel y hierro-níquel, principalmente por la disponibilidad del equipo, material y personal.

Durante la soldadura se experimentan diferentes gradientes de temperatura tanto en el poso de soldadura como en la ZAT del material base. Esto se traduce en la evolución de diferentes

microestructuras y propiedades a lo largo de las zonas metalúrgicas de la soldadura, así como el origen de tensiones térmicas.

El origen de las tensiones residuales está en los procesos de fabricación de los materiales y en las condiciones de servicio que dan lugar a deformaciones no uniformes. Pueden ser deformaciones plásticas no uniformes de tal manera que el material está sometido a diferentes valores de deformación plástica en diferentes puntos. También pueden tratarse de deformaciones térmicas cuyo valor también varía para diferentes puntos. Cuando estas deformaciones se relajan se producen entonces las tensiones residuales.

El cambio de las dimensiones y de la forma de una pieza bajo la acción de fuerzas aplicadas recibe el nombre de deformación. Las deformaciones pueden estar ocasionadas por fuerzas exteriores aplicadas al cuerpo o por fuerzas internas que surgen durante los procesos físico-químicos que transcurren en el propio cuerpo. Las tensiones temporales surgen bajo la acción de una carga exterior y desaparecen después de quitar la misma, mientras que las tensiones internas se equilibran dentro del mismo cuerpo sin que actúen fuerzas exteriores.

Estas últimas se deben a la distribución no uniforme de las deformaciones en el interior del cuerpo, las cuales aparecen como resultado de la distribución desigual de temperaturas en el interior del metal. Estas *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 (Zúev, 1986).

Como **situación problemática** se plantea:

Debido al calentamiento de la fundición nodular, influenciada por los parámetros de soldadura como la intensidad, la velocidad de soldadura y la tensión del arco, así como los diferentes materiales de aporte como el E 316L - 16 y el UTP 65, luego del proceso de unión en este tipo de fundición, se han obtenido microestructuras que son susceptibles al efecto del agrietamiento por las tensiones internas generadas, las cuales han generado agrietamiento. La no recuperación de esta pieza provoca afectaciones a la economía ya que se ha incurrido en gastos de materiales y mano de obra, pero también invalida el funcionamiento del equipo donde se emplee el tipo de electrodo que provoca este defecto. Los tratamientos térmicos post soldadura dan la posibilidad de homogenizar la estructura y lograr la continuidad metalúrgica en la zona fundida de los elementos soldados.

El **problema** a investigar lo constituye:

El efecto del calentamiento y la permanencia durante el tratamiento térmico en una fundición nodular de matriz perlítica para mejorar la resistencia a la fatiga, a la fractura frágil y al agrietamiento producto de las tensiones internas.

Como posible solución al problema se establece la **hipótesis** siguiente:

La aplicación de un tratamiento térmico consistente en un calentamiento a 900 °C durante 2 horas y un posterior enfriamiento al aire a muestras soldadas con materiales de aporte revestidos del tipo E 316L - 16 y el UTP 65 posterior a la soldadura, permitirá homogeneizar o producir cambios en la estructura metalúrgica del material de la zona afectada por el calor y relajar las tensiones generadas durante el proceso de soldadura (tensiones residuales).

El objeto de la investigación es tratamiento térmico de normalizado a una fundición nodular de matriz perlítica posterior a la soldadura.

El campo de acción es la variación microestructural, la microdureza de la fundición nodular sometida a tratamiento térmico de normalizado post soldadura.

En el presente trabajo se define como **objetivo general**:

Aplicar tratamiento térmico post soldadura en uniones soldadas de hierro nodular de matriz perlítica, así como la caracterización microestructural y la dureza en las diferentes zonas de la unión soldada.

Objetivos específicos

1. Definir las características fundamentales que rigen el proceso de soldadura de las fundiciones nodulares, así como la generación de tensiones introducidas por el ciclo térmico, con su posterior tratamiento térmico.
2. Establecer el procedimiento metodológico para la realización del tratamiento térmico de normalizado en la fundición nodular de matriz perlítica soldada con materiales de aporte del tipo austenítico.
3. Fundamentar los resultados obtenidos en base al comportamiento microestructural y la dureza obtenida luego del tratamiento térmico de la fundición nodular de matriz perlítica sometida a tratamiento térmico de normalizado.

Para dar cumplimiento a este objetivo consideran las **tareas** siguientes:

1. Establecimiento del estado del arte relacionado con el objeto de estudio.
2. Planificación, diseño y realización de experimentos.
3. Análisis de los resultados y obtención de las microestructuras resultantes y de la dureza luego del proceso de tratamiento térmico de normalizado post soldadura de la fundición nodular de matriz perlítica.
4. Fundamentación de las inestabilidades metalúrgicas que surgen en el proceso de tratamiento térmico post soldadura de la fundición nodular de matriz perlítica.
5. Planteamiento de los efectos económicos, sociales y ambientales del proceso de tratamiento térmico y de la soldadura.

Capítulo 1

Marco teórico de la investigación

CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS

1.1. Introducción

La producción por fundición es la base fundamental en la elaboración de producto en la construcción de maquinarias. A pesar del desarrollo que se observa en la producción por fundición de los llamados métodos especiales de producción de piezas fundidas, tales como: fundición en coquilla, a presión, en cáscara, aún la forma más empleada para obtener una pieza fundida es por el método de moldes de arena-arcilla y esta parece ser la tendencia predominante en el futuro inmediato.

Este capítulo tiene como objetivo establecer la búsqueda bibliográfica relacionada con la soldadura de las fundiciones nodulares y su posterior tratamiento térmico.

1.2. Generalidades de las fundiciones

Con el nombre genérico de fundiciones se designa a un grupo muy importante de aleaciones a base de hierro con diversos contenidos de carbono y silicio, en las cuales el carbono se encuentra en cantidad superior a la que puede retener la austenita en disolución sólida a temperatura eutéctica (2 %). contiene entre 2 y 6,67 % de carbono, como el alto contenido de carbono tiende a hacer muy frágil al hierro fundido, la mayoría de los tipos manufacturados comercialmente están en el intervalo de 2,5 al 4 % de carbono (Avner, 1992).

Cuando las fundiciones contienen otros elementos químicos especialmente añadidos o en cantidades suficientes para modificar apreciablemente sus estructuras o características físicas y mecánicas, entonces reciben el nombre de fundiciones aleadas, bien entendido que el silicio, el manganeso, fósforo y azufre, contenidos normalmente en las materias primas que sirven para su fabricación, no se consideran como elementos de aleación.

En las aleaciones Fe-C, el principal efecto del silicio es la de acelerar la velocidad de formación del grafito o la descomposición del carburo de hierro bajo la influencia del calor. El mecanismo de este efecto no se ha podido explicar de un modo completamente satisfactorio, pero la realidad es que existe, siendo fundamental para la metalurgia de la fundición (Catalina *et al.*, 2000).

Sin embargo, la relación entre el carbono y silicio, principalmente (denominado carbón equivalente), permite obtener en estos materiales un contenido total de estos dos elementos cercano a 4,26 % (punto eutéctico en el diagrama Fe - C estable). Así, cuando el contenido de carbono es más elevado de lo que permite la relación de carbono equivalente, se obtienen fundiciones con una

gran fragilidad, por tal motivo, la mayoría de estos materiales comerciales contienen una cantidad comprendida entre el 2,5 y el 4 % máximo de carbono (Catalina *et al.*, 2000).

Debido a sus propiedades, las fundiciones suelen utilizarse para la fabricación de bloques de motor, bancadas de máquinas herramienta, soportes, cuerpos de bombas (Mesa, 2003 y Larrañaga *et al.*, 2006). Las propiedades mecánicas de las fundiciones dependen de la microestructura y la distribución de los constituyentes microestructurales. El constituyente microestructural que tiene mayor efecto sobre las propiedades es el grafito, donde la cantidad, tamaño y la forma de las partículas afectan la resistencia y la ductilidad del material.

La cantidad de ferrita presente en la matriz en condiciones de colada depende de la composición y de la velocidad de enfriamiento. Las fundiciones nodulares ferríticas son las que presentan la máxima ductilidad, tenacidad y maquinabilidad. En la figura 1.1, se muestra la microestructura de la fundición nodular (Dardati *et al.*, 2004).

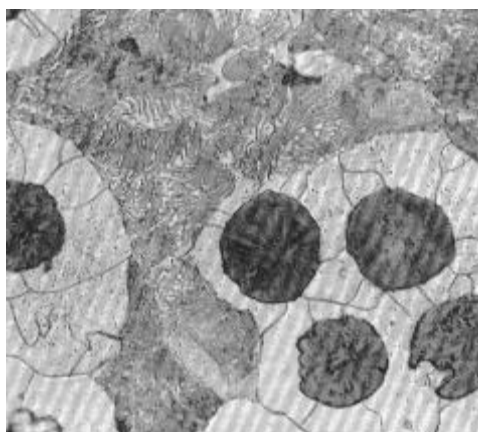


Figura 1.1. Micro estructura de la fundición nodular. Fuente: Dardati *et al.* (2004),

En estudios realizados por Chavez *et al.* (2006); Dardati *et al.* (2004), el hierro nodular tiene mayor resistencia a la fatiga en comparación con el hierro gris, debido a la forma nodular del grafito, por lo tanto, son materiales de importancia tecnológica gracias a que además poseen las siguientes ventajas: buena relación costo - beneficio, facilidad de producción, excelente maquinabilidad y disponibilidad de materia prima para su fabricación. En las diferentes industrias, los hierros nodulares se utilizan en varias partes, muchas de las cuales están sujetas a procesos de fatiga.

Para reducir el problema de la fragilidad y aumentar su ductilidad de las fundiciones con grafito laminar, se desarrolló la fundición nodular, el grafito se presenta bajo la forma esférica o nodular, siendo la matriz de tipo perlítico, ferrítico o la combinación de ellas. La fundición nodular, dúctil o esferoidal es el miembro más joven de la familia de las aleaciones férreas, formando con las maleables un puente entre las propiedades de las fundiciones grises y los aceros moldeados. En el

año 1948, H. Morrogh, de la British Cast Iron Research Association, presentó la posibilidad de obtener fundiciones nodulares mediante la adición de cerio (Apraiz, 1963 y Ecob, 2010). Plantea Aguilar (2000); Bao y Zhang (2010) que la microestructura de la matriz que rodea las partículas de grafito también afecta las propiedades mecánicas, esta matriz es básicamente la misma que presenta un acero, es decir, ferrítica, perlítica, austenítica o martensítica, el tipo de matriz obtenida en la fundición depende de la composición química, velocidad de enfriamiento y tratamiento térmico, de ahí la obtención de los diferentes tipos de fundiciones. Las fundiciones más comúnmente soldables son: fundición gris, maleable, nodulares y austenítica.

De acuerdo con Dardati *et al.* (2009), el hierro dúctil no es un solo material, sino una familia de hierros fundidos versátiles que exhibe una amplia gama de propiedades que se obtienen a través de control de la microestructura. La característica microestructural más importante y sobresaliente de todos los hierros dúctiles es la presencia de nódulos de grafito, que actúan como "crack pararrayos" dando ductilidad y tenacidad, superior a otras fundiciones, e igual a los aceros forjados. La matriz en la que los nódulos de grafito se dispersan juega un papel significativo en la determinación de las propiedades mecánicas.

1.3. Clasificación del hierro dúctil o nodular

La ASTM emitió estándares para la clasificación del hierro grafito basada en el tipo, tamaño y distribución. ASTM A 247-67 (reaprobada en 1984) con el título de: Método Estándar para la evaluación de la micro estructura de las fundiciones de Hierro y Grafito, consiste en el método en donde la micro estructura observada de las partículas del grafito son comparadas con las micro estructuras ideales publicadas en tablas o en donde su rango está basado en la semejanza a las estructuras ideales publicadas.

Algunos autores, en los que se destacan Torres (2010) y Francisco *et al.* (2012) realizan una clasificación de las fundiciones nodulares por el tipo de matriz y las agrupan de la forma siguiente:

1. **Fundición nodular de matriz ferrítica:** esferoides de grafito en una matriz de ferrita proporciona una buena ductilidad y resistencia al impacto y con una resistencia a la tracción y límite de elasticidad equivalente a un acero de bajo carbono. Hierro Dúctil ferrítico se pueden producir "colada en bruto", pero se puede aplicar un tratamiento térmico de recocido para asegurar la máxima ductilidad y tenacidad a baja temperatura.
2. **Fundición nodular de matriz ferrítica-perlítica:** estos son el grado más común de hierro dúctil y se producen normalmente en condición de "colada en bruto". Los esferoides de grafito

están en una matriz que contiene tanto ferrita y perlita. Las propiedades son intermedias entre los ferríticos y perlíticos, con buena maquinabilidad y bajo costo de producción.

3. **Fundición nodular de matriz perlítica:** esferoides de grafito en una matriz de perlita da como resultado una alta resistencia, buena resistencia al desgaste, buena ductilidad y resistencia al impacto moderado. La maquinabilidad es también superior a los aceros de propiedades físicas comparables.

Según Ordoñez et al. (2013), estos tipos de hierro dúctil mencionados son los más comunes y se utilizan normalmente en la condición de colada, pero el hierro dúctil puede también ser aleado y/o tratado con calor para una amplia variedad de aplicaciones adicionales; de estas se enumeran las siguientes:

1. **Fundición nodular martensítica:** este tipo de fundición se obtiene con la adición de elementos que evitan la formación de perlita y un tratamiento térmico controlado. Su característica es la elevada resistencia al desgaste, elevada dureza y fragilidad.
2. **Fundición nodular austenítica:** se obtiene mediante la adición de elementos aleantes que estabilizan a la matriz austenítica. Tiene excelente resistencia mecánica, resistencia a la corrosión, buenas propiedades magnéticas y estabilidad dimensional a elevadas temperaturas.
3. **Fundición nodulares bainíticas:** se obtiene mediante un tratamiento térmico que consiste en el temple austenítico (austempering) que proporciona una resistencia mecánica cercana o doble de la fundición nodular de matriz perlítica, se caracteriza por su elevada ductilidad y tenacidad. Esta combinación de propiedades eleva la resistencia a la fatiga del material. En el lenguaje industrial, el nodular bainítico se conoce como ADI (Austémpering Ductil Iron).

Desde el punto de vista de la teoría de solidificación, la microestructura de celdas eutécticas de hierro nodular, constituidas por esferoides de grafito rodeados de halos de austenita, corresponden a un eutéctico divorciado. Este, es un término utilizado para describir una variedad de microestructuras eutécticas en donde las fases que lo constituyen se nuclean de manera individual sin que exista un arreglo ordenado (Hecht y Rex, 2001), como sucede típicamente en el crecimiento acoplado.

En la figura 1.2 se observa que el control de la matriz, obtenidos en hierro dúctil convencional o bien "en bruto de colada" a través de una combinación de la composición y el control del proceso o por medio de tratamiento térmico, da la posibilidad de seleccionar el grado de hierro dúctil, que proporciona la combinación más adecuada de propiedades.

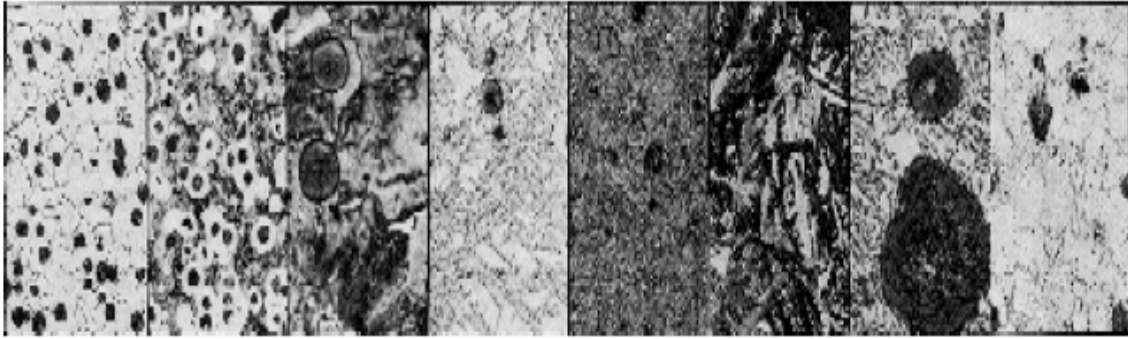
Matriz							
Ferrítico Grado 5	Ferrítico- perlítica Grado 3	Perlítico Grado 1	Martensítico (Con austenita retenida)	Templado martensítico	ADI grado 150	ADI grado 230	Austenítico
60.000 psi (414 MPa)	80.000 psi (552 MPa)	100.000 psi (690 MPa)	NA *	115.000 psi (793 MPa)	150.000 psi (1050 MPa)	230.000 psi (1600 MPa)	45.000 psi (310 MPa)
							
* Resistencia última a la tracción aproximada de 87.000 psi (600 MPa) duro y quebradizo. (Tenga en cuenta que los aumentos son diferentes.)							

Figura 1.2. Control de la matriz que se obtiene en el hierro dúctil. Fuente: Apraiz (1963).

La figura muestra la gama de resistencia, ductilidad y dureza ofrecido por hierro dúctil convencional. Los hierros de alta ductilidad, ferríticos proporcionan un alargamiento en el intervalo de 18 - 30 por ciento, con resistencias a la tracción equivalentes a las encontradas en acero de bajo carbono.

Hierros dúctiles perlíticos, como se observa en la figura 1.2, tienen resistencias a la tracción superior a 120 ksi (825 MPa), pero ductilidad reducida. El hierro dúctil Austemperado (ADI), ofrece aún mayores propiedades mecánicas y resistencia al desgaste, según el grado proporciona resistencia a la tracción superior a 230 ksi (1600 MPa). Hierros dúctiles aleados, puede ser seleccionado para proporcionar a la fluencia y resistencia a la oxidación a altas temperaturas, resistencia a los ciclos térmicos, la resistencia a la corrosión, propiedades magnéticas especiales o tenacidad a baja temperatura (Ordoñez *et al.*, 2013).

Las fundiciones de hierro con una microestructura enteramente perlítica o de martensita revenida, responderán correctamente a una rápida austenización y temple como se produce en el temple la llama o por inducción. Las fundiciones con matriz ferrítica también responderán al endurecimiento pero solamente si se mantiene por encima del rango crítico un tiempo suficiente para permitir la solución del carbono grafitico en la austenita. Podría requerir desde 1 a 10 minutos a temperatura,

o más en algunos casos dependiendo de los espacios entre grafitos, la temperatura de austenización y la presencia de aleantes (Delvasto, 2004).

1.4. Soldabilidad de las fundiciones nodulares

Según el Metals Handbook vol 6 (2005), más del 90% de toda la soldadura industrial se realiza por soldadura al arco. Este tipo de soldadura tiene una entrada de calor más baja que la soldadura de gas oxicorte, ya que su velocidad de avance es mayor, al igual que la tasa de deposición. La soldadura por arco puede alcanzar temperaturas superiores a 5000° C (9000° F) en el arco; el intenso calor permite la fusión necesaria mientras se calienta sólo una pequeña parte de la unión soldada, que a la vez produce velocidades mayores de enfriamiento, lo cual sin un correcto procedimiento puede llegar a ser perjudicial.

La soldabilidad de las fundiciones está determinada por las propiedades metalúrgicas del metal base, la composición química y los tratamientos térmicos, al igual que las dimensiones y la forma de la pieza, el metal de aporte y la sensibilidad del metal de soldadura a la dilución con metales disímiles. La dilución se lleva a cabo por mezcla del metal de aporte y el metal base. Si el metal de soldadura no puede tolerar la mezcla con el metal base, hay poca soldabilidad, donde el porcentaje de dilución del metal de soldadura depende de la entrada de calor, del proceso de soldadura y de la configuración de la junta a ser soldada (Rodríguez, 1987).

En la soldadura de fundiciones de hierro, es una práctica usada la de unir las partes, mediante el uso de electrodos con bajos, medios y altos contenidos de níquel, o directamente con Ni puro. Esta práctica se viene aplicando en fundiciones grises, nodulares y esferoidales. Los métodos más usados son, soldadura por arco, conocida por sus siglas en inglés SMAW, *shielded metal arc welding*, utilizando electrodos revestidos, *stick*, o bien con electrodos tubulares denominada FCAW, *flux cored arc welding* (Garlough y Stocker, 1999).

Debido a que las fundiciones por lo general tienen un bajo punto de fusión, aproximadamente 1200 °C en promedio a 1500 °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 permitiendo una posible fisuración de la soldadura o fractura de la misma al producirse la contracción del fluido durante su solidificación (Fernández Columbié *et al.*, 2014).

Plantean Marulanda *et al.* (2007) que la soldabilidad de las fundiciones toma en cuenta la soldabilidad operativa, la soldabilidad estructural y la soldabilidad metalúrgica, siendo esta última la más importante y de mayor interés y que tiene lugar principalmente por pequeñas variaciones de composición química y cambio de las condiciones en determinadas zonas de la soldadura y como consecuencia se tienen cambios en las propiedades mecánicas y metalúrgicas del material base. También se menciona el hecho de que aparecen zonas con presencia de grafito típico de la fundición maleable, hecho que se atribuye a la presencia de níquel en el metal de aporte que puede provocar una acción grafitizante en zonas aisladas en las cercanías de la intercara.

Un importante estudio realizado por Pouranvari (2010) sobre la soldabilidad de la fundición usando metal de aporte en base níquel, revela que existen serios problemas en la zona fundida (ZF), en la zona parcialmente fundida (ZPF) y en la zona afectada por el calor (ZAT) por la formación de productos duros y frágiles durante la solidificación, que pueden ser reducidos si se controla la velocidad de enfriamiento y la cantidad de calor aportada es baja, sin embargo para reducir aún más dichas microestructuras es recomendable hacer las soldaduras con precalentamiento previo o un tratamiento térmico post soldadura con el fin de descomponerlas y formar microconstituyentes más blandos, así como producir un alivio de tensiones internas.

Según un estudio realizado por Silgado y Acevedo (2004), en la soldadura SMAW de fundición gris especificación ASTM A48 con electrodo ENi-Fe-CI-A a temperatura ambiente señala que las propiedades mecánicas de la junta son inferiores a las del metal base de acuerdo a ensayos mecánicos como el de tensión y doblado realizados en la junta, así como también se encuentra que la zona de falla se encuentra compartida entre el metal de aporte, la intercara y el metal base, justificando que es la zona más crítica. Mientras que ensayos de dureza evidenciaron la presencia de microconstituyentes de alta dureza en la transición metal base - metal de aporte, debido a los altos ciclos térmicos experimentados y la presencia de dilución no cuantificada.

Las temperaturas de fusión del material durante el proceso de soldadura son de vital importancia, ya que dependiendo el proceso, en este caso (SMAW), se tiene la característica que la temperatura es alcanzada instantáneamente, pero el tiempo de enfriamiento del mismo, por ser de poca penetración, es relativamente corto (Fosca, 2003).

En el uso de metal de relleno (material de aporte), debe considerarse también el punto de fusión del mismo; con el control de la temperatura puede evitarse la formación de martensita y evitar tensiones residuales. Como ocurre en la mayoría de trabajos con cierto grado de responsabilidad,

independientemente de cuáles sean, en ocasiones es necesaria la aplicación de pruebas de procedimiento de ensayo y error para poder obtener una soldadura exitosa (Easterling, 1983).

1.4.1. Problemas principales en la soldabilidad del hierro fundido

Cuando se suelda una fundición, el último cordón debe ser depositado de manera que el metal líquido producido por el arco no toque el material base y la unión se produce por el material depositado previamente. Con esta técnica, la zona afectada térmicamente sufre un revenido y el material mejora su tenacidad. Por esta razón es importante controlar la cantidad de calor aportado a la soldadura, de tal manera que la penetración de la zona fundida sea la mínima, para conseguir la fusión del material base, ya que todo exceso de calor producirá un aumento del ancho de la zona afectada térmicamente y con esto aumentan las transformaciones estructurales que pueden conllevar a la fragilización de la junta soldada.

Al soldar hierros fundidos surgen dos problemas fundamentales; primero aparecen grietas debido a la casi nula plasticidad del material y la relación entre sus propiedades físico-químicas y sus propiedades mecánicas. La presencia del grafito en forma laminar constituye un factor que favorece el desarrollo del agrietamiento y en segundo lugar, se dificulta grandemente la maquinabilidad de los hierros fundidos que han sido soldados, operación necesaria en la reparación de algunas piezas de estos materiales (Sandvik Materials Technology, 2006).

Los problemas asociados a la soldabilidad de los hierros fundidos, están asociados a:

- a) Agrietamiento debido a las características físico químicas del material (plasticidad nula). La presencia de grafito en forma laminar constituye un factor que favorece el agrietamiento.
- b) Formación más o menos localizada de cementita (fundición blanca) la cual se puede presentar tanto en la zona fundida como en la zona de influencia térmica. En la práctica se conoce con el término de granos duros, dificultando enormemente la maquinabilidad de los hierros fundidos.

Además de los problemas anteriormente citados durante la soldadura del hierro fundido en estudio realizados por Udim *et al.* (1954) refiere que al encontrarse este a temperaturas superiores a la de austenización comienza a ocurrir un desprendimiento de carbono a partir de las inclusiones de grafito. Este será mayor o menor en la medida que la inclusión de grafito esté situada más cerca del baño de soldadura. En la zona de influencia térmica y más específicamente en la zona de sobrecalentamiento el aumento de la temperatura al elevar el coeficiente de difusión favorece la migración de los átomos de carbono de la inclusión de grafito hacia el grano de austenita. Si el

enfriamiento de la aleación es lento parte de este carbono regresará a la inclusión de grafito. En caso de enfriamiento rápido este carbono reaccionara con el hierro formando carburos y cementita.

Para explicar la influencia de la temperatura máxima de calentamiento y la velocidad de enfriamiento en la estructura que se origina Udim *et al*, (1954), consideró una inclusión de grafito nodular en una fundición de matriz ferrítica. Algún tiempo después de que la fuente de calor pase este nódulo y sus alrededores alcanzan un máximo de temperatura determinado por la distancia del nódulo desde la línea de avance de la fuente y por la velocidad e intensidad de la fuente. El grafito entonces enfría con una velocidad comparable pero algo más lenta que la velocidad a la cual aumentó la temperatura. Se seleccionó un nódulo que fue calentado de 1 300 a 738 °C, una capa delgada de hierro y la interfase ferrita grafito se transforman en austenita. Sin embargo, el grano de ferrita contiene insuficiente carbono y entonces no puede transformarse. En la interfase entre la austenita y el grafito el contenido de carbono crece rápidamente sobre el nivel de saturación de 0,75 % C, suministrando un gradiente difusivo que fuerza el carbono hacia el resto del hierro.

Las fundiciones de hierro se consideran soldables, pero en menor grado que los aceros al carbono, con excepción de la fundición blanca, debido a que tiene poca ductilidad y no es capaz de absorber los esfuerzos térmicos que se generan en el material base al soldarse. Además las fundiciones maleables de corazón negro tampoco son soldables (SAGER S.A., 2004).

Los hierros grises tienen soldabilidad limitada, debido a esto se debe poner mayor cuidado en el diseño del procedimiento de soldadura a utilizar (Bott *et al.*, 2005; Ju, 2008). Las reparaciones en fundición de hierro colado son trabajos que, comúnmente, se encuentran en las prácticas diarias y se consideran dentro de las más difíciles. Cuando se suelda hierro fundido hay una capa dura y frágil adyacente a la soldadura que genera grietas y deformación, por lo que es necesario un estudio tecnológico detallado de tales procesos metalúrgicos (Janowak; Gundlach, 1987).

Al considerar un núcleo de grafito calentado durante la soldadura a una temperatura de 800 °C, la difusión del carbono en la austenita en la interfase austenita - grafito contiene 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 o densidad del carbono en la zona que lo rodea al núcleo de grafito es considerable.

La aparición de estructuras en la zona cercana a los núcleos de grafito que provocan alta fragilidad a la unión pueden ocurrir en determinado rango de temperatura según se comporta la difusión del

carbono en la interfase a lo largo de la línea SE. Para una zona cuya temperatura alcanzada está en el orden de los 1 000 °C, los procesos de difusión del carbono se aceleran, ocurriendo una considerable penetración del carbono dentro de la austenita. Velocidades de enfriamiento propios del proceso de soldadura sin medidas complementarias, pueden conducir al surgimiento de grietas como consecuencia de la formación de estructuras de temple (Cembrero, 2010).

En la zona de la unión soldada que alcanza la temperatura de 1 200 °C ocurre un fenómeno similar al observado en el punto donde la temperatura alcanza los valores de 1 000 °C. No obstante existe una diferencia ya que la interfase con el líquido está constituida por el metal fundido. En este caso el carbono se difunde rápidamente en el líquido, siendo para esta temperatura considerable.

Al calentar el material, como es el caso de la soldadura, la matriz se puede enriquecer localmente de carbono y debido al enfriamiento rápido, en la zona afectada térmicamente, pueden llegar a formarse fases duras y frágiles que pueden causar agrietamiento. Debido a estos factores metalúrgicos, los hierros fundidos son más difíciles de soldar que los aceros al carbono, además, las eficiencias (recuperación de las propiedades mecánicas de las piezas), en las juntas no alcanzan el 100 %.

1.4.2. Tratamiento térmico post-soldadura

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-Rivas, 2012). 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.

Según Torres (2010), el término recocido cubre una variedad de tratamientos térmicos de fundiciones grises o nodulares aplicados con el propósito de reducir la dureza y mejorar la maquinabilidad, y que puede, simultáneamente, producir cambios en otras propiedades. Comprende los procesos de alivio de tensiones residuales, disminución de la resistencia mecánica y, en el caso del hierro nodular, incremento en la ductilidad y resistencia al impacto.

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.

El uso del recocido en las fundiciones nodulares es para incrementar la maquinabilidad. Otras propiedades, como la resistencia a la tracción, dureza y resistencia al desgaste (y en fundiciones nodulares, límite elástico, resistencia al impacto y ductilidad) son afectadas, pero a menudo en menor importancia comparándolo con el efecto deseado en la maquinabilidad. La importancia de la maquinabilidad se reconoce frecuentemente, cuando su costo en el proceso es varias veces mayor al costo de la fundición. De allí que toda mejora en la maquinabilidad reduce sustancialmente el costo total de la pieza terminada. En la tabla 1.1 se muestra las recomendaciones para el tratamiento térmico de las fundiciones nodulares.

Tabla 1.1. Recomendaciones para los recocidos de fundiciones nodulares.

Tipo de recocido	Propósito	Temp.	Tiempo	Veloc. de Enfriamiento
Baja temperatura (ferritizado)	En ausencia de carburos. Para obtener grados 60-45-12 y 60-40-18	720 a 732 °C	1 hora por 25 mm de sección	Enfriamiento en el horno hasta 300 °C aprox.
Media temperatura (para bajos % de Si)	En ausencia de carburos. Para obtener grado 60-40-18	870 a 925° C	Hasta igualar la temperatura de control	Enfriamiento en horno hasta 300 °C aprox.
Alta temperatura (grafitizado)	En presencia de carburos. Para obtener los grados 60-45-12 y 60-40-18	915 a 930 °C	2 horas mínimo	Enfriamiento dentro del horno hasta 700 °C. Mantener 2 horas a 700 °C y enfriar dentro del horno
Normalizado y revenido	En presencia de carburos. Para obtener los grados 100-70-03 y 80-55-06	900 a 930° C	2 horas mínimo	Enfriamiento al aire y revenido a 530-600 °C

Desde el punto de vista metalúrgico, la microestructura para óptima maquinabilidad es una matriz ferrítica con láminas de grafito uniformemente dispersas, lo cual es una característica de una fundición totalmente recocida. Una fundición nodular totalmente recocida con una matriz ferrítica tiene una maquinabilidad comparable a la de una fundición gris, y ambos son superiores a cualquier fundición con otra estructura en la matriz. La cementita libre es la microestructura más perjudicial para la maquinabilidad, debido a que lo abrasivo y la elevada dureza tienen un efecto destructivo en el filo de la herramienta.

Las propiedades de maquinado de fundiciones grises o nodulares de matrices perlíticas, son definitivamente inferiores a aquellas con matriz ferrítica, pero en ausencia de cementita libre, las fundiciones perlíticas son realmente maquinables.

Según Niu *et al.* (2003), en el proceso de tratamiento térmico de la fundición ocurren las mismas transformaciones que en el acero. Sin embargo, éstas se complican por el hecho de que durante el calentamiento de la fundición se puede desarrollar el proceso de grafitización que cambia complementariamente la estructura y, por lo tanto, las propiedades de la fundición.

Entre los tratamientos más usados para una fundición gris son: El recocido y la normalización. Otros tratamientos como el *austempering*, *tempering* y *hardening*, son usados en ocasiones limitadas.

La primera etapa de la mayoría de los tratamientos térmicos diseñados para cambiar la estructura y propiedades del hierro fundido consiste en calentar y mantener en una temperatura entre 850 - 950 °C durante 1hs más 1hs por cada 25 mm de espesor de sección, para homogeneizar el hierro.

Cuando se presentan carburos en la estructura la temperatura debe ser aproximadamente 900 - 950 °C, lo cual descompone los carburos previo a los siguientes pasos del tratamiento térmico. El tiempo puede extenderse de 6 - 8 hrs si se presentaran elementos estabilizantes de carburos. Para fundiciones de forma compleja, donde pueden aparecer tensiones por un calentamiento no uniforme, el calentamiento inicial hasta 600 °C debe ser lento, preferentemente 50 - 100 °C/hrs.

Por otro lado consideran Serrucha y Suárez (2004) que para prevenir escamaduras y descarburización de la superficie durante esta etapa del tratamiento, se recomienda que la temperatura en horno no-oxidante sea mantenida usando un horno sellado; puede ser requerida una atmósfera controlada.

Plantea Wang *et al.* (2006) que en los resultados influye mucho la templabilidad de cada fundición. Ésta depende en gran parte de los elementos de aleación, debiendo considerarse también el espesor de las piezas y el medio de enfriamiento. En general, es más fácil que se produzcan grietas o roturas en el temple de las piezas de fundición que en las del acero, puesto que las fundiciones están constituidas por una materia más débil que la de los aceros, debido principalmente a la existencia de láminas de grafito.

Las grietas se producen como consecuencia de las tensiones que se derivan del rápido y desigual enfriamiento que experimentan las distintas partes de las piezas al ser introducidas en el líquido de temple.

Bermúdez (2003) considera que en forma general se somete a las fundiciones primero a un temple y luego a un revenido. Los resultados que se obtienen dependen siempre, como es natural, de la clase de tratamiento, de la microestructura y de la composición química de la fundición. Las

fundiciones con gran cantidad de ferrita y grafito, no son las más recomendables para ser endurecidas por tratamiento térmico. En cambio, con las fundiciones de matriz perlítica se puede conseguir mejoras muy importantes de dureza y de resistencia al desgaste por temple y revenido.

1.4.3. Modos de solidificación durante la soldadura

Tiedje y Pedersen (2007) afirman que al inicio de la solidificación, si el enfriamiento es lo suficientemente rápido o si existen estabilizadores de perlita, tales como el Sn y el Sb, la austenita que rodea al grafito se transformará en perlita. Por otro lado si el enfriamiento es extremadamente lento, la austenita que rodea al grafito se transformará en ferrita ya que la cementita (Fe_3C) que está presente tendrá el suficiente tiempo para estabilizarse y descomponerse en grafito y austenita que a su vez se convertirá en ferrita.

En los hierros fundidos se pueden presentar una matriz completamente ferrítica o perlítica pero es más común tener una mezcla de ferrita y perlita. La matriz completamente ferrítica es producida por un tratamiento térmico de templado, mientras que la matriz completamente perlítica es a menudo producida por un tratamiento térmico de normalizado (enfriamiento al aire) (Dardati, 2005).

En presencia de una interfase sólido-líquido preexistente, como en el caso de la soldadura, el crecimiento del sólido tiene lugar por la adición de átomos desde el líquido hacia el sólido. La estabilidad de la interfase es crítica en la determinación de las características microestructurales del metal de soldadura. Durante el crecimiento del sólido la forma macroscópica de la interfase sólido-líquido estará determinada por las condiciones en el entorno inmediato de la interfase (Nogita y Dahle, 2005).

En este sentido, si el crecimiento se produce en forma planar, celular o dendrítica influirá fuertemente en la forma y distribución de los granos y en las variaciones composicionales dentro de la soldadura, así como en las propiedades de la misma (Yamauchi *et al.*, 2002). Es posible generar un amplio rango de subestructuras de solidificación, en un material dado, simplemente variando las condiciones de soldadura (Shing-Hoa, 2006).

En los estudios realizados por Borrajoa *et al.* (2003) refieren que los mecanismos de solidificación del hierro y las microsegregaciones resultantes son aún aspectos de la metalurgia que aún no son completamente entendidos, a pesar de significantes esfuerzos de investigación. Concretamente, existen tres teorías de solidificación que proponen modelos matemáticos que permiten la

predicción de tamaños de grano y distribución en el proceso de fundición, dos de ellas son modelos clásicos.

En la figura 1.3, se muestra la representación de una solidificación común en metales, donde la zona Chill corresponde a una zona de enfriamiento rápido; la zona columnar inicia desde los granos de las paredes (zona chill) hacia el centro de la fundición o sección en proceso de solidificación, el cordón de soldadura, y la zona central está compuesta por granos equiaxiales, la cual surge mediante un enfriamiento lento.

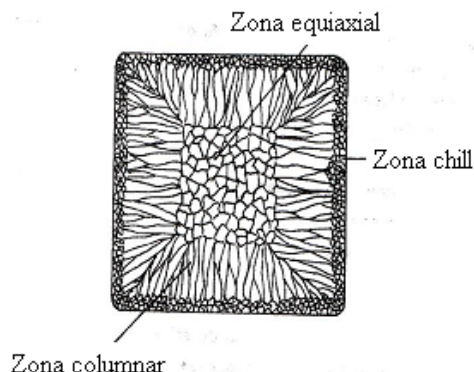


Figura 1.3. Solidificación de metales Fuente: Aguilar (2012).

Además de presentarse diversas matrices con diferentes velocidades de solidificación existen según Chávez *et al.* (2006) diferencias que distinguen al hierro gris y el hierro nodular al momento de la transición del grafito al pasar de una forma de hojuela o una forma de nódulo. Siendo lo más significativo que durante la solidificación del hierro nodular, el grafito empieza a precipitar en el hierro líquido en forma de nódulos al ser una fase más estable causando una expansión en un mayor grado y con más fuerza que el hierro gris.

El contenido en carbono considera Okamoto (2000) y Moffat *et al.* (2001) determina el tipo de evolución dendrítica durante el enfriamiento de la aleación, así como las propiedades mecánicas que éstas adoptan con la evolución de las estructuras de crecimiento en la matriz solidificada. Es por ello que una de las clasificaciones para las fundiciones consiste en su designación por su tenacidad cuando ésta es sometida a tensión, la cual está directamente influenciada por el contenido en carbono que presenta en su composición.

Plantea Olsen *et al.* (2010) que la mayoría de las fundiciones de hierro se encuentran en una composición de carbono equivalente por debajo del 4,3 %, es decir, son de carácter hipoeutéctico. Las secuencias de fases durante la solidificación se pueden estudiar con la versión simplificada del diagrama ternario hierro-carbono-silicio tomadas en el 2 % de Si.

Según Ecob (2010) el tamaño de la dendrita se rige por el equivalente de carbono; así, bajos equivalentes producen dendritas relativamente grandes, dado que el intervalo de temperatura entre las líneas líquidas y eutéctica es mayor para estas aleaciones que para las fundiciones con equivalente de carbono más elevado. Un enfriamiento rápido promueve una morfología fina para las dendritas. El contenido de carbono del líquido aumenta hasta alcanzar la composición eutéctica del 4,3 %.

Una vez que es alcanzada esta composición, el líquido se transforma en dos sólidos. El tipo de sólido formado depende de si la solidificación es después de la reacción eutéctica metaestable o estable. Se forma carburo de hierro (Cementita, Fe_3C) y austenita (γ) durante la reacción metaestable y se forma grafito (C) más austenita (γ) durante la reacción estable.

1.5. Efecto de los elementos de aleación en el hierro fundido

La influencia de los elementos de aleación está relacionada fundamentalmente con el control de la transformación de la austenita (Fukaura *et al.*, 2004). El carbono es sin lugar a dudas, después del hierro, el elemento más importante; se le puede encontrar combinado con el hierro (carbono combinado) en forma de carburo (o cementita con 6,67 % C) o en el estado libre de grafito (carbono libre o grafitico).

Como señala Van de Velde (2000), entre los factores que influyen en que el carbono se encuentre en una u otra forma están la velocidad de enfriamiento y la presencia de elementos grafitizantes. Un enfriamiento lento y la presencia de silicio, níquel, cobre; facilitan la formación de grafito, por lo que la solidificación se puede explicar mediante el empleo del diagrama estable. La forma, cantidad, tamaño y distribución de las láminas de grafito deben ser controladas cuando se requiere obtener fundiciones de calidad. Por otra parte un enfriamiento rápido y la presencia de agentes formadores y estabilizadores de carburos como el cromo y el molibdeno, dan lugar a la formación de carburos y la solidificación se explica a través del diagrama metaestable.

El hierro que se obtiene así presenta elevada dureza y no puede ser mecanizado con los medios normales en las máquinas herramienta. En realidad el proceso de solidificación del hierro fundido es un proceso muy complicado (Van de Velde, 2000); pues aún después de un período superior a 100 años, quedan algunos aspectos sin explicación sobre el doble diagrama Fe - C, no por la existencia de un doble sistema, ni porque las aleaciones con un muy alto contenido de carbono no pueden ser explicadas por este sistema, sino por la variedad de diagramas de que se dispone.

Otro aspecto que debilita los diagramas actuales es la formación de carburos a una temperatura tan baja como 1 080 °C, cuando se alea con elementos como el silicio, el cual solo se disuelve en la austenita sin intervenir en la composición de los carburos. Los elementos de aleación pueden provocar cambios en la velocidad de enfriamiento del hierro gris. El silicio contribuye a la formación de ferrita y austenita. Algunos autores como Krause (1969) y Janowak (1983) plantean que el silicio disminuye la solubilidad del carbono en la austenita y favorece la difusión del carbono, por lo que favorece la formación de grafito a partir de la descomposición de los carburos primarios.

Las cantidades de silicio deben ser calculadas teniendo en cuenta el carbono total, la velocidad de enfriamiento y el espesor de las piezas. Maurer (1924) propuso un diagrama donde en función de los contenidos de carbono y silicio se obtienen diferentes estructuras. Janowak y Gundlach (1987) proponen un nomograma, en papel logarítmico que permite la determinación de la resistencia a la tracción básica, a partir del carbono equivalente y el espesor de las piezas en fundiciones grises no aleadas.

1.6. Formación de grafito

La aparición del grafito en vez de cementita en las aleaciones hierro - carbono, es debida a la inestabilidad del carburo de hierro en determinadas circunstancias y condiciones que hacen posible su existencia y favorecen, en cambio, la formación del grafito (Krause, 1969).

Las principales circunstancias que favorecen la formación de grafito son: un elevado porcentaje de silicio y un enfriamiento relativamente lento. Experimentalmente se ha comprobado también que la presencia de núcleos de cristalización en la fase líquida ejerce gran influencia en la formación del grafito. La máxima temperatura alcanzada por la aleación durante la fusión y la temperatura de colada, también influyen en la cantidad, tamaño y distribución de las láminas de grafito. En algunos casos el grafito se forma directamente y en otros se forma al desdoblarse la cementita en grafito y hierro.

En la actualidad, existen diversas teorías y en cierto modo, hay incluso ciertas discrepancias sobre la interpretación de los fenómenos de grafitización. Por ello sin profundizar demasiado en el proceso de la formación del grafito, explicaremos las ideas más generales de la formación del mismo.

En los procesos de enfriamiento correspondiente al diagrama estable, la separación del grafito puede realizarse en zonas y a temperaturas parecidas, en general, a las de aparición de la cementita

en el diagrama metaestable. En las aleaciones hipereutécticas se puede empezar a formar grafito durante la solidificación (grafito primario), según la línea líquido - líquido + grafito. Luego se puede formar grafito a la temperatura eutéctica, 1 154 °C aproximadamente (Nomoto *et al.*, 2006).

A esa temperatura eutéctica, de acuerdo con el diagrama estable, se forma austenita saturada y grafito (en proporciones eutécticas), en lugar de formarse austenita saturada y cementita (ledeburita), como ocurre en las aleaciones que solidifican de acuerdo con el diagrama metaestable. Al continuar luego el enfriamiento, el grafito también puede precipitar según la línea austenita - austenita + grafito y finalmente, a la temperatura eutectoide la austenita, de composición eutectoide, puede transformarse en ferrita y grafito.

Según Petty (1968), en la práctica casi nunca se transforma todo el carbono en grafito y es muy frecuente que durante el enfriamiento se forme grafito al realizarse una parte de las transformaciones de acuerdo con el diagrama estable. Luego se forma cementita al realizarse otra parte de las transformaciones según el diagrama metaestable. La cantidad de grafito o cementita que se forme, en cada caso, depende de que sea grande, pequeña o intermedia la influencia que ejerzan los factores que favorecen la formación del grafito o que favorezcan la formación de cementita.

Considera Sy (1959) que el grafito se forma más fácilmente a temperaturas elevadas que a bajas temperaturas. En las fundiciones hipereutécticas se realiza más fácilmente la formación de grafito cuando parte de la aleación está todavía fundida, que cuando toda ella se encuentra en estado sólido. Esto quiere decir que en las aleaciones hipereutécticas, el carbono se deposita más fácilmente en forma de grafito proeutéctico que en forma de grafito eutéctico. También es más fácil la formación del eutéctico que la formación del grafito proeutectoide y finalmente, el grafito proeutectoide se forma más fácilmente que el eutectoide.

Los elementos Si y P sustituyen una parte del carbono. El carbono equivalente expresa cuantitativamente esta sustitución y permite citar una fundición sobre el diagrama binario Fe – C para relacionarlo con el eutéctico binario ($C_{eq} = 4,3 \%$). Permite, por lo tanto, conocer aproximadamente sus temperaturas de inicio y fin de solidificación, evitando recurrir a incómodos diagramas ternarios. Así mismo, las propiedades de las fundiciones se pueden expresar en función del carbono equivalente.

1.7. Conclusiones del capítulo 1

- ✚ Las fundiciones nodulares son aleaciones caracterizada por presentar temperaturas de fusión bajas, y están definidas por su contenido de carbono, donde los elementos básicos que caracterizan las mismas son C - Si - S - Mn - P, pero reciben este nombre debido a la distribución del grafito en la matriz que es en forma de nódulos o esferas.
- ✚ Se pudo establecer que durante el proceso de soldadura de las fundiciones nodulares el crecimiento del sólido tiene lugar por la adición de átomos desde el líquido hacia el sólido. La estabilidad de la interfase es crítica en la determinación de las características microestructurales del metal de soldadura.
- ✚ En la literatura consultada se pudo determinar que una de las variantes que se puede emplear para minimizar el efecto de las tensiones en las fundiciones nodulares es a través de los tratamientos térmicos, con el objetivo de generar una estructura ferrítica y remover perlita y carburos para lograr mayor ductilidad y tenacidad.

Capítulo 2

Materiales y métodos

CAPÍTULO. 2 MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Introducción

El sistema de aleaciones binario más importante es el hierro - carbono. Los aceros y las fundiciones, estos son los materiales estructurales primarios en todas las culturas tecnológicamente avanzadas, son esencialmente aleaciones hierro - carbono. 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 SMAW le ha ganado espacio a los otros procesos de soldadura, junto con los materiales de aporte en base níquel y hierro-níquel, principalmente por la disponibilidad del equipo, material y personal.

En este capítulo se plantea como objetivo establecer el procedimiento metodológico para realizar el proceso de tratamiento térmico de la fundición nodular luego de ser sometida a proceso de soldadura manual por arco eléctrico con electrodos revestidos.

2.2. Composición química de la fundición nodular

La composición química estándar de la fundición nodular según Alloy Casting Institute (ACI), muestra la designación adoptada por la AISI y SAE, de la American Society for Testing Materials – ASTM y la SAE, se reflejan en la tabla 2.1.

Tabla 2.1. Composición química del hierro nodular, en %

Fundición	C	P	S	Fe
Nodular	3,3 -3,6	0,020-0,080	0,008-0,020	Resto
	Si	Mn	Cr	
	2,6 - 3,3	0,1 - 0,3	0,07 máx	

Los principales elementos de aleación son el Si, Mn, Ni y P. Los dos primeros son de gran importancia porque ellos están normalmente presentes en grados variables y tienen un efecto contrarrestador. El Ni tiene un mayor efecto que los otros. Niveles de fósforo en el hierro dúctil son bajos. Estos son algunos conflictos en valores citados para la temperatura crítica en hierros.

La cantidad de carbono en forma de grafito o de cementita depende de la velocidad de enfriamiento, la cual está muy relacionada con el espesor de la pieza, mientras mayor sea el espesor menor será la velocidad de enfriamiento y mayor tendencia a la grafitización.

El silicio es un elemento acelerador de ferrita, en cantidades superior al 1,5 %. Por ser acelerador de ferrita es el más poderoso elemento en ambos casos, elevación y ensanchamiento del rango de temperatura de formación perlítica. El rango usual de silicio en el hierro dúctil varía de 1,8 a 2,8 %. Algunos tipos de hierros resistentes a la oxidación contienen hasta 6,0 %. El silicio es empleado con el cromo para aumentar a reducir los esfuerzos.

2.3. Cálculo del carbono equivalente

El contenido de carbono recomendado para producir una solidificación adecuada de la fundición nodular esta alrededor de 3,5 %. Esa cantidad puede variar de acuerdo con el contenido de silicio de la fundición, procurando mantener el carbón equivalente en un valor cercano a la composición eutéctica, aproximadamente 4,3 % C. El carbono equivalente está relacionado con la composición según la ecuación siguiente (Velez *et al.*, 1996).

$$\%C_{eq} = \%C + \frac{(\%Si + \%P)}{3} \quad (2.1)$$

Donde:

$\%C_{eq}$ - carbono equivalente; %

$\%C$ - carbono; %

$\%Si$ - silicio; %

$\%P$ - fósforo; %

Adicionalmente, 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.

La influencia combinada del carbono y el silicio normalmente se evalúa como:

$$C_{eq} = \%C + 0,3(\%Si) + 0,33(\%P) - 0,27(\%Mn) + 0,4(\%S) \quad (2.2)$$

Donde:

$\%Mn$ - manganeso; %

$\%S$ - azufre; %

El cálculo del CE permite evaluar el efecto de la composición de los elementos en las fundiciones no aleadas. Permite estimar si una determinada fundición será hipo o hipereutéctica durante la solidificación.

2.3.1. Contenido de carbono y silicio en la fundición

A efectos de determinar el contenido de C y Si del metal base se utilizan las curvas de enfriamiento ya que los hierros fundidos son considerados aleaciones ternarias de hierro, carbono y silicio. El contenido de C y Si de una fundición solidificada metaestablemente puede calcularse el función de los valores temperatura de transformación eutéctica (CET) y temperatura de arresto de líquidos (TAL), en base a las fórmulas siguientes según Dardati *et al.* (2004).

$$Si \left[\% = \frac{2\,085,4 - C_{ET}}{22,7} \right] \quad (2.3)$$

$$C[\%] = \frac{(2\,994 - T_{AL} - 53,07 \cdot \%Si)}{212,3} \quad (2.4)$$

$$T_{AL} = 1\,569 - 97,3 \left(C + \frac{1}{4} Si \right) \quad (2.5)$$

Donde:

C_{ET} - carbono equivalente total; %

T_{AL} - temperatura del líquido de la austenita; °C

La presencia de silicio en el sistema Fe-C produce una disminución de la solubilidad del carbono en la austenita inicial. El contenido de carbono en la austenita, como una función de la temperatura de austenización y del contenido de silicio puede ser determinado por la ecuación siguiente de acuerdo con (Darwish y Elliot, 1993).

$$C_{\gamma^{\circ}} = \frac{T_{\gamma}}{420} - 1,7 (\%Si) - 0,95 \quad (2.6)$$

En la cual, $C_{\gamma^{\circ}}$ es el contenido de carbono y T_{γ} es la temperatura de austenización.

Para una determinada temperatura de austenización, el aumento del contenido de silicio genera una mayor velocidad de la reacción durante la primera etapa como consecuencia de la disminución del contenido de carbono en la austenita inicial. El Si 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.

El contenido de manganeso varía en función de la matriz deseada, típicamente, puede ser tan baja como 0,1 % para hierros ferríticos y tan alta como 1,2 % para hierros perlíticos, ya que el manganeso es un fuerte promotor de la perlita.

$$\%Mn = 1,7 (\%Si) + 0,15 \quad (2.7)$$

Se determina la cantidad de manganeso en la fundición, este puede modificar la microestructura del grafito ya que incide sobre su proceso de crecimiento. Cuando hay presencia de manganeso, promueve la resistencia a la grafitización; por lo tanto, el contenido de manganeso necesario para reaccionar con azufre, sirve para retener microestructuras perlíticas, generando así las matrices perlíticas en las fundiciones de hierro.

La influencia de este elemento en la reacción de austemperado contempla dos aspectos. su efecto sobre la solubilidad del carbono en la austenita y la manera como su segregación afecta la cinética del proceso. La solubilidad del carbono en la austenita inicial ($C\gamma^0$) es aumentada con el incremento de Mn.

2.3.2. Control del índice de saturación

Según el diagrama Fe - Fe₃C generalmente, una aleación de hierro con un $C_{eq} = 4,3$ solidifica de manera eutéctica (directamente de líquido a sólido). Las fundiciones de hierro hipereutécticas tienen un valor de $C_{eq} > 4,3$, mientras que en las hipoeutécticas es menor a 4,3.

Se han estudiado muchas ecuaciones para representar la proporción más ventajosa de carbono en la fundición. La más aceptada es la de tomar como base la relación entre la cantidad de carbono que debe existir para obtener una concentración eutéctica y la que efectivamente hay, teniendo en cuenta una corrección debida a la influencia del porcentaje de los otros elementos presentes. Esta relación toma el nombre de grado de saturación y se expresa por:

$$Sc = \frac{[Ct]}{4,3 \cdot 0,312(\%Si) \cdot 0,33(\%P) \cdot 0,66(\%Mn)} \quad (2.8)$$

Donde Sc es el grado de saturación, en %.

En el intervalo de un grado de saturación entre 0,75 y 0,95 la estructura de la base será casi totalmente perlítica. Pero no solo el porcentaje de los elementos químicos influye en la formación de la perlita. Hay otras muchas causas que actúan sobre las estructuras de la matriz, como son: la naturaleza de las materias empleadas, la conducción de la fusión, la presencia de centros de cristalización, la velocidad de enfriamiento. En este rango de valor del grado de saturación es el que se debe alcanzar para obtener la mayor resistencia mecánica.

El índice de saturación se determina como:

$$IS = \frac{\%C}{4,3 - \frac{(\%Si + \%P)}{3}} \quad (2.9)$$

Donde IS , es el índice de saturación, en %.

De acuerdo con estos métodos de control, si se conoce el valor de algunos de estos índices, se puede determinar con bastante aproximación el posible comportamiento de las fundiciones en piezas de diferentes espesores. El carbono eutéctico y el carbono eutectoide de la fundición se determina como:

$$C_{eut} = 4,3 - \frac{\%Si}{3} \quad (2.10)$$

$$C_{eutect} = 0,9 - \frac{\%Si}{9} \quad (2.11)$$

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.

2.4. Plan experimental para el tratamiento térmico

Para el desarrollo del plan experimental se tuvo en cuenta probetas de hierro nodular que fueron sometidas a procesos de soldadura por arco eléctrico, a las cuales se les aplicó un tratamiento de normalizado. En la tabla 2.2 aparece el diseño de experimentos empleado.

Tabla 2.2. Matriz de planificación de experimentos para el tratamiento térmico

Probetas soldadas	Temperatura TT (°C)	Tiempo permanencia (h)	Temperatura enfriamiento (°C)	Medio
UTP 65	900	2	780 a 650	Aire
UTP 65	900	2	780 a 650	Aire
UTP 65	900	2	780 a 650	Aire
E 316 L-16	900	2	780 a 650	Aire
E 316 L-16	900	2	780 a 650	Aire
E 316 L-16	900	2	780 a 650	Aire

El tiempo del tratamiento térmico de normalizado a la fundición nodular se realizó a una temperatura de austenizado de 900 °C con un tiempo de 2 horas, luego en un segundo paso y a temperatura de 780 a 650 °C, a las muestras se les aplicó un enfriamiento forzado dentro de un medio ventilador durante un tiempo de 2 minutos, luego se dejaron enfriar completamente al aire.

2.4.1. Tratamiento térmico de normalizado

La fundición dúctil tiene un punto de fusión prácticamente más bajo que cualquier otra aleación hierro-carbono, por ser una composición siempre muy próxima a la eutéctica. Las fundiciones incluyen el término "Temple en Aire" el cual realmente es normalizado. Las fundiciones son enfriadas rápidamente en aire desde arriba de la temperatura crítica, no son templadas. Con calentamiento en un rango de temperatura de 900 a 955 °C, como en el primer estado de recocido, carburos pueden ser descompuestos. Si alguna ferrita libre está presente en la fundición y no es deseada, ésta puede ser cambiada a perlita por el rápido enfriamiento desde la temperatura de austenización.

El normalizado puede cambiar carburo y ferrita, los dos extremos de la matriz, a perlita mientras que usando un tratamiento térmico común, el tiempo a alta temperatura es función de cuan largo ésta toma la forma de austenita. Velocidad de enfriamiento y la presencia de ciertos aleantes determinan la sensibilidad del hierro a un tratamiento de normalizado.

Con suficientes contenidos de aleantes y rápido enfriamiento pueden endurecerse estructuras produciendo perlita. Estructura acicular o martensita pueden ser formadas en secciones relativamente delgadas. Estos escalonamientos no son tomados intencionalmente porque las dificultades encontradas en la reproducción e intentos son para extender las técnicas más allá de estas capacidades.

La microestructura que se obtiene por normalizado depende de la composición de las piezas y de la velocidad de enfriamiento que a su vez es función de la temperatura y del espesor de las piezas. Con el normalizado se obtiene en general una estructura homogénea de perlita fina. Los elementos de aleación desempeñan un papel muy importante en las piezas de fundición dúctil que deben ser normalizadas.

La templabilidad de estas fundiciones se modifica notablemente por la adición de elementos de aleación. De esta forma es posible obtener perlita fina en piezas de hasta 150 mm de espesor. El níquel es muy utilizado porque aumenta sensiblemente la resistencia de las piezas gruesas y no forma carburos. El molibdeno combinado con el níquel es muy útil para mejorar la resistencia y la dureza de esta clase de fundiciones.

2.5. Preparación metalográfica de las muestras

La preparación defectuosa de las probetas puede arrancar las inclusiones importantes, destruir los

bordes de grano, revenir un acero templado o en general, originar una estructura superficial distorsionada que no guarda ninguna relación con la superficie representativa y características del metal. Las operaciones se resumen en el siguiente orden, según la norma NC 10 - 56:86 y ASTM E 3 - 95.

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 2.3 se muestra la selección de las muestras metalográficas antes del tratamiento térmico. La figura 2.3a se corresponde con la muestra soldada con el electrodo UTP 65 y la figura 2.3b, es la muestra soldada con el electrodo E 316 L-16. Las mismas se someterán a las condiciones de tratamiento de normalizado según la matriz de experimentos establecido.



Figura 2.3a. Soldadura con UTP 65. Figura 2.3b. Soldadura con E 316 L-16.

Las muestras, luego del tratamiento térmico serán sometidas a preparación metalográfica para determinar las variaciones microestructurales. Se compararán las estructuras obtenidas luego el proceso de soldadura con las obtenidas luego del tratamiento térmico.

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. Durante el trabajo se refrigeró constantemente la pieza para evitar el calentamiento por efecto de la fricción.

El desbaste se realizó después del corte, en una debastadora de cinta rotativa del tipo Montasupal, sobre papeles abrasivos de diferentes grados, colocados sobre discos giratorios. Se giró al pasar

de un abrasivo a otro para ir borrando por completo las huellas del abrasivo anterior, se utilizaron la serie de abrasivos: 220, 280, 320, 400, 500 y 800, se lavaron las probetas con agua abundante.

Las características de la máquina son las siguientes:

Voltaje	250 V
Corriente	2,5 A
Número de revoluciones	300 – 1 000 r/min
Potencia del motor	3,7 kW

En el pulido se eliminaron las rayas finas producidas en la última operación de desbaste hasta que se logró una superficie con acabado espejo. Se pulió con el apoyo de la cara desbastada de la probeta sobre un paño embebido con una suspensión acuosa de óxido de cromo el cual se aplicó sobre el disco de la pulidora, el paño utilizado fue de fieltro, luego del pulido se lavaron las probetas con alcohol y secada finalmente con aire seco y caliente.

En el ataque se empleó como reactivo químico el nital al 2 %, en un tiempo de 30 segundos, se tomó la probeta con la pinza y se sumergió con la cara pulida hacia abajo en el reactivo contenido en el cristizador. Se extrajo, se lavó con alcohol y se secó con aire seco y caliente.

2.5.1. Observación microscópica del hierro nodular

Para la observación de las probetas se empleó un microscopio óptico binocular marca marca NOVEL modelo NIM – 100, ubicado en el laboratorio de Ciencia de los Materiales del ISMM de Moa, está dotado de una cámara instalada mediante el hardware IMI.VIDEOCAPTURE.exe que refleja la fotografía en el computador. Para colocar las probetas en el microscopio se montaron en un dispositivo con plastilina que permitió la nivelación adecuada de estas. El microscopio es de fabricación china, presenta objetivo acromático de 10 X, 80 X, 100 X, para el caso objeto de estudio, la observación se realizará a 100 X.

El análisis microestructural consistió en la observación de una muestra patrón del hierro nodular. Se empleará para establecer el comportamiento del material de las muestras después de haber sido sometida a tratamiento térmico. La figura 2.4 se corresponde con la muestra patrón del hierro fundido nodular.

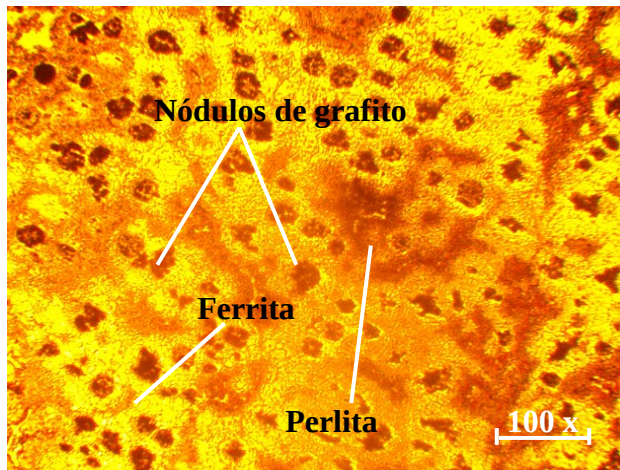


Figura 2.4. Microestructura del hierro fundido nodular.

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 grafito se encuentra en forma de nódulos, encontrándose con formas tanto bien redondeadas como algo degeneradas. El tamaño de los nódulos no es homogéneo y se puede observar como 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/mm².

La ferrita, se encuentra alrededor de los nódulos de grafito. En las zonas donde se encuentra 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.

Las propiedades físicas y en particular las mecánicas varían dentro de amplios intervalos respondiendo a factores como la composición química, rapidez de enfriamiento después del vaciado, tamaño y espesor de las piezas, práctica de vaciado, tratamiento térmico y parámetros microestructurales como la naturaleza de la matriz y la forma y tamaño de los nódulos de grafito.

2.5.2. Ensayo de dureza Vickers

El ensayo de dureza Vickers se aplica para la determinación de la dureza de volúmenes microscópicamente pequeños de metal. La microdureza se determina en aparato especial que consta de un mecanismo de carga con punta de diamante y de un microscopio metalográfico. Para el ensayo se utilizó un microscopio modelo: TGG-2 del laboratorio de Ciencias de los Materiales

del ISMM Moa (figura 2.5). La superficie de la probeta se preparó de la misma manera que para el análisis microestructural (desbaste y pulido).



Figura 2.5. Microscopio utilizado para el ensayo de dureza Vickers.

El número de dureza (HV) se determina por el tamaño de las huellas (figura 2.6) obtenidas en las diagonales.

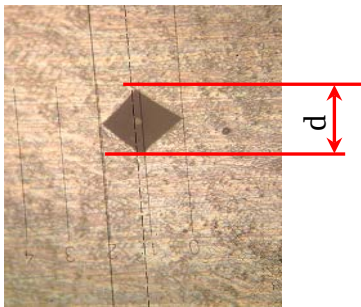


Figura 2.6. Huella de indentación para la medición de la dureza.

Para calcular la dureza (VH) se utilizó las ecuaciones siguientes:

$$HV = 1,854 \cdot \frac{P}{d^2} \left[\frac{\text{kgf}}{\text{mm}^2} \right] \quad (2.12)$$

$$\text{Diámetro medio} = \bar{d} \text{ (mm)} \quad \bar{d} = \frac{(d_1 + d_2)}{2}$$

(2.13)

$$\text{Dureza promedio: } \overline{VHN} = \frac{\sum VHN_1 + VHN_2}{2} \left[\frac{\text{kgf}}{\text{mm}^2} \right] \quad (2.14)$$

Donde:

1,8544 - constante

P - peso, kgf

Para determinar la dureza (HV) de las probetas de análisis se realizó el ensayo para una carga de 10 g, donde se midió los diámetros de la huella de la punta de diamante penetrada en un tiempo de 10 segundos, las medidas se tomaron para cinco puntos de prueba seleccionados aleatoriamente en la superficie de las probetas.

2.5.3. Horno empleado para el tratamiento térmico

El horno empleado para el tratamiento térmico de las muestras es un horno de mufla, en este horno se puede generar elevadas temperaturas y sirve para calentar materiales que son sometidos a distintos procesos de tratamiento térmico, el mismo se encuentra ubicado en el laboratorio de química del Instituto Superior Minero Metalúrgico. Es un horno eléctrico con aplicaciones de procesos de incineración, secado, disgregación, recocido, tratamientos térmicos con temperatura máxima de +1 100 °C. Los hornos muflas calientan 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. En la figura 2.7 se muestra dicho horno.



Figura 2.7. Horno de mufla (TT de normalizado).

Las características fundamentales del mismo es que tiene un recinto interior compuesto por placas de refractario ligero de alta calidad, de gran contenido en alúmina y exentas de amianto y óxido de hierro. Elementos calefactores distribuidos uniformemente con hilo especial de elevado punto de fusión y recocido por alta frecuencia asegurando una duración excepcionalmente larga. Excelente aislamiento térmico de fibrocerámica de baja densidad y conductividad térmica. Consumo reducido a máximo rendimiento.

En este tipo de hornos la energía se intercambia en forma de calor entre distintos cuerpos o entre diferentes partes de un mismo cuerpo que están a distinta temperatura. Los hornos mufla transfieren su calor mediante convección, radiación o conducción. El calor se transmite a través de la pared del horno fundamentalmente por conducción, la radiación existirá cuando el horno se encuentre en temperaturas altas como es los 900 hasta los 1 000 °C y si la temperatura del horno es baja aquí la convección sería mayor.

Para el enfriamiento se utilizó un ventilador como se muestra en la figura 2.8, con el propósito de evitar durante este proceso afectaciones en las muestras.

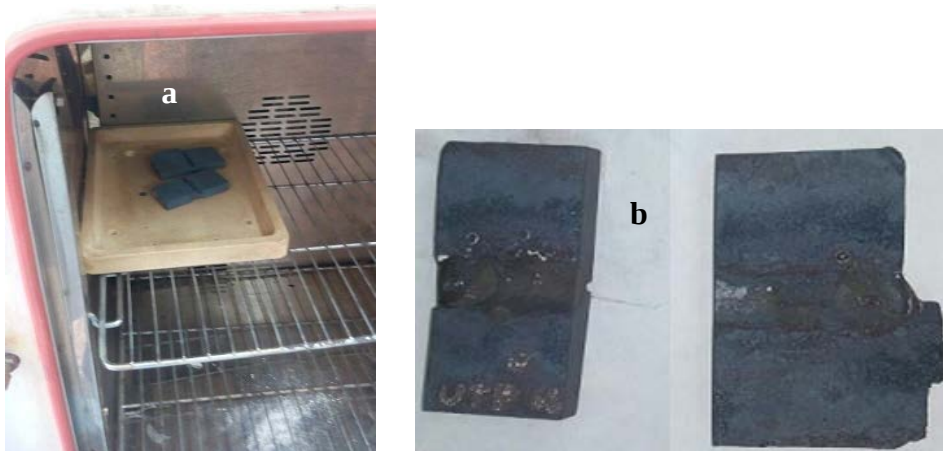


Figura 2.8. Enfriamiento de las muestras. a) ventilador y b) al aire.

El proceso de enfriamiento desde la temperatura de austenizado (T_γ) hasta la temperatura ambiente (T_{amb}) es propio de cada uno de los procesos de tratamiento térmico. Luego de este enfriamiento, las muestras fueron expuestas al medio ambiente.

2.6. Procesamiento estadístico de los datos

Las técnicas estadísticas del diseño experimental tienen su razón de ser en la investigación empírica que trata de indagar cómo ciertas variables, conocidas como factores, actúan sobre una variable respuesta registrada tras la realización del experimento. Es importante hacer destacar que los factores que influyen sobre el valor de la variable respuesta sólo pueden tomar un número finito de estados o niveles. La ciencia de la estadística ofrece numerosos métodos para revelar y presentar las asociaciones entre dos y hasta más variables. Los medios más simples son los medios de presentación gráfica y tabulación.

Para comprobar la idoneidad del método y los modelos propuestos se desarrolló el tratamiento estadístico de los resultados, tanto los simulados como los experimentales, se realizaron con la

utilización del tabulador Microsoft Excel 2003 y el paquete estadístico STATGRAPHICS Plus 5.1, que permitió establecer la correspondencia entre las observaciones teóricas y las experimentales. La tabla 2.3 muestra la matriz de planificación de experimentos para evaluar el comportamiento de la dureza con respecto al tratamiento térmico aplicado a las muestras.

Tabla 2.3. Planificación de experimentos para tratamiento térmico vs dureza

	Probetas a 780 °C UTP 65				Probetas a 780 °C E 316 L-16			
D	HV1	HV2	HV3	Prom	HV1	HV2	HV3	Prom
0,0	HV1 _{0,0}	HV2 _{0,0}	HV3 _{0,0}	HVP _{0,0}	HV1 _{0,0}	HV2 _{0,0}	HV3 _{0,0}	HVP _{0,0}
0,25	HV1 _{0,25}	HV2 _{0,25}	HV3 _{0,25}	HVP _{0,25}	HV1 _{0,25}	HV2 _{0,25}	HV3 _{0,25}	HVP _{0,25}
0,5	HV1 _{0,5}	HV2 _{0,5}	HV3 _{0,5}	HVP _{0,5}	HV1 _{0,5}	HV2 _{0,5}	HV3 _{0,5}	HVP _{0,5}
0,75	HV1 _{0,75}	HV2 _{0,75}	HV3 _{0,75}	HVP _{0,75}	HV1 _{0,75}	HV2 _{0,75}	HV3 _{0,75}	HVP _{0,75}
1,0	HV1 _{1,0}	HV2 _{1,0}	HV3 _{1,0}	HVP _{1,0}	HV1 _{1,0}	HV2 _{1,0}	HV3 _{1,0}	HVP _{1,0}
1,25	HV1 _{1,25}	HV2 _{1,25}	HV3 _{1,25}	HVP _{1,25}	HV1 _{1,25}	HV2 _{1,25}	HV3 _{1,25}	HVP _{1,25}
1,5	HV1 _{1,5}	HV2 _{1,5}	HV3 _{1,5}	HVP _{1,5}	HV1 _{1,5}	HV2 _{1,5}	HV3 _{1,5}	HVP _{1,5}
1,75	HV1 _{1,75}	HV2 _{1,75}	HV3 _{1,75}	HVP _{1,75}	HV1 _{1,75}	HV2 _{1,75}	HV3 _{1,75}	HVP _{1,75}
2,0	HV1 _{2,0}	HV2 _{2,0}	HV3 _{2,0}	HVP _{2,0}	HV1 _{2,0}	HV2 _{2,0}	HV3 _{2,0}	HVP _{2,0}
2,25	HV1 _{2,25}	HV2 _{2,25}	HV3 _{2,25}	HVP _{2,25}	HV1 _{2,25}	HV2 _{2,25}	HV3 _{2,25}	HVP _{2,25}

Como se muestra en la tabla se realizó un barrido de dureza en las muestras soldadas, tanto para el electrodo UTP 65, como para el electrodo E 316 L-16, en este barrido se consideró las zonas que se obtienen del proceso de soldadura, la zona fundida (ZF), la interfase del cordón de soldadura, la zona de influencia térmica (ZIT) y el material base (MB). Al menos se realizaron tres ensayos de dureza en cada zona, las que fueron promediadas. Se realizó nueve mediciones en el barrido a diferentes distancias.

2.6.1. Determinación de los coeficientes de regresión

En los modelos de regresión la variable dependiente Y, es siempre una variable aleatoria, mientras que los factores o variables independientes son considerados como variables no aleatorias. Se argumenta en el hecho de que en las aplicaciones prácticas los valores de las X_i suelen ser controladas o elegidas de antemano por el investigador, a los factores también se les denomina variables explicativas, ya que ellos en definitiva son los que explican el comportamiento de la variable dependiente (Box y Hunter, 1989). La regresión del diseño de experimento se determina como:

$$Y_1 = b_0 + b_{1X_1} + b_{2X_2} + b_{12X_{12}} \quad (2.15)$$

Donde Y_1 es la dureza obtenida del ensayo en HV; X_1 es la temperatura del tratamiento térmico aplicado a las muestras del UTP 65 y X_2 es la temperatura del tratamiento térmico para las muestras soldadas con electrodos E 316 L-16.

2.6.2. Cálculo de la varianza

Ostle (1975) y Sarache (2004), consideran que el ANOVA, como técnica estadística, permite el estudio de las características medidas u observadas, cuyos valores dependen de varias clases de efectos que operan simultáneamente, esta técnica se basa en la división de la variabilidad total de una característica medible en la variabilidad causada por diferentes factores que intervienen en el problema.

Después de calcular los coeficientes de regresión se realiza el procesamiento estadístico de los datos, determinando la varianza por la siguiente ecuación:

$$J_y^2 = \frac{\sum_{i=1}^{n_o} J_{yi}^2}{N_o} \quad (2.16)$$

La significación de los coeficientes de regresión se comprueba por el criterio de t de student para una probabilidad de un 95 % o un intervalo de confianza de 0, 05 y 15 grado de libertad ($N - 1$).

Posteriormente se calcula la varianza por la siguiente ecuación:

$$J_{aj}^2 = \frac{\sum_{i=1}^{n_o} (y - y^{\text{mod } f})^2}{N_o - K_o - 1} \quad (2.17)$$

Donde $N_o = j$ y K_o , son el número de coeficientes significativos.

Por la ecuación 2.18 se calcula el coeficiente de fisher (F_{cal}) y se compara con el fisher tabulado (F_{tab}) según los grados de libertad del numerador y del denominador:

$$F_{cal} = \frac{J_{aj}^2}{J_y^2} \quad (2.18)$$

Si el $F_{cal} > F_{tab}$, entonces la ecuación describe adecuadamente el campo de la experimentación.

2.7. Conclusiones del capítulo 2

- ✚ Se estableció el procedimiento metodológico para evaluar el comportamiento de la dureza de las muestras soldadas con electrodos UTP 65 y con el electrodo E 316 L-16 luego de aplicado el tratamiento térmico de normalizado en la fundición nodular.
- ✚ Fueron caracterizados los materiales y equipos a emplear en la experimentación, así como la metodología de cálculo para determinar las transformaciones que ocurren en la fundición nodular en correspondencia con el silicio y el carbono de acuerdo al diagrama hierro - carbono.
- ✚ Quedó establecido el diseño de experimentos para evaluar el comportamiento de las durezas Vickers en las muestras soldadas y sometidas a tratamiento térmico, en correspondencia con las diferentes zonas que se forman en la unión de soldadura luego del ciclo térmico.

Capítulo 3

Análisis de los resultados

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción

El empleo de los procesos tecnológicos de soldadura al reacondicionamiento de piezas de hierro fundido, constituye un caso sui generis. Debido a ello, se deberán estudiar no solo los problemas que de acuerdo a su soldabilidad metalúrgica presenten las fundiciones en sí mismas, sino todas aquellas condiciones relacionadas con el estado de las piezas, después de un largo período de explotación, las cuales entorpecen la aplicación de procesos de soldadura a la recuperación de dichos elementos de máquina. El reacondicionamiento de piezas partidas y desgastadas de hierro fundido mediante estos procesos, está ampliamente extendido en el campo de la ingeniería mecánica.

El objetivo del capítulo es establecer el procedimiento metodológico para la aplicación del tratamiento térmico de normalizado en la fundición nodular luego del proceso de soldadura con electrodos revestidos.

3.2. Análisis de la composición química

La composición química se tomó del resultado de tres chispas para obtener el promedio de cada una de ellas, se realizó en un espectrómetro cuántico de masa, ESPECTROLAB 230, con electrodo de carbón bajo arco sumergido en atmósfera de argón, ubicado en el laboratorio del taller de fundición de la empresa "Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche", Moa. En la tabla 3.1 se muestra la composición química del hierro fundido nodular.

Tabla 3.1. Composición química del hierro fundido nodular, en %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Fe
3,36	1,65	1,0	0,17	0,034	0,95	1,71	91,13

En correspondencia con la composición química establecida por las normas y la determinada por análisis espectral, se puede plantear que los elementos presentes en el hierro fundido nodular se ajustan a las mismas.

3.3. Análisis de la susceptibilidad del hierro nodular

La formación de la matriz en el hierro nodular "fundición dúctil" o "fundición con grafito esferoidal", se caracteriza porque en ella aparece el grafito en forma esferoidal o de glóbulos minúsculos, principalmente depende del enfriamiento durante la fabricación, presencia de elementos aleantes y tratamientos térmicos posteriores, pudiendo variar entre ferrita, perlita o

martensita. El carbono equivalente para esta fundición nodular se calculó por la ecuación 2.1; el mismo es de 3,9 % C; lo cual se ubica por debajo de 4,3, siendo una fundición hipoeutéctica, de igual manera por ecuación 2.2 se determinó el carbono equivalente de la fundición nodular, en función de la composición química; el valor obtenido para este parámetro es de 3,65 %; que predice que el tipo de solidificación también es hipoeutéctico.

El contenido de carbono recomendado para producir una solidificación adecuada de la fundición nodular esta alrededor de 3,5 %. Esa cantidad puede variar de acuerdo con el contenido de silicio de la fundición, procurando mantener el carbón equivalente en un valor cercano a la composición eutéctica, aproximadamente 4,3 % C. Adicionalmente, 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 autores como Gundlach (1984); Dardati *et al.* (2009) y Al-Ghonamy *et al.* (2012).

La influencia del silicio y el carbono en correspondencia con la temperatura de líquidus de la austenita se calculó por las ecuaciones 2.3, 2.4 y 2.5; donde el porcentaje de silicio es de 0,92; se calculó la temperatura de líquidus de la austenita, que la misma es de 1 201,94 °C; luego esta se sustituyó en la ecuación 2.4 para determinar el % del contenido de carbono, que es de 0,08 %.

El control del silicio en las fundiciones es un elemento importante a considerar, durante la fundición, el mismo 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 (CO_2 y CO) los cuales no tienen tiempo de escapar del baño fundido por el rápido enfriamiento, forma 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 (2010) y Suárez (2017).

El contenido de carbono en la austenita, como una función de la temperatura de austenización y del contenido de silicio se determinó por la ecuación 2.6, se establece que 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 *et al.* (2006).

En la soldadura, durante la fase líquida, los metales de aporte introducen otra cantidad de carbono procedente de la varilla y debido a que las fundiciones por lo general tienen un bajo punto de fusión ($\approx 1\,200\text{ }^{\circ}\text{C}$ en promedio a $1\,500\text{ }^{\circ}\text{C}$), 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 permitiendo una posible fisuración de la soldadura o fractura de la misma al producirse la contracción del fluido durante su solidificación, reportado por Fernández *et al.* (2014).

El contenido de manganeso se calculó por la ecuación 2.7; donde el mismo es de 0,2 %; para la fundición nodular objeto de estudio. 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 rata 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, según lo expuesto por Dasgupta *et al.* (2011).

El grado de saturación calculado por la ecuación 2.8 es de 0,9 % y el índice de saturación por la ecuación 2.9; también es de 0,9; ambos resultados son consistentes para plantear que la fundición nodular solidifica en condición hipoeutética. 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 eutectico y por lo tanto sobre las características finales del material, también inferir 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 hipoeutéticas, eutéticas con el índice de saturación igual a 1 e hipereutéticas cuando es superior a 1.

Las propiedades mecánicas del material se relacionan directamente con la microestructura final del mismo que se obtiene después de la última transformación de fase, cuando la pieza ya alcanzó la temperatura ambiente. Por las ecuaciones 2.10 y 2.11 se determinó el carbono eutéctico y el carbono eutectoide de la fundición nodular. Los resultados obtenidos se muestran en las figuras 3.1 (a) y 3.1 (b), los cuales son diagramas establecidos para la determinación del carbono eutéctico (a) y el carbono eutectoide (b).

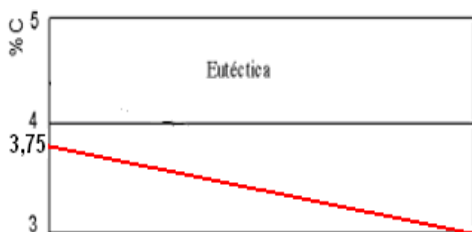


Figura 3.1 (a). Carbono eutéctico.

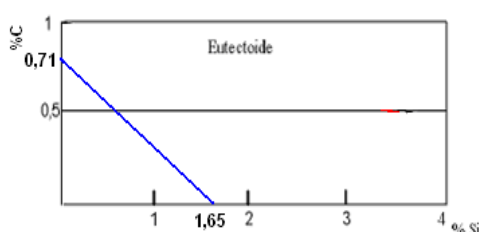


Figura 3.1 (b). Carbono eutectoide.

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 durante la soldadura a una temperatura de 800 °C, que 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 o densidad 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. Esto quiere decir que 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, de acuerdo con lo expuesto por Fernández *et al.* (2017).

3.4. Análisis microestructural antes el tratamiento térmico (electrodo E 316L - 16)

Se realizó el comportamiento microestructural para el depósito del electrodo E 316L - 16. En las figuras 3.2a, 3.3b y 3.3c, 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.

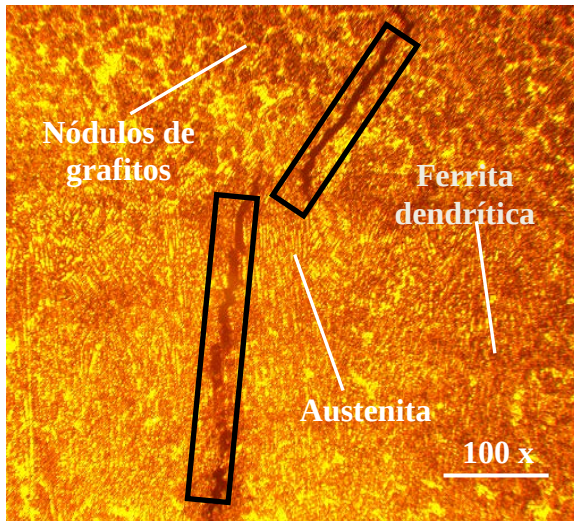


Figura 3.2a. Zona fundida.

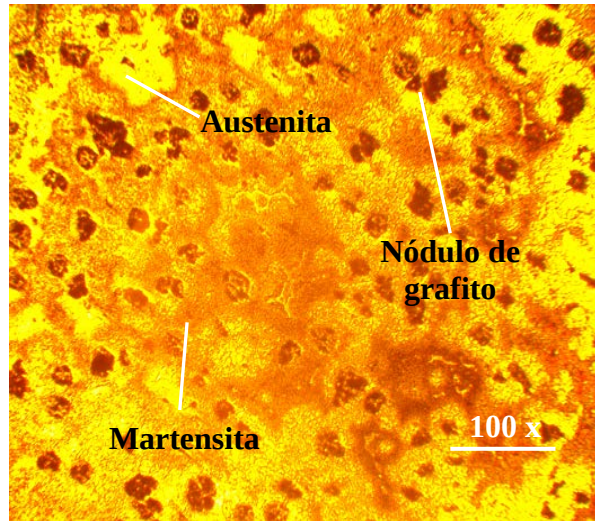


Figura 3.3b. Zona influencia térmica.

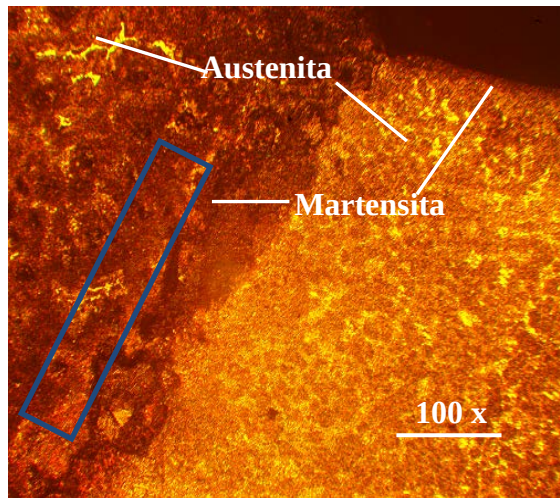


Figura 3.3c. Zona interfase.

La figura 3.2a se corresponden 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. La austenita es producto de las altas velocidades de calentamiento y enfriamiento.

En la zona afectada térmicamente (3.3b) 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 con austenita retenida. La formación de austenita 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 3.3c, producto del ciclo térmico de soldadura, 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 ha obtenido la austenita retenida producto de la relación Cr/Ni. Cerca del borde entre el hierro nodular y el electrodo E 316L - 16, existe la presencia de una grieta, la cual, presumiblemente está asociados a la cantidad de nódulos, que se convierten en concentradores de tensiones y por ser de grafitos, la grieta trasciende a través del borde de los granos de los mismos, según ha sido referido por Suárez (2017).

3.5. Análisis microestructural antes el tratamiento térmico (electrodo UTP 65)

En las figuras 3.4 se muestra el resultado de la microestructura en la zona fundida obtenido con el material de aporte UTP 65.

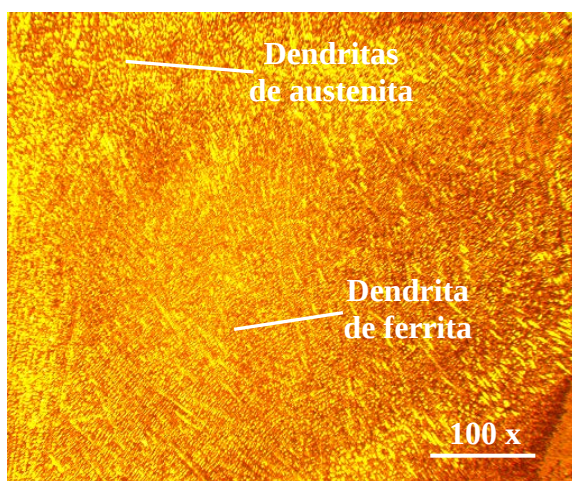


Figura 3.4a. Zona fundida.

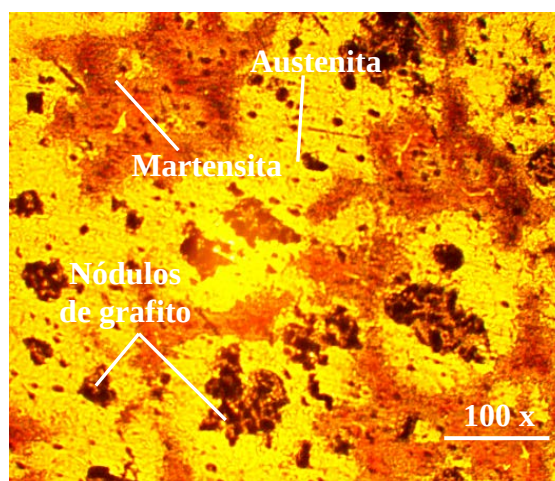


Figura 3.4b. Zona Influencia Térmica.

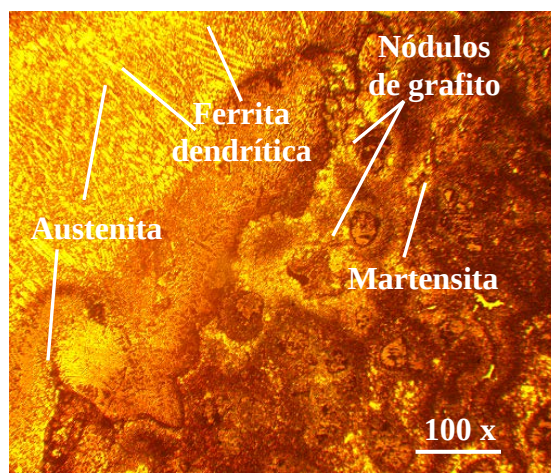


Figura 3.4c. Zona interfase.

En la figura 3.4a se observa 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 se existe la formación de pequeñas cantidades de ferrita. Esto se debe a que con el calentamiento el grafito tiende a disolver en austenita; esta 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 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.

En la zona 3.4b, 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 producto de las 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 observa 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, todo expuesto por Suárez (2017).

3.6. Análisis del tratamiento térmico de normalizado

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 presente en la matriz. En la figura 3.5 se muestra el ciclo térmico aplicado a las muestras luego del proceso de soldadura con los diferentes electrodos.

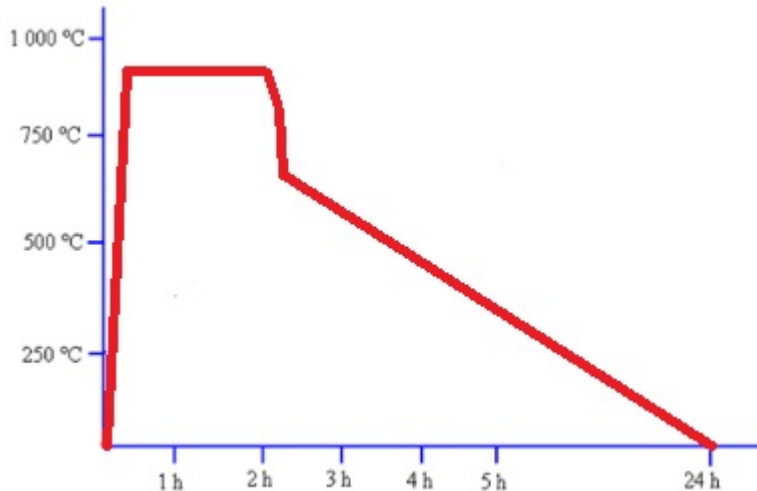


Figura 3.5. Ciclo térmico de normalizado para la fundición nodular.

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 analizó a partir de los mismos las transformaciones originadas.

Este ciclo de tratamiento térmico de normalizado, como se observa en la figura; primero de una etapa de austenización a 900 °C, seguida de un enfriamiento forzado desde 780 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, la soldadura, criterio que ha sido expuesto por 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 Van Bohemen (2013).

3.7. Comportamiento microestructural de las muestras tratadas

Se procedió a realizar el análisis del comportamiento microestructural de las muestras soldadas luego del tratamiento térmico, se realizó de igual manera que lo establecido en los epígrafes 3.4 y 3.4.1 del presente capítulo, fueron analizadas las diferentes zonas según el depósito con el material de aporte realizada. Las figuras 3.6a, 3.6b y 3.6c, se corresponden con las microestructuras del material de aporte E 316 L - 16.

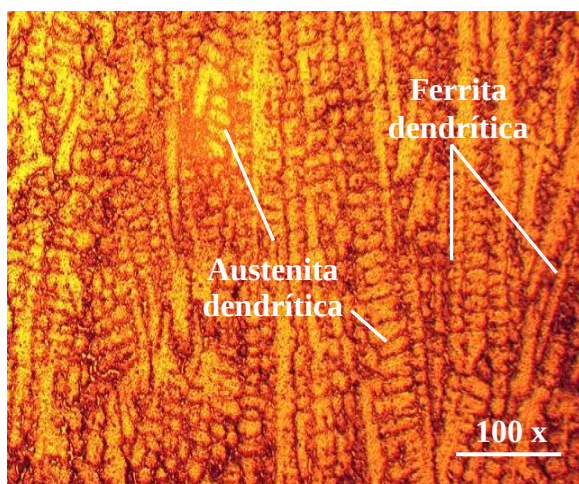


Figura 3.6a. Zona Fundida.

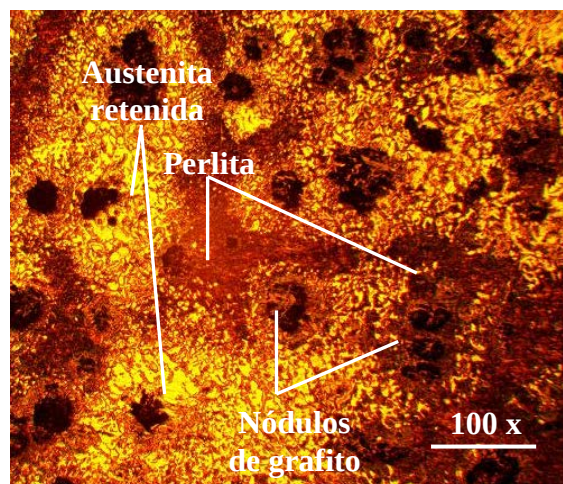


Figura 3.6b. Zona Influencia térmica.

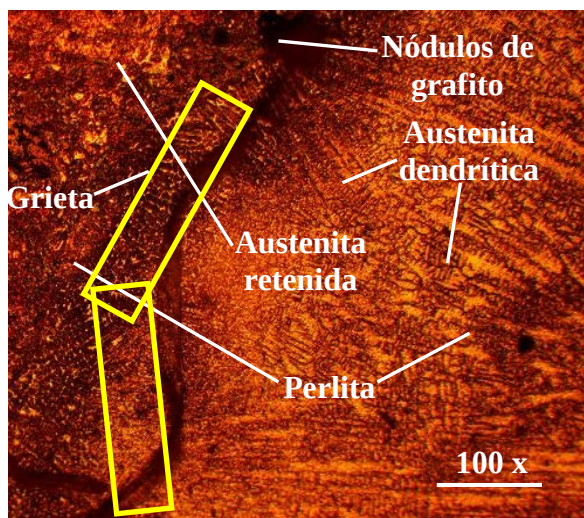


Figura 3.6c. Zona de la interfase.

Al observar las muestras tratadas y compararlas en cada una de las fases analizadas, se puede observar que existió transformación en la estructura, en la zona fundida (3.6a), 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 (3.6b) 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 (3.6b), 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 además con lo planteado por Cembrero (2010).

En las figuras 3.7a, 3.7b y 3.7c; 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.

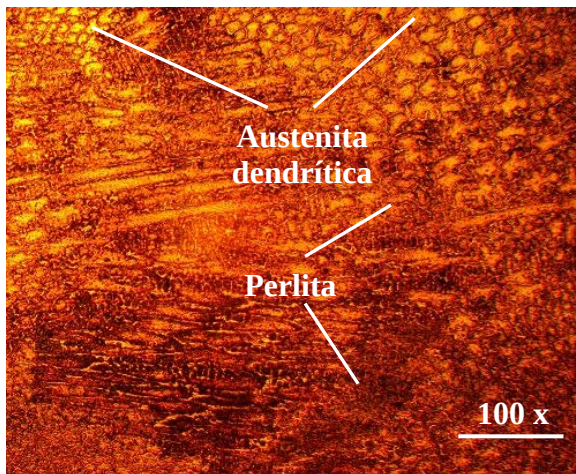


Figura 3.7a. Zona Fundida.

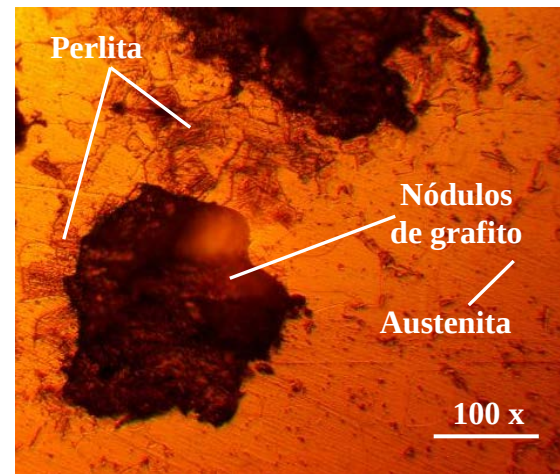


Figura 3.7b. Zona Influencia térmica.

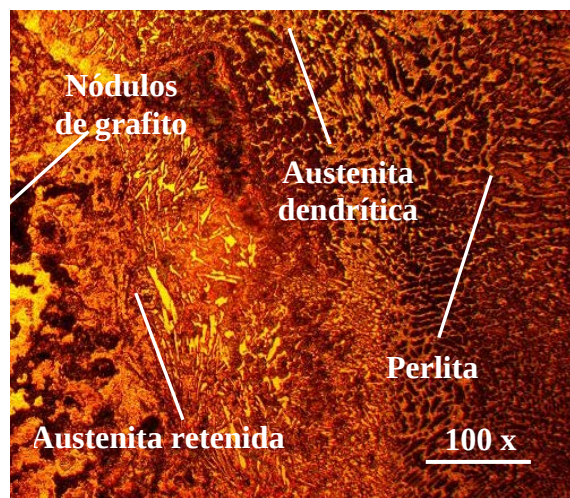


Figura 3.7c. Zona de la interfase.

Como se observa en las tres zonas, no existe línea de separación entre los materiales base soldado, 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 (3.7a) 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 (3.7b), donde existía 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 (3.7c) 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 observa una matriz de perlita con austenita y globulos 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 las mismas 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).

Durante la solidificación de los hierros dúctiles (en proceso de colada o de soldadura), los elementos como el V, Cr, Mo y Mn se segregan en los límites de grano de las regiones eutécticas, formando carburos o compuestos de hierro que difícilmente se descomponen, aun tratándolos con recocido a altas temperaturas Faubert *et al.* (1991).

3.8. 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 3.8 se muestra el comportamiento de las durezas.

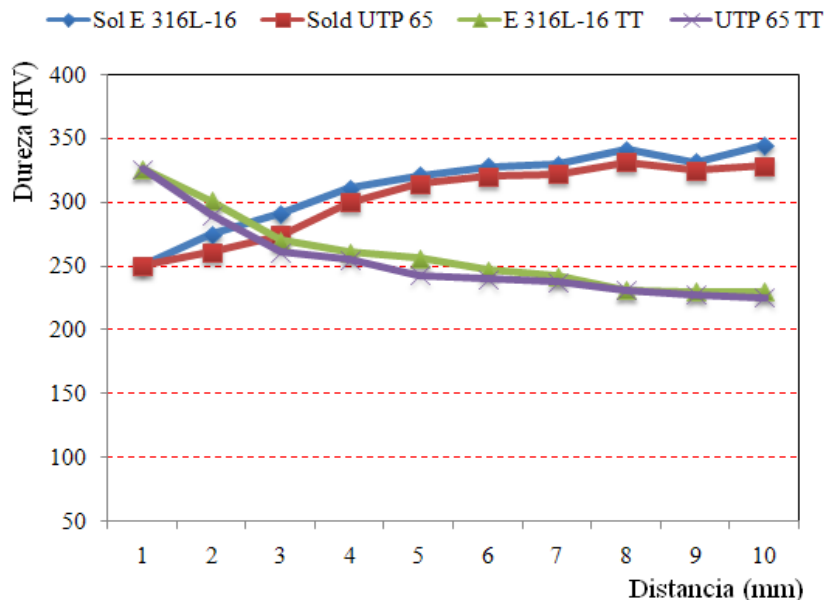


Figura 3.8. Durezas después de la soldadura y del tratamiento térmico.

En el comportamiento de las curvas representadas para las durezas, luego del proceso de soldadura (azul y roja) se observa 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 incrementada 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, reportado por Suárez (2017) y Batista (2017).

Luego del tratamiento térmico, 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.

3.8.1. 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 3.2 se muestran los resultados.

Tabla 3.2. Análisis de regresión múltiple para las durezas

Análisis de regresión múltiple					
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	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 4 variables independientes. La ecuación del modelo ajustado es:

$$\text{Distancia} = 11,13 + 0,054 \cdot E316LTT - 0,029 \cdot E316L\text{sold} + 0,0020 \cdot UTP65\text{sold} - 0,061 \cdot UTP65TT$$

Dado que el p-valor en la tabla ANOVA 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 (DW) examina los residuos para determinar si hay alguna correlación significativa basada en el orden en el que se han introducido los datos en el fichero. 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, tenga 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 3.9 es el gráfico de estimación para todas las durezas obtenidas. La función es del tipo: $10 + 2 \cdot X + 3 \cdot Y - 10 \cdot X \cdot Y$

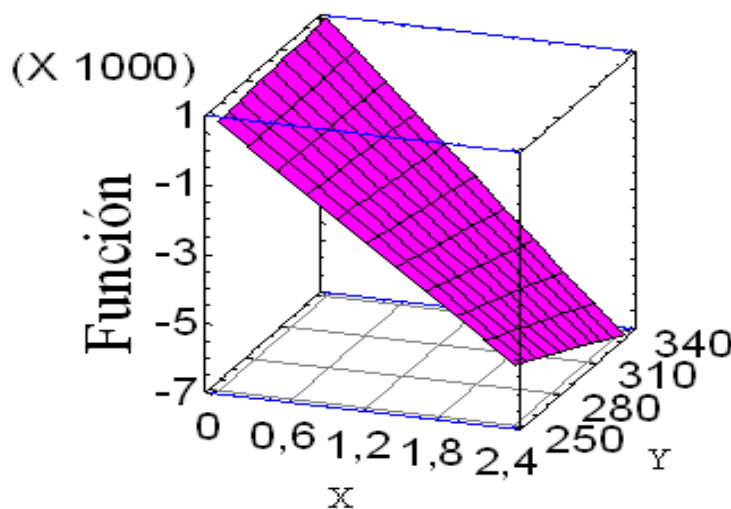


Figura 3.9. Superficie de respuesta estimada para las durezas.

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 expuestos 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, en la medida que se aplica el tratamiento térmico de normalizado.

3.9. Valoración económica

Terminada la pieza, es necesario, determinar el costo de producción. El mismo viene dado por el gasto de materiales fundamentales y auxiliares, energía eléctrica y salario de la fuerza de trabajo en la fabricación de esta, durante el proceso de tratamiento térmico. En la tabla 3.3 se muestran los costos del proceso.

Tabla 3.3. Costos de los materiales directos

No	Materiales	Cantidad g	Precio material (CUP)	Importe material (CUP)
1	Probetas	160	0,65	104,00
2	Lija de 180	0,02	0,44	0,22
3	Lija de 400	0,02	0,45	0,23
4	Lija de 600	0,02	0,27	0,13
Sub total			1,81	104,58
No	Equipo	Consumo eléct.	Precio kW·h (CUP)	Importe kW·h (CUP)
	Torno	0,9	0,65	0,58
	Microscopio	3	1,95	5,85
Sub total			16,75	31 ,43
Total			28,56	135,01

La tabla 3.4 el costo de la energía eléctrica del tratamiento térmico

Tabla 3.4. Costos del tratamiento térmico

Operación	Tiempo	Tarifa	Importe
Austenizado	2	12,50	25,00
Supervisado	1	12,50	12,50
Ayudante	3	4,50	13,50
Sub total			84,5

Luego de analizar los costos en los que se incurre por concepto de mano de obra directa material, costo de la energía eléctrica, el tratamiento térmico de austenizado en la fundición nodular es de 324,09 CUP.

3.10. Impacto medio ambiental

La protección del medio ambiente se ha convertido, en los últimos años, en una de las cuestiones que más inquietan a la humanidad. Los grandiosos medios técnicos de que dispone el hombre para explorar las riquezas naturales, el acelerado desarrollo de la economía y el crecimiento de la población, han dado lugar a consecuencias indeseables para la humanidad, tales como:

El agotamiento de los recursos naturales, la contaminación ambiental, los ruidos, la pérdida de los valores estéticos del medio circundante y la merma acelerada del fondo genético, entre otros. No es por lo tanto casual que las organizaciones científicas, sociales, políticas, los estados y gobiernos de muchas partes del mundo se hayan preocupado por tomar medidas que, de una forma u otra, están dirigidas a garantizar un uso racional de los recursos naturales y la protección del medio ambiente. El período industrial moderno se ha caracterizado por la creación masiva de máquinas y los procesos de fabricación que emplean energía. Las principales fuentes de éstas son los carbones, el petróleo, el gas natural.

En el taller de tratamiento térmico se consume una gran cantidad de energía eléctrica, la cual se toma de la red nacional convirtiéndose en gasto de combustible y contaminación atmosférica debido al proceso de combustión para generar energía.

La mayor parte de los residuos generados por la industria de tratamiento térmico proviene de los agentes enfriadores empleados, aguas residuales de la limpieza de piezas, medios abrasivos utilizados, material refractario y procesos de revestimiento que en mayor o menor medida afectan sensiblemente a la salud humana y son potencialmente peligrosos como agentes contaminantes del entorno. Las implicaciones económicas y sociales que todo esto representa son universalmente conocidas, así como de los esfuerzos que a numerosas instancias se hacen en Cuba para disminuir el impacto negativo que estas tecnologías poseen.

3.11. Conclusiones del capítulo 3

- Quedó establecido el comportamiento microestructural de la fundición nodular luego del proceso de soldadura, así como las microestructuras obtenidas luego del tratamiento térmico de austenizado de esta fundición.
- Los cálculos establecidos para determinar el proceso de solidificación de la fundición nodular en correspondencia con la composición química de la misma, permiten establecer que la misma presenta las características de una fundición hipoeutética ya que su contenido de carbono es menor de 4,3 %.
- Se pudo determinar que en los talleres de fundición ocurren afectaciones provocadas por residuos tales como: escorias, polvos, lodos, arenas, los cuales causan serios problemas al medio ambiente y la salud.

CONCLUSIONES GENERALES

- Antes del tratamiento térmico post soldadura, la fundición nodular presentaba entre su 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 hasta 650 °C y luego un enfriamiento al aire redujo 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 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.
- El proceso de tratamiento térmico de austenizado donde se tiene en cuenta la mano de obra, materiales directos, consumo de energía, gastos de materiales incurre en un costo de 324,09 CUP.



RECOMENDACIONES

- En dependencia de las dimensiones de las piezas de fundición nodular a soldar, antes de realizar este proceso, de ser posible, someter la misma a tratamiento térmico, con el mismo se logran otros microconstituyentes que garantizan la mejor soldabilidad de esta fundición.
- Trabajar en correspondencia con las características del taller de fundición de la empresa "Comandante Gustavo Machin Hoed de Beche" en un programa de minimización de residuos en la industria de fundición.

Referencias bibliográficas

BIBLIOGRAFÍAS

1. Aguilar, W.; Boeri, R. Comportamiento a la Segregación de los Elementos de Aleación usados en Fundiciones Esferoidales de Fabricación, Jornadas SAM – IV Coloquio Latinoamericano de Fractura y Fatiga, Agosto, 2000.
2. Aguilar, R. Introducción a la Metalurgia, Curso Básico para Ingenieros. Proyecto de investigaciones metalúrgicas. EMI, FIUSAC. Guatemala, 192, 2012.
3. Al-Ghonamy, I.; Ramadan, M.; Fathy, N.; Hafez, M.; El- Wakil, A. 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, 2012.
4. Apraiz, J. Fundiciones, Madrid: Dossat, 1 (2):143,1963.
5. ASM International. Welding brazing and soldering. metals handbook, Metals Park. ASM International. Ohio, 6: 2873, 2005.
6. Avner, S, Introducción a la Metalurgia Física, New York McGraw Hill, (2): 427, 1992.
7. Bao, R.; Zhang, X. An inverse method for evaluating weld residual stresses via fatigue crack growth test data. Engineering Fracture Mechanics, 77 (11): 3143-3156, 2010.
8. Batista, Y. Variaciones microestructurales de una fundición nodular sometida a soldadura con electrode revestidos. Tesis de Maestría en Electromecánica. Prof. Tit. Tomás Fernández Columbié, Dr .C. Moa, 2017.
9. Bermúdez, M., Erosión – corrosión de tantalio y aceros inoxidable”, Memorias del IX Congreso de Ciencia y Tecnología de Materiales, Madrid, España, 2003.
10. Borrajoa, J.; Martínezb, R.; Boerib, R. Aplicabilidad de Modelos Matemáticos Para Simular la Nucleación de Partículas de grafito en Fundición Esferoidal de Pequeños Espesores. s. l: Materia, 2003.
11. Bott, I.; Souza, L.; Teixeira, H.; Rios, J. High-strength steel development for pipelines: a Brazilian perspective, Metallurgical and Materials Transaction, 36 (2): 443-454, 2005.
12. Box, G.; Hunter, W.; Hunter, J. Estadística para experimentadores. Editorial Reverté. Barcelona, 1989.
13. Catalina, A.; Guo, X.; Stefanescu, D.; Chuzhoy, L.; Pershing, M., Prediction of Room Temperature Microstructure and Mechanical Properties in Gray Iron Casting, AFS Transactions, 108 (72): 247-257, 2000.

14. Chavez, M.; Amaro, A.; Flores, C.; Juarez, A. González-Rivera, N. Thermal Analysis of Gray and Nodular Eutectic Cast Iron. México D.F., México. Trans Tech Publications, Switzerland, 509: 2006.
15. Cembrero, J. Soldabilidad de las fundiciones de grafito esferoidal. Consejo superior de investigaciones científicas. Madrid, España, 2010. Recuperado de: <http://revistademetalurgia.revistas.csic.es/index.php/revistademetalurgia/article/viewFile/648>
16. Dardati, P.; Godoy, L.; Celentano, D.; Bertorello, H. Modelo para la Simulación Numérica de la Solidificación de la Fundición Dúctil, Mecánica Computacional, 23: 2653-2677, 2004.
17. Dardati, M., Celentano, J., Godoy, A., Chiarella, A., y Schulz, J. Analysis of ductile cast iron solidification: numerical simulation and experimental validation, International Journal of Cast Metals Research, 22 (5): 390-400, 2009.
18. Dardati, P. Simulación micromecánica de la solidificación de la fundición dúctil. Córdoba, España: Universidad Nacional de Córdoba, 2005.
19. Darwish, N.; Elliot, R. "Austempering of low Manganese Ductile Irons, Part 1: Processing Window." Materials Science and Technology, (9): 572, July 1993.
20. Dasguta, K.; Mondal, K.; Chakrabarti, K.; Ganguli, C. "Microstructure and mechanical properties of as cast ductile irons alloyed with manganese and copper," Journal of Materials Engineering and Performance, 21 (8): 1728-1736, 2011.
21. Delvasto P, Determinación del Calor Latente de Fusión en Aleaciones del Sistema Fe-C-Si a Diferentes Velocidades de Enfriamiento. Tesis M.Sc. en Ingeniería de Materiales. Caracas (Venezuela): Universidad Simón Bolívar, 2004.
22. Easterling, K. Introduction to the Physical Metallurgy of Welding, London, Butterworths, 1983.
23. Ecob, C. A Review of Common Metallurgical Defects in Ductile Cast Iron, Fecha de consulta: Enero 2010.
24. Faubert, G.; Moore, D.; Rundman, K. Heavy Section ADI: Tensile Properties in the As-Cast, AFS Transactions, 109, 1991.
25. Francisco, J.; Boccardo, A.; Dardati, P.; Carazo, F.; Celentano, D.; Godoy, L. Implementación de un modelo de solidificación de fundición nodular en un programa de

- Elementos Finitos para propósitos generales. *Mecánica Computacional* 31: 2093-2118, 2012.
26. Fernández, T.; Rodríguez, I.; Correa, R.; Alcántara, D. Junta de soldadura disímil de la aleación HK – 40 y del hierro fundido 24. *Ingeniería Mecánica*. 17 (2): 98-107, 2014.
27. Fernández, T.; Rodríguez, I.; Alcántara, D. *Procesos Metalúrgicos y tecnológicos de la soldadura*. Editorial Academica Española, ISBN, 2017.
28. Fosca, C. *Introducción a la metalurgia de la soldadura*, Lima PUCP, cuarta edición, 2003.
29. Fukaura, K.; Yokoyama, Y.; Yokol, D.; Tsujii, N.; Ono, K., *Fatigue of Cold-Worked Steels: Effect of Heat Treatment and Carbide Morphology on Fatigue Crack Formation, Life, and Fracture Surface Observations* *Metallurgical and Materials Transactions A*, 35A (11): 1289 - 1300, 2004.
30. Garlough, G.; Stocker, T. *Welding in Ductile Iron*. AFS, American Foundrymen's Society, Des Plaines, Illinois, USA, 252-259, 1999.
31. Gundlach, R. Transformation Behavior in Austempering Nodular Iron. In: *the physical metallurgy of cast iron. Third international symposium on the physical metallurgy of cast iron*. Stockholm, Sweden, August, 1984.
32. Hecht U, Rex S, "Divorced Growth Modes in Ternary Alloys". En: *Proceedings de la International Conference: The Science of Casting and Solidification*. Brasov (Romania):53-59, 2001.
33. Janowak, J. Development of a Ductile Iron for Commercial Austempering, *Trans. Of American Foundrymen's Society*, 1983.
34. Janowak, J.; Gundlach, R., *Fundiciones Grises Aleadas (y2) Fundición Año XXXIII-segunda etapa- mayo-junio*, 1987.
35. Ju, S. Characterization of bainitic microstructures in low carbon HSLA steels. *International Journal of Modern Physics B*. 22 (31): 5965 – 5970, 2008.
36. Kovacs, B. *Austempered Ductile Iron: Fact and Fiction*, *Modern Casting*. 38, 1990.
37. Krause, D., *Gray Iron - A Unique Engineering Material*. ASTM, Special Technical Publications 455, Philadelphia, 3-28, 1969.

38. Larrañaga, P.; Sertucha, J.; Suárez, R. Análisis del proceso de solidificación en fundiciones grafiticas esferoidales. *Revista de Metalurgia*, 42 (4): 244-255, 2006.
39. Lin, S.; Pan, J.; Wung, P.; Chiang, J. A fatigue crack growth model for spot welds under cyclic loading conditions. *International Journal of Fatigue*, 28: 792-803, 2006.
40. Marulanda, J.; Zapata, A.; Mesa, D. Fundamentos de la soldadura de metales. Universidad Tecnológica de Pereira, 2007.
41. Maurulanda, J.; Zapata, A.; Grajales, D. Recuperación y soldabilidad de piezas de fundición de hierro. *Scientia et Technica*, 37 (11): 237-242, 2007.
42. Mesa, D. Fundiciones. Universidad Tecnológica de Pereira, 2003.
43. Moffat, G.; Pearsall, W.; Wulf J. *The Structure and Properties of Materials*, 1: 195, 2001.
44. Nogita, K.; Dahle, A.; Lu, L. Combining Sr and Na Additions in Hypoeutectic Al - Si Foundry Alloys. *Materials Science and Engineering*, 399: 244 - 253. 2005.
45. Niu, L.; Okado, M.; Azuma, T.; Sakai, Y.; Kobayashi, M.; Takaku, H., *Tetsu to Hagane - Journal of the Iron and Steel Institute of Japan*, 89 (12): 796 - 802, 2003.
46. Nomoto, H.; Kuroki, Y.; Fukuda, M.; Fujitsuka, S. *JSME International Journal*, 49: 218 - 223, 2006.
47. Okamoto, H. *ASM (American Society Materials). Phase Diagrams for Binary Alloys*. ASM International. United States of America 2000.
48. Olsen, O.; Hartung, C.; Ecob, C. *Common Metallurgical in Grey Cast Iron*, Fecha de consulta: Enero de 2010.
49. Ostle, B. *Estadística Aplicada*. Limusa – Wiley, México, 1975.
50. Ordoñez, U.; Parada, S.; Diez, C.; Barba, A.; Valdez, R.; Hernández, M.; Covelo, V. Austenitización y borurado simultáneo de un hierro nodular austemperizado. *Memorias del XIX Congreso Internacional anual de la SOMIM 25 al 27 de septiembre, México*, 2013.
51. Pedersen, N.; Tiedje, K. Experimental validation of error in temperature measurements in thin walled ductile iron castings. *International Journal of Cast Metals Research*, 20: 2007.



52. Petty, E., Physical Metallurgy of Engineering Materials. George Allen and Unwin Ltd. Londres, 109, 1968.
53. Pouranvari, M. On the weldability of grey cast iron using nickel based filler metal. Dezful, Iran: Elsevier, 31: 32-54, 2010.
54. Rivera, G. Estructura de Solidificación de Fundiciones de Hierro con Grafito, 2000.
55. Rodríguez, H. Metalurgia de la soldadura. Editorial Pueblo y Educación. La Habana. Cuba, 134-154, 1987.
56. Sagers, S.A. Manual de soldadura, SAGER, Cali. 2004.
57. Sandvik Materials Technology Stainless, Welding Products, S-236-ENG, 2006.
58. Sarache, L. Diseño de experiment y análisis multifactorial aplicado a la industria. Facultad de Ingeniería, Revista Ingeniería Industrial 4 (5): 585-590, 2004.
59. Sertucha, J.; Suárez, R., Arenas de moldeo en verde, st Ed.; Azterlan, Durango, 2004.
60. Shing-Hoa, W.; Po-Kay, C.; Jer-Ren, Y.; Jason, F. Gamma (γ) phase transformation in pulsed GTAW weld metal of duplex stainless steel, Materials Science and Engineering A420, 26-33, 2006.
61. Silgado, J.; Acevedo, E., Soldabilidad de las fundiciones grises con materiales de aporte tipo RbCuZn-A, ERCuAl-A2 y ERNiFe-CI-A.. 2004. 141, Medellín, 1: 76-87, 2004.
62. Smith, W., Fundamentos de la ciencia e Ingeniería de Materiales, Concepción Fernández España, Madrid. 2005.
63. Sohi, M.; Ahmadabadi, M.; Vahdat, A.; Amirsadeghi, A., Evaluation of the role of alloying elements in austemperability of heavy section ductile iron. Advanced Materials Research. 83-86, 481-487, 2010.
64. Suárez, D. Microestructura de una fundición nodular sometida a soldadura con electrodos revestidos. Tesis de Ingeniería Mecánica. Prof. Tit. Tomás Fernández Columbié, Dr .C. Moa, 2017.
65. Sy, A., Copper in cast iron. Principal Considerations. AFS Transactions, 67: 321-328, 1959.
66. Torres, E. Soldabilidad de los hierros fundidos, recomendaciones para soldadura. Universidad de Matanzas Cuba, 2010. Recuperado de: <http://monografias.umcc.cu/monos/2010/QUIMEC/mo1019.pdf>



67. Udim, H.; Funk, E.; Wulf, J., Welding for engineers. N. Jhon Wiley and Sons, Inc. New York. 1954.
68. Van de Velde, C. Carbide formation in cast iron, Part I A new Approach to the solidification of cast iron, April 2000.
69. Van Bohemen, S. The nonlinear lattice expansion of iron alloys in the range 100-1600 K. Scripta Materialia, 69: 315-318, 2013.
70. Velez, J.; Garboggini, A.; Tschiptschin, A. Effect of Silicon on Kinetics of Bainitic Reaction in Austempered Ductile Cast Iron. Materials Science and Technology, 12: 329, 1996.
71. Wang, J.; Li, C.; Liu, H.; Yang, H.; Shen, B.; Gao, S.; Huang, S., The precipitation and transformation of secondary carbides in a high chromium cast iron. Materials Characterization, 56 (13): 73 – 78, 2006.