

**INSTITUTO SUPERIOR MINERO METALÚRGICO
"DR. ANTONIO NÚÑEZ JIMÉNEZ"
FACULTAD METALURGIA-ELECTROMECÁNICA
DEPARTAMENTO MECÁNICA**

**MICROESTRUCTURA DE UNA FUNDICIÓN NODULAR
SOMETIDA A SOLDADURA CON ELECTRODOS REVESTIDOS**

Tesis en opción al título de Ingeniero Mecánico

Autor: Danienkis Suárez Columbié

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

Moa – 2017



Declaración de autoridad:

Yo: Danienkis Suárez Columbié

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.

Danienkis Suárez Columbié

Dr. C. Tomás H. Fernández Columbié



PENSAMIENTO

Es de Joven Triunfar”

Si no somos capaces de soportar un sacrificio, tampoco

Seremos capaces de obtener una victoria...

Lo único que nos hace diferente a los demás, Es salvar

Nuestros estudios...

En nuestras manos y nuestra mente está el futuro que hoy

Dice PRESENTE



Dedicatoria

Quiero dedicar este trabajo a mis familiares.

A mi madre y padre: Salvadora Columbié Pérez y Daniel Suárez Matos por su amor eterno.

A mis hermanos: Daniolvis Suárez, Arisneldis Suárez, Orquidea Suárez y Orlenis Suárez por regalarme su cariño incondicional.

A mi Esposa: Niurys Heguy Sánchez por llegar en el momento más indicado a mi vida y por ser la ayuda idónea que Dios puso en mi camino para así bendecirme.

A mis suegros: Sara Sánchez y Juan Heguy por acogerme como un hijo más de la familia y apoyarme en el desarrollo de este trabajo.

A nuestra Revolución, por las posibilidades que me ofrece.

Agradecimientos

A Dios por darme las fuerzas necesarias para lograr que todo este trabajo cumpliera su fin.

A mi Esposa por su tiempo, dedicación, paciencia, ternura y valentía que yo no tuve, para la realización de este trabajo y con ella a mis suegros y amigos de la familia.

A mis familiares que me apoyaron en los momentos de mi vida en que más lo necesitaba.

A mi tutor por confiar en mí en la realización de este trabajo el Prof. Tit. Lic. Tomás Fernández Columbié Dr. C.

A todos mis profesores por los conocimientos transmitidos durante el desempeño de mi carrera.

A Nurys Cervantes y Maritza por su insistencia a retomar mis estudios universitarios

A mis amigos que siempre creyeron en mí.

A los que de una forma u otra me apoyaron y ayudaron en la realización de este trabajo.

A la Revolución, por darme la oportunidad de convertirme en profesional.

A todos Muchas gracias.



INTRODUCCIÓN

En la medida en que la economía nacional se va reanimando los niveles de consumo de materiales para soldar van aumentando, entre ellos juegan un papel fundamental aquellos destinados a las industrias recuperadoras de piezas. Entre estas industrias se destacan por sus altos niveles de consumo las industrias del níquel encargadas de operaciones tales como la extracción de minerales y su preparación. El objetivo esencial de las industrias del níquel cubano es el incremento de la producción de los productos de Ni + Co, trabajando por su diversificación para lograr mejores precios y consolidar el prestigio de Cuba en ese importante renglón de la economía nacional.

Actualmente Cuba produce sulfuro de Ni y Co con un 50 % de Ni y 4,5 % de Co, níquel sinterizado con un 86 % de Ni, óxido de níquel en polvo, níquel granular y nodular con un 76 % de pureza. Se producirá un sulfuro de Ni y Co enriquecido con un por ciento de cobalto lo que elevará el valor del producto y servirá para mejorar la calidad del níquel de las plantas que trabajan con el proceso carbonato amoniacal o Caron.

Una de las formas para hacer cumplir este objetivo lo constituye el perfeccionamiento y aplicación de nuevas tecnologías para la transportación racional de las reservas minerales existentes y a su vez, el estudio y aplicación de un sistema de hidrotransporte de las colas que garantice la producción continua con alta productividad.

En la tecnología de lixiviación carbonato-amoniacal, los hornos de soleras múltiples representan un importante eslabón de la cadena productiva. En ellos se verifica la reducción de los óxidos de níquel y cobalto mientras que los óxidos de hierro se reducen hasta hierro metálico. En el proceso "Caron", la Planta de Hornos de Reducción se considera entre las de mayor influencia en la finalidad del proceso, ya que la producción del sínter depende directamente de la magnitud del extractable logrado durante la reducción del mineral (Caron Process Study. Technical evaluation by Sherrit Gordon Ltd. 1992).

La selección de los materiales de construcción de la fábrica "Comandante Ernesto Che Guevara" se realizó basado en la experiencia adquirida de la empresa "Comandante René Ramos Latour" (Nicaro), con diferentes ensayos de laboratorio y a escala semi - industrial en los laboratorios del centro de investigaciones CIPIM liderado por especialistas.

En el taller de reducción de mineral. Los hornos de reducción, donde se ubican los tramos de eje central (figura 1), desde el inicio de la puesta en marcha su sistema de aislamiento térmico comenzó a presentar problema, no se sostenía al cuerpo del árbol dejándolo expuesto a las altas temperaturas del mineral y los gases, la cual se oscila entre los 650 y 750 °C.



Figura 1. Tramos de eje central.

En el período del 86 al 96 se consumieron 28 árboles, las causas principales que conllevaron al colapso de los mismos fueron:

1. La camisa metálica al caerse causaba avería al interrumpir la rotación, ejerciendo una elevada resistencia al mecanismo por introducirse entre el piso de refractarios, los brazos y la sección del árbol, generalmente uno de estos elementos se fracturaba ocasionando paros prolongados y la desfavorable exposición del árbol a las altas temperaturas.
2. Fracturas de brazos, permitiendo la acumulación de mineral calcinado en la cámara, el eje realiza esfuerzos mecánicos por encima de su diseño causando la fractura.
3. Larga exposición del árbol a elevadas temperaturas sin estar rotando. Afectando las secciones por quemado del metal, deformaciones en la brida o en el orificio de alojamiento de los brazos, afectando en conjunto el árbol.

Hasta la fecha de cambio de tecnología, los árboles de los hornos, trabajaron en condiciones severas, al quedar expuestos a temperaturas muy superiores para la cual la aleación de hierro fundido fue diseñada hasta 500 °C. Este régimen de servicio ocasiona que muchas secciones fallaran, especialmente las 2 030, 2 097 y 2 247 que están en la zona donde la temperatura es más alta.

Situación problemática

En la planta de hornos, el objetivo del proceso que se realiza es reducir el óxido de níquel a níquel metálico, haciéndolo apto para la lixiviación amoniaca. El horno cuenta con un eje central al cual se le articulan 68 brazos (4 en cada hogar). Estos brazos tienen dispuestos dientes o paletas, que mediante la rotación del eje central facilitan el traslado de la mezcla de minerales de un hogar a otro. Por los años de explotación de la instalación, el tramo del eje central se ha visto afectado por defectos como grietas, lo cual trae consigo afectaciones al proceso productivo, así como emanaciones de polvos al medio ambiente.

El **problema** lo constituye: ¿cómo garantizar la continuidad metalúrgica en la zona fundida y en la zona de influencia térmica de la fundición nodular empleada en los tramos de ejes de la planta de hornos, en correspondencia a las condiciones de producción y operación?

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

Realizando la soldadura de la fundición nodular con diferentes electrodos como el UTP 65 y el E 316L-16 se puede, luego de aplicado el ciclo térmico de soldadura determinar las variaciones metalúrgicas en la zona fundida, la interfase y en la zona de influencia térmica y seleccionar a partir de estos parámetros, el que presenta mejor continuidad metalúrgica para mitigar el efecto del agrietamiento en los tramos de eje central.

En el presente trabajo se establece como **objetivo general**

Establecer el comportamiento microestructural de la fundición nodular de la cual se fabrican los tramos de eje central empleados en la planta de hornos de reducción sometida a proceso de soldadura con electrodos revestidos.

Como **objeto de estudio** el material del que están fabricados los tramos de eje central de la planta de hornos de reducción.

El **campo de acción** la microestructura, la dureza en correspondencia de las zonas que se originan durante el ciclo térmico de soldadura.

Objetivos específicos:

- 1 Caracterizar el procedimiento de unión por soldadura manual por arco eléctrico de la fundición a partir de diferentes materiales de aportes con diferentes propiedades.
- 2 Establecer a partir de los procedimientos metodológicos, el proceso de soldadura por arco eléctrico, de la fundición nodular empleada en los tramos de eje central con diferentes materiales de aportes.
- 3 Fundamentar las variaciones metalúrgicas que se originan en las diferentes zonas de la unión soldada por arco eléctrico, luego de aplicado el ciclo térmico de soldadura en la fundición nodular con diferentes materiales de aporte.

Para dar cumplimiento al objetivo general han sido trazadas las siguientes **tareas**:

- 1 Establecimiento del estado del arte relacionado con el objeto de estudio.
- 2 Planificación y realización de experimentos.
- 3 Ejecución experimental del proceso de soldadura del hierro fundido nodular en juntas simple V a 60°, para la determinación del comportamiento microestructural y la dureza.
- 4 Análisis de los resultados y fundamentación del proceso metalúrgico de la unión del hierro fundido nodular con diferentes materiales de aportes con propiedades diferentes.
- 5 Planteamiento de los efectos económicos, sociales y ambientales del proceso de soldadura y de emanaciones de gases y polvos a la atmósfera.

RESUMEN

El trabajo tiene como objetivo establecer el comportamiento microestructural de una fundición nodular sometida a soldadura con electrodos revestidos, para lo cual fueron preparadas 12 muestras con dimensiones de 50 milímetros de ancho y 100 milímetros de longitud. La unión se realizó a tope con preparación de los bordes a 60°. Se seleccionaron dos tipos de electrodos revestidos, el E 316L – 16 y el UTP 65, donde se depositaron tres pases de soldadura. Luego del proceso de soldadura con los electrodos empleados se obtienen estructuras del tipo austenítico, martensítica y de ferrita dendrítica, pero no es recomendable la soldadura con el primero por la presencia de grieta en la zona fundida. Al determinar los perfiles de microdureza, para el E 316L - 16, existe un incremento de la dureza desde 170 HV en el material base hasta 230 HV en la ZIT y con el electrodo UTP 65 en la ZIT la dureza es de 225 HV, lo que demuestra que la mejor solidificación se logra con este último. Se empleo como ensayos no destructivos el de ultrasonido y el de líquidos penetrantes, donde para el primero, con una velocidad de sonido en los materiales base de 5 900 m/s, un ángulo de inclinación de 45° y un espesor de 14 milímetros, se determinó que esta velocidad fue de 3 464 m/s, que demuestra que durante la soldadura no existe homogeneidad en el cordón debido a las transformaciones físico - química que se producen en esta zona. Se determinó que con electrodos E 316L - 16 no es recomendable la soldadura del hierro nodular ya que provoca la aparición de grietas en el centro del cordón de soldadura que invalida la unión. Por último se realiza la valoración económica y el impacto medio ambiental relacionado con los procesos de soldadura, el de ultrasonido y el de líquidos penetrantes.



ABSTRACT

The objective of this work is to establish the microstructural behavior of a nodular cast iron welded with coated electrodes, for which 12 samples with dimensions of 50 millimeters wide and 100 millimeters in length were prepared. The union was carried out with butt preparation of the edges at 60 °. Two types of coated electrodes, E 316L-16 and UTP 65, were selected, where three welding passes were deposited. After the welding process with the electrodes used, structures of the austenitic, martensitic and dendritic ferrite type are obtained, but welding with the first is not recommended due to the presence of crack in the molten zone. When determining the microhardness profiles, for the E 316L - 16, there is an increase in hardness from 170 HV in the base material to 230 HV in the ZIT and with the UTP electrode 65 in the ZIT the hardness is 225 HV, Which shows that the best solidification is achieved with the latter. Ultrasound and penetrating liquids were used as nondestructive tests, where for the first one, with a sound velocity in the base materials of 5 900 m / s, an inclination angle of 45o and a thickness of 14 mm, Determined that this velocity was 3 464 m / s, which shows that during welding there is no homogeneity in the cord due to the physicochemical transformations occurring in this zone. It was determined that with electrodes E 316L - 16, it is not recommended to weld nodular iron as it causes cracks to appear in the center of the weld bead that invalidates the joint. Finally, the economic evaluation and the environmental impact related to the welding processes, the ultrasound and the penetrating liquids are carried out.

TABLA DE CONTENIDOS

SÍNTESIS	Pág
INTRODUCCIÓN	1
CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS	
1.1. Introducción	5
1.2. Características de las fundiciones	5
1.2.1. Características de la fundición nodular	9
1.2.2. Características microestructurales de la fundición nodular	11
1.2.3. Mecanismos de solidificación del hierro nodular	13
1.3. Soldabilidad de las fundiciones	14
1.3.1. Soldadura de la fundición nodular	17
1.3.2. Solidificación durante la soldadura	20
1.4. Característica del flujo de fluido en la pileta líquida	22
1.4.1. Inclusiones no metálicas en la pileta	23
1.5. Fenómeno de la nucleación y crecimiento en las fundiciones	24
1.5.1. Modos de solidificación durante la soldadura	25
1.6. Agrietamiento en uniones de soldadura	26
1.6.1. Defectos en uniones soldadas	30
1.7. Conclusiones del capítulo 1	34
CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS	
2.1. Introducción	35
2.2. Composición química del hierro fundido nodular	35
2.3. Característica del tramo de eje central	36
2.4. Análisis microestructural	37
2.4.1. Preparación para la observación microestructural	38
2.5. Materiales y equipos empleados en la experimentación	39
2.5.1. Pulidora metalográfica montasupal	40
2.5.2. Microscopio óptico	40
2.5.3. Máquina de soldar tipo Miller	41
2.5.4. Preparación de la junta y electrodos consumibles para la soldadura	42
2.5.5. Característica de los materiales de aporte	43

2.6. Preparación metalográfica de la probeta	44
2.6.1 Corte de las muestras	44
2.6.2. Desbaste y pulido	45
2.6.3. Lijado grueso y fino	45
2.6.4. Ataque de las muestras para su examen microscópico	46
2.7. Cálculo del carbono equivalente	46
2.7.1. Contenido de carbono y silicio en la fundición	47
2.7.2. Control de índice de saturación	48
2.7.3. Composición en las interfases	49
2.8. Metodología de cálculo para el proceso de soldadura	51
2.8.1. Cálculo del ciclo térmico	51
2.8.2. Voltaje del arco eléctrico	52
2.8.3. Velocidad de soldadura	52
2.8.4. Energía lineal del proceso de soldadura	52
2.8.5. Cálculos numéricos para la soldadura	53
2.8.6 Velocidad de enfriamiento del cordón	54
2.8.7 Cálculo de costo del proceso de soldadura	54
2.9. Ensayo para determinación de la dureza Vickers	56
2.10. Ensayo de Líquidos penetrantes	56
2.11. Inspección de las uniones de soldadura con ultrasonido	58
2.12. Conclusiones del capítulo 2	61
 CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS	
3.1. Introducción	62
3.2. Análisis de la composición química	62
3.3. Análisis de la susceptibilidad al agrietamiento del hierro fundido	63
3.3.1. Análisis del contenido de carbono y silicio en la fundición	63
3.4. Análisis del ciclo térmico	65
3.4.1. Análisis de los cálculos numéricos	67
3.5. Análisis de los cálculos de costo de la soldadura	69
3.6. Análisis del comportamiento microestructural	69



3.6.1. Análisis microestructural del E 316 L - 16 en la zona fundida	70
3.6.2. Análisis microestructural del E 316 L - 16 en la zona de influencia térmica	71
3.6.3. Análisis microestructural del E 316 L - 16 en la interfase	72
3.6.4. Análisis de la microestructura con electrodo UTP 65 en la zona fundida	73
3.6.5. Análisis de la microestructura en la ZIT con electrodo UTP 65	74
3.6.6. Análisis de la microestructura en la interfase con electrodo UTP 65	75
3.7. Análisis de la microdureza	77
3.8. Análisis por el método de ultrasonido y líquidos penetrantes	77
3.9. Análisis de la valoración económica	79
3.10. Impacto ambiental	82
3.10.1. Impacto ambiental que genera el ultrasonido	83
3.10.2. Impacto ambiental que generan líquidos penetrantes	84
3.11. Conclusiones del capítulo 3	85
CONCLUSIONES GENERALES	86
RECOMENDACIONES	87
BIBLIOGRAFÍAS	I

Capítulo 1

Marco teórico de la investigación

1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS

1.1 Introducción

Una de las más importantes particularidades de los metales, es la facultad de unirse con otros metales, dando un producto que conserva el carácter metálico. Se obtienen así materiales con mejores propiedades que las del metal base. Es necesario que el producto de la unión posea un cierto grado de homogeneidad lo que exige obtener las aleaciones por fusión de los componentes y que éstos formen una solución en estado líquido, pues así puede lograrse una íntima mezcla. Es por esto que lograr el diseño de un proceso que produzca una estructura que alcance las propiedades mecánicas esperadas requiere de una gran experiencia y en muchos casos, cumplir con el desarrollo de etapas de prueba y error muy costosas en tiempo y dinero.

En el presente capítulo se establece como objetivo la búsqueda bibliográfica relacionada con la soldadura por arco eléctrico y electrodos revestidos de la fundición nodular.

1.2. Características de las fundiciones

Los hierros fundidos son las aleaciones fundidas más utilizadas a nivel mundial, las estadísticas de los últimos años muestran que en el 2014, la cifra alcanzó el 73% del total de los 94 millones de toneladas producidas en el mundo, la producción estuvo repartida así: 46 % de hierros grises y 27 % entre hierros nodulares y maleables (Modern Casting, 2009), esto se debe a varias razones: su alta colabilidad, sus bajos costos (20 - 40 % menor que el acero) (Collini *et al.*, 2009) y el amplio rango de propiedades mecánicas y térmicas alcanzadas para un uso específico. Los hierros grises, en particular, son aleaciones de hierro, carbono y silicio. Se caracterizan por poseer grafito libre en su microestructura con una morfología en láminas (Nicot, 2016).

Según Aristizábal *et al.* (2009) Las propiedades mecánicas y el desempeño en servicio de estos materiales están fuertemente influenciados por sus características microestructurales, tales como la morfología, el tamaño y la distribución de las láminas de grafito y del tipo de matriz, de las diferentes inclusiones y carburos presentes, las cuales, a su vez, dependen fundamentalmente de la composición química, del tratamiento del metal fundido y de la velocidad de enfriamiento durante la solidificación.

Las propiedades mecánicas del material se relacionan directamente con la microestructura final del mismo (Guo *et al.*, 1997; Rivera, 2000; Catalina *et al.*, 2000), que se obtiene después de la última transformación de fase, cuando la pieza ya alcanzó la temperatura ambiente. Sin embargo, el proceso de solidificación también tiene una gran importancia en las características físicas de la fundición, ya que condiciona la transformación eutectoide posterior a través de factores tales como las microsegregaciones, el tamaño y morfología de los granos.

El hierro es uno de los cuatro elementos más abundantes sobre la superficie terrestre (5 %) en comparación con otros metales, el término hierro identifica a una extensa familia de aleaciones ferrosas en donde sus principales elementos constituyentes son: hierro (Fe) y carbono (C) los cuales forman diferentes fases (figura 1.1) dependiendo de la concentración en peso de cada uno.

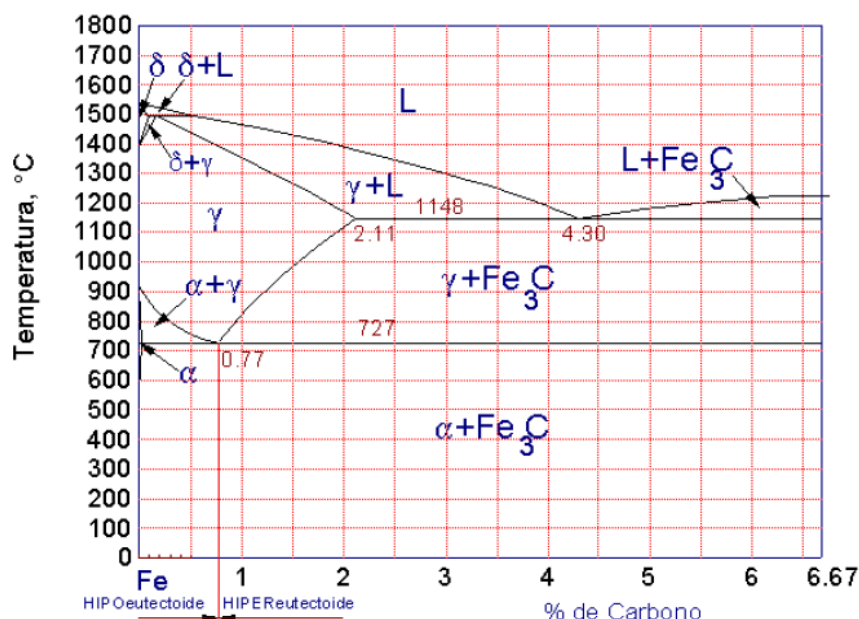


Figura 1.1. Diagrama de fases fuera del equilibrio del sistema Fe-Fe₃C.

Fuente: Borrajoa *et al.* (2003).

Las estructuras de la matriz de las fundiciones de hierro son extremadamente sensibles a los elementos en su composición dado que existen diversos elementos que favorecen o impiden la formación de fases como ferrita y perlita. Además es importante tener especial cuidado de la cantidad de carbono equivalente (CE) ya que de esto depende si el grafito precipita en la matriz o no.

Las fundiciones contienen más carbono del necesario para saturar la austenita a temperatura eutéctica y por lo tanto contienen entre 2 y 6,67 %. Como el alto contenido de carbono tiende a hacer muy frágil al hierro fundido, la mayoría del material fabricado contiene entre 2,5 y 4 % de C (Brown, 2000 y Verhoeven, 2005). Aparte contienen diferentes cantidades de Si, Mn, P, S y trazas de elementos tales como Ti, Sb y Sn. Se puede obtener una amplia variación en cuanto a las propiedades variando las cantidades y proporciones de carbono y silicio; así como, la adición de elementos aleantes, y mediante la modificación de la fundición, la solidificación y el tratamiento térmico.

De acuerdo con Francisco *et al.* (2012), actualmente, en el mundo las fundiciones se producen en mayor tonelaje que cualquier otro tipo de aleaciones fundidas, debido a sus buenas propiedades y numerosas aplicaciones. A la importante familia férrea de las fundiciones pertenecen diversas clases (figura 1.2), las cuales dependen, entre otros factores, de la composición química, velocidad y condiciones de enfriamiento y tratamientos térmicos posteriores. Entre ellas se encuentra: fundición gris, blanca, atruchada, maleable europea, maleable americana y nodular.

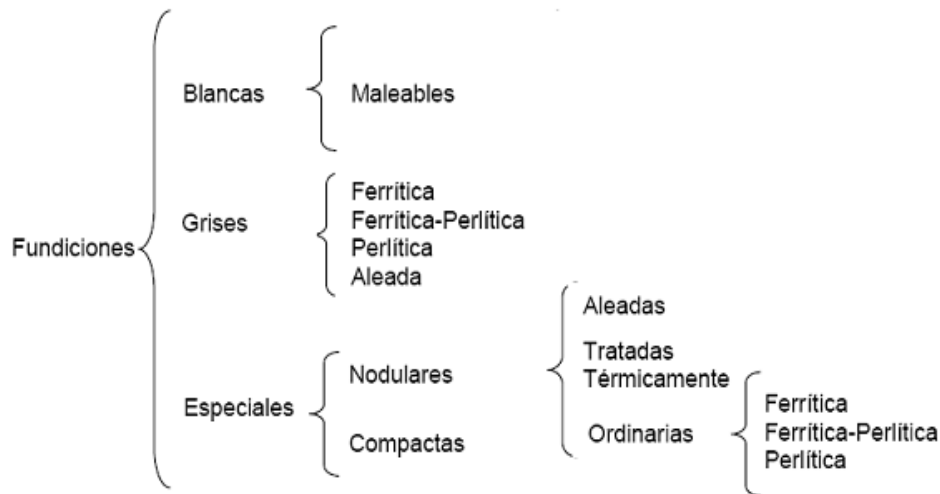


Figura 1.2. Clasificación de las fundiciones. Fuente: Francisco *et al.* (2012).

En términos generales, la cantidad de carbono así como el contenido en silicio, en una fundición determinan sus propiedades potenciales. 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.

La velocidad de enfriamiento juega un papel muy importante para conseguir no solamente el tipo de fundición sino también la matriz. En la (figura 1.3) se muestra una clasificación de las diferentes microestructuras en relación al porcentaje comercial de carbono y las diferentes velocidades de enfriamiento.

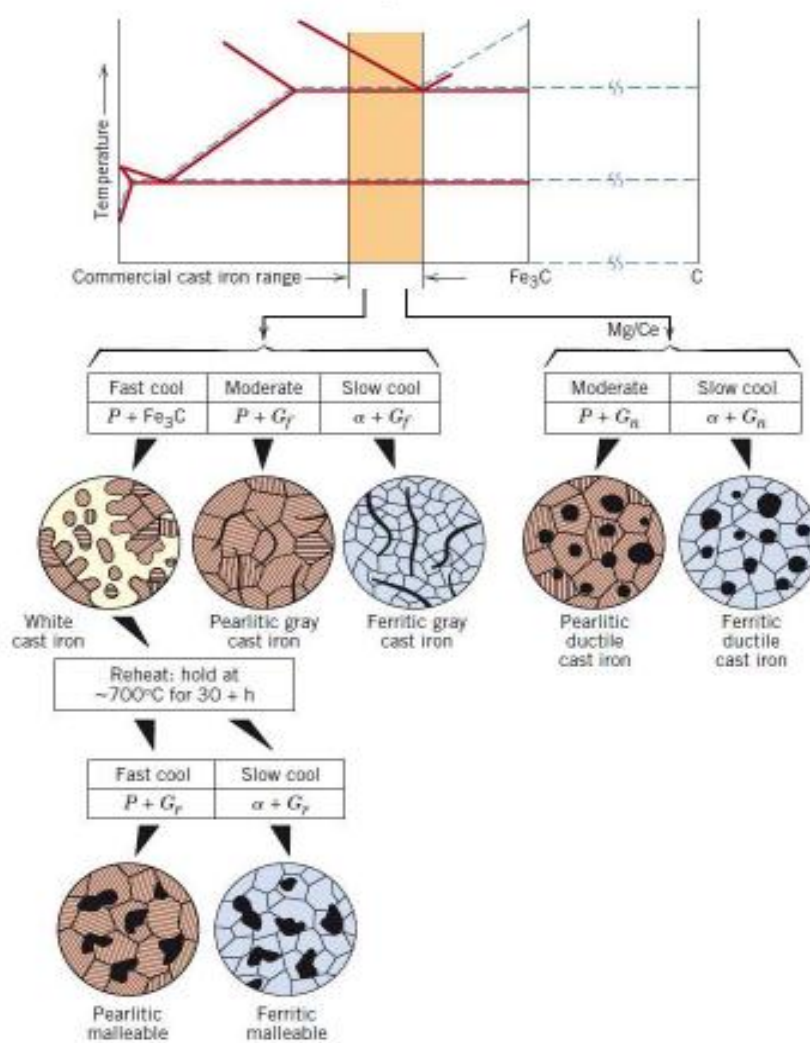


Figura 1.3. Variedad de microestructuras según la variación de temperatura y de componentes. Fuente: Callister (2007).

Otra circunstancia importante que debe de cumplirse para que las transformaciones se verifiquen de acuerdo con el diagrama estable, además de un alto contenido en silicio es que el enfriamiento de las aleaciones se realice de una forma lenta.

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.

1.2.1. Características de la fundición nodular

La fundición de grafito esferoidal o nodular (figura 1.4) es muy similar a la gris, en cuanto a su composición. La diferencia se produce en la forma en que se encuentra el grafito, presentando nódulos o esferas en lugar de láminas. Esto se consigue mediante la adición de cerio y/o magnesio a la colada. Estos elementos producen la nodulización típica de estas fundiciones.

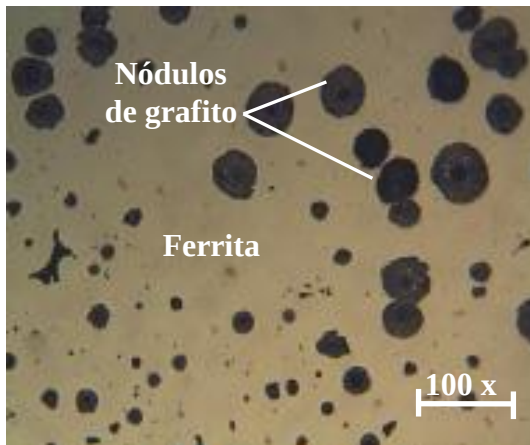


Figura 1.4. Microestructura del hierro nodular.

La figura 1.4 se corresponde con la microestructura del hierro nodular, compuesta por nódulos de grafito en una matriz que puede ser ferrita (puede ser perlita o una mezcla de ambas), con estas fundiciones se consiguen alcanzar características mecánicas similares a las de los aceros.

Para reducir el problema de la fragilidad y aumentar la ductilidad de las fundiciones con grafito laminar, se desarrolló la fundición nodular, en la cual 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).

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.

En la (figura 1.5) 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.

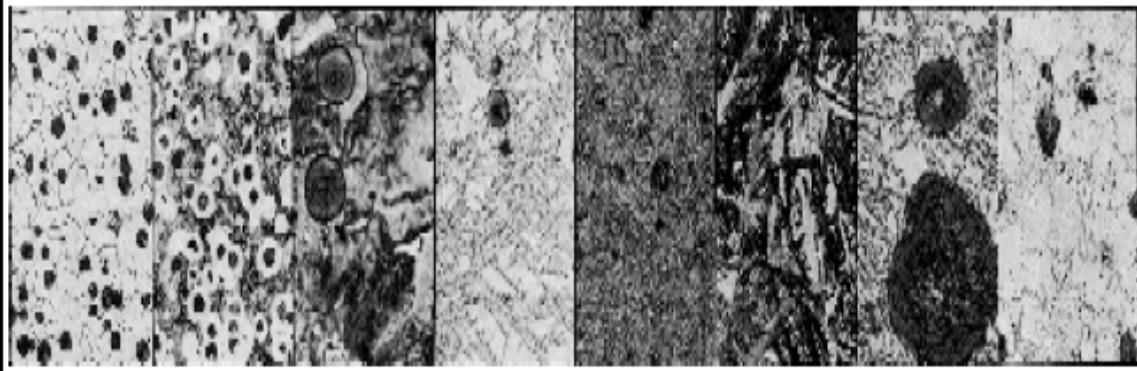
Matriz							
Ferrítico Grado 5	Ferrítico- perlítica Grado 3	Perlítico Grado 1	Martensítico (Con austenita retenida)	Templado martensítico	ADI grado 150	ADI grado 230	Austenítico
60.000 psi (414 MPa)	80.000 psi (552 MPa)	100.000 psi (690 MPa)	NA *	115.000 psi (793 MPa)	150.000 psi (1050 MPa)	230.000 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 1.5. 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 1.5, 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, pueden ser seleccionados para proporcionar 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).

1.2.2. Características microestructurales de la fundición nodular

De acuerdo con Quintero (2007), los términos hierro dúctil, hierro nodular, hierro con grafito esferoidal, sirven para designar a las aleaciones de base hierro - carbono multifásicas con contenidos significativos de Si, donde también hay presencia de pequeñas cantidades de Mn y de impurezas como P y S. La adición en cantidades minoritarias, controladas de acuerdo a la composición química, de elementos superficialmente activos principalmente Mg, afectan la cinética del crecimiento de la fase facetada (grafito) durante la reacción eutéctica termodinámicamente estable.

De esta manera ellos facilitan que la morfología del grafito sea nodular en vez de laminar debido a que la cinética del crecimiento del grafito, se ve afectada porque esos elementos subversivos influyen sobre las energías interfaciales entre el grafito y el líquido. Para la exitosa producción de hierro nodular, es vital el estricto control de la constitución del metal líquido. Este, es uno de los importantes factores metalúrgicos que permiten dar inicio al objetivo de solidificar piezas conducentes a generar microestructuras que garanticen las mejores combinaciones de propiedades en servicio (Hecht y Rex, 2001).

Se entiende por constitución del líquido a su estado de nucleación, lo cual incluye a los núcleos heredados externamente, a los heterogéneos y al efecto acumulativo de todas las

reacciones que ocurren en ese medio durante la etapa de su fusión. Otros factores que también tienen marcados efectos sobre la microestructura de las aleaciones coladas son la velocidad de enfriamiento, el subenfriamiento y el tiempo de solidificación (Hecht y Rex, 2001).

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 nucleación del eutéctico divorciado, la fase de naturaleza facetada (grafito), requiere de relativamente grandes subenfriamientos, de tal manera que la fase no-facetada (austenita) nuclea y crece individualmente a lo largo de la extensión metaestable de las líneas de liquidus hasta que finalmente se forma la fase facetada.

Evidencias microestructurales de este comportamiento se comprueban en experimentos de solidificación interrumpida utilizando tanto Análisis Térmico Diferencial (DTA) como horno de espejos (Mirror Furnace) cuyos resultados han sido presentados por Tinoco y Fredriksson (2001); Tinoco *et al.* (2003) y Delvasto (2004), en ensayos realizados a velocidades de enfriamiento de 0,08; 0,15; 0,35; 30 y 55 K/s, respectivamente. Estos resultados son analizados teóricamente y a partir del uso de la termodinámica de no equilibrio en base a defectos reticulares encontrados en la austenita durante el proceso de solidificación (Tinoco y Fredriksson, 2001 y Tinoco, 2003).

Por otro lado, Nakae y Shin (2001) utilizando resultados experimentales realizaron cálculos asumiendo que el diámetro de las celdas está entre 100 y 150 μm en piezas vaciadas de hierro nodular, determinaron que crecen a una velocidad promedio de 0,2 $\mu\text{m/h}$. 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.

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 (Tiedje y Pedersen, 2007).

En los hierros fundidos se puede 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).

Las fundiciones de hierro pueden presentar los mismos constituyentes de los aceros, más el eutéctico ledeburita, compuesto de austenita y cementita, el eutéctico ternario de cementita, ferrita y fósforo de hierro (esteodita) y el carbono en forma de láminas, nódulos o esferitas de grafito, su microestructura se basa en el diagrama hierro carbono estable (Baydogan y Secking, 2009).

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.

1.2.3. Mecanismos de solidificación del hierro nodular

Los mecanismos de solidificación del hierro y las microsegregaciones resultantes son aspectos de la metalurgia que aún no son completamente entendidos, a pesar de significantes esfuerzos e 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 y la última ha sido propuesta por Boeri y Sikora (2002).

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.

1.3. Soldabilidad de las fundiciones

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 precalentar la pieza, los cordones de soldaduras son más dúctiles y menos frágiles, pero la soldadura es más difícil de realizar. Durante la ejecución de la misma se debe mantener la pieza a la temperatura de precalentamiento y esta temperatura depende de la configuración, la forma y el tamaño de la pieza. Mientras mayores sean los espesores y complejidad de las piezas a soldar, mayor cuidado debe tenerse para evitar altas velocidades de enfriamiento que pueden conllevar al agrietamiento del cordón de soldadura o del material base.

En la realización de una soldadura (Pastor, 2004) se distinguen varias zonas entre las que están la zona de sobrecalentamiento en la que se produce el crecimiento del tamaño de grano, la zona de recocido en la que ocurre la recrystalización con afino del grano, zona de transformación parcial (750 – 900 °C), zona de formación de carburos globulares y finalmente el metal base no afectado, como se observa en la (figura 1.6).

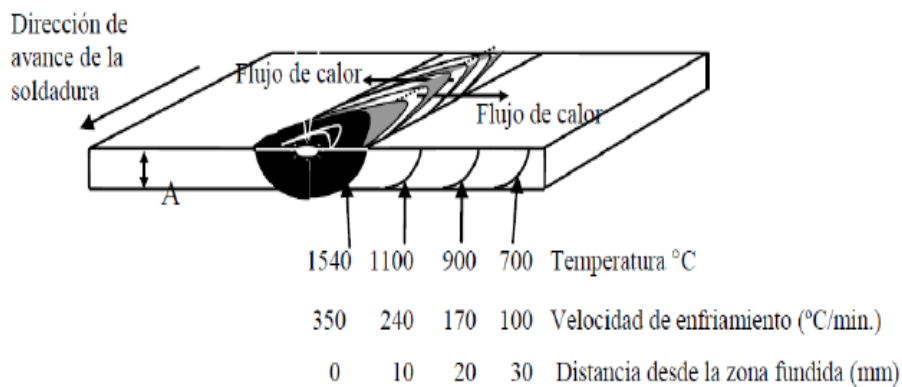


Figura 1.6. Distribución de temperatura y velocidad de enfriamiento a varias distancias de la zona fundida de la soldadura. Fuente: Pastor (2004).

Durante la soldadura se experimentan diferentes gradientes de temperatura tanto en el pozo de soldadura como en la zona afectada térmicamente del material base. Esto se traduce en la evolución de diferentes microestructuras y propiedades a lo largo de las zonas metalúrgicas de la soldadura. Las diferentes microestructuras se pueden clasificar en diferentes zonas y regiones. El tamaño y la naturaleza relativa de estas zonas están determinados por el calor aportado durante la soldadura, la composición de la fundición que se está soldando y por el consumible usado en la soldadura.

Generalmente los electrodos que se usan para soldar hierros fundidos producen soldaduras heterogéneas, es decir, la composición química del depósito de soldadura es

diferente a la composición del material base, donde la aplicación de un determinado tipo de electrodo, ejerce una gran influencia sobre el resultado final. La selección de un electrodo para soldar hierro fundido puede ir desde el acero hasta el níquel, incluyendo aleaciones de monel (70 % Ni y 30 % Cu) y los aceros inoxidable (Cr - Ni).

Los electrodos más comunes para soldar hierro fundido son los de núcleo metálico de aleación de níquel, evitan la fisuración por la aparición de fases duras y frágiles, además tiene una alta elongación que permite soportar la dilatación y contracción durante el proceso de soldadura lo que permite la maquinabilidad. Adicionalmente se deben seleccionar los electrodos de menor entrada de calor, son los que trabajan a menores amperajes (EUTECTIC CASTOLIN, 2002 y Marulanda *et al.*, 2007).

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

Todas las fundiciones de hierro, se consideran soldables, pero en menor grado que los aceros al carbono y 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).

Según Smith (2005) una característica distintiva del hierro es que el carbono se encuentra en general en forma de grafito adoptando formas irregulares descritas como fractura en las piezas elaboradas con esta aleación. Las propiedades físicas y en particular las mecánicas varían dentro de amplios intervalos respondiendo a factores como la composición química, la rapidez de enfriamiento después del vaciado, el tamaño y el espesor de las piezas, la práctica de vaciado, el tratamiento térmico y los parámetros microestructurales como la naturaleza de la matriz y la forma y tamaño de las hojuelas de grafito.

1.3.1. Soldadura de la fundición nodular

Los hierros fundidos en dependencia de las temperaturas a la que se sueldan podrán soldarse en frío o en caliente. En la selección del precalentamiento de una forma total o local será necesario analizar si durante el precalentamiento existe la libre dilatación es decir, la ausencia de aparición de tensiones de compresión (σ_c) y de tracción (σ_t).

Desde el punto de vista de las propiedades mecánicas de los hierros fundidos no será necesario el precalentamiento de las piezas cuando existe la libre dilatación, sin embargo para evitar la formación de cementita se aplica un ligero precalentamiento final. En piezas, de hierro fundido, rígidas es decir, cuerpos huecos reforzados con nervios, el calentamiento local es inútil y entonces es indispensable el calentamiento total, el cual debe ser uniforme en todas las secciones. En piezas grandes se aplica un precalentamiento local mantenido durante el proceso para lograr la libre dilatación de la pieza (Torres, 2010).

Una vez realizada la soldadura, debido al rápido enfriamiento que ésta experimenta, se temple, lo que le confiere una gran dureza y fragilidad que imposibilitaría una adecuada utilización del elemento a la vez que impide el mecanizado, es por esto que es de gran importancia la realización del precalentamiento previo a la soldadura y un enfriamiento controlado (Caldera *et al.*, 2003).

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 (Torres, 2010).

Este proceso fue descrito por Yalcin y Yazici (2007) quienes, para explicar la influencia de la temperatura máxima de calentamiento y la velocidad de enfriamiento en la estructura que se origina efectuaron un análisis en este sentido. Para esto consideraron una inclusión de grafito nodular en una fundición de matriz ferrítica. Algún tiempo después de que la fuente de calor pasó este nódulo y sus alrededores alcanzó 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, según Torres (2010), 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 a 1 300 °C y a 738 °C una capa delgada de hierro y la interfase ferrita grafito se transformaron en austenita.

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).

Según Pouranvari (2010), 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.

Por otra parte al recuperar piezas de hierro fundido puede que las mismas presenten ciertas características como consecuencia de las condiciones de trabajo que pueden afectar el proceso de recuperación como se muestra en la (figura 1.7). Estas

modificaciones de las piezas son las siguientes: el crecimiento del hierro fundido, la infundibilidad y el quemado.

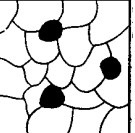
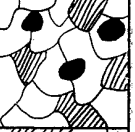
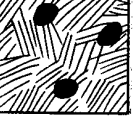
Matriz metálica	Forma de las inclusiones de carbono		
	Laminar	Nodular	Esferoidal
Ferrita			
Ferrita + perlita			
Perlita			

Figura 1.7. Diferentes tipos de hierros fundidos según la matriz y forma del grafito.

Otros problemas secundarios en la soldabilidad de los hierros fundidos son: (a) Se forman poros en la zona fundida, por el alto contenido de carbono en estos materiales, durante su fundición se forman óxidos de carbono (CO , CO_2) que, por el rápido enfriamiento, no tienen tiempo de escapar del baño fundido, lo que ocasiona la porosidad. (b) Se dificulta la adherencia de la soldadura debido a la presencia de una película refractaria de óxidos de silicio y manganeso producidos durante el proceso de soldadura. Esta película posee un alto punto de fusión con respecto al material base. (c) Se dificulta soldar estos materiales en ciertas posiciones, debido a la alta fluidez de los hierros fundidos durante su fabricación.

Al considerar un núcleo de grafito calentado durante la soldadura a una temperatura de $800\text{ }^{\circ}\text{C}$, 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 ($800\text{ }^{\circ}\text{C}$) 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 %.

1.3.2. Solidificación durante la soldadura

Plantea Marulanda *et al.* (2007b), que cuando el metal base no puede soportar los ciclos de calentamiento y enfriamiento impuestos por la soldadura y se agrieta, se dice que el material tiene poca soldabilidad. Además cuando las características metalúrgicas y físico químicas del cordón de soldadura y el material base son indeseables, con respecto a la soldabilidad, estas pueden ser corregidas, utilizando una protección adecuada con gases de protección, fundentes específicos, metal de aporte apropiado, proceso de soldadura y en algunos casos con precalentamiento, postcalentamiento y tratamientos térmicos postsoldadura.

En la soldadura a medida que la fuente de calor interactúa con el material, la severidad del ciclo térmico que experimenta el material varía de zona en zona, pudiendo identificarse tres regiones principales en la soldadura como se muestra en la (figura 1.8), estas son: la zona fundida (ZF) o columnar (ZC), la zona afectada térmicamente (ZAT) y

el metal base (MB) no afectado por la presencia de la fuente de calor. La zona fundida (ZF) es la que experimenta la fusión y posterior solidificación.

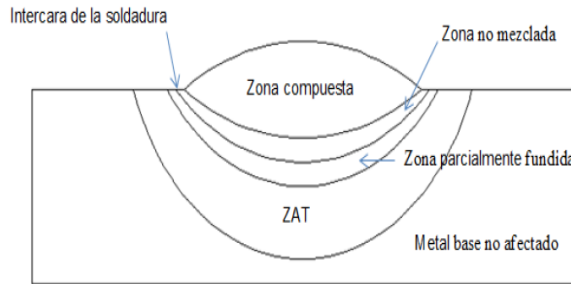


Figura 1.8. Zonas de la unión soldada.

La solidificación del metal de soldadura es influenciada por la composición química del sistema, por la geometría de la pileta líquida y por las condiciones térmicas. Adicionalmente existen otros factores que afectan la solidificación como la presencia de impurezas en la pileta líquida, la existencia de una considerable turbulencia, un volumen de metal líquido pequeño respecto del metal base y la existencia de grandes gradientes de temperatura en el metal líquido. Además debido a que la fuente está en movimiento la solidificación es un proceso dinámico, que está relacionado con la velocidad de soldadura. Cuando se requiere precalentamiento los gradientes de temperatura se ven afectados (Easterling, 1983).

En este sentido las características de la solidificación en soldadura son únicas de este proceso tecnológico (DebRoy y David, 1995). Sin embargo, la mayoría del conocimiento sobre la solidificación de la pileta de soldadura proviene de la extrapolación del conocimiento de solidificación de fundiciones, lingotes y monocristales con menores gradientes térmicos y menores velocidades de crecimiento (Davies y Garland, 1975). Además las teorías de solidificación rápida han sido extendidas a la solidificación de soldaduras a muy altas velocidades de enfriamiento.

Durante los últimos 15 años según (Xiaoping y Torgierr, 2006), se han producido avances significativos en la comprensión del proceso de solidificación en soldadura. La aplicación de herramientas computacionales, termodinámicas y cinéticas ha mejorado el entendimiento del proceso de solidificación en aleaciones multicomponentes. A su vez, el avance de las técnicas de caracterización in-situ ha permitido la caracterización de la formación de la fase y de los efectos del no-equilibrio en la solidificación.

El uso del modelo de aleación monocristalina resultó en un nuevo enfoque del rol de la geometría de la pileta líquida y del proceso de selección de crecimiento de dendritas en el desarrollo de la microestructura de la soldadura (Mertinger *et al.*, 2007).

El sobreenfriamiento térmico representa el grado al cual el líquido es enfriado por debajo de la temperatura de solidificación de equilibrio. Este sobreenfriamiento está presente en los casos en los cuales existe una barrera energética significativa para la nucleación o cuando se produce solidificación direccional a una baja velocidad con formación de estructuras celulares.

El sobreenfriamiento térmico no es usual en soldadura, ya que la nucleación del sólido no es difícil por lo que no es posible enfriar el líquido demasiado lejos de la temperatura de equilibrio. Sin embargo si el sobreenfriamiento térmico está presente tiene un profundo efecto sobre la morfología de la solidificación, promoviendo una estructura de solidificación equiaxial dendrítica (Fernández *et al.*, 2014).

Durante la mayoría de los procesos de solidificación existen gradientes de temperatura y composición dentro de las fases. Sin embargo, se puede describir adecuadamente la cinética de la solidificación con el empleo de ecuaciones de difusión para obtener los cambios en temperatura y composición de cada fase. Además se puede utilizar el diagrama de equilibrio para estimar la temperatura y composición en los bordes entre las fases, por ejemplo en la interfase de solidificación. También se incluye el efecto Gibbs-Thompson para determinar los cambios en el equilibrio de la interfase debido a la curvatura de la misma (Elkem, 2010).

1.4. Características del flujo de fluido en la pileta líquida

En la pileta líquida la circulación del metal fundido es controlada por agitación, por el gradiente de tensión superficial y por fuerzas electromagnéticas (Choo y Szekely, 1994). En algunas circunstancias la fuerza de arrastre aerodinámica del “*plasma jet*” puede también contribuir a la convección en la pileta líquida (Matsunawa, 1993). La agitación se origina en la variación espacial de la densidad de metal líquido, debido principalmente a las variaciones de temperatura, y en una menor medida a variaciones composicionales locales.

Los efectos electromagnéticos son las consecuencias de la interacción entre el camino de la corriente divergente en la pileta líquida y el campo magnético que esta genera. Este efecto es importante en la soldadura por arco eléctrico especialmente cuando la corriente que circula es elevada. En este tipo de soldadura un flujo de plasma de alta velocidad impacta sobre la pileta líquida. La fricción de este *jet* sobre la superficie de la pileta líquida puede producir un movimiento de fluido importante. El flujo de fluido y la transferencia de calor por convección son usualmente muy importantes en la determinación de la forma y el tamaño de la pileta líquida, de la macro y la microestructura del metal de soldadura y de la soldabilidad del material (DebRoy y David, 1995).

El gradiente espacial de la tensión superficial es una tensión conocida como la tensión Marangoni. Esta variación espacial en la superficie de la pileta líquida puede llevar a variaciones de la temperatura y de la composición, siendo frecuentemente la fuerza impulsora de la convección más importante habiéndose reportado velocidades de hasta 100 cm/seg (DebRoy y David, 1995).

Cuando este efecto no es la fuerza impulsora principal las velocidades máximas en el fluido son mucho menores. En casos donde las fuerzas electromagnéticas controlan la convección en la pileta líquida los valores reportados en la literatura se encuentran típicamente entre 2 y 20 cm/seg (DebRoy y David, 1995).

1.4.1. Inclusiones no metálicas en la pileta

Una característica muy relevante en la soldadura por arco eléctrico de aceros es la presencia de inclusiones no metálicas en el metal de soldadura. Estas inclusiones tienen un marcado efecto en el desarrollo microestructural y consecuentemente en las propiedades mecánicas del material.

Consideraciones de Vaidya (2002), el metal líquido antes y durante la solidificación interactúa con el medio que lo rodea disolviendo gases (oxígeno, nitrógeno, hidrógeno). Las reacciones que se producen entre estos elementos disueltos y los que se encontraban disueltos previamente (Mn, Si, C, Fe, Al, Ti) dan origen a las inclusiones no metálicas. La mayoría de las inclusiones no metálicas son óxidos formados durante el enfriamiento entre 2 500 y 1 800 K.

Bajo ciertas condiciones también pueden formarse nitruros y sulfuros durante la solidificación o en el posterior enfriamiento en estado sólido. Por esto es que en la literatura (Aguirre, 2006) se utiliza el término “inclusiones no metálicas” con más frecuencia para describir el amplio rango de inclusiones que se forman en las soldaduras de aceros (Hsieh *et al.*, 1996).

Aquellas inclusiones formadas en el exterior de la piletta de soldadura en el proceso de transferencia metálica desde el arco eléctrico, se denominan primarias o exógenas. Estas inclusiones relativamente grandes no se remueven por flotación o procesos de absorción, generando atrapes de escoria. Por otra parte, a partir del proceso de solidificación, ya sea como resultado de las reacciones de desoxidación en la piletta o por inestabilidad del frente de solidificación, pueden formarse nuevas fases (óxidos, nitruros y sulfuros) en las zonas interdendríticas si se dan las condiciones termodinámicas y cinéticas adecuadas.

Estas inclusiones formadas durante la solidificación en la piletta de soldadura se denominan endógenas o secundarias (Grong y Matlock, 1986; Palma y Timerman, 1983). Este último grupo en general es heterogéneo respecto a la composición, la forma y la estructura cristalina, como resultado del complejo sistema de aleación involucrado (Keville, 1983).

En los metales fundidos la primera fase sólida que se forma durante el enfriamiento, no corresponde a la fase metálica de la matriz, sino que por su mayor punto de fusión corresponde a productos de las reacciones de desoxidación. Esta fase puede ser vítrea o cristalina. En los aceros se utiliza muy comúnmente la desoxidación con Si donde el producto de dichas reacciones es SiO_2 . Si la desoxidación se produce con Al el producto que se obtendrá será Al_2O_3 . También son comunes los productos combinados de varios elementos presentes en el acero como MnSiO_3 y Mn(OS) , generalmente vítreos y esféricos (Turkdogan, 1973).

1.5. Fenómeno de la nucleación y crecimiento en las fundiciones

El fenómeno de la solidificación se puede analizar en dos etapas, por un lado la nucleación de la fase sólida y posteriormente el crecimiento de esa fase sólida estable. Tradicionalmente el proceso de la nucleación de una fase sólida desde el líquido se

clasifica en homogénea o heterogénea, dependiendo de cómo es que tiene lugar el evento de la nucleación, si ocurre sin o con influencia de impurezas, inoculantes o superficies externas, respectivamente. En la práctica la nucleación homogénea en líquidos solo ocurre bajo las más cuidadosas y controladas condiciones de laboratorio.

La nucleación heterogénea es lo normal en fundiciones, donde la fuerza impulsora para la nucleación se obtiene con sobreenfriamientos que oscilan entre 5 y 20°C. En muchos casos los depósitos de soldadura de aceros de baja aleación comienzan la solidificación con el crecimiento epitaxial de ferrita α desde el grano parcialmente fundido del metal base en la línea de fusión (Ignoto, 2001).

Kobelco (2012) considera que la solidificación epitaxial es un proceso de nucleación heterogéneo. Un embrión sólido de metal de soldadura se forma sobre la superficie del grano del metal base fundido parcialmente. La forma del embrión depende de las energías superficiales del sistema, (energía superficial metal base-líquido) γ_{ML} , (energía superficial metal de soldadura sólido-metal base) γ_{SM} y la (energía superficial metal de soldadura sólido-líquido) γ_{SL} .

Asumiendo que γ_{SL} es isotrópico, se puede ver que para un volumen dado de embrión la energía interfacial de todo el sistema puede ser minimizada si tiene la forma de un casquete esférico. El ángulo que esta copa toma respecto de la interfase original se denomina ángulo de mojado ψ . El ángulo de mojado está controlado por el balance de fuerzas generado por las respectivas energías superficiales.

Según Acipco (2011), los gradientes de temperatura en la interfase sólido - líquido aseguran que la solidificación se produzca según un frente inestable que en general es del tipo celular, por lo que los granos finales de ferrita delta serán del tipo columnar, alineados según la dirección de máxima extracción de calor. En el enfriamiento posterior los granos alotriomórficos de austenita nuclearán en los bordes del grano de la ferrita delta, formando granos columnares de austenita que reemplazarán a los de la estructura de solidificación original.

1.5.1. Modos de solidificación durante la soldadura

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).

Debido al efecto de la reyección de soluto antes mencionado, gobernado por difusión en el líquido se tiene un gradiente de concentraciones delante de la interfase sólido-líquido en el cual el valor de D/R' decrece progresivamente. Otra variable que debe ser considerada cuando se trata de predecir los tipos de microestructuras desarrolladas en la solidificación en soldadura es el cambio en el gradiente térmico a través del líquido.

Según el diagrama de equilibrio, si la concentración de soluto de la aleación aumenta, entonces su temperatura de sólidos TE disminuye, al menos hasta la composición eutéctica. Por lo tanto la curva TE de la figura corresponde a la temperatura del líquido enriquecido delante de la interfase, XL . Sin embargo, el gradiente de temperatura real en el líquido está determinado por la posición relativa de la fuente de calor respecto a la interfase, la que varía a medida que la solidificación avanza hacia la línea central.

Si se asume un cierto gradiente térmico $TL = dT/dx$ en el líquido, si la temperatura del líquido está por debajo de la temperatura del líquido enriquecido esta parte del metal fundido estará sobreenfriado constitucionalmente (Easterling, 1983).

1.6. Agrietamiento en uniones de soldadura

La discontinuidad geométrica que presenta el cordón de soldadura implica una concentración de tensiones en su vecindad. Así los riesgos de iniciación y propagación de las grietas son mayores cerca del cordón de soldadura.

Según Anderson (2006), la fractura es la separación de un cuerpo en dos o más partes en respuesta a una tensión aplicada estática y a temperaturas que son bajas en relación a la

temperatura de fusión del material. Según la capacidad del material para deformarse plásticamente antes de romperse, existen dos tipos de fractura: dúctil y frágil. La fractura dúctil se caracteriza por la existencia de una gran deformación plástica en vecindad de la punta de la grieta. Además, el proceso se lleva a cabo relativamente lento a medida que la fisura se extiende. La fisura es estable porque resiste a cualquier propagación a menos que haya un incremento de las tensiones aplicadas.

Por el contrario, en el caso de la fractura frágil la grieta se extiende de forma muy rápida con muy poca deformación plástica. Tal fisura se llama inestable porque su propagación, una vez iniciada, continúa espontáneamente sin un incremento de las tensiones aplicadas.

Uno de los métodos más eficaces para la unión de estructuras de acero es mediante el proceso de soldadura. Aunque la soldadura tiene muchas ventajas, también posee algunas desventajas como son las deformaciones, las tensiones residuales y los defectos propios del método de soldadura. Los defectos en las soldaduras son esas imperfecciones o discontinuidades producidas fundamentalmente por la existencia de fallas metalúrgicas o discontinuidades geométricas tales como inclusiones de escoria, porosidades, grietas de solidificación, socavaciones, falta de penetración, fusión incompleta, contracciones y grietas inducidas en frío o en caliente por esfuerzos residuales.

Muchos de los cambios metalúrgicos, geométricos y superficiales, sucedidos en la soldadura, son producto de diversas causas como el aumento de la velocidad de depósito en la geometría del charco de soldadura, el efecto de la polaridad de la corriente, la extensión y diámetro del electrodo. Además, los factores anteriormente mencionados modifican la tasa de fusión, el tamaño de grano y la penetración de la soldadura por arco sumergido (Chandel *et al.*, 1997).

Otros estudios se han realizado alrededor de esta temática, la investigación de Flores (2002) presenta un método para el análisis de los procesos de fisuración de materiales dúctiles, argumentando que el micromecanismo de falla más común en aleaciones de elevada tenacidad, es la coalescencia de microcavidades.

Este autor emplea el modelo propuesto por Gurson con el fin de reproducir el proceso de fisuración. Para ello incorpora el efecto de los esfuerzos hidrostáticos en la superficie de

fluencia y advierte sobre la aparición de una componente dilatadora para la deformación plástica. Este modelo puede calibrarse de manera simple para simular situaciones complejas que se salen del ámbito de aplicabilidad de la Mecánica de la Fractura clásica; aunque es aplicable únicamente a situaciones en las que el micromecanismo de fractura es la coalescencia de microvacíos. Se reporta que los resultados numéricos tienen buena correspondencia con las mediciones experimentales.

Además del conocimiento teórico sobre los mecanismos de generación y propagación de defectos, es necesario establecer herramientas para lograr evaluarlos. En un trabajo de Lotsberg (2009) se proponen fundamentos para la determinación de factores de concentración de esfuerzos, en soldaduras a tope, de estructuras de secciones tubulares, pilotes de cimentación, tuberías y estructuras de bóveda. Su trabajo consiste en la evaluación del espesor de la placa, en la zona de afectación térmica en el material y las tolerancias de fabricación, para aumentar la resistencia a fatiga en la zona de influencia térmica. En este trabajo la fatiga es producida por la flexión local cuando las placas son sometidas a carga en un plano.

La investigación realizada por Bao (2010) establece un método para el cálculo de los esfuerzos térmicos residuales en placas soldadas a filete longitudinalmente. En este trabajo se evalúan las tasas de crecimiento de grietas debido a la fatiga, utilizando los métodos de la Mecánica de la Fractura y la ley de superposición para la obtención del factor de intensidad de esfuerzos. En el trabajo se estableció un conjunto de ecuaciones algebraicas lineales que representan la relación entre los esfuerzos residuales y el factor de intensidad de esfuerzos residuales. Este método puede ser empleado para los casos en que el camino de crecimiento de la grieta es perpendicular a la soldadura, y la influencia de los esfuerzos residuales longitudinales es más importante que los cambios en la microestructura del cordón soldado.

En Kanvinde *et al.* (2008) se ha utilizado la Mecánica de la Fractura y la simulación micromecánica para evaluar la eficacia, en la predicción de la capacidad de deformación de las soldaduras de filetes estructurales con fisuras. El modelamiento de uniones soldadas también ha sido utilizado por distintos investigadores para analizar el comportamiento de las soldaduras en diversos escenarios, tal es el caso del diseño de componentes estructurales soldados en navíos.

Los investigadores Traidia y Roger (2011) presentan el desarrollo de un modelo numérico utilizando el método de los elementos finitos para describir la transferencia de calor, flujo del charco de soldadura y los campos electromagnéticos presentes en el proceso Tungsten Inert Gas (TIG). El modelo involucra el cátodo, el arco de plasma y la fusión de ánodos juntos y se resuelve en un formalismo dependiente del tiempo, teniendo en cuenta las corrientes de Foucault. Para validar el modelo, se utiliza una cámara de rayos infrarrojos que registra la dinámica de la superficie del charco de soldadura.

Un algoritmo de procesamiento de imágenes permite obtener la evolución temporal del ancho del charco de soldadura directamente desde la grabación de video. El modelo numérico desarrollado fue aplicado a la soldadura de acero inoxidable AISI 304. Los resultados de la simulación mostraron que el efecto Marangoni juega un papel importante en la dinámica del charco de soldadura. A partir del modelo se explica la formación de vórtices, considerando una superficie con coeficiente de tensión dependiente de la temperatura y la presencia de azufre.

Estos vórtices juegan un papel fundamental en la evolución temporal de las dimensiones del charco de soldadura. Para las condiciones de este estudio se observa que la influencia de la tensión superficial disminuye en favor de las fuerzas de Lorentz. Una comparación entre los pulsos de corriente de soldadura muestra que las fuerzas son energéticamente equivalentes. La investigación concluye que para un determinado nivel de energía, es más conveniente el uso de corriente pulsante de soldadura para soldar chapas de mayor dimensión. Estas predicciones están de acuerdo con los resultados experimentales desarrollados en la investigación.

En Kamp *et al.* (2004) se realizó un estudio computacional por elementos finitos donde se estudió la incidencia de la rugosidad en la propagación subcrítica de grietas. El modelo estima la tasa de propagación de grietas considerando las múltiples deflexiones de la punta de grieta, concluyendo que este fenómeno es significativo en los procesos de fatiga. El trabajo obtiene una buena correlación en los resultados obtenidos. Aunque, se sugiere realizar estudios experimentales adicionales empleando topografía 3D para una mejor comparación cuantitativa.

En la investigación realizada por Chin *et al.* (2009) se estudió el efecto de la geometría de soldadura sobre la resistencia a la fatiga de juntas soldadas a filete, utilizando probetas de geometría cruciforme. Dicha geometría se varió intencionalmente, y se encontró que la resistencia a la fatiga aumenta gradualmente con el aumento del ángulo de flanco de soldadura y radio de punta de soldadura. Se concluye además, que el espesor de garganta de soldadura posee poca influencia en la vida de fatiga.

En Xiaoyuan *et al.* (2010) se caracterizaron y determinaron las propiedades mecánicas de juntas soldadas a filete mediante microscopia, utilizando la técnica de microscopia electrónica de barrido y de transmisión. También, se realizaron pruebas de dureza y pruebas de propiedades mecánicas como el ensayo de tensión para la caracterización de los cordones de soldadura y la determinación, ubicación y tasa de dispersión de los defectos.

Otros investigadores han estudiado las soldaduras de punto o contacto, obteniendo caracterizaciones y comportamientos para este tipo de soldadura. En PafmoneHa *et al.* (2005) y Van-Xuan y Jwo (2010) se estudió el comportamiento a la fatiga de soldaduras de punto, utilizando modelos de elementos finitos. En Lin *et al.* (2006) se propuso un modelo de crecimiento de grieta por fatiga, en Biswajit y Suryanarayan (2009) se realizó un estudio analítico donde se evaluó el comportamiento para vibración y pandeo. Mientras que, en la investigación Lin *et al.* (2006) se utilizaron métodos ópticos para la determinación de defectos en esta clase de soldaduras.

1.6.1. Defectos en uniones soldadas

La mayoría de los defectos en uniones soldadas son del tipo porosidad, falta de penetración, falta de fusión, inclusión de escoria, socavación y desalineamiento (Maddox, 1994). El tamaño e intensidad de las imperfecciones depende del proceso de soldadura, la geometría, la facilidad de acceso y el cuidado ejercido en el proceso de soldar. Estas imperfecciones tienen diferentes características y en algunas situaciones son difíciles y costosas de detectar y definir sin destruir la junta soldada. Se plantean defectos originados por el proceso que inducen la aparición de grietas de fatiga. Esto se atribuye al hecho de que para una vida de fatiga dada, las imperfecciones incluidas pueden ser mejor toleradas que las imperfecciones de la superficie (Barsom, 1994).

En la figura 1.9 se muestran varias de estas imperfecciones en las soldaduras que son descritas por Maddox (1994) y Nicot (2016).

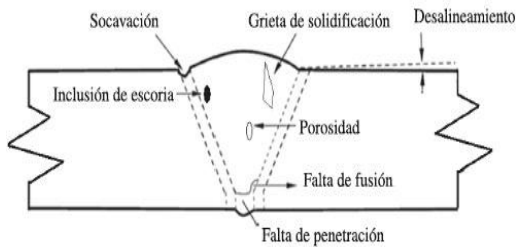


Figura 1.9. Imperfecciones de soldadura en juntas a tope. Fuente: Maddox (1994).

Existen diversos tipos de defectos en las uniones soldadas, debido a factores como la intensidad de corriente, el medio y factores humanos que afectan la calidad del depósito soldado. Los defectos tipo grieta de solidificación en soldadura pueden influenciar significativamente de manera local el campo de tensiones en la región de la soldadura, cuando el componente soldado es sometido a carga cíclica (Mohammad Shah, 2005).

En la mayoría de los casos, los defectos en las soldaduras conducen a la aparición de concentradores de esfuerzos altos que aceleran el crecimiento de grietas por fatiga. En la investigación (Sanders y Lawrence, 1997) se estudió el efecto de la falta de penetración (lack of penetration) (LOP) y falta de fusión (lack of fusion) (LOF) en el comportamiento a fatiga de una aleación de aluminio Al-5083-0 empleada en una soldadura doble-V de extremo ranurado, obtenida mediante el proceso de soldadura por gas inerte (MIG).

Ellos concluyeron que el defecto por falta de penetración (LOP) puede reducir seriamente la vida a fatiga de la unión soldada, tanto para soldaduras con refuerzo intacto como para aquellas con el refuerzo removido. También, determinaron que el defecto LOF es menos crítico que el defecto LOP.

Sanders y Lawrence (1997) también reportaron que el efecto de las discontinuidades interiores es mínimo en el desarrollo de fatiga en soldaduras que poseen refuerzo. El efecto del refuerzo en la soldadura es tan marcado que solo los defectos críticos afectan el comportamiento a fatiga y esto se relaciona con la pérdida de área en la sección de la garganta de soldadura. Las porosidades sólo se vuelven un factor negativo significativo cuando el refuerzo es removido.

La investigación de Singh *et al.* (2003) en torno al estudio de la vida a fatiga en uniones soldadas ha establecido que esta comprende dos fases, el inicio de grieta y la propagación de la grieta. En especímenes microestructuralmente uniformes, la fase de iniciación de grieta comprende una parte considerable de la vida total, pero, para estructuras soldadas, la presencia de imperfecciones como las inclusiones de escoria en pie de soldadura, socavaciones, esfuerzos residuales, falta de penetración, desalineamientos, reducen efectivamente la fase de iniciación (Berkovis y Di, 1998).

Todas las juntas soldadas contienen pequeñas inclusiones de escoria en pie de soldadura (Nordmark *et al.*, 1987), con defectos preexistentes como microgrietas que provocan concentradores de esfuerzos. La propagación estable de grietas por fatiga comienza en estas inclusiones muy temprano en la vida útil. Las juntas soldadas también contienen cierres debido a los esfuerzos residuales causados por el ciclo térmico del proceso de soldadura, que influyen en la propagación de grietas por fatiga.

Los concentradores de esfuerzos locales influyen la propagación de grietas por fatiga. El resultado del estudio de Murthy *et al.* (1994) indicó que la duración de la vida de propagación estable de grietas fue de 75 a 89 % del total de la vida, para todos los tipos de juntas estudiadas. De ahí que, para las juntas soldadas, la vida total puede asumirse como dominada por la etapa de propagación.

En otra investigación de Wahab y Alam (2004) se encontró que las imperfecciones de las uniones soldadas reducen de manera significativa la vida al aumentar la velocidad de propagación de grietas por fatiga. En este trabajo se tuvo en cuenta el efecto de los esfuerzos residuales y las propiedades mecánicas del material base, el cordón de soldadura, así como la zona de afectación térmica. Se observó que la influencia negativa de los defectos tipo grieta de solidificación y el socavamiento es mayor a los provocados por los defectos tipo porosidad. Un mejoramiento de la geometría del perfil del cordón disminuye el efecto de la concentración de esfuerzos, incrementando la resistencia a fatiga. Otra conclusión interesante es que los tratamientos superficiales, como el granallado, no mejoran sustancialmente la resistencia a fatiga de la unión soldada.

De manera general, la mayoría de los eventos de fallas peligrosas en estructuras que soportan cargas están asociados con la fractura. La fractura ocurre cuando una carga externa excede la resistencia del material a la falla. La relación entre la carga y la

resistencia de un material está fuertemente influenciada por la presencia de defectos, entre los cuales las imperfecciones del tipo grieta son las más perjudiciales. En lo que concierne a un programa de gestión de vida, se debe tener en cuenta que los factores clave correspondientes a la carga, resistencia del material, el tamaño del defecto y de las posiciones asumidas en las variaciones estadísticas en circunstancias reales, pueden ser cuantificados en un formato probabilístico (Wahab y Alam, 2003).

Cuando se reparan fundiciones fisuradas, un agujero o fisura con un diámetro o longitud aproximada de 0,13 pulg (3,3 mm) debe ser perforado en los extremos de la fisura para evitar una mayor propagación de la misma. Entonces, suficiente cantidad de hierro fundido debe ser removido para eliminar la grieta y proporcionar un espacio para manipular un electrodo de soldadura o soplete durante la soldadura de reparación. (ANSI/AWS, 1997).

Leyva (2013), expone que en general las fundiciones no son buenas conductoras del calor y de electricidad, además tienen una ductilidad muy baja y no se pueden laminar, estirar o deformar a temperatura ambiente. Sin embargo, se funden fácilmente y pueden moldearse en formas complicadas. Además absorben las vibraciones mecánicas y actúan como autolubricantes como en el caso de la fundición gris.

La soldabilidad de las fundiciones es influenciada por las propiedades metalúrgicas del metal base, la forma del grafito, los tratamientos térmicos, forma del bisel, las dimensiones y la forma de la pieza. Para que las fundiciones tengan una buena soldabilidad se deben seguir los procedimientos de soldadura y tener en cuenta las precauciones y cuidados al realizar el cordón de soldadura, ya que estas disminuyen o eliminan el agrietamiento en el cordón de soldadura y en la zona afectada térmicamente. Determinar cuál es el metal base, es muy importante para seleccionar los parámetros y el procedimiento de la soldadura.

1.7. Conclusiones del capítulo 1

- ✚ En la búsqueda bibliográfica se pudo determinar que la fundición nodular recibe este nombre por la forma de nódulos que presenta el grafito en la matriz y se emplea en elementos sometidos a desgaste por presentar elevada resistencia a este fenómeno.
- ✚ Durante la soldadura de la fundición nodular, en la zona de influencia térmica, específicamente en la zona de sobrecalentamiento, el aumento de la temperatura, favorece la migración de los átomos de carbono de la inclusión de grafito hacia el grano de austenita.
- ✚ Por las características propias de la fundición nodular, estar compuestas por nódulos de grafito, la aparición de estructuras en la zona cercana a los núcleos de grafito pueden provocar fragilidad a la unión y ocurrir en determinado rango de temperatura según se comporta la difusión del carbono en la interfase.

Capítulo 2

Materiales y métodos

2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1 Introducción

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*.

En este capítulo se plantea como objetivo establecer el procedimiento metodológico para el proceso de soldadura por arco eléctrico y electrodos revestidos, de la fundición nodular empleada en los tramos de eje central de la planta de hornos de reducción de la fábrica “Comandante Ernesto Che Guevara”.

2.2. Composición química del hierro fundido 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	

Elevado contenido de C en las fundiciones, tanto el grafitico como el contenido en la matriz, es un factor que dificulta la soldabilidad de estos materiales. Los principales elementos de aleación son carbono y silicio. El alto contenido de carbono incrementa la cantidad de grafito o de Fe_3C e incrementando el contenido de carbono y silicio incrementa el potencial de grafitización y fluidez del hierro fundido, sin embargo su resistencia se ve afectada, ya que se promueve la formación de ferrita y el engrosamiento de la perlita.

Los principales efectos de la composición química son similares al hierro fundido gris, con diferencias cuantitativas en la medida de estos efectos y diferencias cualitativas en la influencia en la morfología del grafito. El carbono equivalente tiene sólo una leve

influencia sobre las propiedades y estructura del hierro nodular, ya que afecta a la forma del grafito considerablemente menor que en el caso del hierro fundido gris. Sin embargo, para evitar la contracción excesiva, alta tendencia de enfriamiento, la flotación de grafito o una temperatura de transición de alto impacto, cantidades óptimas de carbono y de silicio debe ser seleccionado.

2.3. Caracterización del tramo de eje central

Los Hornos de Reducción de la empresa “Comandante Ernesto Che Guevara”, están compuestos por un cilindro metálico vertical de 15 m de altura revestido interiormente con ladrillos refractarios y exteriormente con una carcasa metálica, sistemas de alimentación, barrido, descarga y cámaras de combustión. Los hornos están provistos de 17 hogares o soleras en forma de bóvedas esféricas a través de los cuales circula la carga (mena) que, proveniente de la planta de secaderos, se le suministra al horno por la parte superior a través de un alimentador sinfín.

Existen en la planta un total de 24 hornos agrupados en 3 lozas de 8 hornos cada una. La homogeneización y arrastre de la carga dentro del horno se garantiza con un sistema de 68 brazos (4 en cada hogar) acoplados a un árbol central hueco (figura 2.1). Los brazos tienen dispuestos dientes o paletas inclinadas que propician la descarga del mineral por la periferia o por el centro del horno en forma de zigzag.



Figura 2.1. Tramos del eje central.

El movimiento del árbol central se garantiza por una transmisión cónica accionada por un electromotor de 20 kW que proporciona una frecuencia de rotación de 1,4 a 1,5 rev/min. La energía térmica y los agentes necesarios para la reducción del mineral se obtienen de la combustión de petróleo en las cámaras y del petróleo aditivo que se añade al mineral en la planta de secado.

Las cámaras de combustión están equipadas con quemadores del tipo PRIOR que se disponen en los hogares 6, 8, 10, 12 y 15, a razón de dos cámaras en cada hogar ubicadas simétricamente. El mineral, una vez reducido, sale por el hogar 16 hasta los transportadores Jaccobbi y se traslada a los enfriaderos para posteriormente ser sometido a lixiviación. El material de fabricación de los tramos de eje central es fundición nodular.

2.4. Análisis microestructural

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 sometidas a proceso de soldadura por arco eléctrico y electrodos revestidos. La figura 2.2 se corresponde con la muestra patrón del hierro fundido nodular, seleccionado de un tramo del eje central.

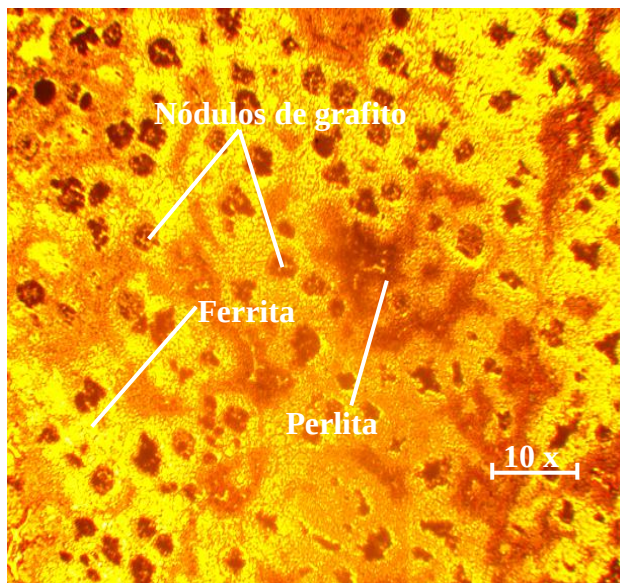


Figura 2.2. Microestructura del hierro fundido nodular.

La microestructura de la figura 2.2 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.

2.4.1. Preparación para la observación microestructural

Para establecer el comportamiento microestructural en las diferentes zonas, luego de realizado el proceso de soldadura se siguió el procedimiento que se muestra en las figuras 2.3 y 2.4. Se consideró para ello los procedimientos de soldadura utilizados.



Figura 2.3. Muestras soldadas con electrodos UTP 65.

La muestra 2.3 (a) se realizó con el depósito de un cordón de soldadura, a la muestra 2.3 (b) se le depositó dos cordones de soldadura y en la muestra 2.3 (c) tiene depósito de tres cordones de soldadura.

Se empleó el mismo procedimiento con el electrodo E 316L - 16. En la figura 2.4 se muestra el procedimiento empleado.

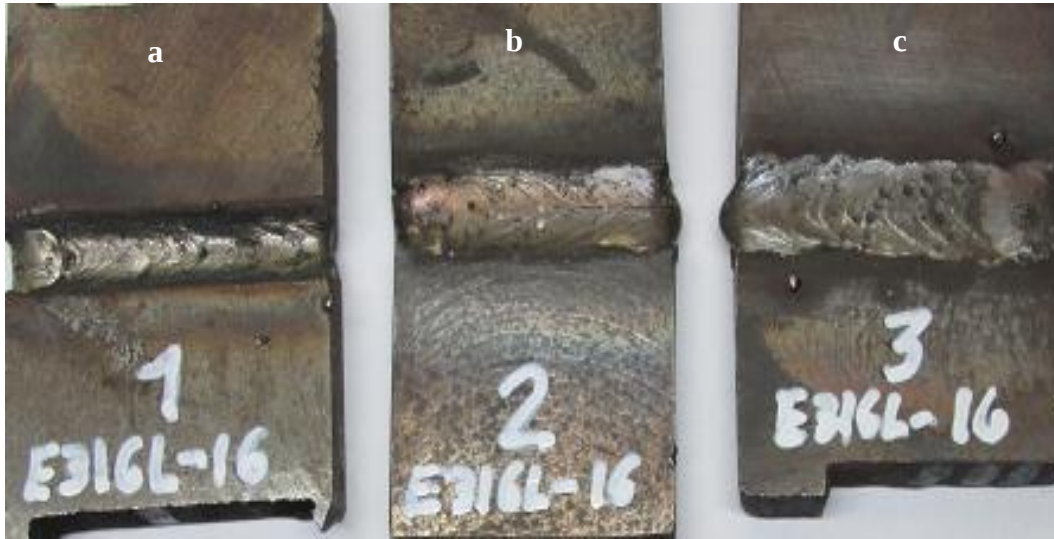


Figura 2.4. Muestras soldadas con electrodos E 316L - 16.

En la muestra 2.4 (a) se realizó con el depósito de un cordón de soldadura, a la muestra 2.4 (b) se le depositó dos cordones de soldadura y en la muestra 2.4 (c) tiene depósito de tres cordones de soldadura.

En ambas figuras, la 2.3 y la 2.4, se muestra la forma de preparación y soldadura de la unión de las muestras de fundición nodular, la deposición de la cantidad de cordones con diferentes materiales de aporte, en todas ellas se estableció el mismo procedimiento de soldadura, a partir de este procedimiento se establecerá en el comportamiento de la microestructura en la zona fundida (ZF), la zona de influencia térmica (ZIT/ZAT) y la interfase del cordón, donde para cada electrodo, independientemente de ser austenítico, debe existir variaciones en las morfologías.

2.5. Materiales y equipos empleados en la experimentación

Durante el desarrollo del trabajo se emplearon diferentes máquinas y equipos, para lo cual se consideró que las mismas fueran certificadas según normas y que en lo posible las

mismas se ajustaran a las condiciones experimentales y evitar errores causales que surgen de forma involuntaria.

Dentro de los procesos de diseños, el corte de las muestras debe realizarse meticulosamente, tratando en lo posible de la selección adecuada de cada máquina, para ensayos microestructurales, la no alteración de las propiedades de los materiales es de vital importancia, ya que el cambio de la misma refleja una imagen distorsionada de lo que queremos obtener.

2.5.1. Pulidora metalográfica montasupal

La pulidora metalográfica montasupal ubicada en el laboratorio de Ciencia de los Materiales del ISMM de Moa, se utilizó para lograr una superficie lisa y pulida libre de impregnación de impurezas o ralladuras, las muestras se desbastaron con lijas del tipo 120, 200, 400 y 800. En la tabla 2.2 se muestran las características de la máquina.

Tabla 2.2. Características de la máquina pulidora

Parámetros	
Voltaje (V)	250
Corriente (A)	2,5
Número de revoluciones (rev/min)	300 - 1 000
Potencia del motor (kW)	3,72

Se preparó la superficie del material, en su primera fase denominada desbaste grueso, donde se desbasta la superficie de la muestra con papel de lija, de manera uniforme y así sucesivamente disminuyendo el tamaño de grano (Nº de papel de lija) hasta llegar al papel de menor tamaño de grano. Una vez obtenido el último pulido, con el papel de lija de tamaño de grano más pequeño, se realiza la segunda fase.

Al inicio de la segunda fase de pulido denominada desbaste fino, en la que se requiere de una superficie plana libre de ralladuras la cual se obtiene mediante una rueda giratoria húmeda cubierta con un paño especial cargado con partículas abrasivas cuidadosamente seleccionadas en su tamaño para ello existen gran posibilidad de abrasivos para efectuar el ultimo pulido.

2.5.2. Microscopio óptico

Para la observación de la microestructura de la probeta patrón, la cual se empleará para la comparación de las micrografías obtenidas, se empleó un microscopio óptico binocular

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 montan en un dispositivo con plastilina que permite una nivelación adecuada de estas.

2.5.3. Máquina de soldar tipo Miller

La máquina tipo transformador de marca Miller está estructurada por un bobinado monofásico que da como resultado corriente alterna, esto provoca que no sea posible controlar su polaridad, por lo que se convierte en una de sus principales desventajas en este tipo de máquinas.

Las características de la máquina de soldar se muestran en la tabla 2.3. Esta máquina se encuentra en el taller de la empresa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”.

Tabla 2.3. Características de la máquina empleada del tipo Miller

Alimentación primaria		230 V monofásica - 50/60 Hz
Consumo primario de intensidad máxima		19 A (TIG) – 29 A (ARCO)
Voltaje en vacío (V)		82
Gama de ajuste (A)		5 a 150
Factor de Marcha (a 40 °C) (A)	a 100 %	100
	a 60 %	120
	a 35 %	150
Diámetro de electrodo máximo (mm)		4
Índice de protección		IP23
Normas		EN 60974-1
Dimensiones (L x a x A) (mm)		420 x 175 x 300
Peso (kg)		10

Los rangos de amperaje para los que son diseñadas estas máquinas no sobrepasan los 180 A, lo cual limita los tipos de materiales en los que se puede utilizar. El arco que se produce es muy inestable y suele alcanzar un rendimiento de 85 a 90 %. La característica de la fuente de esta máquina nos permite saber las relaciones voltaje-intensidad en cada momento de utilización de esta y de hecho se convierte en la característica del arco. La ventaja fundamental, es su gran economía en el consumo energético.

2.5.4. Preparación de la junta y electrodos consumibles para la soldadura

Para realizar el proceso de unión del hierro fundido nodular se seleccionaron diferentes tipos de electrodos, los cuales presentan como características distintivas un depósito en su estructura del tipo austenítica. La elección de los mismos se realizó según recomendaciones (AWS - A5 – 28 - 79, ASME SFA 5.28, 2006).

Para determinar el comportamiento microestructural del material objeto de estudio se prepararon muestras de la fundición nodular, se cortaron 6 probetas las cuales fueron soldadas con diferentes tipos de electrodos del tipo E 316 L - 16 y el UTP 65. Las muestras se prepararon en simple V según la (figura 2.5), se emplearon los siguientes procedimientos:

1. Preparación del biselado en V previo a la soldadura.
2. Punteado del material.
3. Soldadura.

t - espesor de la plancha, 10 mm; C - ángulo del bisel, 60°

A - abertura de raíz, 2 mm; B - altura de la garganta, 2 mm

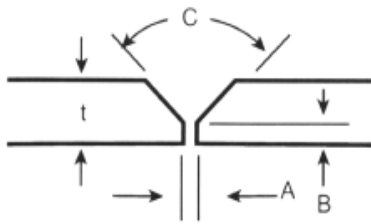


Figura 2.5. Preparación de la junta en las muestras para la soldadura

Para realizar el proceso de soldadura a ninguna de las muestras se le aplicó precalentamiento. Los parámetros de soldadura empleados aparecen en la tabla 2.4, los mismos se seleccionaron a partir del tipo y del diámetro del electrodo.

Tabla 2.4. Parámetros para la soldadura de las probetas

No	Electrodo	I (A)	Diámetro
1	E 316 L - 16	150	3,2
2	E 316 L - 16	150	3,2
3	E 316 L - 16	150	3,2
1	UTP 65	150	3,2
2	UTP 65	150	3,2
3	UTP 65	150	3,2

Las diferentes probetas se prepararon con longitud de 100 mm y un ancho de 50 mm, se cortaron longitudinalmente de la sección de un tramo del eje central, después de cortada y antes de soldarla se procedió a puntearla en ambos extremos para de esta forma evitar

alabeo y distorsiones, fueron sometidas a proceso de soldeo en diferentes condiciones, la selección de los diferentes electrodos se basa en buscar un material de aporte que en dependencia de la deposición, también pueda emplearse para atenuar los problemas que ocurren en el cordón de soldadura.

2.5.5. Características de los materiales de aporte

El electrodo consta de un revestimiento a base de sustancias químicas que cumple varias funciones y posee además un extremo no revestido que permite fijarlo en el portaelectrodo. La elección de los electrodos se realizó según recomendaciones (AWS-A5-28-79, ASME SFA 5.28, 2006).

El electrodo E 316L - 16 se emplea en la soldadura de los aceros inoxidable del tipo 8 - 18. Piezas de tipo bajo y extra bajo contenido de carbono, recomendable en la soldadura de aceros inoxidables estabilizados con titanio o niobio siempre que las propiedades mecánicas no sean un factor determinante, pudiendo utilizarse como alternativa del electrodo AWS E 318. Las aplicaciones abarcan temperaturas de servicio desde 120 °C hasta 400 °C. Apto para la soldadura de los aceros AISI 316 L Tipos ASTM: A 182 Gr. F 316L, A 213 Gr. TP 316L, A 296/A 351 Gr. C F8 M, A 314 Tipo 316 L y sus similares. Fabricación de tanques, tuberías y equipos para las industrias: química, alimenticia, textil y farmacéutica. En la tabla 2.5 se muestra la composición química del electrodo E 316L - 16.

Tabla 2.5. Composición química del electrodo E 316L – 16, en %

Electrodo	C	Mn	Si	Mo	Ni	Cr
E 316L - 16	0,03	0,90	0,80	2,2	12,0	19,0

Electrodo de revestimiento rutílico que exhibe arco suave de baja salpicadura con fácil encendido y reencendido, que genera un depósito de soldadura de superficie lisa con excelente acabado y fácil remoción de escoria, resistente a la corrosión intergranular hasta temperaturas de servicio de 400 °C y a la corrosión por picaduras y hendiduras en medios que contienen ácidos no oxidantes. No escama en presencia de aire y gases oxidantes de combustión hasta temperaturas de 800 ° C.

El electrodo UTP 65, considerado como un electrodo especial austenítico ferrítico de excelentes características de soldabilidad y alta resistencia mecánica. Según la clasificación DIN 8556 E 18 – 8 Mn R 26. Es un electrodo especial austenítico ferrítico para trabajos

críticos, con características mecánicas sobresalientes. En la tabla 2.6 se muestra la composición química del depósito.

Tabla 2.6. Composición química del electrodo UTP 65, en %

Electrodo	C	Mn	Cr	Ni	Si	Mo	P
UTP 65	0,11	0,9	29,3	9,10	0,9	0,16	0,02

Posee alta resistencia a la fisuración para metales bases difíciles de soldar, aceros austenítico y ferríticos, aceros al manganeso (Haffield) con aceros aleados y no aleados, aceros de alta resistencia, aceros aleados, aceros susceptibles de tratamiento térmico y acero de herramientas.

2.6. Preparación metalográfica de la probeta

El análisis mediante microscopio metalográfico permite resolver aspectos relacionados a la microestructura de un metal. Por ejemplo, forma y tamaño de los granos, las fases presentes además de su distribución, defectos e inclusiones, y algunos constituyentes no metálicos como sulfuros, óxidos y silicatos.

Las superficies de las muestras a investigar deben ser previamente pulidas para poder realizar la observación microscópica, por lo que se propone la realización de un conjunto de operaciones que permitan lograr la calidad superficial deseada. Las operaciones se resumen en el siguiente orden (NC 10-56:86 y ASTM E3 – 95).

- Corte, desbaste, pulido, desengrasado, lavado y ataque químico.

2.6.1 Corte de las muestras

Las dimensiones de la superficie a examinar se cortaron en secciones de 15 x 15 de forma tal que permitiera su fácil manipulación y posterior nivelación, así como el ataque químico. En la (figura 2.6) se muestra el corte de las muestras soldadas con los diferentes electrodos.

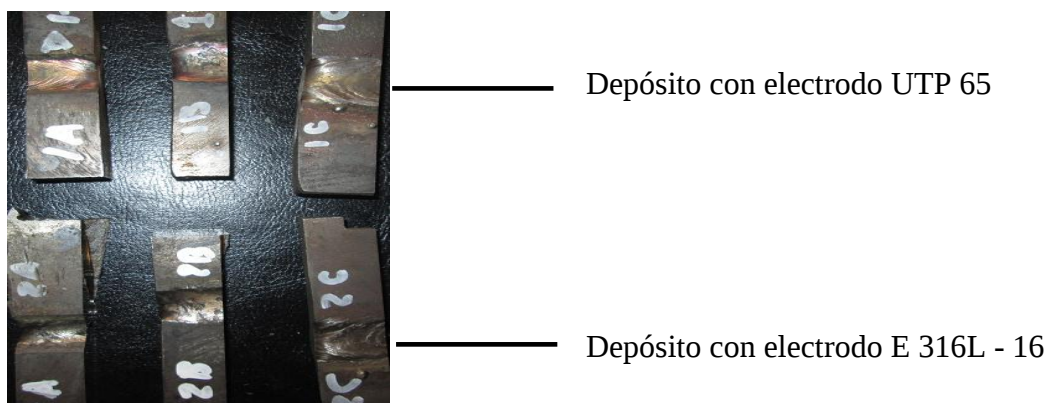


Figura 2.6. Corte de las muestras metalográficas.

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 de números de revoluciones 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 ya que la temperatura producida por el roce puede alterar radicalmente la estructura original, por lo menos en la superficie obtenida (Sturla, 1951). En la misma máquina se prepararon los bordes de las muestras para la soldadura.

2.6.2. Desbaste y pulido

El desbaste a grandes rasgos, consistió en obtener primeramente una superficie plana y semipulida, mediante el empleo de máquinas, herramientas y papeles abrasivos. El pulido con los papeles abrasivos se realizó con la variación de la granulometría, desde la más gruesa a la más fina. Concluido el proceso de lijado fino, se realizó la operación conocida como pulido fino, en el que se empleó la pasta abrasiva conocida comercialmente como “Pasta GOI”, añadida sobre discos provistos de paños o motas. En el pulido se emplearon lijas del tipo No, 320 y 400 según (ISO 9001).

Este pulido se llevó a cabo con la lija montada sobre una placa de vidrio, cambiando el sentido del lijado 90° al pasar de un pliegue a otro de manera que se elimine la capa de metal distorsionado y deslizado dejado por el anterior.

2.6.3. Lijado grueso y fino

Con el lijado grueso se redondearon los ángulos que podrían llegar a provocar la rotura del papel esmeril o del paño durante el pulimento. Las primeras etapas de lijado se realizaron con papel de lija con tamaño de granos 120 y 240 respectivamente, para obtener una

superficie plana, libre de toda distorsión o huellas producto del corte, y además lograr que todas las marcas del lijado sigan una misma dirección. El lijado fino se realizó semejante al anterior, con la diferencia que esta vez el proceso se inició con lija de tamaño de granos 320 hasta 800. Cada vez que se cambió de lija se operó de la forma descrita anteriormente, a fin de obtener nuevas rayas perpendiculares a las anteriores.

En ambas operaciones de pulido se utilizó abrasivos, en nuestro trabajo se realizó el óxido de cromo. Una vez pulida las probetas se lavaron con agua destilada, se secaron con papel de filtro y finalmente se volvieron a lavar con tetracloruro de carbono para evitar cualquier vestigio de grasa y pastas de pulir.

2.6.4. Ataque de las muestras para su examen microscópico

Se realizó con el objetivo de resaltar la estructura obtenida después de realizado el pulido hasta alcanzar el brillo espejo, para observar la estructura metalográfica formada después del proceso de desgaste (ASTM E – 262 – Practice A). En la tabla 2.7 se muestra la forma de preparación y ataque de las muestras.

Tabla 2.7. Forma de preparación y ataque de las muestras.

Material	Composición de los reactivos	Régimen de ataque químico
HF nodular	1 - 5 ml de ácido nítrico (peso específico 1,42) + 100 ml alcohol – Rectif (Nital)	Ataque químico bajo t 20 °C durabilidad de 15 segundos a un minuto.
Acero inoxidable (cordón)	3 partes de ácido clorhídrico + 1 parte de ácido nítrico.	Ataque químico bajo de t 20 °C antes de utilizar el reactivo es necesario mantenerlo de 20 – 30 h.

Para la observación de las muestras por microscopia óptica fueron atacadas con diferentes tipos de reactivos ya que por las características del hierro fundido nodular se empleo el nital y para los cordones por ser depósito austenítico hubo que emplear otro tipo de reactivo para revelar la estructura metalográfica en la zona fundida.

2.7. Cálculo del carbono equivalente

El espesor combinado se define como la suma de los espesores que concurren a la junta. El carbono equivalente de la fundición en función del carbono, el silicio y el fósforo:

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

Donde:

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

$\%C$ - carbono; %

$\%Si$ - silicio; %

$\%P$ - fósforo; %

La influencia combinada del carbono y el silicio normalmente se evalúa mediante la expresión siguiente:

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

Donde:

$\%Mn$ - manganeso; %

$\%S$ - azufre; %

El cálculo del C_{eq} 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.

2.7.1. 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 en función de los valores temperatura de transformación eutéctica (CET) y temperatura de arresto de líquidus (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 de líquidos de la austenita; °C

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.

$$\%Mn = 1,7 (\%Si) + 0,15 \quad (2.6)$$

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.

2.7.2. 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. El índice de saturación se determina como:

$$IS = \frac{\%C}{4,3 - \frac{(\%Si + \%P)}{3}} \quad (2.7)$$

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. A partir de las ecuaciones (2.8) y (2.9) se determina el carbono eutéctico y el carbono eutectoide de la fundición:

$$C_{eut} = 4,3 - \frac{\%Si}{3} \quad (2.8)$$

$$C_{eutect} = 0,9 - \frac{\%Si}{9} \quad (2.9)$$

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.

2.7.3. Composición en las interfases

Para la determinación de las composiciones de equilibrio de las distintas fases en las zonas de interfase se tiene en cuenta la influencia del silicio a partir del diagrama de equilibrio ternario Fe - C - Si. Esto se logra con el uso de este diagrama en dos dimensiones, pero cuyas líneas de líquidus, sólidos y temperatura de equilibrio eutéctica están definidas por funciones que dependen de los contenidos de silicio (Si) y de carbono (C) en la fundición que solidifica. La composición en las interfases se determina por las ecuaciones siguientes:

$$T_{AS} = 1528 - 177,9(C + 0,18 \cdot Si) \quad (2.10)$$

$$T_{GL} = 389,1\left(C + \frac{1}{3}Si\right) - 503,2 \quad (2.11)$$

$$T_E = 1154,6 + 6,5 \cdot Si \quad (2.12)$$

Donde:

T_{AS} es la temperatura de sólidos de la austenita, T_E es la temperatura eutéctica y T_{GL} es la temperatura de líquidus del grafito, todas en °C.

El significado de las temperaturas T_{AS} , T_E ; T_{GL} puede observarse en la (figura 2.7) que se corresponde con un sector del diagrama de equilibrio Fe - C - Si para un determinado porcentaje de Si.

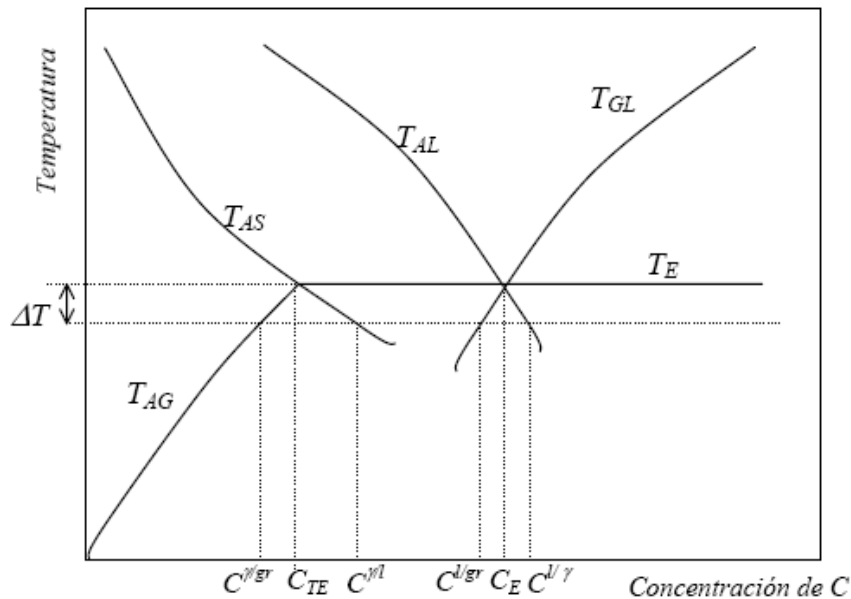


Figura 2.7. Región eutéctica del diagrama un Fe-C-Si para un determinado porcentaje de Si.

Por intersección entre T_{AS} y T_E se obtiene el punto de máxima solubilidad de carbono en la austenita a temperatura eutéctica.

$$C_{TE} = 2,1 - 0,216 \cdot Si \quad (2.13)$$

Por intersección entre T_{AL} y T_E se obtiene el punto de máxima solubilidad de carbono en la austenita a temperatura eutéctica.

$$C_{TE} = 4,26 - 0,317 \cdot Si \quad (2.14)$$

De las ecuaciones anteriores se pueden despejar los porcentajes de carbono en la zona de la interfase correspondientes a cada fase y cada temperatura. En todos los cálculos las concentraciones de equilibrio de carbono en las interfases se obtienen mediante las ecuaciones establecidas por Heine (1986) y Boeri (1989).

$$C \text{ l}/\gamma = \frac{1}{97,3} (1569 - T - 24,32 \cdot Si) \quad (2.15)$$

$$C \text{ } \gamma/\text{l} = \frac{1}{177,9} (1528,4 - T - 32 \cdot Si) \quad (2.16)$$

$$C \text{ l}/\text{gr} = \frac{1}{389,1} (T - 129,7 \cdot Si + 503,2) \quad (2.17)$$

Donde T es la temperatura en °C, $C \text{ l}/\gamma$ es la concentración de carbono del líquido en contacto con la austenita, $C \text{ } \gamma/\text{l}$ es la concentración de carbono de la austenita en contacto con el líquido y $C \text{ l}/\text{gr}$ concentración de carbono del líquido en contacto con el grafito.

Para la definición de la línea T_{AG} , que determina la variación de la solubilidad del carbono en la austenita en estado sólido, se ubica el punto de coordenadas 800 °C y 0,6 % C, el cual se considera como el punto eutectoide y se lo une con el punto CTE , obteniéndose de acuerdo con Boeri (1989) como:

$$C \text{ } \gamma/\text{gr} = \frac{(T - 1154,6 - 6,5 \cdot Si)(1,5 - 0,216 \cdot Si)}{(354,6 + 6,5 \cdot Si)} + 2,1 - 0,216 \cdot Si \quad (2.18)$$

Donde $C \text{ } \gamma/\text{gr}$ es la concentración de carbono de la austenita en contacto con el grafito.

2.8. Metodología de cálculo para el proceso de soldadura

Como material de aporte, la especificación de la AWS A 5.16, establece varillas y electrodos para la soldadura de las fundiciones y aleaciones (Yamauchi *et al.*, 2002). En cualquier tipo de proceso de soldadura, la mejor que se puede obtener, es aquella donde la unión y el material base comparten las mismas propiedades químicas, metalúrgicas y físicas. Para lograr esas condiciones la soldadura fundida debe estar protegida de la atmósfera durante la operación de soldeo, de otra forma, el oxígeno y el nitrógeno de la atmósfera se combinarían, literalmente, con el material fundido resultando en una soldadura débil y con porosidad.

Los parámetros más aceptados para la soldadura de la fundición con el uso del método de soldadura SMAW se muestran en la tabla 2.8.

Tabla 2.8. Parámetros para el proceso de soldadura

Diámetro del electrodo (mm)	3,2
Temperatura de fusión (°C)	1 420
Temperatura de ignición (°C)	34
Rendimiento (%)	0,75
Conductividad térmica (W/m·°C)	57

Entre los principales parámetros tenemos al electrodo, esto determina la intensidad de soldeo. Si empleamos una intensidad baja para un diámetro de electrodo dado se ocasionara inestabilidad del arco. Si por el contrario usamos una intensidad excesiva podremos originar erosión y fusión de la punta del electrodo, así como inclusiones de tungsteno en el metal soldado.

2.8.1. Cálculo del ciclo térmico

El régimen de soldadura depende de diversos factores: tipo de material base, tipo de alambre, fundente, tipo de unión. Este proceso ocurre en tiempos muy cortos y con una variación de temperaturas extremas que van desde la fusión hasta aquellas que no afectan la estructura del metal base. En general la velocidad del arco a lo largo de la pieza de trabajo es mucho mayor que la velocidad de difusividad térmica. El flujo de calor en la dirección del trabajo es pequeño comparado con el de la dirección perpendicular de avance.

2.8.2. Voltaje del arco eléctrico

Las funciones principales de la tensión (voltaje) es estabilizar el arco y proporcionar un cordón liso, sin salpicados; además, la tensión es dependiente del gas usado para la soldadura. La tensión de arco no influye significativamente en el ancho del cordón; influye notablemente en el refuerzo (forma cóncava o convexa del mismo), teniéndose soldaduras planas (con tensiones altas) y abultadas (con tensiones bajas), pero siempre en el rango de tener un arco estable y según Rodríguez (1987) se determina como:

$$U_a = 0,05 \cdot I_s + 10 \quad (2.19)$$

Donde:

U_a - tensión del arco; V

2.8.3. Velocidad de soldadura

Es el desplazamiento del electrodo a una velocidad adecuada (velocidad de soldadura) fundiendo constantemente una porción del metal base y adicionando metal de aporte producto de su propia fusión. En la medida que el proceso se desarrolla el baño metálico solidifica y forma el metal de la costura, según Rowe y Jeffeys (2008) se determina como:

$$V_s = \frac{\alpha_d \cdot I_s}{F \cdot \rho} \quad (2.20)$$

Donde:

V_s - velocidad de soldadura; mm/s

α_d - coeficiente de aporte; g/A min ($\approx 10 \% I_s$)

F - área de la sección del cordón, cm²

ρ - densidad del metal fundido; g/cm³

2.8.4. Energía lineal del proceso de soldadura

Cuando se deposita una pasada de soldadura sobre la superficie de una placa, el flujo de calor afecta cada punto produciendo tensiones en función de la distancia a la fuente de calor, Talero (2000) propone la siguiente ecuación:

$$E_L = 60 \cdot \eta \frac{U_a \cdot I_s}{V_s} \quad (2.21)$$

Donde:

E_L : es la energía lineal, en J/cm

η : es la eficiencia de la fuente de calor; %

La eficiencia (η) del proceso de soldadura SMAW oscila entre 0,6 a 0,8 (Cary, 1998). A los efectos de los cálculos realizados, se asumió eficiencia de 0,7.

2.8.5. Cálculos numéricos para la soldadura

El cálculo de la longitud del charco de soldadura (Cerjak, 1998), mostrará el radio efectivo de la distribución del calor y de su influencia en la zona afectada por el calor.

$$L_l = \frac{Q}{2\pi\lambda [(T_s + 273) - (T_0 + 273)]} \quad (2.22)$$

Donde:

L_l - longitud del charco de soldadura; mm

Q - energía entrante; W

λ - conductividad; W/mm K

T_s - temperatura de fusión; °C

T_0 - temperatura inicial; °C

Si se combina la longitud de la gota de soldadura con la velocidad de recorrido o de avance (longitud entre velocidad), así resulta el tiempo t de la fase líquida en un punto, en la línea central de la soldadura, el cual es observado por el soldador a la hora de ejecutar la soldadura.

Para el cálculo de la energía entrante se emplea la siguiente ecuación:

$$Q = q \cdot l \quad (2.23)$$

Donde:

q - energía de calor en Joule por metro lineal de soldadura; J/m

l - longitud a soldar; m

El calor, que se genera en un arco movable (Howard, 1992) o la energía entrante, puede calcularse como:

$$q = \frac{I_s \cdot U_a}{V_s} \eta \quad (2.24)$$

2.8.6. Velocidad de enfriamiento del cordón

El método más usual es determinar la velocidad de enfriamiento sobre la línea central de soldadura en un instante en el cuál el metal pasa a través de una temperatura de interés T_c . Si esta temperatura es inferior a la de fusión, la velocidad de enfriamiento en la soldadura y en la zona afectada por calor inmediata es sustancialmente independiente de la posición.

Weman (2003) propone determinar la velocidad de enfriamiento del cordón a partir del parámetro adimensional “espesor relativo de la placa” el cual permite determinar cuando considerar un flujo en dos o tres dimensiones y tipo de placa, su expresión matemática es:

$$\tau = d \sqrt{\frac{\rho C_e (T_c - T_0)}{q}} \quad (2.25)$$

Donde:

τ - parámetro adimensional de espesor relativo de la placa

d - espesor de la placa: mm

ρ - densidad del material; g/cm³

C_e - calor específico; J/m °C

T_c - temperatura de fusión; °C

T_0 - temperatura inicial; °C

La velocidad de enfriamiento para una placa fina está dada por:

$$R = \frac{2\pi\lambda(T_c - T_0)^2}{q} \quad (2.26)$$

El tiempo de enfriamiento del cordón se determina por la ecuación 2.27.

$$t = \eta \frac{I_s^{(1,24+0,0005T_c-0,005v_s)} \cdot U_a^{0,59}}{108 \cdot v_s^{(0,78-0,0005T_c)}} \quad (2.27)$$

2.8.7. Cálculo de costo del proceso de soldadura

La base para calcular el costo de la mano de obra en peso por metro se muestra en la ecuación 2.28. El factor operador que se muestra es el mismo que el ciclo de la jornada, que es el porcentaje del tiempo de arco contra el tiempo total pagado.

Cuando se realiza una construcción soldada hay dos tiempos que se deben tomar en cuenta, estos son: el tiempo en el que el operador está efectivamente depositando material y los tiempos accesorios. Al primero se le conoce como duración de arco y viene a ser el tiempo en que el soldador está depositando metal en la junta. Entre los tiempos accesorios se tiene: tiempo de ensamble, de posicionamiento y de preparación de la junta. Cuando retira un montaje de su posición o limpia una soldadura, él está necesariamente ejecutando “reiteradas” operaciones, según Burgos (1987) se determina como:

$$t_o = \frac{\rho (F)L}{kH \cdot I_s} \quad (2.28)$$

Donde:

- t_o - tiempo principal de soldadura; min
- ρ - peso específico del material; kg/dm^3
- F - área de la sección transversal del cordón; cm^2
- L_c - longitud a soldar; mm
- kH - coeficiente de depósito; ($kH \approx 8,9 - 9,5$)
- I_s - intensidad de corriente; A

El costo de la energía eléctrica se considera parte de los gastos generales. Por otro lado, cuando es necesario comparar procesos competitivos de manufactura o de soldadura se sugiere incluir el costo de la energía eléctrica como costo directo en los cálculos. En ciertas plantas, a la energía eléctrica se le considera como gasto directo y se carga junto con cada uno de los trabajos (ASTM, 2000).

La cantidad de electrodos necesarios para realizar la unión se determina por la siguiente ecuación:

$$C_E = \frac{S \cdot L_c \cdot \rho}{10^6} \cdot 1,2 \quad (2.29)$$

Donde:

- C_E - cantidad de electrodos; kg
- S - área de la sección transversal de la pieza; mm^2
- 10^6 - factor de conversión

1,2 - pérdidas por salpicaduras, calentamiento, aprovechamiento del electrodo

2.9. Ensayo para determinación de la dureza Vickers

El ensayo de microdureza se aplicó para la determinación de la dureza de los volúmenes microscópicamente pequeños de la aleación. Para el ensayo se utilizó un microscopio modelo: PMT-3 No 168, Berkovich (1952), del laboratorio de microscopia de minas del ISMM Moa. La superficie de la probeta se prepara de la misma manera que para el análisis microestructural (desbaste y pulido). El número de dureza (HV) se determinó por el tamaño de las huellas. En la tabla 2.9 se muestran los parámetros para la medición de la dureza.

Tabla 2.9. Parámetros para la medición de la dureza

Condiciones de soldeo	Corriente (I)	Voltaje (U)	Velocidad (m/s)	Calor aporte (kJ/cm)	Dureza (HV)
E 316L - 16	I _{316L-16}	U _{316L-16}	V _{316L-16}	Ca _{316L-16}	HV ₁
UTP 65	I _{UTP 65}	U _{UTP 65}	V _{UTP 65}	Ca _{UTP 65}	HV ₂

Para determinar la microdureza (HVN) de las probetas de análisis se realizó el ensayo para una carga de 20 g, donde se midió los diámetros de la huella de la punta de diamante con 136°, con una penetración en un tiempo de 15 segundos, las medidas se tomaron para los puntos de prueba seleccionados aleatoriamente en la superficie de las probetas.

2.10. Ensayo de líquidos penetrantes

El método de líquidos penetrantes establece requisitos necesarios para la detección de defectos superficiales por este método a uniones soldadas por fusión y piezas fundidas. La ejecución del ensayo se realizó durante un ciclo de etapas para su mayor coordinación.

El limpiador, el penetrante y el revelador, fundamentalmente se especifica que estos tienen que proceder de un mismo fabricante y tienen que cumplir con diversas propiedades físicas y químicas. Los productos utilizados son de la marca SPOTCHECK. En la (figura 2.8) se muestra el kit de líquidos penetrantes empleado.



Figura 2.8. Limpiador, penetrante y revelador.

La superficie a ensayar se limpió a 25 mm en la zona adyacente, se eliminó todo tipo de contaminantes como óxidos, aceites, grasas y pinturas, que interfieren negativamente en el ensayo. La limpieza se realizó con el espray limpiador solvente, cepillo de alambre de cerdas inoxidables y unos trapos limpios exentos de pelusillas, se esperó un tiempo no mayor de 10 min.

Se aplicó el líquido penetrante sobre la superficie a ensayar, mediante los métodos de rociado. Se tuvo en cuenta que las condiciones de ventilación fueran las apropiadas y la distancia del mismo a la superficie para lograr una aplicación uniforme mediante el método de rociado. Para que el líquido penetrara en los defectos (acción capilar) se verificó el tiempo en correspondencia con el espesor de la pieza a ensayar (10 mm), el tiempo de penetración fue de 7 min.

Con ayuda de paños se removió y secó la superficie de la pieza de manera que en la observación final se pudiera determinar las posibles indicaciones sobre el fondo limpio.

Se empleo el relevador a una distancia de 30 mm y con un ángulo aproximado de 45^0 después de eliminar el exceso de penetrante y de evaporarse el limpiador. Antes de aplicarse se agitó y se aplicó como un disolvente no acuoso, el cual se evaporó sobre la superficie de la pieza, donde quedó una capa uniforme en una zona no menor de 10 mm adyacentes a la superficie ensayada.

El revelador se aplicó mediante aerosol, se tuvo en cuenta la ventilación del local y la misma marca del líquido penetrante. Según norma EN 571-1: 1997, el tiempo de revelado para los penetrantes coloreados, bajo luz natural o artificial con una iluminación mínima de 500 lx, será de 10 a 30 minutos para obtener las posibles discontinuidades producidas.

Se realizó una limpieza final sobre los residuos de los productos del ensayo, para que no existiera interferencia con los procesos posteriores.

Se realizó además un ensayo de inspección visual, este método se basó principalmente en el dimensionamiento de los cordones de soldadura y la medición de algunas indicaciones como las escorias residuales después de efectuarse la soldadura donde se utilizó la lupa. En el ensayo visual se detectó la presencia de defectos en la soldadura como: salpicaduras, grietas y socavaduras en el cordón.

2.11. Inspección de las uniones de soldadura con ultrasonido

Las uniones soldadas pueden ser inspeccionadas ultrasónicamente con el empleo del haz direccionado o la técnica de ángulo de haz. Para determinar posibles defectos en la unión, luego de realizado la soldadura por arco eléctrico, a través del método de medida de velocidad ultrasónica, se empleó un equipo de ultrasonido marca KrautKramer, modelo USN 52 L. La técnica de ángulo de haz es empleada, una razón es que el transductor no tiene que ir en el lugar de superficie de la soldadura, pero es colocado típicamente en la superficie lisa a lado de la soldadura.

Con la inspección de ángulo de haz, el ángulo es por lo general seleccionado para producir la esquila de ondas en la parte a inspeccionar en un grado y encontrar los defectos. En la figura 2.8 se muestra el equipo de ultrasonido empleado, el cual se encuentra ubicado en el laboratorio de ensayos metalográficos de la empresa “Comandante Gustavo Machin Hoed de beche”.

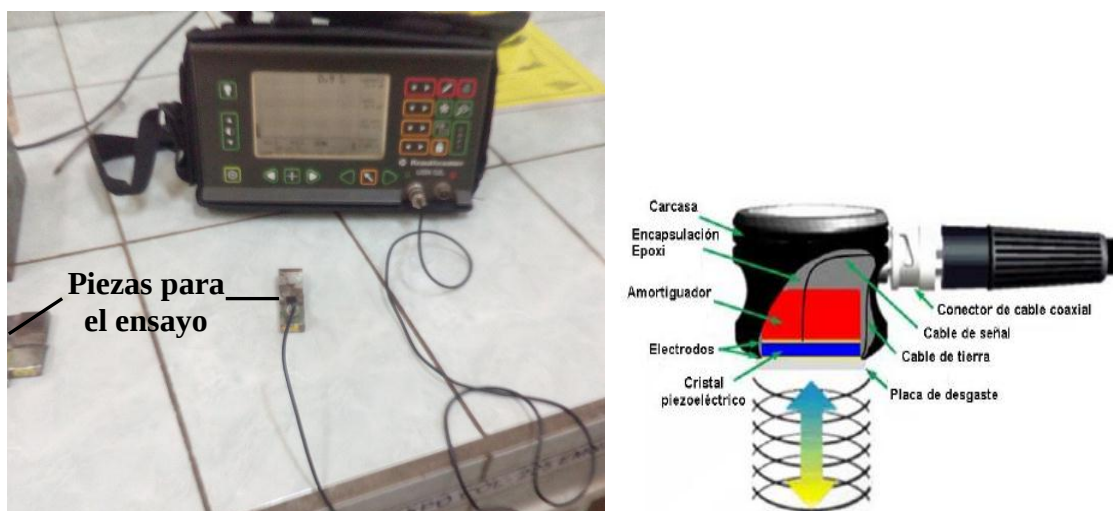


Figura 2.8. Equipo de ultrasonido y esquema del palpador ultrasónico empleados.

Las figuras 2.9 (a) y 2.9 (b) muestran el procedimiento empleado para determinar los posibles defectos después del depósito con los electrodos E 316 L - 16 y el UTP 65



Figura 2.9 (a). Electrodo E 316L - 16.



Figura 2.9 (b). Electrodo UTP 65.

Los tipos de defectos usualmente encontrados son poros, escoria atrapada, penetración incompleta, fusión incompleta y fracturas, serios defectos, como las fracturas y fisión incompleta, usualmente se extienden longitudinalmente a lo largo de la soldadura y dan señal de limpieza especial cuando el haz de sonido golpea sus ángulos. Una porosidad esférica produciría una pequeña amplitud de eco, siempre y cuando el haz de sonido golpee en el ángulo de la unión. Inclusiones de escoria pueden producir pasos de indicaciones, que son el ángulo máximo derecho a la orientación de la escoria. Una inclusión grande puede producir señales múltiples. En la tabla 2.10 se muestran las características del equipo de ultrasonido empleado.

Tabla 2.10. Características principales del equipo KrautKramer

Título	Parámetros	Título	Parámetros
Rango de medición (mm)	2,5 > 10 000	Modo de medición	Sencillo y doble
Error de linealidad vertical	$\leq 3 \%$	Rechazar (%)	0 ~ 80
Sensibilidad de salida (dB)	57	Pulso desplazamiento	-20 + 3 400 m/s
Pulso de desplazamiento (dB)	32	Cero (m/s)	0,0 ~ 99,99
Poder de resolución	≥ 40	Tipo de puerto	BNC
Rango de frecuencia (MHz)	5	Temp de funcionamiento	- 20 ~ 50
Ganancia (dB)	0 ~ 110	L x H x A (mm)	240 x 180 x 50
Velocidad del material (m/s)	16 250 - 2 3 100	Peso (kg)	1,8

Para la determinación de la velocidad de onda longitudinal en la unión soldada, con un espesor de 14 milímetros, se empleó un cabezal angular de contacto directo a 45°, que utiliza una interfase en forma de cuña la cual genera un ángulo entre el haz emitido y la normal a la superficie analizada. Esto introduce ondas refractadas de corte en el material al mismo tiempo que dichas ondas son reflejadas en las paredes de la pieza mejorando la detección de imperfecciones en cordones de soldaduras. También son utilizados para generar ondas de superficie para detectar defectos superficiales. La frecuencia empleada fue de 0,5 a 2,25 MHz ya que las frecuencias bajas proveen mayores energías y penetración en el material.

El procedimiento empleado en el ensayo de ultrasonido fue el de pulso-eco, designado también como procedimiento de pulsos reflejados ya que utiliza la porción reflejada del sonido para la evaluación de defectos. El oscilador piezoeléctrico funciona a la vez como emisor y como receptor. Como la energía recibida es mucho más débil que la emitida, aquí no puede operarse sobre la base sonido continuo, empleándose exclusivamente impulsos de sonido.

La aceptación o rechazo de las discontinuidades está dada según su clasificación. En la tabla 2.11 se muestra la forma de evaluar las discontinuidades durante el ensayo ultrasónico.

Tabla 2.11. Criterio de aceptación o rechazo de discontinuidades. Fuente: AWS D1.1

Clase A (discontinuidades grandes)	Se rechaza sin importar su longitud
Clase B (discontinuidades medias)	Se rechaza si su longitud es mayor a 20 mm
Clase C (discontinuidades pequeñas)	Se rechaza si su longitud es mayor a 50 mm
Clase D (discontinuidades menores)	Se acepta sin importar su longitud

2.12. Conclusiones del capítulo 2

- ✚ Las técnicas y los procedimientos descritos, permiten evaluar el comportamiento microestructural de la fundición nodular luego de ser sometida a proceso de soldadura por el proceso manual por arco eléctrico y electrodos revestidos con diferentes propiedades, tanto química, como mecánica.
- ✚ Se establece el procedimiento de cálculo relacionado con la determinación del contenido de carbono, fósforo y silicio en la fundición nodular, así como los parámetros del ciclo térmico de soldadura donde se considera la cantidad de energía calorífica a introducir en la junta.
- ✚ Para determinar la continuidad metalúrgica de las uniones soldadas, se emplea como técnica de ensayos no destructivos el de líquidos penetrantes, a través del cual se podrá determinar posibles defectos que surgen durante el proceso de soldadura, tanto en la zona fundida y la zona de influencia térmica.

Capítulo 3

Análisis de los resultados

3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1 Introducción

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. La soldabilidad de las fundiciones toma en cuenta la soldabilidad operativa, la soldabilidad estructural y la soldabilidad metalúrgica, 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.

En el presente capítulo se establece como objetivo analizar el comportamiento microestructural del hierro fundido nodular con depósito de diferentes materiales de aporte con el empleo del ciclo térmico.

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 al agrietamiento del hierro fundido

En las fundiciones, las propiedades mecánicas dependen de la cantidad y forma del grafito en la matriz ferrosa y como el carbono puede estar combinado en forma de carburo de hierro (Fe_3C) o existir como carbono libre en forma de grafito, se hace necesario determinar el carbono equivalente el cual predice en que tipo de solidificación se encuentra la fundición analizada. Por la ecuación 2.1 se determinó el carbono equivalente de la fundición nodular, donde para un contenido de carbono de 3,3 %, contenido de fósforo y silicio de 0,17 y 1,65 % respectivamente, este parámetro es de 3,9 %.

El carbono calculado en función del fósforo y el silicio clasifica a la fundición nodular objeto de estudio del tipo hipoeutéctico según el diagrama hierro-carbono, valor por debajo del punto eutéctico (valores hipoeutécticos) donde la transformación austenítica da como resultado la matriz perlítica o ferrítica de la aleación.

Se determinó el carbono equivalente total por la ecuación 2.2 donde se consideran los elementos químicos que intervienen en la fundición, el resultado es de 3,65% de carbono total, este resultado justifica que la solidificación del hierro nodular objeto de estudio es hipoeutéctico.

En la fundición nodular, los altos contenidos de carbono equivalente CE y de C, son indicios de fragilidad en el material, porque la tenacidad de la aleación disminuye con el aumento en el contenido de carbono, pues este elemento libre, en forma de grafito se comporta como un material cerámico que fragiliza la matriz.

3.3.1. Análisis del contenido de carbono y silicio en la fundición

Las fundiciones de hierro se encuentran en una composición de carbono equivalente por debajo del 4,3%, es decir, son de carácter hipoeutéctico. Para determinar la influencia que ejerce el silicio y el carbono en la fundición, por las ecuaciones 2.3 y 2.4 arreglada se calcularon estos parámetros, resultando que el silicio es de 0,92 %, para determinar el contenido de carbono se consideró la ecuación 2.4 que tiene en cuenta la temperatura de líquidus de la austenita donde la misma es de 2 994 °C, por lo que el carbono presente sería de 8,0 %.

El contenido de silicio en las fundiciones es de 2 a 5 %, un contenido aún mayor podría evitar la formación de las zonas con carburos de hierro que fragilizan la pieza producida, dado que el silicio aumenta la fluidez del líquido y afecta el proceso de solidificación promoviendo la grafitización; sin embargo, cuando el contenido es menor al 1% no es suficiente para ello. Por cada 1 % de silicio, la composición eutéctica se desplaza hacia la izquierda del diagrama aproximadamente 0,3 % de carbono, lo cual abate la temperatura a la cual la aleación empieza a solidificar.

El contenido de manganeso se calculó por la ecuación 2.6 en correspondencia con el silicio presente. Según el resultado del manganeso, el efecto del azufre puede ser balanceado con este elemento, sin manganeso en el hierro el indeseable compuesto sulfuro de hierro (FeS) se formará en el límite de grano, pero si el azufre se balancea con manganeso, se formará sulfuro de manganeso (MnS), el cual es menos dañino puesto que se distribuye dentro del grano. La relación óptima entre el manganeso y el azufre para una estructura libre de sulfuro de azufre y máxima cantidad de ferrita es 0,20 %.

Normalmente las composiciones empleadas en la producción son cercanas a la eutéctica, de manera que durante el enfriamiento del material, desde la temperatura de colada hasta la temperatura ambiente, se producen dos cambios de fase fundamentales: La solidificación del eutéctico y la transformación eutectoide (sólido - sólido).

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 2.8 y 2.9 se determinó el carbono eutéctico y el carbono eutectoide de la fundición nodular, los resultados obtenidos son:

Para el carbono eutéctico:

$$C_{eut} = 4,3 - \frac{\%Si}{3} \quad (3.1)$$

$$C_{eut} = 3,75 \%$$

Para el carbono eutectoide:

$$C_{eutect} = 0,9 - \frac{\%Si}{9} \quad (3.2)$$

$$C_{eutect} = 0,71$$

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).

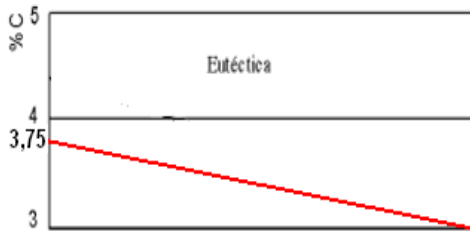


Figura 3.1 (a). Carbono eutéctico.

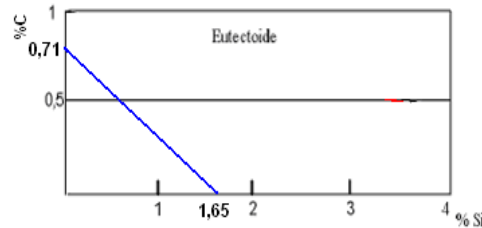


Figura 3.1 (b). Carbono eutectoide.

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.

Sin embargo, el proceso de solidificación también tiene una gran importancia en las características físicas de la fundición, pues condiciona la transformación eutectoide posterior a través de factores tales como las microsegregaciones, el tamaño y la morfología de los granos.

3.4. Análisis del ciclo térmico

Se realiza el análisis del ciclo térmico de soldadura para el hierro fundido nodular, independientemente de que durante la soldadura manual por arco eléctrico se emplean electrodos del tipo E 316L - 16 y el UTP 65, en ambos casos se consideran que los resultados obtenidos son aplicables en todas las condiciones por la deposición de los mismos que son del tipo austenítico.

El diámetro del electrodo seleccionado fue de 3,2 mm para la soldadura de la unión con preparación de bordes a 60°, se considera este diámetro porque los aceros austeníticos (electrodos) al estar expuestos a altas temperaturas, en ellos surgen esfuerzos térmicos y de contracción, los mismos no son susceptibles al tratamiento térmico. A partir de la selección del electrodo con diámetro de 3,2 milímetros, se determinó que la intensidad de la corriente

a emplear sea de 150 A, corriente continua y polaridad inversa.

En los procesos de soldadura manual por arco eléctrico y electrodos revestidos para la unión del hierro nodular, se requiere de la polarización invertida que permite lograr mayor fusión en el baño y menor penetración, de esta forma se evita el emblanquecimiento o estructura blanca, que es fragilidad en los cordones de soldadura de estos materiales base. Con esta polaridad se consigue mayor penetración y un aumento en la duración del electrodo.

La tensión del arco fue calculada por la ecuación 2.19 donde se consideró la intensidad de la corriente, se determinó que la tensión necesaria para realizar el proceso de soldadura es de 16 V, siendo esta magnitud permisible dentro de los parámetros de la soldadura SMAW que es de 5 a 35 V (Maratray, 2000).

Las funciones principales de la tensión (voltaje) son estabilizar el arco y proporcionar un cordón liso, sin salpicaduras. Por otro lado reporta Ghosh *et al.* (2004), que para electrodos de 3,2 mm, la tensión del arco no influye significativamente en el ancho del cordón; influye notablemente en el refuerzo y en una junta de 10 mm de espesor, la penetración depende del parámetro tensión del arco, de la velocidad de avance y principalmente de la corriente, la penetración varía alrededor de la velocidad y la tensión (Mohamed, 1998).

La velocidad de soldadura para realizar el proceso de unión del hierro fundido nodular se determinó por la ecuación 2.20, para un coeficiente de aporte de 15 g/A·h, el área de la sección transversal del cordón en una junta de 60° es de 32 cm² y una densidad del material de 75 g/cm³, se obtuvo una velocidad de soldadura de 0,010 m/s.

La velocidad de soldadura encontrada, la corriente y el voltaje en conjunto, controlan el calor aportado por el proceso de soldadura, en la soldadura disímil, por la diferencia de los materiales base, hay que tener presente las características que presentan los mismos, no obstante el propósito de una adecuada selección de la velocidad, causará la fusión de los materiales para que al solidificar permitan la formación de una unión integral, según fue reportado por Marulanda *et al.* (2007).

La energía lineal del proceso de soldadura se determinó por la ecuación 2.21, se tuvo en cuenta una tensión del arco de 16 V, la intensidad de la corriente de 150 A, la velocidad de

0,010 m/s y el rendimiento del proceso de soldadura, que para la soldadura SMAW es de 0,7. El valor obtenido para la energía lineal es de 8587621,23 J/m.

El proceso de soldadura está caracterizado por los diferentes aportes de energía, así como las variaciones de temperaturas según las isothermas del proceso, la distancia a que se encuentra la fuente y la velocidad de traslación e intensidad de la misma en cada punto del material, donde para el caso correcto de la distancia, según la literatura consultada (Radhakrishnan, 2000) plantea que la temperatura lograda en un punto determinado guarda una relación inversa con la separación desde la línea de aplicación del calor.

Los efectos, más graves, en el material base serán en las zonas cercanas al cordón, debido a la disipación del calor. Esta zona alcanza temperaturas mayores a la de fusión del propio material y por lo comentado anteriormente, la estructura del acero dúplex varía proporcionalmente a la zona afectada por el calor.

3.4.1. Análisis de los cálculos numéricos

El cálculo de la longitud del charco de soldadura se determinó por la ecuación 2.22, la cual tuvo en cuenta una energía entrante, una temperatura de fusión de 1 420 °C, una temperatura ambiente de 34 °C, una conductividad térmica de 57 W/m K, la energía entrante calculada por la ecuación 2.23 que tiene en cuenta una longitud de unión de 0,05 m, luego se sustituyó en la ecuación 2.24 que considera la intensidad de corriente, la tensión del arco, la velocidad de recorrido y el rendimiento del proceso. El resultado de la energía entrante es de 4 472,61 W. Los valores sustituidos en las ecuaciones 2.22 establecen que la longitud del charco es de 9 mm.

Al combinar las ecuaciones para estimar la longitud del charco de soldadura, permitió determinar el tiempo de la fase líquida en un punto de la línea central de la soldadura, el cual es observado por el soldador a la hora de ejecutar la soldadura, según Cerjak (1998).

La longitud del charco puede ajustarse para transferir material fundido desde el electrodo hasta la pieza de trabajo, para remover películas superficiales que pudieran existir sobre la pieza de trabajo y promover reacciones complejas entre la escoria, el material base y el gas protector de tal forma que se puedan crear cambios metalúrgicos significativos en la junta, ha sido reportado en los trabajos de Villa *et al.* (1999) y Fosca (2003).

En adecuación a la fórmula 2.25 se determinó el parámetro espesor relativo de la placa, que considera la densidad del material de 7500 g/m^3 , la temperatura de fusión de 1420°C , la temperatura ambiente 34°C ; el calor específico 460 J/kg K y la energía entrante de $4472,61 \text{ W}$, al sustituir los valores se tiene que el espesor relativo de la placa es de $0,008 \text{ m}$; el mismo permite establecer que la unión a realizar se considera como espesor de placa gruesa, donde en el caso de una soldadura, el flujo de calor desde la fuente depende del espesor de la placa a soldar.

Los parámetros establecidos para considerar placas gruesas es para mayor de $0,9$. La distinción entre chapa gruesa y fina se refiere al flujo de calor, cuando el flujo es fundamentalmente lateral y por la diferencia de temperaturas entre la superficie y la base que sean pequeñas en comparación con la temperatura de fusión, reportado por Dutra y De Paola (1996).

La ecuación 2.26 permitió determinar la velocidad de enfriamiento del cordón, para lo cual se consideró la temperatura de fusión, la temperatura ambiente, la conductividad térmica y la energía entrante. La velocidad de enfriamiento a la cual solidifica la soldadura del HFE es de $7,69 \text{ K/s}$.

La velocidad de enfriamiento suele utilizarse para evaluar el riesgo de fisuración en la soldadura, debido a que esta velocidad varía con la posición y el tiempo, la conductividad y el espesor de las placas. En el caso del hierro fundido, velocidades de enfriamiento rápidas, provoca la formación de estructura de fundición blanca.

Por la ecuación 2.27 se determinó el tiempo de enfriamiento del cordón, se consideró el rendimiento del proceso, la intensidad de corriente, la temperatura de fusión, la velocidad de soldadura y la tensión del arco. El tiempo será de $10,7 \text{ min}$.

Este tiempo de enfriamiento contribuye favorablemente en la relajación de tensiones y permite atenuar los centros de cristalización que se forman en el retículo cristalino como resultado del gradiente térmico y el grado de subenfriamiento durante el proceso de solidificación.

Como la soldadura implica la aplicación de calor altamente localizado en aleaciones que responden a la ley física de expansión y contracción, capaces de afectar su estructura en condiciones de movimiento restringido, de esta manera se puede afirmar que durante el

calentamiento la soldadura impone a una pequeña parte de las piezas, el aumento de volumen de esta resulta impedido por el calentamiento desigual del metal base y por el grado de embridamiento que tenga la misma, por lo que el crecimiento de volumen libre será función directa del gradiente de temperatura y del coeficiente de dilatación del material calentado, lo que coincide con lo planteado por Masubuchi (1980) y Glizmanenko (1968).

3.5. Análisis de los cálculos de costo de la soldadura

Por la ecuación 2.28 se calculó el tiempo principal de soldadura donde se tuvo en cuenta el peso específico del hierro fundido nodular, el área de la sección transversal del cordón calculada para tres pasadas, siendo de 20 cm^2 , la longitud del cordón de soldadura que es de 50 mm, la intensidad de corriente y el coeficiente de depósito que fue considerado 121,2; por lo que el tiempo de soldadura es de 3,06 min.

La cantidad de electrodos necesarios calculado por la ecuación 2.29 para un área de la sección transversal de la junta de 200 mm^2 , la longitud a soldar 50 mm, la densidad del material de aporte de 7500 g/m^3 , permite establecer que para soldar las muestras seleccionadas se requiere de 0,09 kg de electrodos.

3.6. Análisis del comportamiento microestructural

Los cambios microestructurales y en composición química de las fases de las fundiciones, después de la soldadura, dependen del pico más alto de temperatura, calor de aporte, temperatura de precalentamiento, temperatura de interfase y velocidad de enfriamiento. En general presentan más porcentaje de ferrita y granos de mayor tamaño lo que puede ser una desventaja en cuanto se vean afectadas la resistencia a la corrosión y propiedades mecánicas.

La soldabilidad de la fundición con el uso de 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 residuales, reportado por Pouranvari (2010).

3.6.1. Análisis microestructural del E 316 L - 16 en la zona fundida

Se realizó el comportamiento microestructural para el depósito del electrodo E 316L - 16. En las figuras 3.2 a, 3.2 b y 3.2 c se muestran las variaciones de la unión soldada realizada con este material de aporte. La figura 3.2 (a) se corresponde a la microestructura con un pase de soldadura, la 3.2 (b) con dos pases y la 3.2 (c) con tres pases de soldadura. Todas ellas en la zona fundida.

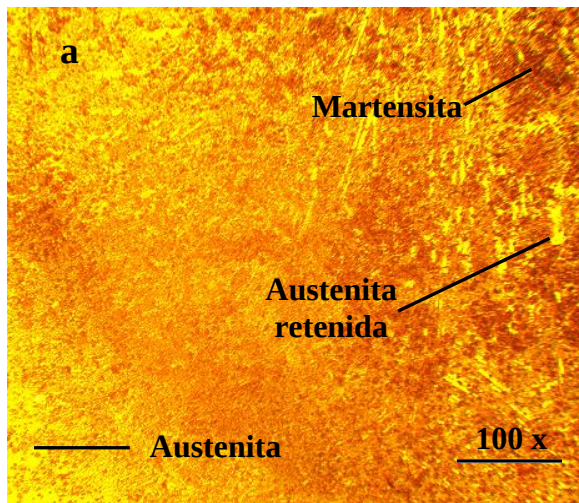


Figura 3.2 (a). Zona fundida primer pase.

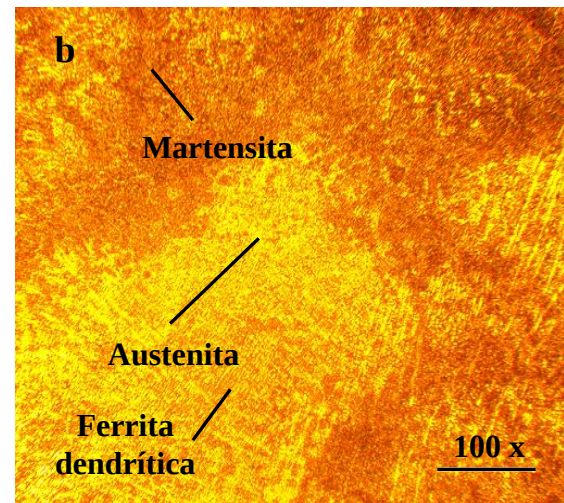


Figura 3.2 (b). Zona fundida 2do pase.

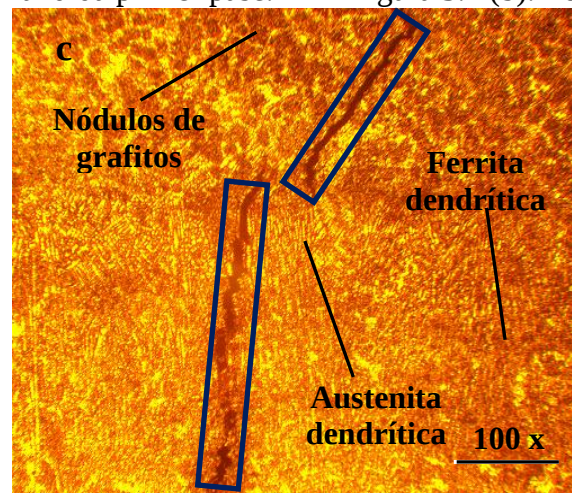


Figura 3.2 (c). Zona fundida 3er pase.

Las figuras mostradas y que 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. La presencia de austenita es abundante y se presentan finos precipitados de austenita secundaria dentro de la ferrita.

En la figura 3.2 (c) se observa que por efecto del rápido calentamiento y enfriamiento durante la soldadura con este electrodo, la unión presenta una grieta longitudinal en el centro de la zona fundida.

3.6.2. Análisis microestructural del E 316 L - 16 en la zona de influencia térmica

Las figuras 3.3 (a), 3.3 (b) y 3.3 (c) se corresponden con la zona de influencia térmica obtenidas con el electrodo E 316L - 16.

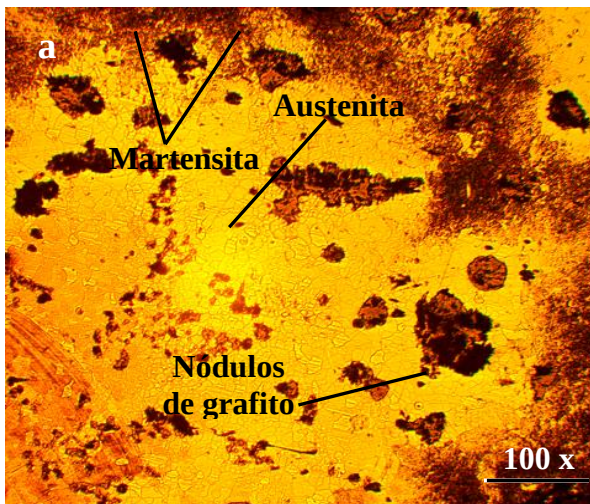


Figura 3.3 (a). ZIT primer pase.

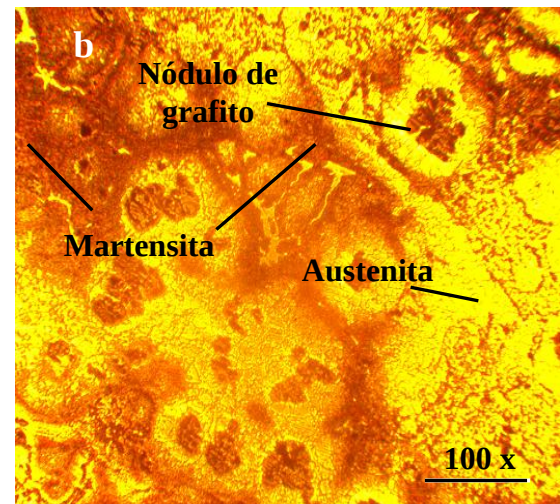


Figura 3.3 (b). ZIT 2do pase.

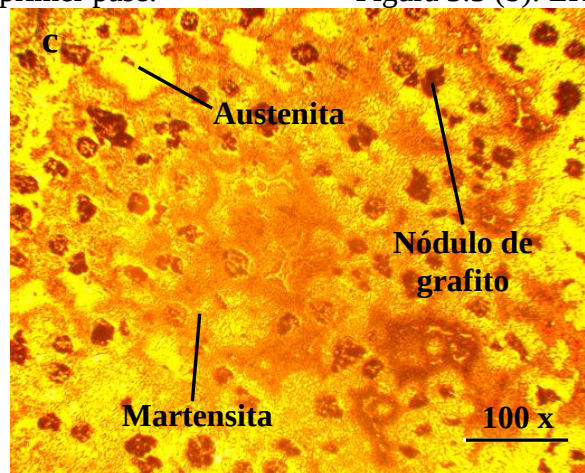


Figura 3.3 (c). ZIT 3er pase.

En la zona afectada térmicamente 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 con mayor intensidad en la figura 3.3 (c) que se corresponde con el tercer pase del cordón de soldadura.

3.6.3. Análisis microestructural del E 316L - 16 en la interfase

Se realizó el análisis microestructural para la interfase del cordón. Las figuras 3.4 (a), 3.4 (b) y 3.4 (c) se corresponden con esta zona.

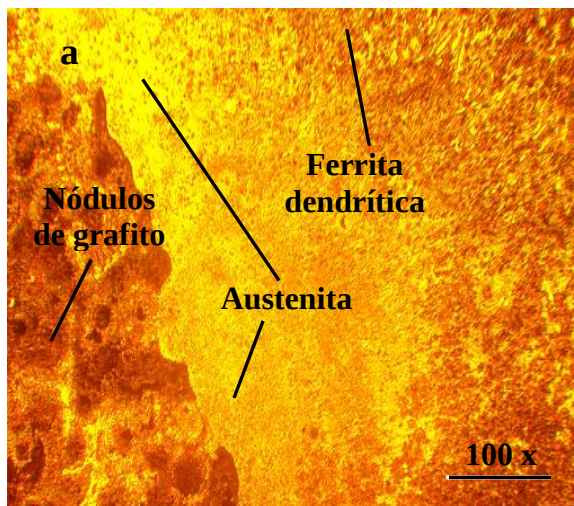


Figura 3.4 (a). Interfase primer pase.

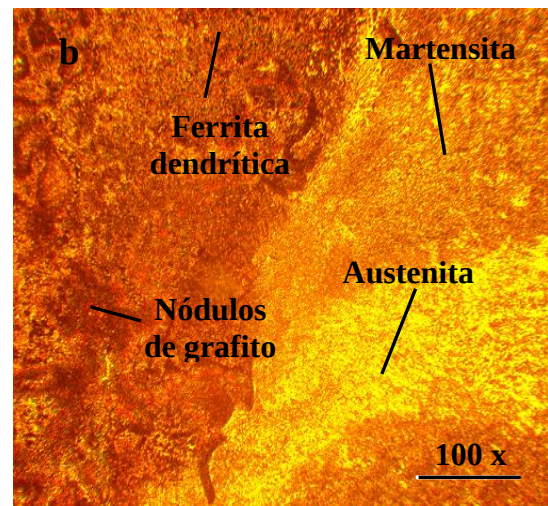


Figura 3.4 (b). Interfase 2do pase.

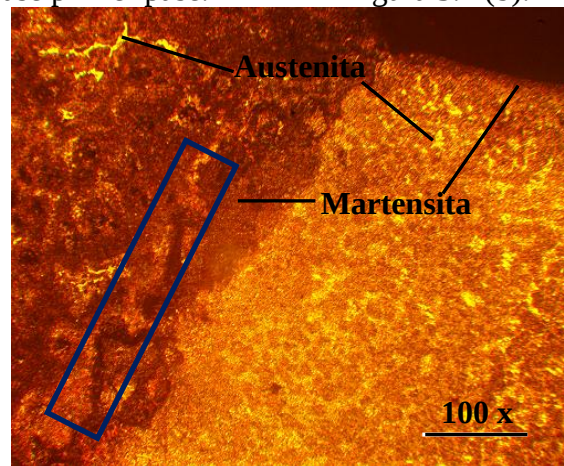


Figura 3.4 (c). Interfase 3er pase.

En la interfase del cordón, 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.

3.6.4. Análisis de la microestructura con electrodo UTP 65 en la zona fundida

En las figuras 3.5 (a), 3.3 (b) y 3.3 (c) se muestran los resultados microestructurales obtenidos con el material de aporte UTP 65, en la zona fundida.

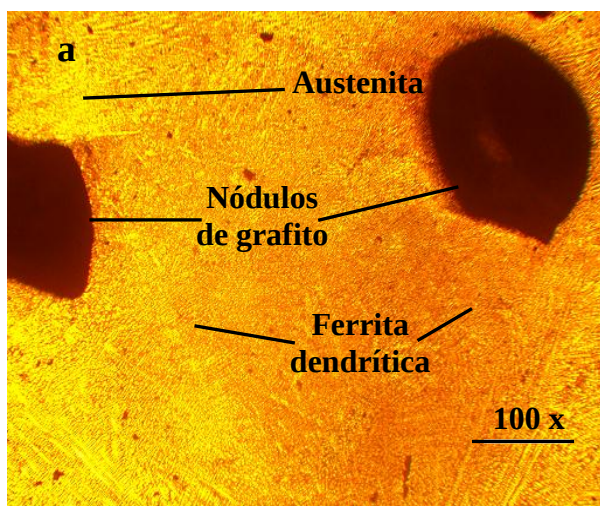


Figura 3.5 (a). Zona fundida primer pase.

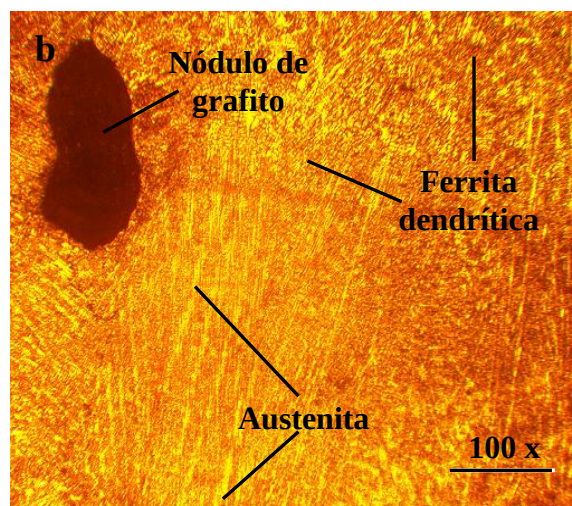


Figura 3.5 (b). Zona fundida 2do pase.

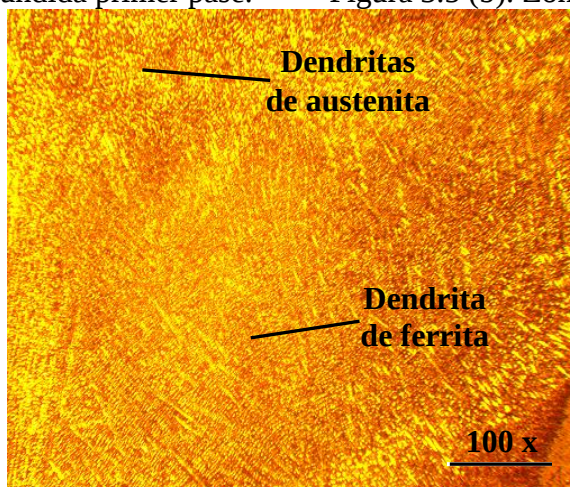


Figura 3.5 (c). Zona fundida 3er pase.

Una estructura austenítica con una pequeña cantidad de ferrita como se observa en las diferentes figuras se corresponden a la zona fundida del depósito del electrodo UTP 65,

favorece una unión soldada libre de fisuración. En la zona fundida con este electrodo existe la formación de pequeñas cantidades de ferrita. Esto se debe a que con el calentamiento el grafito tiende a disolver en austenita; 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.

3.6.5. Análisis de la microestructura en la ZIT con electrodo UTP 65

Las figuras 3.6 (a), 3.6 (b) y 3.6 (c) se corresponden con la zona de influencia térmica, las cuales fueron obtenidas con el electrodo UTP 65.

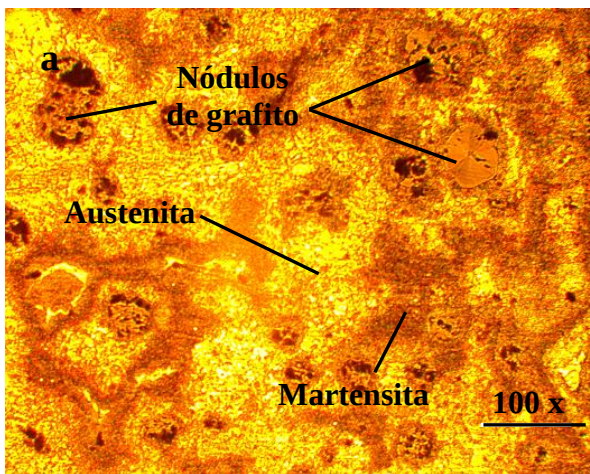


Figura 3.6 (a). ZIT primer pase.

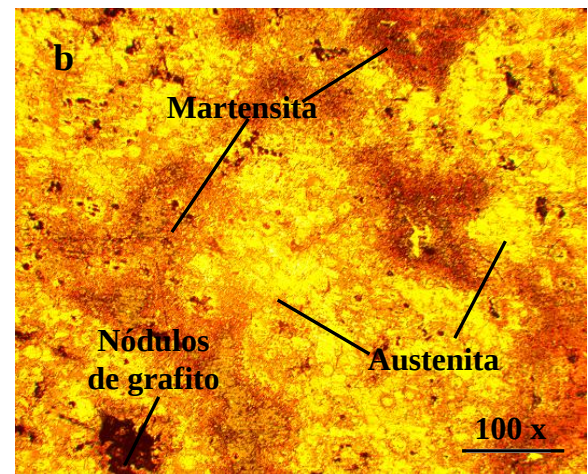


Figura 3.6 (b). ZIT 2do pase.

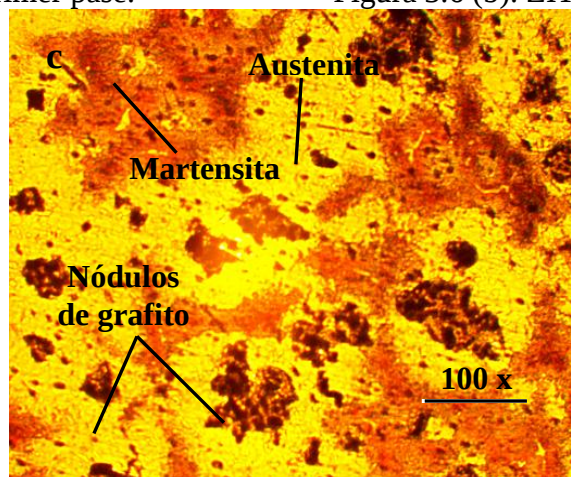


Figura 3.6 (c). ZIT 3er pase.

En esta zona 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 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 afectada por el calor, se observan granos más grandes de ferrita equiaxial y en mayor cantidad que en la zona fundida. Los valores de mayor velocidad de enfriamiento corresponden al mayor calor de aporte, donde se aprecia que el aumento de temperatura de precalentamiento no tiene un efecto significativo en el grosor de la ferrita pues este tiene un comportamiento parecido al del metal base.

3.6.6. Análisis de la microestructura en la interfase con electrodo UTP 65

Se realizó el análisis microestructural con el depósito del electrodo UTP 65. En las figuras 3.7 (a), 3.7 (b) y 3.4 (c) se muestran los resultados microestructurales obtenidos.

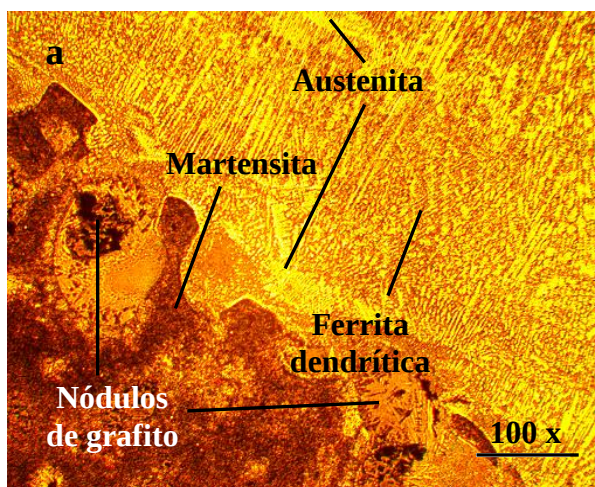


Figura 3.7 (a). Interfase primer pase.

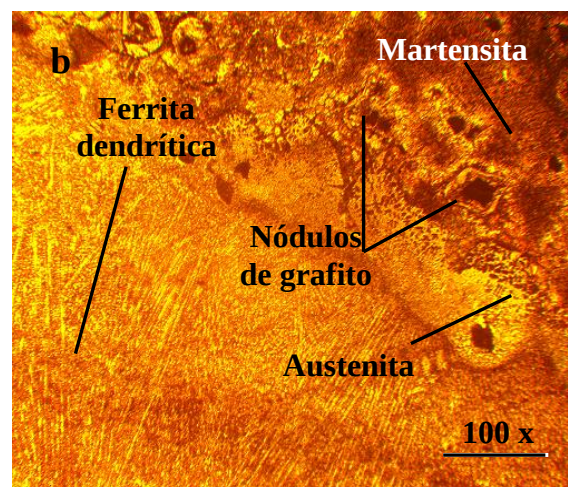


Figura 3.7 (b). Interfase 2do pase.

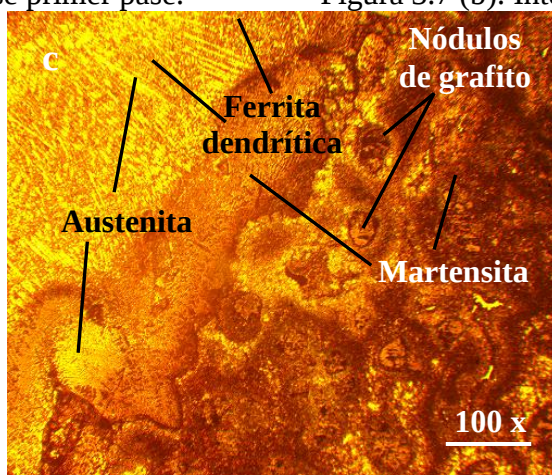


Figura 3.7 (c). Interfase 3er pase.

La interfase en la soldadura por ser la línea donde el material base es parcialmente fundido y está en contacto directo con la pileta (cordón de soldadura), los granos empiezan con el crecimiento epitaxial y de forma perpendicular a esta película, la cual contiene un refinamiento de grano por el choque térmico (temperatura) propia de la soldadura. Los precipitados de austenita secundaria al interior de esta ferrita dendrítica, son en mayor cantidad y de mayor tamaño, aunque siguen siendo relativamente finos.

En 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, 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.

Los hierros fundidos se caracterizan por su baja resistencia a la tracción y deformación plástica, siendo esta última propiedad junto a la presencia de inclusiones de grafito el factor de mayor incidencia en las propiedades de soldadura de reparación en las piezas de hierro fundido. Con el calentamiento local en una pequeña masa de metal producto de la incidencia de la fuente térmica para realizar el proceso aparece la dilatación en todas las direcciones, surgiendo en las zonas adyacentes tensiones de compresión.

La zona afectada térmicamente (ZAT) en la soldadura del hierro fundido se caracteriza por el rápido enfriamiento en comparación con la tasa de enfriamiento durante la fundición. Consecuentemente las propiedades de la soldadura como de las secciones de hierro fundido expuestas a altas temperaturas la (ZAT) difiere del resto de la fundición o material base. Las porciones de hierro fundido alcanzan altas temperaturas durante la soldadura que provocan que el carbono se difunda al interior de la austenita. Tras el enfriamiento, la austenita se transforma en productos de descomposición eutectoides duros como la martensita.

La cantidad de martensita formada depende de la composición química del hierro fundido y del tratamiento térmico. Los hierros fundidos ferríticos contienen la mayor parte del carbono en forma de grafito, que se disuelve lentamente, produciendo así menos martensita. Este carbono se disuelve fácilmente, produciendo una gran cantidad de martensita. La

martensita frágil se relaciona con una baja resistencia de la junta. Una estructura más dúctil se produce a través del precalentamiento y el control de temperatura entre pasadas, múltiples pasadas o con tratamiento térmico post soldadura a manera de recocido para alivio de tensiones.

3.7. Análisis de la microdureza

En la tabla 3.2 se reportan los resultados de dureza obtenidos para el material de acuerdo al aporte térmico empleado. Los resultados son mediciones realizadas en el MB, en la zona fundida, la zona de influencia térmica y en la interfase.

Tabla 3.2. Resultados de las mediciones de dureza

Electrodos	Zonas	Distancia (mm)	Dureza (HV)
E 316L - 16	MB	1,8	170
	ZF	0	145
	Interfase	0,2	132
	ZIT	0,4	230
UTP 65	MB	1,8	170
	ZF	0	136
	Interfase	0,2	125
	ZIT	0,4	225

Como se observa en la tabla 3.2, para el electrodo E 316L - 16, existe un incremento de la dureza desde 170 HV, dureza inicial del material base, hasta 230 HV en la ZIT y para el electrodo UTP 65 la dureza en la ZIT es de 225 HV.

El incremento de las durezas se asocia a la presencia de la estructura de 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.

3.8. Análisis por el método de ultrasonido y líquidos penetrantes

El propósito fundamental de la detección de los defectos en la soldadura es el de determinar si los ensambles soldados satisfacen criterios de aceptación de un código o norma específicos. Determinar cuáles son los defectos presentes en uniones soldadas, es de gran ayuda ya que se puede definir qué condiciones se presentan en el proceso de soldadura, para que existan los diferentes defectos como: porosidad, escoria, falta de penetración, falta

de fusión, socavado, grietas, desalineamiento. La figura 3.8 muestra los resultados obtenidos del ensayo de ultrasonido en correspondencia con el defecto determinado con líquidos penetrantes.

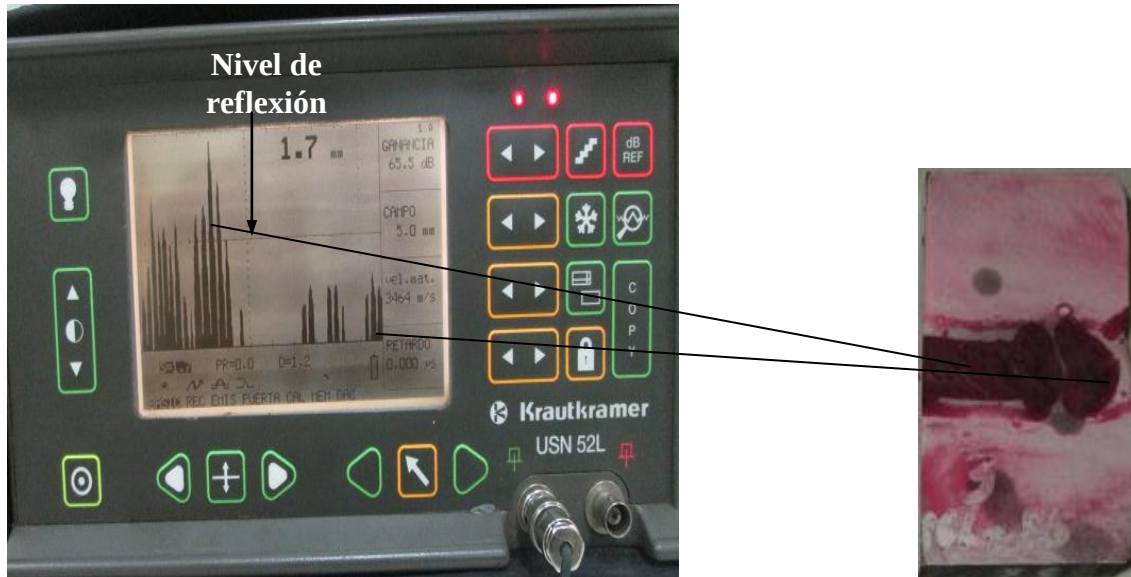


Figura 3.8. Resultados obtenidos para el electrodo E 316 L - 16.

En el C-Scan se observa una grieta longitudinal, localizada en toda la longitud y espesor de la plancha, ubicada en el centro del cordón de soldadura, defecto detectado durante el ensayo de líquidos penetrantes por el color rojo oscuro que presenta. Debido a la aparición de esta discontinuidad, se puede observar que los picos se forman de manera continua, hay existencia de señal entre los mismos, tienden a incrementarse y sobrepasan el nivel de reflexión, lo que demuestra que la respuesta del defecto detectado llegó al Scan con amplitud.

En la medida que el transductor se desplazó por la superficie de la pieza bajo estudio se van obteniendo un conjunto de señales. Debido a la propia difracción del haz, los ecos producidos por un defecto aparecen en distintas partes de la superficie de la pieza función de la separación lateral del transductor con respecto al cordón, mediante líquidos penetrantes, se observa la grieta encontrada durante la inspección, estas discontinuidades hacen imperceptible la señal en la imagen ultrasónica, determinada a través de los picos, lo que demuestra que las mismas afectan el cordón soldado.

Según estos resultados, la unión del hierro nodular con este tipo de electrodo no es posible realizarla.

Los resultados obtenidos de los ensayos de ultrasonido y líquidos penetrantes obtenidos para el electrodo UTP 65 se muestran en la figura 3.9.

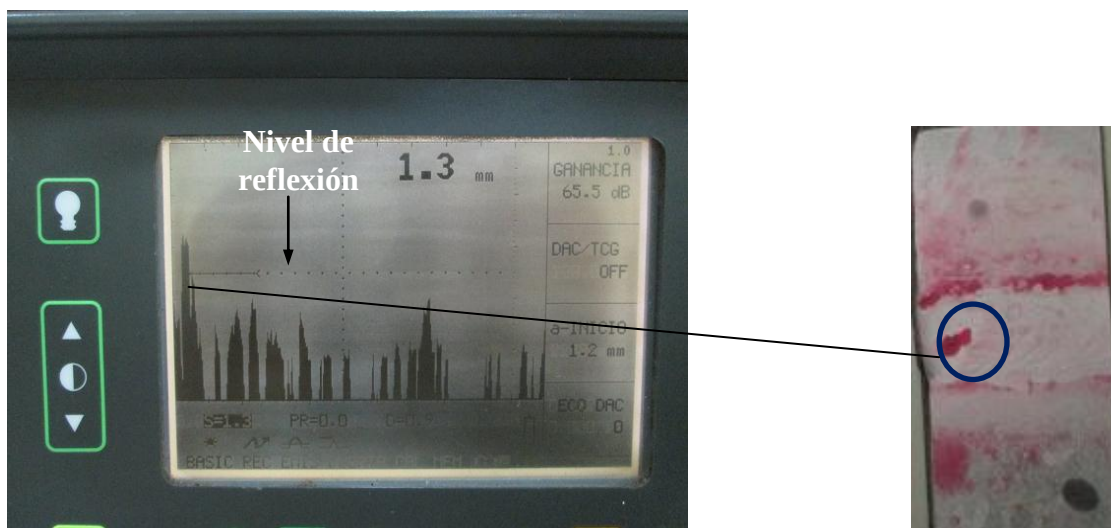


Figura 3.9. Resultados obtenidos para el electrodo UTP 65.

En el C-Scan se observa que a una distancia de longitud de 9 mm existe una señal la cual hace referencia a un pico con tendencia a ir decreciendo que llegan hasta un 30 %, pico relevante donde señala que ese porcentaje de la energía del haz enviado fue reflejado por el defecto y el otro 70 % restante no. El ultrasonido muestra el defecto detectado por el ensayo de líquidos penetrantes (cambio de tonalidad) consistente presumiblemente en algún poro (círculo azul figura de la derecha), encontrándose a 1,3 mm de profundidad desde la superficie donde se ubicó el palpador, lo que indica que está en la superficie.

Los siguientes picos que se encuentran debajo del 20 % son reflexiones que no están perpendicularmente a la superficie, es decir, los haces no llegan directamente a un ángulo de 90° al área que se analiza y por ende los picos generados llegan con poca amplitud.

3.9. Análisis de la valoración económica

En el momento de la adquisición de un bien material o servicio la empresa incurre en el costo para obtener beneficios presentes o futuros, al obtener los beneficios es cuando el costo se convierte en gastos. Los costos no expirados que puedan dar beneficios futuros se clasifican como activos, tal es el caso de los inventarios de materias primas para la fabricación y las mercancías con destino a la venta. En la tabla 3.3 se muestran los costos incurridos en el proceso de soldadura.

Tabla 3.3. Costo de fabricación de la soldadura, en CUP

No	Operación	Equipo	Tiempo en h	Tarifa horaria	Importe
1	Corte	Fresadora	1,5	2,70	4,05
2	Soldadura	Miller	0,25	2,70	0,675
3	Pulido	Lijas	1	1,67	1,67
4	Observación	Microscopio	1	1,67	1,67
Sub total					8,07

Los costos operacionales u operativos serán la repercusión que tenga la inversión sobre los costos totales de la empresa, es decir, incremento de materias primas, de gastos de mano de obra o de gastos generales. Estos costos figuran en la cuenta de resultados del período y tienen un tratamiento financiero diferente al costo de adquisición de la inversión. En la tabla 3.4 se muestran los costos de mano de obra directa.

Tabla 3.4. Costos totales de la mano de obra directa

Mano de obra directa	CUP
Salario mano obra	8,07
Vacaciones (9,09 %)	0,73
Salario complementario	1,26
Aporte a la seguridad social 12 %	0,96
Impuesto sobre la fuerza 5 %	0,40
Sub total	11,42

Los costos estimados en la tabla 3.4 se relacionan con los costos directos, que incluyen la cantidad pagada por diseños, materiales, equipos, salarios directos.

En el costo total de una soldadura se deben incluir otros renglones, estos materiales van a incrementar los costos, serán considerados dentro del costo total de soldadura y se consideran como costos adicionales. La tabla 3.5 muestra el costo por concepto de materiales directos.

Tabla 3.5. Costos de los materiales directos, en CUP

No	Materiales	Cantidad	Precio material	Importe material
1	Plancha hierro nodular	1,94	0,54	1,05
2	Electrodo E 316L-16	0,03	1,25	0,04
3	Electrodo UTP 65	0,03	1,25	0,04
4	Lija de 200	0,50	0,44	0,22
5	Lija de 400	0,50	0,457	0,23
6	Lija de 600	0,50	0,27	0,14
Sub total				1,72

Para determinar el costo de la energía eléctrica se tuvo en cuenta la tarifa de pago del MINEM a la UNE. La tarifa del MINEM es tarifa A1, que es el pago en CUC, con una demanda contratada de 1 500 kW para obtener este servicio de pago de \$ 3,00. Para los diferentes horarios (pico, normal y madrugada) se establece una tarifa de pago, siendo el precio de \$ 0,04 la tarifa eléctrica establecida en horario normal. En la tabla 3.6 se muestran los costos por consumo de energía eléctrica.

Tabla 3.6. Costos del consumo de la energía eléctrica

No	Equipo	Horas por consumo eléctrico	Precio kW.h (CUP)	Importe kW.h (CUP)
1	Fresadora	0,30	1,32	0,39
2	Máquina de soldar	0,50	1,50	0,75
3	Microscopio	1	0,65	0,65
Sub total				1,79

El costo total de la fabricación de la soldadura se muestra en la tabla 3.7, incluye todos los costos que intervienen en el proceso de soldadura.

Tabla 3.7. Costos totales

Costos totales	CUP
Mano de obra directa	11,42
Materiales directos	1,72
Energía eléctrica	1,79
Total	14,93

El costo total del proceso es de 14,93 CUP.

En relación con las técnicas de inspección a utilizar, los métodos no convencionales de evaluación de defectos por ultrasonido son estudiados día a día, proponiéndose mejoras en su aplicación así como la reducción de costos. Aunque la prevención de las roturas puede depender de la selección de los materiales, no deben perderse de vista los factores del tipo económico.

En la selección de los materiales más adecuados, deberá tomarse en consideración el material que represente mayor economía y que satisfaga los requisitos de las condiciones de servicio y las especificaciones de los códigos y reglamentos. Los costos asociados a los ensayos no destructivos se muestran en la tabla 3.8.

Tabla 3.9. Cálculo de los costos por ensayos no destructivos, en CUP

Descripción	Cantidad	Precio	Costo total
Equipo KrautKramer	1	50,00	50,00
Cámara fotográfica	1	10,00	10,00
Lentes	2	6,00	12,00
Iluminadores backlight	2	15,00	30,00
PC + monitor	1	25,00	25,00
Cableado	2	1,20	2,40
Fotocélula	1	3,50	3,50
Alcohol	1 l	0,10	1,10
Instalación y montaje		50,00	50,00
Sub total (1)			184,00
Limpiador	0,30 g	6,50	1,95
Penetrante	0,30 g	6,50	1,95
Revelador	0,75 g	9,00	6,75
Sub total (2)			10,65
Costo total (1+2)			194,65
Costo sobre el impuesto (12 %)			6,1
Costo total			200,75

Para un costo de 14,93 CUP empleado en el proceso de soldadura manual por arco eléctrico y con 200,75 CUP en los ensayos no destructivos, se incurre en un costo total de 215,68 CUP para establecer el comportamiento metalúrgico de la unión soldada del hierro nodular.

3.10. Impacto ambiental

Las descargas eléctricas pueden causar la muerte lo que significa que no aplicar las medidas de seguridad contra este riesgo puede ser fatal. El riesgo de choque eléctrico está asociado con el equipamiento eléctrico. Esto incluye todos los tipos de equipos energizados eléctricamente. En una máquina de soldadura convencional por lo general el voltaje interno (115 V) es mayor que el voltaje de salida.

Con respecto a la instalación de las máquinas de soldadura, esta debe ser hecha en concordancia con el Código Eléctrico Internacional y los demás códigos locales. Las instrucciones de instalación están incluidas en el manual del fabricante, que acompaña a la máquina de soldadura. Este manual da, además, las dimensiones de los cables de corriente que deben ser usados para conectar la máquina a la línea principal.

La máquina de soldadura tipo motor generador prioriza la separación completa de la energía primaria y el circuito de soldadura, debido a que el generador está mecánicamente

conectado al motor eléctrico. Sin embargo, la caja y la estructura soporte deben estar conectadas a tierra desde las líneas principales del alto voltaje. En las máquinas transformadoras y rectificadoras, los enrollados primarios y secundarios del transformador están eléctricamente aislados entre sí. Este aislamiento puede estropearse en determinado período de tiempo si no se realizan las prácticas de mantenimiento adecuadas.

La estructura metálica y la caja de los transformadores y de las máquinas transformador -rectificador deben conectarse a tierra. El terminal de trabajo de soldadura no debe ser conectado a tierra. Es correcto emplear en todas las fuentes de energía los interruptores de desconexión, de forma que ellas puedan ser desconectadas de las líneas principales de mantenimiento.

Es extremadamente importante, cuando la máquina de soldadura tipo transformador trabaja en paralelo, que las fases de la línea de corriente trifásica estén seguramente identificadas. Esto asegurará que las máquinas estén en la misma fase, lo que puede chequearse de una forma relativamente fácil, conectando las salidas de trabajo juntas y midiendo el voltaje entre la tenaza del electrodo y las dos máquinas.

El incremento de la vida útil de las piezas de hierro fundido nodular, contribuye en determinada medida a un mejor aprovechamiento de las posibilidades productivas de estos materiales, es decir con el aumento de su durabilidad, se reportan otras ventajas como la reducción del costo de explotación y de mantenimiento de los equipo. Con lo que podrían disminuir las importaciones y derivar recursos hacia otros renglones contribuyendo así al aprovechamiento eficiente de los recursos.

El proceso de fundición es altamente generador de residuos sólidos y gaseosos, en la fundición se generan gases nocivos que van a parar en la atmósfera afectando así el medio circundante y la vida de la flora y la fauna de las zonas aledañas. Además la arena de moldeo que se derrama, la cual posee varios componentes como aglutinantes, melaza que de cierta manera inciden en los suelos.

3.10.1. Impacto ambiental que genera el ultrasonido

Existen criterios de salud que establecen las dosis máximas acumuladas, las cuales se incrementan con la edad. En general, antes de los 18 años, la exposición a la radiación debe ser nula. Después de esa edad, es posible acumular 5 rem por año (0,05 Sv, por año), pero

sin exceder la dosis de 12 rem en un año. El principal objetivo de la protección radiológica es mantener al mínimo las dosis de radiación que reciben los operadores, lo cual se logra limitando la intensidad de la radiación y los tiempos de exposición. Como la intensidad de la radiación decrece inversamente proporcional a la distancia de la fuente, es importante definir un área de exclusión o de acceso restringido donde se encuentran las fuentes de radiación.

El monitoreo de la radiación en las instalaciones y del personal que ahí labore es un requisito fundamental en los programas de seguridad radiológica. El riesgo de fugas radiactivas en una instalación requiere evaluaciones periódicas para monitorear cada fuente radiactiva en condiciones de máxima intensidad. Adicionalmente, todo el personal asignado a las áreas restringidas está obligado a portar placas de medición, o dosímetros para registrar las dosis recibidas diariamente. De igual manera, deben existir registros históricos de las dosis acumuladas de todos y cada uno de este personal.

3.10.2. Impacto ambiental que generan líquidos penetrantes

Cuando se utilizan técnicas por líquidos penetrantes, existen varios aspectos de seguridad que hay que tomar en cuenta para garantizar la integridad de los inspectores. En primer lugar, es importante que el área de trabajo tenga una ventilación adecuada para evitar riesgo de intoxicación o incendio, especialmente cuando se emplean solventes. Por lo general, los líquidos y sustancias que se aplican son irritantes a la piel, por lo que se deben utilizar guantes y gafas.

Cuando se aplican polvos reveladores, el uso de máscaras es indispensable para evitar que sean inhalados por el inspector y se exponga a daños en las vías respiratorias. En los métodos tipo I, el manejo de la luz ultravioleta debe hacerse con cuidado a fin de evitar sobrexposición de la piel, o de los ojos. Finalmente, otro aspecto fundamental es cuidar la compatibilidad química de las sustancias con el material que se va a inspeccionar y las sustancias que éste puede contener.

3.11. Conclusiones del capítulo 3

- + Durante el análisis de la susceptibilidad al agrietamiento del hierro fundido y en correspondencia al tipo de solidificación del hierro fundido nodular, se pudo establecer que el mismo, según el diagrama Fe - C es hipoeutéctico, donde el silicio en la fundición ejerce influencia indirecta, ya que contribuye a la formación de grafito, que modifica completamente el carácter y las propiedades de las aleaciones hierro - carbono.
- + Al determinar el ciclo térmico de soldadura se estableció que para los diferentes materiales de aportes de soldadura, existe la formación de estructuras en el hierro fundido, algunas de las cuales son propensa al agrietamiento.
- + Se pudo determinar a través de los ensayos no destructivos (END) como el ultrasónico y el de líquidos penetrantes que la unión del hierro fundido nodular con electrodo E 316 L - 16 presenta defecto consistente en una grieta en el centro el cordón de soldadura y para el electrodo UTP 65, el defecto detectado es del tipo tecnológico.

CONCLUSIONES GENERALES

- ✚ En la soldadura del hierro nodular con electrodos revestidos del tipo E 316L - 16 y el UTP 65, para ambos se obtienen estructuras del tipo austenítica, martensítica y de ferrita dendrítica, pero no es recomendable la soldadura con el primero por la presencia de grieta en la zona fundida.
- ✚ Al determinar los perfiles de dureza en los depósitos de los diferentes electrodos, para el E 316L - 16, existe un incremento de la dureza desde 170 HV en el material base hasta 230 HV en la ZIT y con el electrodo UTP 65 en la ZIT la dureza es de 225 HV, lo que demuestra que la mejor solidificación se logra con este último.
- ✚ Para una velocidad de sonido en los materiales base de 5 900 m/s, un ángulo de inclinación de 45° y un espesor de 14 milímetros, se determinó que durante el ensayo por ultrasonido, esta velocidad fue de 3 464 m/s, que demuestra que durante la soldadura no existe homogeneidad en el cordón debido a las transformaciones físico - química que se producen en esta zona.
- ✚ Al realizar la valoración económica del proceso de soldadura del hierro fundido nodular, en el que se consideró gasto por concepto de tiempo y por concepto de consumo (mano de obra y materiales) el costo total es de 215,68 CUP.

RECOMENDACIONES

-  Considerar en próximas investigaciones la posibilidad de realizar otros tipos de ensayos con el software de imágenes para establecer el conteo de los microconstituyentes presentes en el cordón de soldadura.
-  Recomendar a las empresas del territorio sobre la base del presente trabajo, no realizar soldadura en el hierro fundido nodular con el electrodo E 316L - 16, ya que el mismo provoca efecto de agrietamiento en la unión soldada.
-  Emplear siempre que sea posible, el ensayo de ultrasonido sobre cordones de soldadura, ya que es un ensayo no destructivo fácil y rápido de aplicar. Al mismo tiempo se logra tener los resultados en tiempo real, sin esperar tiempos prolongados para observar las indicaciones halladas sobre la estructura que se está analizando.

Referencias bibliográficas

REFERENCIAS

1. Aristizábal, R.; Silva, C.; Pérez, P.; Stanek, V.; Katz, S. Studies of a Quenched Cupola Part II: The Behavior of C, Si, Mn and S in the Metallic Charge, AFS Transactions, Vol. 117, Paper 09-104, 693-708, 2009.
2. Apraiz, J. Fundiciones", 2da ed., Madrid: Dossat, 1963, Pág. 143
3. Aguirre, I. Modelado del proceso de soldadura MIG/MAG". III congreso Boliviano de Ing. Mecánica y electromecánica, S.C.- Bolivia, septiembre de 2006.
4. Acipco, U.S. pipe and foundry co. ductile iron flanged pipe. Birmingham Alabama. UUEE. (2011). Recuperado de: <http://www.acipco.com>
5. Anderson, T. Fracture Mechanics Fundamentals and Applications. Ed. Taylor and Francis. 3ª edición, EUA 2006.
6. (ANSI/AWS, 1997).
7. (ASTM, 2000)
8. 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, Vol. 8.
9. Brown, John R. Foseco Ferrous Foundryman's *Handbook*. Great Britain: Butterworth - Heinemann, 2000.
10. Baydogan H, Secking I. A. Successive Boronizing and Austempering for GGG-40 Grade Ductile Iron. Journal of Iron and Steel Research International, 2009, 16(2), 50-54
11. Bott, I.; Souza, L.; Teixeira, H.; Rios, J. High-strength steel development for pipelines: a Brazilian perspective, Metallurgical and Materials Transaction, 36A, N.2, p 443-454. 2005
12. Bao, R.; Zhang, X. An inverse method for evaluating weld residual stresses via fatigue crack growth test data. Engineering Fracture Mechanics. Vol. 77, pp. 3143-3156. 2010.
13. Biswajit, T.; Suryanarayan, S. Analytical studies for buckling and vibration of weld-bonded beam shells of rectangular cross-section. International Journal of Mechanical Sciences. Vol. 51, pp. 77-88. 2009.
14. Barsom, J. Fracture mechanics analysis of fatigue crack initiation and growth. The International Conference on Fatigue, pp. 88-98. Toronto, Ontario, Canada. 1994.

15. Berkovis, D.; Di, K. Consideration of the Effect of Residual Stresses on Fatigue Welded Aluminum Alloys Structures. *Journal of Fatigue & Fracture of Engineering Material and Structure*. Vol. 21, pp. 159-170. 1998.
16. Burgos, J. *Tecnología de Soldadura*. Editorial Pueblo y Educación. 1987.
17. Collini, L.; Nicoletto, G.; Conecnák, R. Microstructure and mechanical properties of pearlitic gray cast iron, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 488, 529-539, 2009.
18. Catalina, A.; Guo, X.; Stefanescu, D.; Chuzhoy, L.; Pershing, M. Prediction of Room Temperature Microstructure and Mechanical Properties in Gray Iron Casting, *AFS Transactions*, Vol. 108 72, pp. 247-257, 2000.
19. CALLISTER, W. *Ciencia de Materiales e Ingeniería*. 7ma ed. New York: John Wiley, 2007. Pág. 366 – 371
20. 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, 2006, Vol. Vol. 509.
21. Cembrero, J. (Ed.). (2010, 03, 06). Soldabilidad de las fundiciones de grafito esferoidal. Consejo superior de investigaciones científicas. Madrid España.
Recuperado de:
<http://revistademetalurgia.revistas.csic.es/index.php/revistademetalurgia/article/viewFile/648/659>
22. Choo, R.; Szekely, J. *Welding Journal*, 1994, 73 (2), p. 25s.
23. Chandel, R.; Seow, H.; Cheong, F. Effect of increasing deposition rate on the bead geometry of submerged arc welds. *Journal of Materials Processing Technology*. Vol. 72, pp. 124-128. 1997.
24. Chin-Hyung, L.; Kyong-Ho, C.; Gab-Chul, J.; Chan-Young, L. Effect of weld geometry on the fatigue life of non-load-carrying fillet welded cruciform joints. *Engineering Failure Analysis*. Vol. 16, pp. 849-855. 2009.
25. Cary, H. *Modern Welding Technology*, 4th ed. Prentice Hall. Ohio. USA. 1998. pp. 107-204.
26. Cerjak, H. *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 4*. Materials Modelling Series. Primera edición. 1998.
27. Dardati, P. M., Celentano, D. J., Godoy, L. A., Chiarella, A. A., y Schulz, B. J., Analysis of ductile cast iron solidification: numerical simulation and experimental validation, *International Journal of Cast Metals Research*, 22-5:390-400, 2009.

28. 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.
29. Dardati, P. Simulación micromecánica de la solidificación de la fundición dúctil. Córdoba, España: Universidad Nacional de Córdoba, 2005.
30. DebRoy, R.; David, S. A Physical processes of fusion welding, Reviews of Modern Physics, 1995, 67(1), pp. 85-112.
31. Davies, G.; Garland, J. Solidification structures and properties of fusion welds, International Metallurgical Review, 1975, 20, pp. 83-106.
32. Dutra, J.; De Paola, O. Comparacao entre o proceso MIG/MAG convencional e pulsada. XXII ENTS- Blumeneau/ S.C, 1996, 239-243.
33. Ecob, C. A Review of Common Metallurgical Defects in Ductile Cast Iron, Fecha de consulta: Enero 2010.
34. EUTECTIC CASTOLIN, Manual de soldadura, Eutectic Castolin, Bogotá 2002.
35. Easterling, K. Introduction to the Physical Metallurgy of Welding, 1983, London, Butterworths.
36. Elkem. Graphite Structures in Cast Iron. Foundry Products (2010). Recuperado de <http://www.foundry.elkem.com>
37. 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 Vol XXXI, págs. 2093-2118, 2012.
38. Fredriksson, H; Tinoco, J. "On the Solidification Behavior of Nodular Cast Iron". En: Proceedings de la International Conference: The Science of Casting and Solidification. Brasov (Romania): 2001, p. 305-311.
39. Fernández Columbié, T.; Rodríguez González, I.; Correa Suárez, R.; Alcántara Borges, D. Junta de soldadura disímil de la aleación HK – 40 y del hierro fundido 24. Ingeniería Mecánica. Vol. 17. No. 2, 2014, p. 98-107.
40. Flores Le Roux, R. Estudio de la propagación de fisuras en Materiales dúctile. Tesis para optar al grado de doctor. Departamento de Motopropulsión y Termofluidodinámica Escuela técnica superior de ingenieros aeronáuticos. Universidad Politécnica de Madrid. Madrid, España. Septiembre, 2002.
41. Fosca, C. Introducción a la metalurgia de la soldadura, Lima PUCP, cuarta edición, 2003.

42. Guo, X.; Stefanescu, D.; Chuzhoy, L.; Pershing, M.; Biltgen, G. A Mechanical Properties Model for Ductil Iron. AFS Transactions, vol. 105, pp. 47-54, 1997.
43. Grong, O.; Matlock, D. Microstructural development in mild and low-alloy steel weld metal, International Metals Reviews, 1986, 31, pp. 175-196.
44. Ghosh, P.; Singh, P.; Vaze, K.; Kushwaha, H.; Characterisation of pipe welds and HAZ in primary heat transport system piping of pressurised heavy water reactors, Science and Technology of Welding Joining. 9 (3) 200 – 208, 2004.
45. Glizmanenko, D. Soldadura y Corte de los Metales, Instituto del Libro, La Habana, 1968.
46. Hecht U, Rex S, "Divorced Growth Modes in Ternary Alloys". En: Proceedings de la International Conference: The Science of Casting and Solidification. Brasov (Romania): 2001, p. 53-59
47. Hsieh, K.; Babu, S.; Vitek, J.; David, S., Calculation of inclusion formation in low-alloy-steel welds, Materials Science and Engineering, A215, 1996, pp. 84-91.
48. Howard, B. Manual de Soldadura Moderna Tomo 3, Prentice Hall. Segunda edición. 1992.
49. Ignoto, V. Soldadura para Ingenieros. C.V.S. Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales, 2001. U.C.V.
50. Ju, S. Characterization of bainitic microstructures in low carbon HSLA steels. International Journal of Modern Physics B. 22 (31): 5965 – 5970, 2008.
51. Janowak, J.; Gundlach, R. Fundiciones Grises Aleadas (y2) Fundición Año XXXIII-segunda etapa- mayo-junio, 1987.
52. Keville, B. R. Welding Journal, 1983, 62, pp. 253s-260s.
53. Kobelco. Welding handbook (2012). Recuperado de: <http://www.kobelco.co.jp/english/welding/files/handbook2012.pdf>
54. Kanvinde, A.; Fell, B.; Gomez, I.; Roberts, M. Predicting fracture in structural fillet welds using traditional and micromechanical fracture models". Engineering Structures. Vol. 30, Issue 11, pp. 3325-3335. 2008.
55. Kamp, N.; Parry, M.; Singh, K.; Sinclair, I. Analytical and finite element modeling of roughness induced crack closure. Acta Materialia. Vol. 52, pp. 343-353. 2004.
56. Lotsberg, T. Stress concentrations due to misalignment at butt welds in plated structures and at girth welds in tubulars. International Journal of Fatigue. Vol. 31, pp. 1337-1345. 2009.

57. Lin, S.; Pan, J.; Wung, P.; Chiang, J. A fatigue crack growth model for spot welds under cyclic loading conditions. *International Journal of Fatigue*. Vol. 28, pp. 792-803. 2006.
58. Moffat, W.G.; Pearsall, G.W.; Wulf J. *The Structure and Properties of Materials*, Vol. 1, Structure, p. 195 (2001).
59. Marulanda, J.; Zapata, A.; Mesa, D. *Fundamentos de la soldadura de metales*. Universidad Tecnológica de Pereira. 2007.
60. Marulanda, J., Zapata, A.; Grajales, D. Recuperación y soldabilidad de piezas de fundición de hierro. *Scientia et Technica*, 37 (11): 237-242, 2007b
61. Mertinger, V.; Nagy, E.; Tranta, F.; S'olvom, J. Strain-induced martensitic transformation in textured austenitic stainless steels, Hungary, 15 February 2007.
62. Matsunawa, A. In *International Trends in Welding Science and Technology*, editado por S. David, A.; Vitek, J. (ASM International, Materials Park, Ohio), 1993, p. 3.
63. Maddox, S. Applying Fitness-for Purpose Concepts to the Fatigue Assessment of Welded Joints'. *The International Conference on Fatigue*. Vol. 1, pp. 72-81. Toronto, Ontario, Canada. 1994.
64. Mohammad Shah, A. Structural integrity and fatigue crack propagation Life assessment of welded and weld-repaired structures. Thesis South Dakota school of mines and technology. USA. 2005.
65. Murthy, R.; Gandhi, P.; Madhava, A. A Model for Fatigue Prediction of Offshore Welded Stiffened Steel Tubular Joints Using FM Approach. *International Journal of Offshore and Polar Engineering*. Vol. 4, Issue 3, pp. 241-247. 1994.
66. Nakae H, Shin H, "Formation Mechanism of Chunky Graphite". En: *Proceedings de la International Conference on the Science of Casting and Solidification*. Brasov (Romania): 2001, p. 336-343.
67. Nordmark, G.; Herbein, W.; Dickerson, P. Effect of Weld Discontinuities on Fatigue of Aluminum Butt Joints. *Journal of Welding*. Vol. 66, Issue 6, pp. 162-173. 1987.
68. 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, 2013 PACHUCA, HIDALGO, MÉXICO*.
69. Okamoto, H. ASM (American Society Materials). *Phase Diagrams for Binary Alloys*. ASM International. United States of America 2000.

70. Olsen, O.; Hartung, C.; Ecob C. Common Metallurgical in Grey Cast Iron, Fecha de consulta: Enero de 2010.
71. Pedersen. N; Tiedje, K. Experimental validation of error in temperature measurements in thin walled ductile iron castings. International Journal of Cast Metals Research, 2007, Vol. 20.
72. PASTOR, Mario. 2004. Introducción a la metalurgia de la soldadura. Riobamba : s.n. 2004.
73. Pouranvari, M. On the weldability of grey cast iron using nickel based filler metal. Dezful, Iran : Elsevier, 2010, Vol. Vo 31, págs. 32-54.
74. Palma, J.; Timerman, R. Ciencia y Técnica de la Soldadura, Tomo I, Ed. Conarco, 1983, Buenos Aires.
75. PafmoneHa, M.; Friswell, M.; Mottershead, J.; Lees, A. Finite element models of spot welds in structural dynamics: review and updating. Computers and Structures. Vol. 83, pp. 648-661. 2005.
76. Quintero, O. Características microestructurales de una aleación comercial de hierro nodular. Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales. v.27 n.1 Caracas jun. 2007.
77. Rivera, G. Estructura de Solidificación de Fundiciones de Hierro con Grafito. 2000.
78. Rex, S; Hecht U. "Divorced Growth Modes in Ternary Alloys". En: Proceedings de la International Conference: The Science of Casting and Solidification. Brasov (Romania): 2001, p. 53-59
79. Rodríguez, H. Metalurgia de la soldadura. Editorial Pueblo y Educación. La Habana. Cuba. 1987. pp 134 – 154.
80. Rowe, R.; Jeffeus, L. Manual de Soldadura GMAW (MIG – MAG). Paraninfo Ediciones. España. 2008.
81. Radhakrishnan, V. Hot cracking in austenitic stainless steel weld metals. Science and Technology of welding and Joined Magazine. 5 (1) 25 – 32, 2000.
82. Shin H, Nakae, H. "Formation Mechanism of Chunky Graphite". En: Proceedings de la International Conference on the Science of Casting and Solidification. Brasov (Romania): 2001, p. 336-343.
83. Secking I. A, Baydogan H. Successive Boronizing and Austempering for GGG-40 Grade Ductile Iron. Journal of Iron and Steel Research International, 2009, 16(2), 50-54.
84. SAGER S.A. Manual de soldadura, SAGER, Cali. 2004.

85. Smith, W. Fundamentos de la ciencia e Ingeniería de Materiales, Concepción Fernández España, Madrid. 2005.
86. Sandvik Materials Technology (2006) Stainless, Welding Products, S-236-ENG.
87. 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, 2006, pp 26-33.
88. Sanders, W.; Lawrence, F. Fatigue behavior of Aluminum alloy weldments. Fatigue Test Weld. ASTM STP 648. 1997.
89. Singh, P.; Guha, B.; Achar, D. Fatigue tests and estimation of crack initiation and propagation lives in AISI 304L butt-welds with reinforcement intact. Engineering Failure Analysis. Vol. 10, pp. 383-393. 2003.
90. Sturla, A.; Castellano, E. Metalografía microscópica: guía práctica de metalografía microscópica y macrografía. Buenos Aires: Alsina. 1951. 278 pp.
91. Tinoco J, Fredriksson H, "On the Solidification Behavior of Nodular Cast Iron". En: Proceedings de la International Conference: The Science of Casting and Solidification. Brasov (Romania): 2001, p. 305-311.
92. Tinoco J, Delvasto P, Quintero O, Fredriksson H. Int. J. Cast Metal. Res. 2003; 16 (1-3): 53-58.
93. Tiedje, K.; Pedersen. N. Experimental validation of error in temperature measurements in thin walled ductile iron castings. International Journal of Cast Metals Research, 2007, Vol. 20.
94. 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>
95. Turkdogan, E. Chemical metallurgy of iron and steel, 1973, London, The Iron and Steel Institute, pp. 153-170.
96. Traidia, A.; Roger, F. Numerical and experimental study of arc and weld pool behaviour for pulsed current GTA welding. International Journal of Heat and Mass Transfer. Vol. 54, Issues 9-10, pp. 2163-2179. April, 2011.
97. Talero, J.; Muñoz, M. Introducción al cálculo de estructuras metálicas según Eurocódigo 3. 1era Edición corregida. España. 2000.
98. Verhoeven, J. Metallurgy of Steel for Bladesmiths & Others who Heat Treat and Forge Steel. 2005.

99. Vaidya, V. Shielding Gas Mixtures for Semiautomatic Welds, *Welding Journal*, Sept. 2002, pp. 43-48.
100. Van-Xuan, T.; Jwo, P. Analytical stress intensity factor solutions for resistance and friction stir spot welds in lap-shear specimens of different materials and thicknesses. *Engineering Fracture Mechanics*. Vol. 77, pp. 2611-2639. 2010.
101. Villa-Rabasa, A.; Hernández, K. *Apuntes de metalurgia de soldadura*. SEPI-ESIME-IPN. 1999.
102. Wahab, M.; Alam, M. The significance of weld imperfections and surface peening on fatigue crack propagation life of butt-welded joints. *Journal of Materials Processing Technology*. Vol. 153-154, pp. 931-937. 2004.
103. Wahab, M.; Alam M. The Effect of Torsional Interaction of a Circular Porosity and a Solidification Crack on Fatigue Crack Propagation Life of Butt Welded Joints. *Proceeding of 10th International Conference of Composite Engineering*, pp. 753-754. New Orleans. 2003.
104. Weman, K. *Welding processes handbook*. New York: CRC Press LLC. ISBN 0 – 8493 – 1773 – 8, 2003.
105. Xiaoping, H.; Torgierr, M. Improved modeling of the effect of R-ratio on crack growth rat, Norway, 2 October 2006.
106. Xiaoyuan, W.; Hui, H.; Ziyong, C.; Wei, W.; Congying, L.; Zuoren, N. Microstructure and mechanical properties of Al-Mg-Mn-Zr-Er weld joints filled with Al-Mg-Mn-Zr and Al-Mg-Mn-Zr-Er weld wires. *Journal of Rare Earths*. Vol. 28, Issue 4, pp. 627-635. August 20, 2010.
107. Yalcin, Y. Yazici, A. The Effect of Boro-tempering Heat treatment on the Properties of Ductile Cast Iron . *Kovove Materials*, nr. 45, 2007, p. 51-57
108. Yamauchi, A.; Sorimachi, K.; Sakuraya, T. Effect of solidus temperature and crystalline phase of mould flux on heat transfer in continuous casting mould. *Iron making and Steelmaking*. 29 (3) 203 – 207, 2002.