



**Facultad de metalurgia electromecánica  
Departamento de Metalurgia**

# **COMPORTAMIENTO MICROESTRUCTURAL DE LA FUNDICIÓN NODULAR CON ELECTRODO BASE NÍQUEL**

**Tesis en opción al título de Ingeniero Metalúrgico**

Autor: Leober Reyes Hastie

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

**Moa /2019**



## **Declaración de autoridad**

**Yo:** Leober Reyes Hastie

Autor de esta tesis, 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.

---

Leober Reyes Hastie



## Declaración de autoridad

**Yo:** Leober Reyes Hastie

Autor de esta tesis, 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.

---

Leober Reyes Hastie

---

Dr. C. Tomás Fernández Columbié

*“La imaginación es más importante que el conocimiento. El conocimiento es limitado, la imaginación rodea el mundo.”*  
*Albert Einstein.*

## ***Agradecimientos***

***A Dios por haber iluminado mis pasos.***

***A mi adorada madre Pamela Hastie, mi  
inigualable padrastro Rene Quevedo y mi querida  
esposa Ismeidis Matos por alentarme día tras día.***

***A mi tutor Tomás Fernández y Yoel Ochoa por su  
apoyo incondicional.***

***A mi exsuegra Rasa Maria por todo su apoyo.***

***A todos mis hermanos.***

***A los que de un modo u otro contribuyeron con el  
desarrollo del trabajo.***

***A todos muchas gracias.***

## ***Dedicatoria***

***Dedico todo este trabajo principalmente a mi madre que con tanto esfuerzo y sacrificio me forjo hasta lo que hoy soy, a mi hermano Eber Brito que siempre me apoyo y es su sueño que yo sea ingeniero, a mis dos hijos para que el día de mañana también se superen, a mi esposa por todo el amor y cariño, a mi inigualable padrastro por todo su incondicional apoyo y a todos lo que de algún modo contribuyeron a que esto fuese posible.***

## Índice

INTRODUCCIÓN .....	I
CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS .....	4
1.1. Introducción .....	4
1.2. Generalidades de las fundiciones .....	4
1.3. Clasificación del hierro dúctil o nodular .....	6
1.4. Problemas principales en la soldabilidad del hierro fundido .....	9
1.5. Soldadura de la fundición nodular .....	11
1.5.1. Soldabilidad de las fundiciones nodulares .....	12
1.5.2. Modos de solidificación durante la soldadura .....	14
1.5.3. Solidificación en la zona de la unión soldada .....	16
1.5.4. Características del flujo de fluido en la pileta líquida .....	18
1.6. Efecto de los elementos de aleación en el hierro fundido .....	19
1.7. Formación de grafito en las fundiciones .....	20
1.8. Defectos en uniones soldadas .....	21
1.9. Conclusiones del capítulo 1 .....	22
CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS .....	23
2.1. Introducción .....	23
2.2. Composición química estándar del hierro fundido nodular .....	23
2.3. Máquina de soldar empleada en la soldadura .....	24
2.3.1. Preparación de la junta y electrodo consumible para la soldadura .....	24
2.3.2. Características del material de aporte .....	25
2.3.3. Soldadura de las muestras .....	26
2.4. Materiales y equipos empleados en la experimentación .....	27
2.4.1. Encapsulado de las muestras resina epoxi ROYAPOX – 5050 .....	28
2.4.2. Pulidora metalográfica montasupal .....	28
2.4.3. Ataque de las muestras para su examen microscópico .....	29
2.4.4. Microscopio óptico .....	29
2.5. Cálculo del carbono equivalente .....	31
2.6. Metodología de cálculo para el proceso de soldadura .....	31
2.6.1. Cálculo del ciclo térmico de soldadura .....	32
2.6.2. Energía lineal del proceso de soldadura .....	33
2.6.3. Cálculo de la velocidad de enfriamiento del cordón .....	34



2.7. Ensayo para determinación de la dureza Vickers .....	35
2.7.1. Microscopio óptico para el análisis de imágenes .....	36
2.7.2. Obtención del porcentaje de microconstituyentes .....	37
2.8. Determinación de los coeficientes de regresión .....	37
2.8.1. Cálculo de la varianza .....	38
2.9. Conclusiones del capítulo 2.....	38
CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS.....	40
3.1. Introducción.....	40
3.2. Análisis de la composición química de la aleación fundida .....	40
3.3. Análisis de la susceptibilidad al agrietamiento del hierro fundido .....	40
3.4. Cálculo del ciclo térmico de soldadura .....	41
3.4.1. Análisis de los cálculos numéricos .....	43
3.5. Análisis del comportamiento microestructural .....	44
3.5.1. Comportamiento microestructural en la zona de influencia térmica.....	46
3.5.2. Comportamiento microestructural en la interfase .....	48
3.5.3. Análisis del porcentaje de microconstituyentes .....	49
3.6. Comportamiento de las durezas en las diferentes zonas .....	50
3.6.1. Procesamiento estadístico.....	51
3.6.2. Análisis económico .....	53
3.7. Impacto ambiental.....	55
3.8. Conclusiones del capítulo 3.....	56
CONCLUSIONES GENERALES .....	57
RECOMENDACIONES .....	58
Referencias bibliográficas.....	59



## **RESUMEN**

El trabajo tiene como objetivo determinar el comportamiento microestructural de una fundición nodular sometida a soldadura con electrodo base níquel. Se prepararon tres muestras con preparación de bordes a 60° a las cuales se les realizó depósitos de cordones, luego fueron cortadas con dimensiones de 15 x 15 mm para realizar la observación de sus estructuras. Se determinó que la unión, en la zona fundida se obtuvo la presencia de la martensita y la austenita Widmanstätten, en el primer, fases que se transformaron a austenita retenida y ferrita dendrítica por el efecto de revenido por los pases de soldadura. En el barrido de dureza, existió un incremento desde 170 HV en el metal base hasta 220 HV en la zona afectada térmicamente y hasta 260 HV en la interfase, por efecto del calor del ciclo térmico. Al determinar el porcentaje de microconstituyentes, la austenita retenida está distribuida sobre la matriz con un 43,32 % y un 35,27 % de nódulos de grafito, el resto es de ferrita. Se realizó el análisis económico, así como el impacto medio ambiental del proceso de soldadura.



## **ABSTRACT**

The work has objective determining the behavior microstructural of a nodular founding submitted to welding with host electrode nickel. to accomplish the observation of his structures prepared to 60° to which they welding deposits of cords off to them, that next they were to cut with dimensions of 15 x 15 mm three signs with preparation of borders. austenite Widmanstätten determined that the union, at the fused zone got the presence from the martensitic and the itself, in the first, phases that transmuted to austenita retained and ferrite dendritic for the effect of come back for the passes of welding. In the sweeping of hardness, an increment from 170 HV in the host metal to 220 HV at the zone affected thermally to 260 HV and in the interphase for effect, of the heat of the thermic cycle existed. When determining the percent of micro constituents, the retained austenita is distributed on the womb with a 43.32 % and a 35.27 % of graphite nodules, the rest comes from ferrite. The economic analysis, as well as the half environmental impact of the process of solder came true.

## **INTRODUCCIÓN**

La soldadura de mantenimiento es donde generalmente se "trabaja a ciegas", ya que, no se conoce con exactitud el metal base a soldar, generalmente son piezas contaminadas por corrosión y fracturadas y ningún caso es repetitivo, entonces el soldador de mantenimiento se convierte en un "artista", que debe tener un claro conocimiento de los diferentes materiales de aporte y las recomendaciones técnicas de las casas fabricantes de dichos materiales, esto no es un gran problema, pues el principio básico de la soldadura indica que, al momento de realizarla, se debe buscar la homogeneidad, es decir, que tanto el material base como el material de aporte deben tener la misma composición y propiedades, por lo que es necesario una permanente capacitación y actualización en sus conocimientos.

Una de las dificultades en la soldadura de mantenimiento se presenta cuando se desconoce la naturaleza del material base, para lo cual se debe recurrir a los análisis químicos y espectrométricos. Otra sería la diversidad de tipos y mecanismos de desgaste a que están expuestos los materiales, lo cual deriva a la terología la necesidad de aplicar aleaciones especiales y combinación de procesos de superiores calidades para preservar e incluso mejorar las propiedades de material base.

Al ser la terología, la ciencia que tiene como objetivo, el de minimizar los costos de mantenimiento, a través de la prolongación de la vida útil de las partes y piezas, esto lleva a encontrar la causa de deterioro de una determinada pieza y esto obliga a obtener la mayor información posible sobre el tipo de trabajo y condiciones de servicio de esta. Actualmente la mayoría de los procesos de soldadura se llevan a cabo mediante la aplicación de calor a las piezas a unir. Este calor es, a menudo, de suficiente intensidad y cantidad como para producir la fusión de los materiales a unir.

La industria del níquel constituye una de las posibilidades concretas para el desarrollo económico y en las condiciones del mercado actual cobra importancia tanto en su volumen como en su costo. Después de la puesta en marcha de la empresa "Comandante Ernesto Che Guevara", las fallas y roturas repetidas y anticipadas de las partes y piezas de los tramos de ejes centrales, fabricados de fundición dúctil o esferoidal, han mantenido una marcada incidencia en las pérdidas e insuficiencias del sistema y elevados gastos por conceptos de reparaciones y mantenimientos. Desde su inicio la evaluación y uso de diferentes aleaciones para el diseño de estos elementos ha sido objeto de la atención de especialistas, diseñadores y tecnólogos de dicha empresa, así como de la empresa "Comandante Mecánica del Níquel Gustavo Machin Hoed de Beche".

La soldabilidad de las fundiciones de hierro es menor que la de los aceros porque la relación de esta con respecto al contenido de carbono es inversa. El ciclo térmico inherente al proceso de soldadura, degrada a los nódulos de grafito por mecanismos de fusión y difusión tanto en la zona de fusión parcial como en la zona afectada por el calor, favoreciendo la formación de microestructuras duras y quebradizas, tales como: cementita, martensita, bainita y ferrita acicular; que inciden directamente en las propiedades mecánicas de la junta soldada.

Las propiedades mecánicas, así como la soldabilidad de las fundiciones están directamente relacionadas con la microestructura. Durante la soldadura, la matriz metálica se satura de carbono que en combinación con una alta velocidad de enfriamiento da lugar a estructuras duras y quebradizas como la martensita o cementita ubicadas preferentemente en la zona de fusión parcial y afectada por el calor, disminuyendo de esta manera la eficiencia de las juntas.

Más del 90% de toda la soldadura industrial de hierro fundido se hace mediante procesos de soldadura por arco. La soldadura por arco tiene una entrada de calor menor que la soldadura con gas protector a causa de una mayor velocidad de soldadura y una mayor velocidad de deposición. La operación de soldadura puede automatizarse en diversos grados y la distorsión debida al calor aportado en la soldadura es controlada más fácilmente.

La **situación problemática** de la investigación la constituye:

Los tramos de ejes centrales que se emplean en la Planta de Hornos de Reducción, por sus condiciones de trabajo, expuesto a las altas temperaturas del mineral y los gases, la cual se encuentra entre los 650 y 750 °C, se ha visto afectado por defectos como grietas, lo cual trae consigo afectaciones al proceso productivo, así como emanaciones de polvos al medio ambiente. En ocasiones se ha realizado proceso de reparación por el método de soldadura manual por arco eléctrico, empleando para ello material de aporte con características similares a la del metal base como el electrodo E Ni Fe – 1BG 12, luego de un período de tiempo, surge el mismo defecto, se ha observado que durante el proceso de soldeo no se precisa de la entrada de calor, lo cual pudiera dar solución al problema, si se tiene en cuenta las condiciones de soldabilidad de la fundición.

El **problema a investigar** lo constituye:

Aún existe insuficiencias en las tecnologías propuestas con el estudio de la influencia del régimen térmico, en el comportamiento microestructural de la fundición dúctil o esferoidal que se emplea en el tramo de eje central, afectado por el fenómeno de agrietamiento.

El **objeto de investigación** es: la metalurgia física de la fundición dúctil o esferoidal sometida a ciclo térmico de soldadura por arco eléctrico y electrodo base níquel.

El **campo de acción**: comportamiento metalúrgico y mecánico de la fundición dúctil o esferoidal soldada con electrodo base níquel.

Sobre la base del problema a resolver se establece la **hipótesis** siguiente:

El empleo de un electrodo base níquel, donde se garantice una temperatura en la zona de soldadura que evite que el carbono combinado o cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) se disuelva en el hierro (austenita) y con el enfriamiento brusco en dicha zona quede con una estructura dura y frágil (martensita), se podrá garantizar la continuidad metalúrgica del hierro dúctil y minimizar el efecto del agrietamiento.

En correspondencia con la hipótesis planteada se define como **objetivo** del trabajo:

Determinar el comportamiento microestructural en la zona fundida (ZF), la zona de influencia térmica (ZIT) y en la interfase de la fundición dúctil o esferoidal soldada mediante arco eléctrico con electrodo base níquel.

### Objetivos específicos

1. Definir las regularidades del comportamiento microestructural, las propiedades físico- mecánica del cordón de soldadura en la fundición dúctil o esferoidal luego de ser unida con electrodo base níquel.
2. Establecer el procedimiento metodológico para determinar las variaciones microestructurales y las propiedades físico- mecánica en la junta de la fundición dúctil luego de ser obtenida por proceso de soldadura.
3. Analizar a partir de las microestructuras resultantes en las diferentes zonas, las variaciones en la fundición dúctil luego de ser aplicado el ciclo térmico de soldadura con electrodos base níquel.

Para dar cumplimiento a los objetivos se plantean las **tareas** del trabajo siguientes:

1. Establecimiento del estado del arte relacionado con el proceso de soldadura.
2. Planificación, diseño y realización de experimentos.
3. Análisis de resultados relacionado con el comportamiento microestructural y la dureza de la fundición dúctil luego de ser sometida a proceso de soldadura.
4. Planteamiento de los efectos económicos, sociales y ambientales del proceso de soldadura.

## CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS

### 1.1. Introducción

Las fundiciones de hierro son aleaciones multicomponentes que solidifican con una reacción eutéctica. Estas aleaciones contienen elementos principales (hierro, carbono y silicio) y otros aleantes menores que pueden estar por debajo de 0,1 %. Las fundiciones de hierro contienen silicio y carbono en porcentajes mayores que los aceros. Debido a este alto contenido de este elemento, la estructura de las fundiciones de hierro presenta fases ricas en carbono. Dependiendo de los elementos de aleación y la velocidad de enfriamiento, estas aleaciones pueden generar en su estructura carburo de hierro (para el caso de enfriamiento metaestable) o grafito (para enfriamiento estable).

En el presente capítulo se establece como objetivo caracterizar el comportamiento de las fundiciones nodulares sometidas a proceso de soldadura por arco eléctrico y electrodo de níquel.

### 1.2. Generalidades de las fundiciones

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

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

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

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

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

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

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

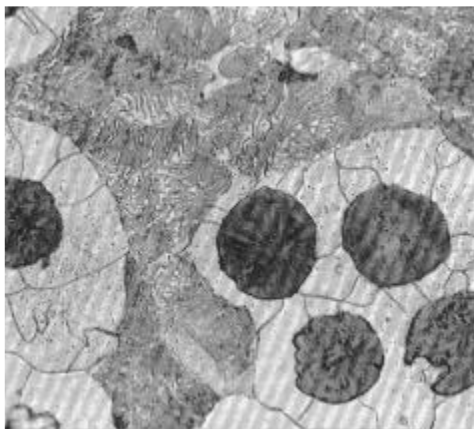


Figura 1.1. Micro estructura de la fundición nodular. Fuente: Dardati *et al.* (2004).

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

Para reducir el problema de la fragilidad y aumentar su ductilidad de las fundiciones con grafito laminar, se desarrolló la fundición nodular, el grafito se presenta bajo la forma esférica o nodular, siendo la matriz de tipo perlítico, ferrítico o la combinación de ellas. La fundición nodular, dúctil o esferoidal es el miembro

más joven de la familia de las aleaciones férreas, formando con las maleables un puente entre las propiedades de las fundiciones grises y los aceros moldeados. En el año 1948, H. Morrogh, de la *British Cast Iron Research Association*, presentó la posibilidad de obtener fundiciones nodulares mediante la adición de cerio (Apraiz, 1986 y Ecob, 2010).

Plantea Aguilar (2000); Bao y Zhang (2010) que la microestructura de la matriz que rodea las partículas de grafito también afecta las propiedades mecánicas, esta matriz es básicamente la misma que presenta un acero, es decir, ferrítica, perlítica, austenítica o martensítica, el tipo de matriz obtenida en la fundición depende de la composición química, velocidad de enfriamiento y tratamiento térmico, de ahí la obtención de los diferentes tipos de fundiciones. Las fundiciones más comúnmente soldables son: fundición gris, maleable, nodulares y austenítica.

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

### 1.3. Clasificación del hierro dúctil o nodular

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

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

1. **Fundición nodular de matriz ferrítica:** esferoides de grafito en una matriz de ferrita proporciona una buena ductilidad y resistencia al impacto y con una resistencia a la tracción y límite de elasticidad equivalente a un acero de bajo carbono. El hierro dúctil ferrítico se puede producir en colada en bruto, pero se puede aplicar un tratamiento térmico de recocido para asegurar la máxima ductilidad y tenacidad a baja temperatura.



2. **Fundición nodular de matriz ferrítica-perlítica:** estos son el grado más común de hierro dúctil y se producen normalmente en condición de "colada en bruto". Los esferoides de grafito están en una matriz que contiene tanto ferrita y perlita. Las propiedades son intermedias entre los ferríticos y perlíticos, con buena maquinabilidad y bajo costo de producción.
3. **Fundición nodular de matriz perlítica:** esferoides de grafito en una matriz de perlita da como resultado una alta resistencia, buena resistencia al desgaste, buena ductilidad y resistencia al impacto moderado. La maquinabilidad es también superior a los aceros de propiedades físicas comparables.

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

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

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

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

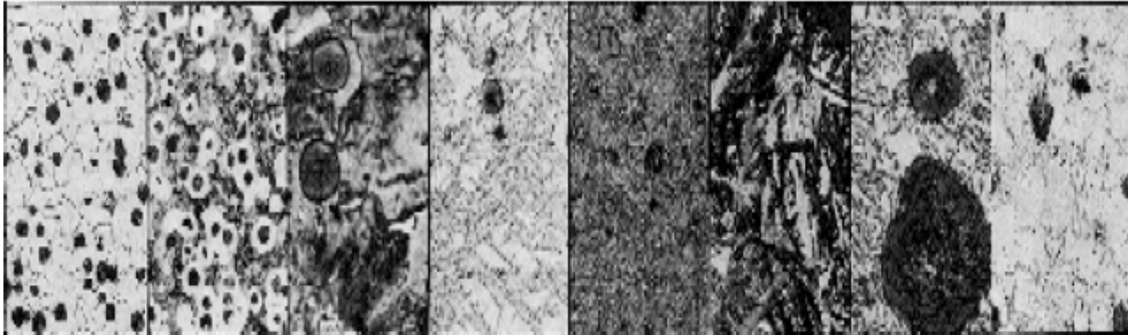
Matriz							
Ferrítico Grado 5	Ferrítico- perlítico Grado 3	Perlítico Grado 1	Martensítico (Con austenita retenida)	Templado martensítico	ADI grado 150	ADI grado 230	Austenítico
60.000 psi (414 MPa)	80.000 psi (552 MPa)	100.000 psi (690 MPa)	NA *	115.000 psi (793 MPa)	150.000 psi (1050 MPa)	230.000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

Figura 1.2. Control de la matriz que se obtiene en el hierro dúctil. Fuente: Apraiz (1986).

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

Hierros dúctiles perlíticos, como se observa en la figura 1.2, tienen resistencias a la tracción superior a 120 ksi (825 MPa), pero ductilidad reducida. El hierro dúctil austemperado (ADI), ofrece aún mayores propiedades mecánicas y resistencia al desgaste, según el grado proporciona resistencia a la tracción superior a 230 ksi (1 600 MPa). Hierros dúctiles aleados, puede ser seleccionado para proporcionar a la fluencia y resistencia a la oxidación a altas temperaturas, resistencia a los ciclos térmicos, la resistencia a la corrosión, propiedades magnéticas especiales o tenacidad a baja temperatura (Ordoñez *et al.*, 2013).

Las fundiciones de hierro con una microestructura enteramente perlítica o de martensita revenida, responderán a una rápida austenización y temple como se produce en el temple la llama o por inducción. Las fundiciones con matriz ferrítica también responderán al endurecimiento, pero solamente si se mantiene por encima del rango crítico un tiempo suficiente para permitir la solución del carbono grafitico en la austenita. Podría requerir desde 1 a 10 minutos a temperatura, o más en algunos casos dependiendo de los espacios entre grafitos, la temperatura de austenización y la presencia de aleantes (Delvasto, 2004).

#### 1.4. Problemas principales en la soldabilidad del hierro fundido

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

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

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

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

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

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

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

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

Al considerar un núcleo de grafito calentado durante la soldadura a una temperatura de 800 °C, la difusión del carbono en la austenita en la interfase austenita - grafito contiene 0,9 % de carbono, mientras que la interfase correspondiente a la austenita - ferrita el contenido de carbono en la austenita es de 0,5 %. A esta temperatura (800 °C) el contenido o densidad del carbono en la zona que lo rodea al núcleo de grafito es considerable.

La aparición de estructuras en la zona cercana a los núcleos de grafito que provocan alta fragilidad a la unión pueden ocurrir en determinado rango de temperatura según se comporta la difusión del carbono en la interfase a lo largo de la línea SE. Para una zona cuya temperatura alcanzada está en el orden de los 1000 °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 %.

### **1.5. 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 ( $\sigma_c$ ) y de tracción ( $\sigma_t$ ).

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.

#### 1.5.1. Soldabilidad de las fundiciones nodulares

Según el *Metals Handbook* vol 6 (2005), más del 90 % de toda la soldadura industrial se realiza por soldadura al arco. Este tipo de soldadura tiene una entrada de calor más baja que la soldadura de gas oxicorte, ya que su velocidad de avance es mayor, al igual que la tasa de deposición. La soldadura por arco puede alcanzar temperaturas superiores a 5 000 °C en el arco; el intenso calor permite la fusión necesaria mientras se calienta sólo una pequeña parte de la unión soldada, que a la vez produce velocidades mayores de enfriamiento, lo cual sin un correcto procedimiento puede llegar a ser perjudicial.

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

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

Debido a que las fundiciones por lo general tienen un bajo punto de fusión, aproximadamente 1 200 °C en promedio a 1 500 °C, se crea instantáneamente la piscina de fundición y al reducirse significativamente la temperatura en un corto tiempo, la estructura de las zonas afectadas por el calor (ZAC), prácticamente entran en un proceso de temple, lo cual transforma la estructura interna de esas zonas, convirtiéndolas en una fundición blanca, fragilizando la zona trabajada, permitiendo una posible fisuración de la soldadura o fractura al producirse la contracción del fluido durante su solidificación (Fernández Columbié *et al.*, 2014).

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

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

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



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

En el uso de metal de relleno (material de aporte), debe considerarse también el punto de fusión del mismo; con el control de la temperatura puede evitarse la formación de martensita y evitar tensiones residuales. Como ocurre en la mayoría de trabajos con cierto grado de responsabilidad, independientemente de cuáles sean, en ocasiones es necesaria la aplicación de pruebas de procedimiento de ensayo y error para poder obtener una soldadura exitosa (Easterling, 1983).

### **1.5.2. Modos de solidificación durante la soldadura**

Tiedje y Pedersen (2007) afirman que, al inicio de la solidificación, si el enfriamiento es lo suficientemente rápido o si existen estabilizadores de perlita, tales como el Sn y el Sb, la austenita que rodea al grafito se transformará en perlita. Por otro lado, si el enfriamiento es extremadamente lento, la austenita que rodea al grafito se transformará en ferrita ya que la cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) que está presente tendrá el suficiente tiempo para estabilizarse y descomponerse en grafito y austenita que a su vez se convertirá en ferrita.

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

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

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

En los estudios realizados por Borrajoa *et al.* (2003) refieren que los mecanismos de solidificación del hierro y las microsegregaciones resultantes son aún aspectos de la metalurgia que aún no son



completamente entendidos, a pesar de significantes esfuerzos de investigación. Concretamente, existen tres teorías de solidificación que proponen modelos matemáticos que permiten la predicción de tamaños de grano y distribución en el proceso de fundición, dos de ellas son modelos clásicos.

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

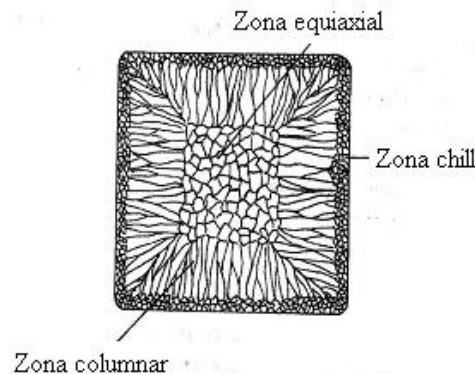


Figura 1.3. Solidificación de metales Fuente: Aguilar (2012).

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

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

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

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

Una vez que es alcanzada esta composición, el líquido se transforma en dos sólidos. El tipo de sólido formado depende de si la solidificación es después de la reacción eutéctica metaestable o estable. Se forma carburo de hierro (Cementita,  $\text{Fe}_3\text{C}$ ) y austenita ( $\gamma$ ) durante la reacción metaestable y se forma grafito (C) más austenita ( $\gamma$ ) durante la reacción estable.

### 1.5.3. Solidificación en la zona de la unión soldada

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 1.4), 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.

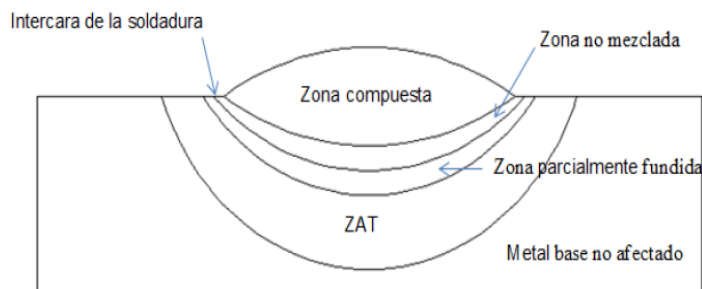


Figura 1.4. Zonas de la unión soldada.

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.

De acuerdo con 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).

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)  $\gamma_{ML}$ , (energía superficial metal de soldadura sólido-metal base)  $\gamma_{SM}$  y la (energía superficial metal de soldadura sólido-líquido)  $\gamma_{SL}$ .

#### 1.5.4. 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 los cambios 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).

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 pileta 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 pileta 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.

### **1.6. Efecto de los elementos de aleación en el hierro fundido**

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

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

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

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

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

### **1.7. Formación de grafito en las fundiciones**

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

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

En la actualidad, existen diversas teorías y en cierto modo, hay incluso ciertas discrepancias sobre la interpretación de los fenómenos de grafitización. Por ello sin profundizar demasiado en el proceso de la formación del grafito, explicaremos las ideas más generales de la formación del mismo. En los procesos de enfriamiento correspondiente al diagrama estable, la separación del grafito puede realizarse en zonas y a temperaturas parecidas, en general, a las de aparición de la cementita en el diagrama metaestable. En las aleaciones hipereutécticas se puede empezar a formar grafito durante la solidificación (grafito primario), según la línea líquido - líquido + grafito. Luego se puede formar grafito a la temperatura eutéctica, 1 154 °C aproximadamente (Nomoto *et al.*, 2006).

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

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

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

### **1.8. 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 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). 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.

### **1.9. Conclusiones del capítulo 1**

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



## CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS

### 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 de una fundición nodular y electrodo revestido base níquel.

### 2.2. Composición química estándar 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 masa

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	

El 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, este incrementa la cantidad de grafito o de  $\text{Fe}_3\text{C}$ , 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. Máquina de soldar empleada en la soldadura

La soldadura manual con electrodo revestido se puede hacer tanto como corriente alterna (CA) como con corriente directa (CD) y esta última se puede aplicar con el electrodo como negativo. El tipo de corriente está condicionado con el tipo de máquina que la genera. La máquina de soldar empleada fue un inversor, el cual presenta un bobinado monofásico, sin embargo, como desventaja, al igual que los controles de estado sólido, requiere un alto nivel de preparación para darle mantenimiento y reparar la fuente. En la tabla 2.2 se muestran las características de la máquina del tipo Miller.

Tabla 2.2. Características de la máquina 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 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 es de hasta 315 Ampere, la cual limita los tipos de materiales en los que se puede utilizar, el arco que produce es muy estable y alcanza un rendimiento de 85 a 90 %. La ventaja fundamental de este tipo de máquina en su gran economía en el consumo energético.

Como ventajas pueden señalarse el tamaño reducido de los componentes, puede emplearse para muchos procesos, posee una elevada eficiencia y permite un arco con excelentes características, posee un tiempo rápido de respuesta.

#### 2.3.1. Preparación de la junta y electrodo consumible para la soldadura

Para realizar el proceso de unión de la fundición nodular, se seleccionó un electrodo base níquel, el cual presenta como características distintivas, un depósito austenítico. La elección del mismo 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 en correspondencia con el ciclo térmico impuesto. Las muestras se prepararon en simple V según la figura 2.1, se tuvo en cuenta los procedimientos siguientes:

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 2.1. Preparación de la junta en las muestras para la soldadura

Para realizar el proceso de soldadura no se aplicó precalentamiento. Los parámetros de soldadura empleados se muestran en la tabla 2.3, los mismos se seleccionaron a partir del tipo y del diámetro del electrodo.

Tabla 2.3. Parámetros para la soldadura de las probetas

Diámetro del electrodo (mm)	3,2
Longitud del arco (mm)	3
Temperatura de fusión (°C)	1 420
Temperatura de ignición (°C)	34
Conductividad térmica (W/m·K)	57

Las diferentes probetas se prepararon de una plancha soldada con longitud de 250 mm y un ancho de 100 mm, se cortaron longitudinalmente, 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.

### 2.3.2. Características del material 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 2.4 se muestra la composición química del electrodo E 316L-16 .

Tabla 2.4. Composición química del electrodo E 316L-16 , % en masa

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

Es un electrodo de revestimiento rutilico 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 presenta tendencia a la escamación en presencia de aire y gases oxidantes de combustión hasta temperaturas de 800 ° C.

### 2.3.3. Soldadura de las muestras

Luego de establecido el procedimiento de soldadura, las muestras fueron soldadas, la máquina se reguló de acuerdo con los parámetros seleccionados. En la figura 2.2 se muestran las probetas soldadas.

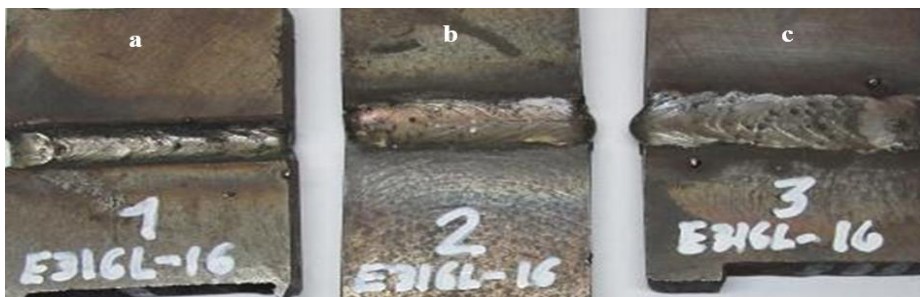


Figura 2.2. Muestras soldadas con electrodos E 316L-16.

La muestra 2.2(a) se realizó con el depósito de un cordón de soldadura, a la muestra 2.2(b) se le depositó dos cordones de soldadura y en la muestra 2.2(c) tiene depósito de tres cordones de soldadura.

Para la deposición de los diferentes cordones, en todas ellas se estableció el mismo procedimiento de soldadura, a partir del cual se establecerá el comportamiento de la microestructura en la zona fundida (ZF), la zona de influencia térmica (ZIT/ZAT) y la interfase del cordón.

#### 2.4. 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 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.

En el 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 2.3 se muestra el corte de las muestras soldadas y en la 2.3(a) el proceso de selección para el análisis microestructural.

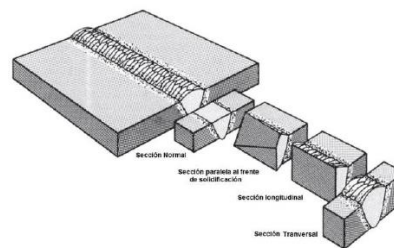


Figura 2.3. Corte de las muestras soldadas.

Figura 2.3(a). Secciones de una unión soldada.

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 r/min y avance de 25 mm/rev. Durante el trabajo se refrigeraron constantemente las piezas 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.

Por lo general la sección transversal de una muestra es la que más a menudo se utiliza para observar y documentar macroestructuras conjuntas y las microestructuras de una unión soldada. La selección

de las partes en una unión soldada, como se muestra en la figura 2.3(a) son las secciones que se pueden obtener de una junta soldada y sus respectivas aplicaciones.

#### 2.4.1. Encapsulado de las muestras resina epoxi ROYAPOX – 5050

Las muestras se encapsularon para poder realizar las operaciones de desbaste y pulido y garantizar el fácil manejo de las mismas. Cuando se va a realizar análisis microestructural en bordes de muestras deformadas, es importante conservar un ángulo de 90° en toda el área a observar, aspecto que no es posible, de no realizarse esta operación, ya que, durante las operaciones de desbaste y pulido, los bordes se distorsionan redondeándose, obteniéndose una falsa observación de la imagen. El encapsulado se realizó con resina epoxi ROYAPOX – 5050. En la figura 2.4 se muestran el encapsulado de las probetas.



Figura 2.4. Encapsulado de las muestras con resina epoxi ROYAPOX 5050.

La resina epoxi ROYAPOX 5050 está compuesta por dos componentes y una vez polimerizada a temperatura ambiente, forma una masa incolora, dura y algo flexible. Presenta buenas cualidades de resistencia a la humedad y buenas propiedades mecánicas y dieléctricas que conserva sus propiedades a temperaturas comprendidas entre - 30 y 125 °C. Se suministra en dos componentes separados y predosificados: ROYAPOX 5050 y endurecedor 5050. La relación de mezcla en peso (resina/endurecedor) es de 100/40 y puede utilizarse en la impregnación o relleno de pequeños componentes electrónicos, que requieran una protección contra la humedad y los cambios de temperatura.

#### 2.4.2. Pulidora metalográfica montasupal

La pulidora metalográfica Montasupal está 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 400, 600 y 800. En la tabla 2.5 se muestran las características de la máquina.

Tabla 2.5. Características de la máquina pulidora

Parámetros	
Voltaje (V)	250

Corriente (A)	2,5
Número de revoluciones (r/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 desbastó 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 realizó 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, se obtuvo con el empleo de una rueda giratoria húmeda cubierta con un paño de fieltro, cargado con partículas abrasivas seleccionadas en su tamaño. Se empleó la pasta abrasiva GOI, añadida sobre discos provistos de paños o motas (ISO 9001).

#### 2.4.3. 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 2.6 se muestra la forma de preparación y ataque.

Tabla 2.6. 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 15 segundos a un minuto.
Acero inoxidable (cordón)	3 partes de ácido clorhídrico + 1 parte de ácido nítrico.	Ataque químico bajo t 20 °C antes de utilizar el reactivo es necesario mantenerlo de 20 – 30 s.

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 empleó 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.

#### 2.4.4. Microscopio óptico

Para la observación de la microestructura de la probeta patrón, la cual se empleará para la comparación de las micrografías obtenidas y las diferentes zonas luego del proceso de soldadura, 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 montaron en un dispositivo con plastilina que permitió una nivelación adecuada de estas.

La figura 2.5 se corresponde con la muestra patrón del hierro fundido nodular, obtenido lo más alejado de donde tuvo incidencia el ciclo térmico de soldadura, para que la misma no presentara afectaciones que distorsionara los resultados.

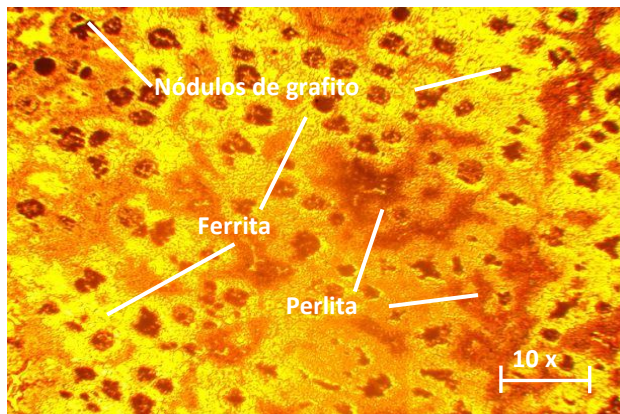


Figura 2.5. Microestructura del hierro fundido nodular.

La microestructura se corresponde con la muestra patrón de la aleación después del ataque, se observan los nódulos de grafito en formas de esferas en una matriz ferrítica-perlítica. El grafito se distribuye 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/mm<sup>2</sup>.

La ferrita, se encuentra alrededor de los nódulos de grafito. En las zonas donde se encuentra la perlita alejadas de los nódulos, por ser las últimas en solidificar, la segregación producida durante la solidificación, favorece la presencia de elementos promotores de perlita. Las propiedades físicas y en particular las mecánicas varían dentro de amplios intervalos respondiendo a factores como la composición química, rapidez de enfriamiento después del vaciado, tamaño y espesor de las piezas,



práctica de vaciado, tratamiento térmico y parámetros microestructurales como la naturaleza de la matriz y la forma y tamaño de los nódulos de grafito.

## 2.5. 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; %

En las fundiciones, al aumentar el carbono equivalente, aumenta la cantidad de grafito, se reduce la cantidad de perlita y su grado de dispersión, se acrecientan las inclusiones de grafito, lo que reduce la resistencia de la fundición. La influencia combinada del carbono y el silicio normalmente se evalúa mediante la expresión siguiente según Fernández-Pariente y Belzunce-Varela (2006). La influencia combinada del carbono y el silicio normalmente se evalúa mediante la expresión siguiente:

$$[C_{eq}] = \%C + 0,3(\%Si) + 0,33(\%P) - 0,027(\%Mn) + 0,4(\%S) \quad (2.2)$$

**Donde:**

$[C_{eq}]$  - carbono equivalente; %

$\%S$  - 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 fundición será hipo o hipereutéctica durante la solidificación.

## 2.6. 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.

Entre los principales parámetros tenemos al electrodo, esto determina la intensidad de soldeo. Si empleamos una intensidad baja para un diámetro de electrodo dado, ocasionará 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.

### 2.6.1. Cálculo del ciclo térmico de soldadura

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.

La intensidad de la corriente de soldadura depende del diámetro del electrodo, el cual se selecciona atendiendo: al espesor del material base, al tipo de construcción soldada, además el tipo de revestimiento y la posición del cordón en el espacio influyen en la magnitud de la intensidad y según Quintero *et al.* (2006), se determina como:

$$I_s = 2,5d_e^2 + 35,5d_e - 18 \quad (2.3)$$

**Donde:**

$I_s$  - intensidad de corriente de soldadura; A

$d_e$  - diámetro del electrodo; mm

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:

$$U_a = 0,05 \cdot I_s + 10 \quad (2.4)$$

**Donde:**

$U_a$  - tensión del arco; V

Como la velocidad de soldadura es el desplazamiento del electrodo a una velocidad determinada, funde constantemente una porción del metal base y adiciona metal de aporte producto de su propia fusión, en la medida que el proceso desarrolla el baño metálico solidifica y forma el metal de la costura, según Rowe y Jeffeus (2008) se determina como:

$$V_s = \frac{\alpha_d \cdot I_s}{F \cdot \rho} \quad (2.5)$$

**Donde:**

$V_s$  - velocidad de soldadura; m/s

$\alpha_d$  - coeficiente de aporte; g/A. h ( $\approx 10 \% I_s$ )

$F$  - área de la sección del cordón, cm<sup>2</sup>

$\rho$  - densidad del material fundido; g/cm<sup>3</sup>

### 2.6.2. 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 ecuación siguiente:

$$E_L = 60 \cdot \eta \frac{U_a \cdot I_s}{v_s} \quad (2.6)$$

$E_L$  - energía lineal; J/m

$\eta$  - eficiencia de la fuente de calor; %

La eficiencia ( $\eta$ ) 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.

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.

$$L_l = \frac{Q}{2\pi\lambda(T_c - T_0)} \quad (2.7)$$

**Donde:**

$L_l$  - longitud del charco de soldadura; m

$Q$  - energía entrante; W

$\lambda$  - conductividad térmica; W/m K

$T_c$  - 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, observado por el soldador a la hora de ejecutar la soldadura.

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

$$Q = q \cdot l \quad (2.8)$$

**Donde:**

$q$  - energía de calor en Julio 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:

$$q = \frac{I_s \cdot U_a}{v_s} \eta \quad (2.9)$$

### 2.6.3. Cálculo de la 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 cual el material 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 del tipo de placa, su ecuación matemática es:

$$\tau = d \sqrt{\frac{\rho C_e (T_c - T_0)}{q}} \quad (2.10)$$

**Donde:**

$\tau$  - parámetro adimensional de espesor relativo de la placa

$d$  - espesor de la placa; m

$C_e$  - calor específico; J/kg K

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

$$R = \frac{2\pi\lambda(T_c - T_0)^2}{q} \quad (2.11)$$

El tiempo de enfriamiento del cordón se determina por la ecuación 2.12.

$$t = \eta \frac{I_s^{(1,24+0,0005T_c-0,005V_s)} \cdot U_a^{0,59}}{108 \cdot V_s^{(0,78-0,0005T_c)}} \quad (2.12)$$

## 2.7. 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 2.7 se muestran los parámetros para la medición de la dureza.

Tabla 2.7. Parámetros para la medición de la dureza

	ZF				ZAT				Interfase			
D	HV1	HV2	HV3	Prom	HV1	HV2	HV3	Prom	HV1	HV2	HV3	Prom
0,0	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP
0,25	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP
0,5	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP
0,75	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP
1,0	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP
1,25	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP
1,5	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP
1,75	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP
2,0	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP
2,25	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP

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 a diferentes distancias.

En la figura 2.6 se muestra el barrido de dureza longitudinal realizado a las muestras para determinar el comportamiento de las durezas.

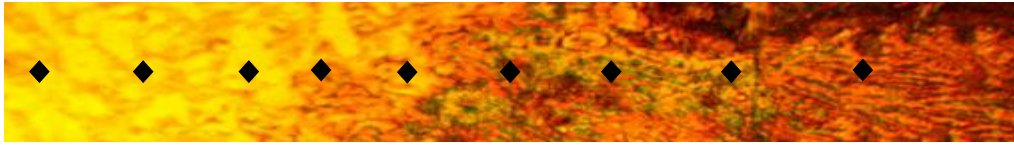


Figura 2.6. Barrido de dureza en las diferentes zonas.

Variable distancia: se seleccionó esta variable, teniendo en cuenta que, luego del proceso de soldadura, el material no es homogéneo en toda su masa, así como pudieran existir zonas duras por las transformaciones de fase impuesto por el ciclo térmico o por efecto de la aparición de carburos. Permitirá determinar las propiedades mecánicas en diferentes partes (dureza), así como el comportamiento microestructural.

Variable dureza: la dureza es uno de los parámetros más importantes de los materiales, se admite también que es el más relevante en cuanto a la influencia en la resistencia al desgaste abrasivo, adhesivo y a la fatiga por contacto superficial. Esta variable define el comportamiento del proceso, se medirá en las diferentes zonas de la unión.

### 2.7.1. Microscopio óptico para el análisis de imágenes

Para el análisis de las imágenes de las muestras metalográficas se empleó un microscopio óptico binocular reflexivo marca echoLAB, como se muestra en la figura 2.7. Está ubicado en el laboratorio de Materiales de la empresa "Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche", de Moa, dotado de una cámara instalada mediante el hardware que refleja la fotografía en el computador.

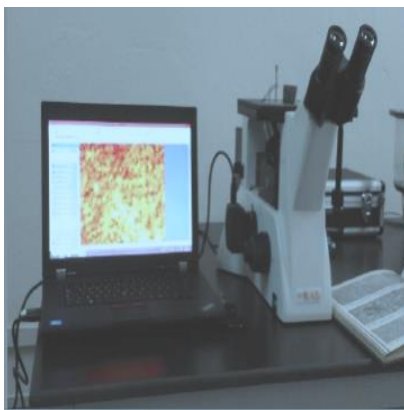


Figura 2.7. Microscopio óptico reflexivo echoLAB.

Realiza la reflexión de la luz de la probeta pulida, con una cámara digital acoplada, la cual va desde el microscopio hacia una laptop marca LENOVO, con un software analizador de imágenes tomadas desde la cámara, se evalúan las fases, tamaño del grano, inclusiones, afectaciones en los granos, en la misma se elabora un reporte técnico con estas características. Se determinó el porcentaje de los microconstituyentes presentes en las muestras sometidas a proceso de soldadura por fricción radial.

### 2.7.2. Obtención del por ciento de microconstituyentes

El por ciento de microconstituyentes se determinó en el microscopio reflexivo. Funciona básicamente por medio de la combinación entre el sistema óptico y la iluminación. En este ensayo los granos van a presentar colores diferentes, adicionalmente los átomos en los límites de grano son más reactivos durante el ataque químico y se disuelven en mayor cantidad que el grano mismo, por ello la reflexividad cambia y se acrecienta su visibilidad. En la tabla 2.8 se muestra el procedimiento para el análisis de los microconstituyentes según la norma ASTM A 247.

Tabla 2.8. Procedimiento para el análisis de los microconstituyentes.

Datos de las fases		
Microconstituyentes	Área	Área %
1	Área 1	Área 1
2	Área 2	Área 2
3	Área 3	Área 3

El análisis de imagen fue necesario para estimar los porcentajes de los microconstituyentes presentes en la zona afectada térmicamente y en la zona fundida, con los cuales a su vez se puede estimar la dureza en esta zona.

### 2.8. Determinación de los coeficientes de regresión

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

$$Y_1 = b_0 + b_{1X_1} + b_{2X_2} + b_{12X_1X_2} \quad (2.13)$$

Donde  $Y_1$  es la dureza obtenida del ensayo en HV;  $X_1$  son las diferentes distancias medidas en las diferentes zonas del hierro nodular y  $X_2$  la zona fundida.

### 2.8.1. Cálculo de la varianza

Ostle (1975) y Sarache (2004), consideran que el ANOVA, como técnica estadística, permite el estudio de las características medidas u observadas, cuyos valores dependen de varias clases de efectos que operan simultáneamente, esta técnica se basa en la división de la variabilidad total de una característica medible en la variabilidad causada por diferentes factores que intervienen en el problema. Después de calcular los coeficientes de regresión se realiza el procesamiento estadístico de los datos, determinando la varianza por la ecuación siguiente:

$$J_y^2 = \frac{\sum_{i=1}^{n_o} J_{yi}^2}{N_o} \quad (2.14)$$

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

Posteriormente se calcula la varianza por la ecuación siguiente:

$$J_{aj}^2 = \frac{\sum_{i=1}^{n_o} (y - y^{\text{mod } f})^2}{N_o - K_o - 1} \quad (2.15)$$

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

Por la ecuación 2.16 se calcula el coeficiente de fisher ( $F_{cal}$ ) y se compara con el fisher tabulado ( $F_{tab}$ ) según los grados de libertad del numerador y del denominador:

$$F_{cal} = \frac{J_{aj}^2}{J_y^2} \quad (2.16)$$

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

Se consideró que la validación de las normas y procedimientos y el nivel de acreditación de los laboratorios y equipamiento que se utilizaron para desarrollar las mediciones, permiten una alta precisión con muy pocas posibilidades de que se introdujeran errores sistemáticos, lo cual implicaba el número mínimo de réplicas que garantizara la confiabilidad de los resultados.

## 2.9. 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 electrodo revestido 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 la determinación del porcentaje de microconstituyentes según las fases presentes en la zona soldada, a través del cual se podrá contabilizar 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

### 3.1. Introducción

La soldadura SMAW ha logrado un espacio entre 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.

El objetivo de este capítulo es establecer el comportamiento microestructural del hierro fundido nodular con depósito de material de aporte base níquel con el empleo de soldadura manual por arco eléctrico, así como la determinación de los microconstituyentes que se forman en la unión soldada.

### 3.2. Análisis de la composición química de la aleación fundida

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 masa

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 ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) o existir como carbono libre en forma de grafito, se hace necesario determinar el carbono equivalente el cual predice en qué 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.

### **3.4. Cálculo del ciclo térmico de soldadura**

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 empleen electrodos del tipo AISI 316L, los resultados obtenidos para todas las muestras soldadas, son aplicables en todas las condiciones por la deposición del mismos que es 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 este diámetro se determinó que la intensidad de la corriente (ecuación 2.3) 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 2.4 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 2.5, 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 cm<sup>2</sup> y una densidad del material de 75 g/cm<sup>3</sup>, 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 2.6, 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 85 876,23 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 2.7, la cual tuvo en cuenta una energía entrante, una temperatura de fusión de  $1\,420\text{ }^{\circ}\text{C}$ , una temperatura ambiente de  $34\text{ }^{\circ}\text{C}$ , una conductividad térmica de  $57\text{ W/m K}$ , la energía entrante calculada por la ecuación 2.8 que tiene en cuenta una longitud de unión de  $0,05\text{ m}$ ; luego se sustituyó en la ecuación 2.9 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  $4\,472,61\text{ W}$ . Los valores sustituidos establecen que la longitud del charco es de  $9\text{ mm}$ .

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 ecuación 2.10 se determinó el parámetro espesor relativo de la placa, que considera la densidad del material de  $7\,500\text{ g/m}^3$ , la temperatura de fusión de  $1\,420\text{ }^{\circ}\text{C}$ , la temperatura ambiente  $34\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; el calor específico  $460\text{ J/kg K}$  y la energía entrante de  $4\,472,61\text{ W}$ , 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 son 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 2.11 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 2.12 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 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 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).

Se determinó el comportamiento microestructural en la zona fundida. En las figuras 3.1(a), 3.1(b) y 3.1(c) se muestran las variaciones de la unión soldada, la primera se corresponde a la microestructura con un pase de soldadura, la segunda con dos pases y la tercera con tres pases de soldadura.

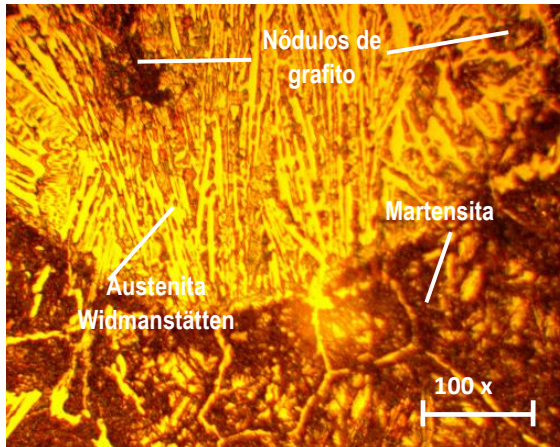


Figura 3.1(a). ZF de la muestra 1.

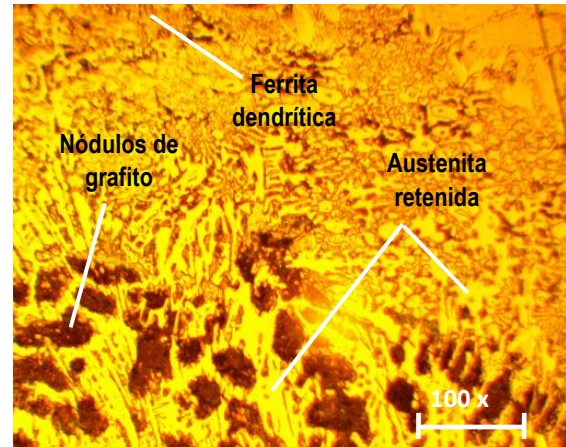


Figura 3.1(b). ZF de la muestra 2.

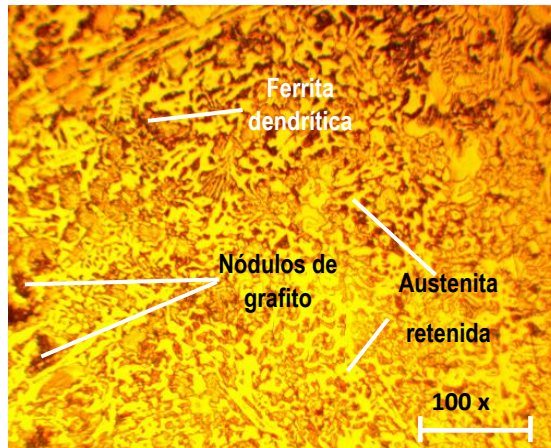


Figura 3.1(c). ZF de la muestra 3.

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, de interfase y velocidad de enfriamiento. Se tiene que, para el primer pase, se forman estructuras en la zona fundida como la austenita Widmanstätten, una estructura alargada en forma de agujas que provoca fragilidad en la unión soldada.

En el segundo pase, que se convierte en un tratamiento térmico de recocido sobre el primero, se observa que la austenita Widmanstätten se ha transformado en austenita retenida, la cual por el rápido enfriamiento de solidificación no tiene tiempo de transformarse en martensita.

La morfología es 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.

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.

### 3.5.1. Comportamiento microestructural en la zona de influencia térmica

Las figuras 3.2(a), 3.2(b) y 3.2(c) se corresponden con la zona de influencia térmica, el perfil microestructural del depósito en esta zona.

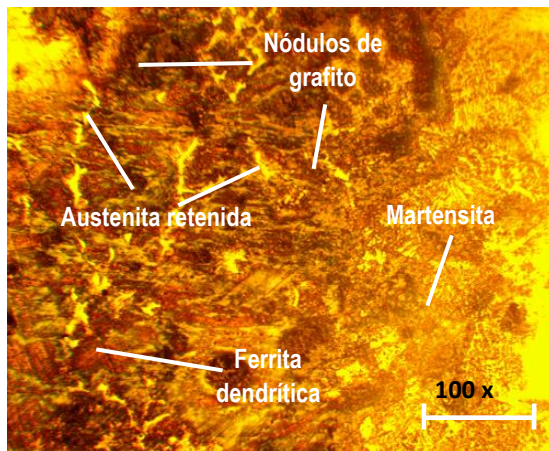


Figura 3.2(a). ZIT de la muestra 1.

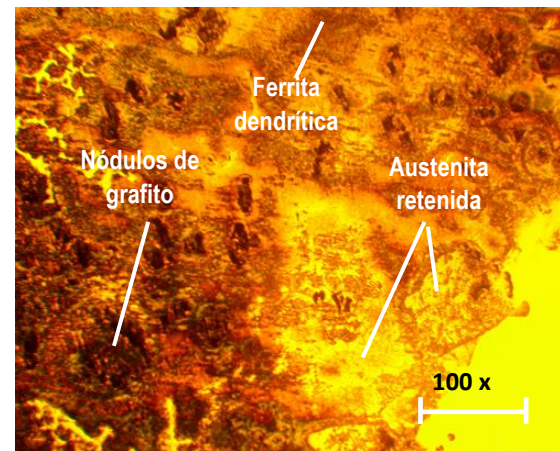


Figura 3.2(b). ZIT de la muestra 2.



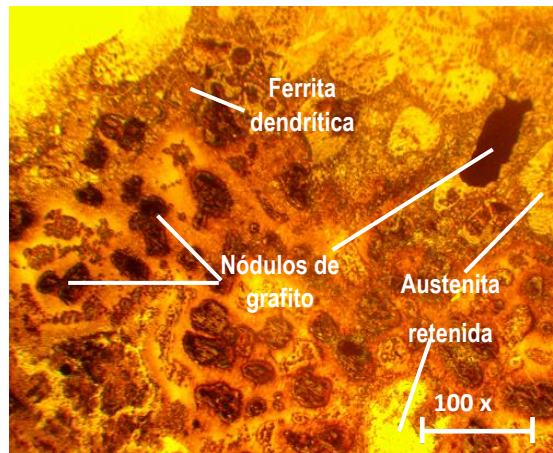


Figura 3.2(c). ZIT de la muestra 3.

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 favorece la grafitización, efecto que se muestra con mayor intensidad en la figura 3.2(c) que se corresponde con el tercer pase del cordón de soldadura.

En la zona afectada por el calor, se observan granos más grandes de ferrita equiaxial. 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.

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, según el criterio de Fernández Columbié *et al.* (2014).

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, reportado por Cembrero (2010).

### 3.5.2. Comportamiento microestructural en la interfase

Se realizó el análisis microestructural para la interfase del cordón. Las figuras 3.3(a), 3.3(b) y 3.3(c) se corresponden con la misma.

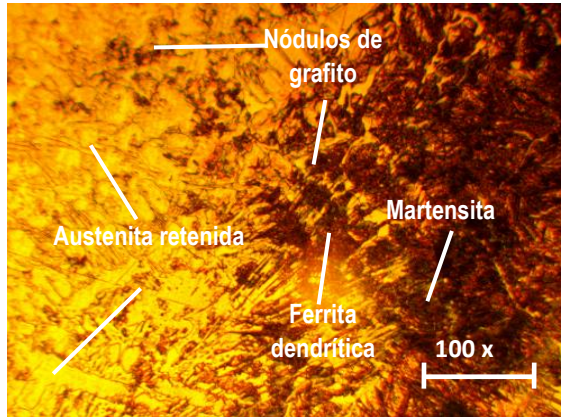


Figura 3.3(a). Interfase de la muestra 1.

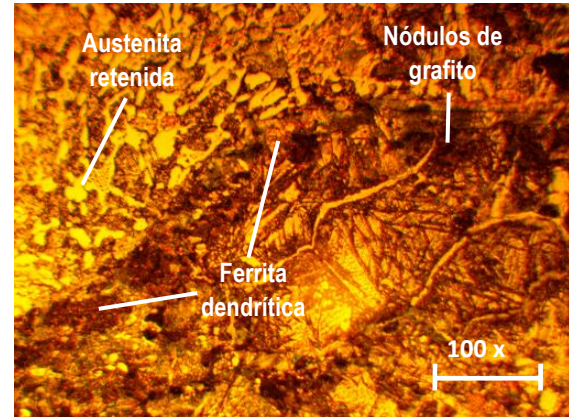


Figura 3.3(b). Interfase de la muestra 2.

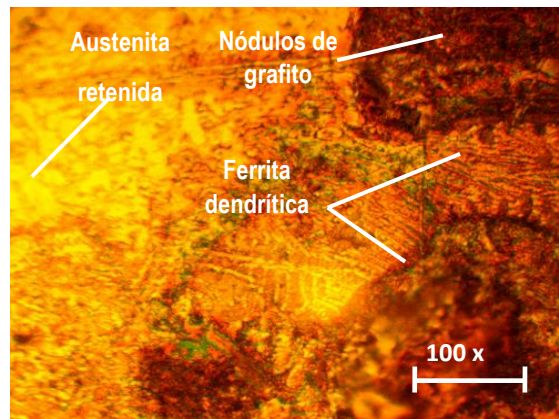


Figura 3.3(c). Interfase de la muestra 3.

En esta zona se observa que, con el primer cordón de soldadura, los nódulos de grafito se han degenerado, es decir no mantienen una forma esférica, en cada una de las muestras analizadas, existe la presencia de la austenita retenida (producto del depósito del material de aporte), la ferrita dendrítica de forma general se forma en los bordes del grafito, en dirección al gradiente de temperatura. En el primer pase se observa la fase martensítica, que luego, por los pases sucesivos, queda suprimida dando lugar a una ferrita dendrítica masiva sobre la matriz.

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.

Los hierros fundidos se caracterizan por su baja resistencia a la tracción y a la 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, criterio que ha sido expuesto por Cembrero y Pascual (1999).

### 3.5.3. Análisis del por ciento de microconstituyentes

Al microscopio, son granos los que se observan como microcomponentes del acero. Estos granos pueden ser de alguna de las fases, o mezcla de fases, que están presentes en toda la aleación. Los granos, a su vez, están formados por agregados de cristales, son los que van a determinar en gran medida las propiedades. En algunos casos, especialmente en aceros aleados, aparecerán otras fases, como carburos, nitruros, que otorgarán, favorable o desfavorablemente, propiedades diferenciadas a ese tipo de acero. En la figura 3.4(a) se muestra el por ciento de los microconstituyentes presentes en la unión soldada, la misma se corresponde con una muestra de la zona afectada térmicamente. La figura 3.4(b) es la distribución de estos microconstituyentes.

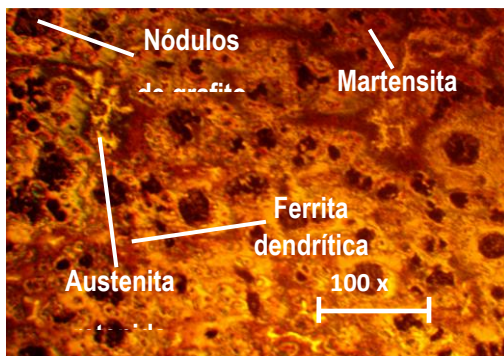


Figura 3.4(a). ZAT de la unión soldada.

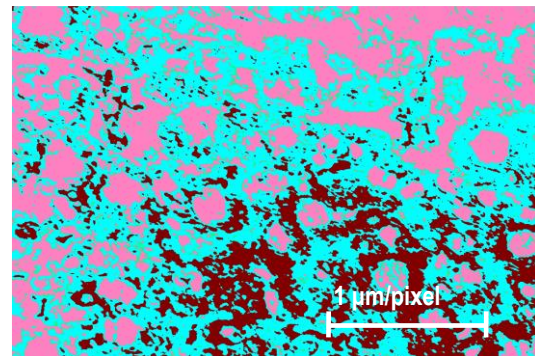


Figura 3.4(b). Distribución de los microconstituyentes.

Se seleccionó la muestra de la zona afectada térmicamente debido a que la misma está limitada a los puntos, cuyas temperaturas máximas se limitan entre aproximadamente los 1 100 °C (temperatura de crecimiento intensivo el grano austenítico) y la línea de sólidos. Es donde ocurren las fallas de servicio de las uniones soldadas.

En la figura 3.5 se muestra la distribución de las fases presentes en la zona analizada.

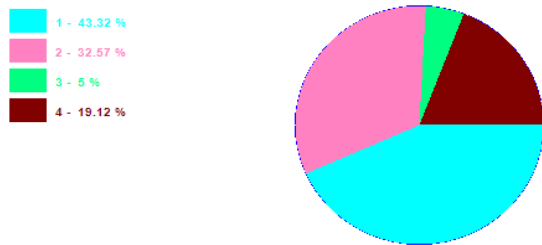


Figura 3.5. Distribución de las fases.

En la tabla 3.2 se muestran los microconstituyentes obtenidos con el área que ocupa en la microestructura.

Tabla 3.2. Datos de las fases de los microconstituyentes.

Datos de las fases		
Microconstituyentes	Área	Área %
Austenita	364 636	43,32
Nódulos de grafito	274 114	35,27
Ferrita dendrítica	42 048	5
Martensita	160 930	19,12

Según los resultados obtenidos del análisis de los microconstituyentes, la mayor distribución sobre la matriz la ocupa la austenita con un 43,32 %, lo cual está asociado a las características del metal de aporte, el cual es base níquel, luego están los nódulos de grafito con el 35,27 %, estructura que da origen a la denominación del hierro fundido.

### 3.6. Comportamiento de las durezas en las diferentes zonas

Se determinó la dureza en las diferentes zonas de la unión soldada, teniendo en cuenta el procedimiento establecido en el capítulo 2, en la tabla 3.3 se muestra el barrido de dureza realizado.

Tabla 3.3. Resultados de las durezas en las diferentes zonas

No	ZF				ZAT				Interfase			
	HV1	HV2	HV3	Prom	HV1	HV2	HV3	Prom	HV1	HV2	HV3	Prom
0,0	188	188	188	188	220	221	220	220	260	261	261	261
0,25	187	189	189	188	221	220	220	220	262	261	262	262
0,5	188	189	188	188	220	219	219	219	260	261	262	261
0,75	186	185	186	186	219	219	218	219	259	260	259	259
1,0	186	185	185	185	219	218	218	218	258	259	259	259



1,25	185	185	185	185	217	217	216	217	258	257	257	257
1,5	184	184	185	184	215	215	215	215	257	258	256	257
1,75	184	183	183	183	214	214	214	214	257	257	256	257
2,0	183	183	184	183	213	213	213	213	256	256	256	256
2,25	182	182	182	182	213	212	213	213	255	255	255	255

En la tabla se observa que, en correspondencias con las zonas analizadas, existe variación de la dureza, lo cual está en correspondencia con el comportamiento microestructural realizado y los microconstituyentes obtenidos, en la zona fundida, formada por el material de aporte, con una deposición austenita, influye que esta desde 170 HV en el metal base, se incrementa hasta 188 HV. En la zona afectada térmicamente, esta propiedad es mayor, de 220 HV, atribuible a la presencia de la martensita y en la interfase, zona de transición entre la zona fundida y la zona de influencia térmica, es de 260 HV, lo cual es debido al ciclo térmico de soldadura y al contenido de carbono en la composición química del hierro nodular.

Por 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 martensita tenga una dureza mayor.

### 3.6.1. Procesamiento estadístico

A partir de los datos expuestos en el capítulo 2 para el diseño de experimentos, se determinó la variación de la dureza en las diferentes zonas de la unión soldada, en relación a las diferentes distancias medidas. En la tabla 3.4 se muestra el análisis de regresión con las diferentes variables.

Tabla 3.4. Análisis de regresión para las variables

Parámetro	Estimación	Error Estándar	Estadístico T	Valor-P
CONSTANTE	65,8692	6,03823	10,9087	0,0000
Interfase	-0,0611297	0,0686955	-0,889864	0,4078
ZAT	-0,121377	0,0502931	-2,41339	0,0523
ZF	-0,122213	0,0874288	-1,39786	0,2117

En la tabla 3.5 se muestra la varianza, obtenida en el procesamiento estadísticos de los datos.

Tabla 3.5. Análisis de varianza

Fuente	Suma de Cuadrados	Gl	Cuadrado Medio	Razón-F	Valor-P
Modelo	5,05652	3	1,68551	101,40	0,0000
Residuo	0,0997306	6	0,0166218		
Total (Corr.)	5,15625	9			

R-cuadrada = 98,0658 porciento

R-cuadrado (ajustado para g.l.) = 97,0987 porciento

Error estándar del est. = 0,128925

Error absoluto medio = 0,0764586

Estadístico Durbin-Watson = 1,37682 (P=0,0666)

Autocorrelación de residuos en retraso 1 = 0,0125505

La salida muestra los resultados de ajustar un modelo de regresión lineal múltiple para describir la relación entre la Distancia y 3 variables independientes. La ecuación del modelo ajustado es:

$$Dis\ tan\ cia = -65,869 - 0,0611 \cdot Interfase - 0,121 \cdot ZAT - 0,122 \cdot ZF$$

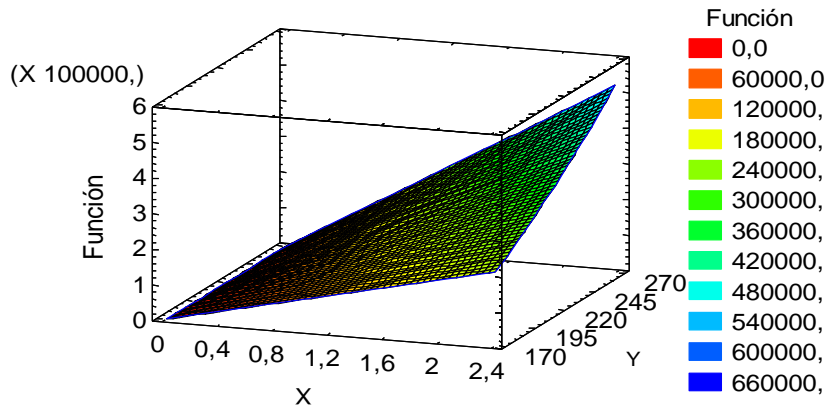
Puesto que el valor-P en la tabla ANOVA es menor que 0,05; existe una relación estadísticamente significativa entre las variables con un nivel de confianza del 95,0 %.

El estadístico R-Cuadrada indica que el modelo así ajustado explica 98,0658 % de la variabilidad en Distancia. El estadístico R-Cuadrada ajustada, que es más apropiada para comparar modelos con diferente número de variables independientes, es 97,0987 %. El error estándar del estimado muestra que la desviación estándar de los residuos es 0,128925. Este valor puede usarse para construir límites para nuevas observaciones de dureza. El error absoluto medio (MAE) de 0,0764586 es el valor promedio de los residuos. El estadístico de Durbin-Watson (DW) examina los residuos para determinar si hay alguna correlación significativa basada en el orden en el que se presentan en el archivo de datos. Puesto que el valor-P es mayor que 0,05; no hay indicación de una autocorrelación serial en los residuos con un nivel de confianza del 95,0 %.

Para determinar si el modelo puede simplificarse, note que el valor-P más alto de las variables independientes es 0,4078, que corresponde a Interfase. Puesto que el valor-P es mayor o igual que 0,05; ese término no es estadísticamente significativo con un nivel de confianza del 95,0 % o mayor.

Consecuentemente, demuestra que la mayor dureza en las zonas analizadas se corresponde con la interfase de la unión soldada.

La estimación del modelo para la superficie de respuesta se muestra en la figura 3.6. Se observa la variación de la dureza en las muestras antes y después del tratamiento. Se ajustó a un modelo  $10+2*X+3*Y*X*Y$ .



Se observa que en la medida que existe variaciones en la distancia, hay un incremento de la dureza en las diferentes zonas, es decir para diferentes valores desde la zona fundida hasta el MB, por efecto de la temperatura del ciclo térmico, esta propiedad varía desde 170 HV en el metal base (fundición nodular) hasta 260 HV, en la interfase de la soldadura. Se obtuvo una unión con continuidad metalúrgica, que permite plantear que, el electrodo empleado puede ser empleado para garantizar la unión soldada.

### 3.6.2. Análisis económico

Los costos se definen como aquellos recursos que aplicamos en la fabricación de los bienes o servicios que la empresa ofrece, por el contrario, los gastos serían aquellos recursos, aplicados en el período contable, en los que se incurrió para conseguir los ingresos de un determinado período o que fueron necesarios para que la empresa pudiera existir durante el mismo. En la tabla 3.6 se muestran los costos asociados al proceso de fundición de las muestras obtenidas.

Tabla 3.6. Costo de fabricación de la soldadura, en CUP

No	Operación	Equipo	Tiempo en h	Tarifa horaria	Importe
1	Corte	Fresadora	1,75	2,70	4,72
2	Soldadura	Miller	1,00	2,70	2,70
3	Pulido	Lijas	2,00	1,67	3,34

4	Observación	Microscopio	1,00	1,67	1,67
				Sub total	12,33

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 3.7 se muestran los costos de mano de obra directa.

Tabla 3.7. Costos totales de la mano de obra directa

Elementos del costo	CUP
Mano de obra directa	12,33
Vacaciones (9,09 %)	1,12
Salario complementario	10,26
Aporte a la seguridad social 12 %	1,47
Impuesto sobre la fuerza 5 %	0,61
Total	<b>25,79</b>

Los costos estimados en la tabla 3.7 se relacionan con los costos directos, que incluyen la cantidad pagada por diseños, materiales, equipos, salarios directos. Es preciso identificar todas las alternativas técnicas posibles, en función de las circunstancias materiales y de las tecnologías disponibles.

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 3.8 muestra el costo por concepto de materiales directos.

Tabla 3.8. Costos de los materiales directos, en CUP

No	Materiales	Cantidad	Precio del material	Importe del material
1	Plancha hierro nodular	12 kg	12,25	147
2	Electrodo E 316L-16	0,3 kg	1,25	0,375
Sub total				147,375



Al determinar el costo total del proceso de soldadura de la fundición nodular con electrodos del tipo E 316L-16, donde interviene mano de obra directa, materiales directos e indirecto, el mismo es de 173,54 CUP.

### **3.7. Impacto ambiental**

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 equipos. Con lo que podrían disminuir las importaciones y derivar recursos hacia otros renglones, contribuyendo así al aprovechamiento eficiente de los recursos.

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.




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.

Debido a los riesgos de enfermedades profesionales a que están sometidos los soldadores, ellos se incluyen dentro de un grupo llamado de sobre riesgo, con una elevada tasa de jubilación temprana a causa de las dolencias adquiridas en la ejecución de su trabajo. Esto también provoca la escasez de soldadores calificados que se mantengan de forma estable, con lo que se afecta seriamente el proceso de producción.

En la soldadura, de forma general, el desafío consiste en la continuidad del material, o lo que llamamos la ausencia de defectos físicos y topoquímicos; también en la productividad a lograr en los distintos procesos y en muchos casos se le suma a lo anterior la necesidad de acercarse todo lo posible a la homogeneidad química y mecánica de la junta respecto al material a soldar.

Para lograr estas metas ya existe un elevado nivel de conocimiento y experiencias dentro de todas las ramas de la técnica que intervienen en el proceso de soldadura, tales como el equipamiento, los materiales para soldar y los procedimientos a seguir.



### **3.8. Conclusiones del capítulo 3**

-  Se caracterizaron las tres zonas consideradas para el análisis de la dureza y el comportamiento microestructural, donde la interfase de la soldadura se identificó por presentar esta propiedad mecánica más elevada que la zona fundida y la zona afectada térmicamente.
-  En las microestructuras analizadas se determinó que los microconstituyentes más representativos en la zona afectada térmicamente son los nódulos de grafitos y la austenita, esta última influencia por el depósito del material de aporte.
-  Al realizar el procesamiento estadístico de los datos a través de la regresión, donde se consideró la dureza en cada una de las zonas de los cordones de soldadura, el estadístico R cuadrado indica que el modelo explica un 98,06 % de la variabilidad según las distancias consideradas.

## CONCLUSIONES GENERALES

- ✚ El comportamiento microestructural de la fundición nodular hipoeutéctica, luego del proceso de soldadura, estuvo precedido por la formación de fases como la martensita y la austenita Widmanstätten en el primer cordón, microestructuras transformadas a austenita retenida y ferrita dendrítica en los pases sucesivos de soldadura.
- ✚ Luego del proceso de soldadura con electrodos E 316L-16, la dureza de la fundición nodular se incrementó desde 170 HV en el metal base, hasta 220 HV en la zona afectada térmicamente y hasta 260 HV en la interfase, producto de la entrada de calor del ciclo térmico, que produce calentamiento y enfriamiento rápido.
- ✚ En el análisis del porcentaje de los microconstituyentes en la unión se determinó que, la austenita retenida ocupa el 43,32 % de su distribución sobre la matriz, debido al depósito base níquel del electrodo E 316L-16 y los nódulos de grafito el 35,27 %, lo cual da origen al tipo de fundición sometida a soldadura.
- ✚ Al realizar la valoración económica del proceso de soldadura de la fundición nodular, donde intervienen materiales, mano de obra directa, materiales directos e indirectos, así como energía eléctrica, este costo total es de 173,54 CUP.

## RECOMENDACIONES

-  Realizar ensayos no destructivos como el de ultrasonido, que permita determinar posibles alteraciones o defectos que puedan haber surgidos, tanto en la sección transversal o longitudinal del cordón de soldadura.
-  Determinar a través de los elementos finitos, las tensiones que surgen en las diferentes zonas de la unión soldada producto de la imposición del ciclo térmico de soldadura con electrodo recubierto base níquel.

## Referencias bibliográficas

1. Aguilar, W.; Boeri, R., Comportamiento a la Segregación de los Elementos de Aleación usados en Fundiciones Esferoidales de Fabricación, Jornadas SAM – IV Coloquio Latinoamericano de Fractura y Fatiga, Agosto, 2000.
2. Aguirre, I. Modelado del proceso de soldadura MIG/MAG". III congreso Boliviano de Ing. Mecánica y electromecánica, S.C.- Bolivia, septiembre de 2006.
3. Apraiz, J. Fundiciones", 2da ed., Madrid: Dossat, 1963, Pág. 143.
4. Avner, S. Introducción a la metalurgia física. México. McGraw Hill. 1992.
5. 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.
6. Barsom, J. Fracture mechanics analysis of fatigue crack initiation and growth. The International Conference on Fatigue, pp. 88-98. Toronto, Ontario, Canada. 1994.
7. 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.
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. 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.
10. Catalina, A.; Guo, X.; Stefanescu, D.; Chuzhoy, L.; Pershing, M., Prediction of Room Temperature Microstructure and Mechanical Properties in Gray Iron Casting, AFS Transactions, 108 (72) 247 – 257, 2000.
11. Cary, H. Modern Welding Technology, 4th ed. Prentice Hall. Ohio. USA. 1998. pp. 107-204.
12. 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.
13. Cembrero, J.; Pascual, M. Soldabilidad de las fundiciones de grafito esferoidal. Rev. Metal. Madrid 35 392-401, 1999. <http://revistademetalurgia.revistas.csic.es>
14. 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>.

15. Cerjak, H. Mathematical Modelling of Weld Phenomena 4. Materials Modelling Series. Primera edición. 1998.
16. Choo, R.; Szekely, J. Welding Journal, 1994, 73 (2), p. 25s.
17. Davies, G.; Garland, J. Solidification structures and properties of fusion welds, International Metallurgical Review, 1975, 20, pp. 83-106.
18. Dardati P., Godoy L., Celentano D., Bertorello H. – Modelo para la Simulación Numérica de la Solidificación de la Fundición Dúctil, Mecánica Computacional, Vol. XXIII, pp. 2653-2677, 2004.
19. Dardati, P. Simulación micromecánica de la solidificación de la fundición dúctil. Córdoba, España: Universidad Nacional de Córdoba, 2005.
20. 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.
21. DebRoy, R.; David, S. A Physical processes of fusion welding, Reviews of Modern Physics, 1995, 67(1), pp. 85-112.
22. 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.
23. Dutra, J.; De Paola, O. Comparacao entre o processo MIG/MAG convencional e pulsada. XXII ENTS- Blumeneau/ S.C, 1996, 239-243.
24. Easterling, K. Introduction to the Physical Metallurgy of Welding, 1983, London, Butterworths.
25. Ecob, C. A Review of Common Metallurgical Defects in Ductile Cast Iron, Fecha de consulta: Enero 2010.
26. Elkem. Graphite Structures in Cast Iron. Foundry Products (2010). Recuperado de <http://www.foundry.elkem.com>.
27. 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.
28. 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.

29. Fernández-Pariente, I.; Belzunce-Varela, F., Influencia de diversos tratamientos térmicos en la microestructura de una fundición blanca con alto contenido en cromo. *REVISTA DE METALURGIA*, 42 (4) 279 - 286, 2006.
30. Fosca, C. Introducción a la metalurgia de la soldadura, Lima PUCP, cuarta edición, 2003.
31. Fukaura, K.; Yokoyama, Y.; Yokol, D.; Tsujii, N.; Ono, K., Fatigue of Cold-Worked Steels: Effect of Heat Treatment and Carbide Morphology on Fatigue Crack Formation, Life, and Fracture Surface Observations *Metallurgical and Materials Transactions A*, 35A (11) 1289 – 1300, 2004.
32. Garlough, G.; Stocker, T. *Welding in Ductile Iron*. AFS, American Foundrymen's Society, Des Plaines, Illinois, USA, 252-259, 1999.
33. 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.
34. Glizmanenko, D. *Soldadura y Corte de los Metales*, Instituto del Libro, La Habana, 1968.
35. 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.
36. Howard, B. *Manual de Soldadura Moderna Tomo 3*, Prentice Hall. Segunda edición. 1992.
37. 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.
38. Janowak, J.; Gundlach, R. *Fundiciones Grises Aleadas (y2) Fundición Año XXXIII- segunda etapa- mayo-junio*, 1987.
39. Ju, S. Characterization of bainitic microstructures in low carbon HSLA steels. *International Journal of Modern Physics B*. 22 (31): 5965 – 5970, 2008.
40. Kobelco. *Welding handbook* (2012). Recuperado de: <http://www.kobelco.co.jp/english/welding/files/handbook2012.pdf>.
41. Krause, D., *Gray Iron - A Unique Engineering Material*. ASTM, Special Technical Publications 455, Philadelphia, 1969 pp 3 – 28.
42. Larrañaga, P.; Sertucha, J.; Suárez, R., *Análisis del proceso de solidificación en fundiciones gráficas*.
43. 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.

44. Maratray, F. Recargues por soldaduras resistentes a la abrasión. Consultado en marzo de 2000. Disponible en Web World Wide en [www.soldadura.com](http://www.soldadura.com)
45. Marulanda, J.; Zapata, A.; Grajales, D. Recuperación y soldabilidad de piezas de fundición de hierro. *Scientia et Technica*, 37 (11): 237-242, 2007b.
46. Marulanda, J.; Zapata, A.; Mesa, D. Fundamentos de la soldadura de metales. Universidad Tecnológica de Pereira. 2007.
47. Masubuchi, K. Analysis of welded structures: Residual stresses, distortion, and their consequences, Massachusetts Institute of Technology, USA, 1980, pp.88-110, pp. 112-145, pp. 148-187, pp. 328 - 335.
48. 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.
49. Mertinger, V.; Nagy, E.; Tranta, F.; S'olvom, J. Strain-induced martensitic transformation in textured austenitic stainless steels, Hungary, 15 February 2007.
50. Mesa, D. Fundiciones. Universidad Tecnológica de Pereira, 2003.
51. Moffat, W.G.; Pearsall, G.W.; Wulf J. *The Structure and Properties of Materials*, Vol. 1, Structure, p. 195 (2001).
52. Nogita, K.; Dahle, A.; Lu, L. Combining Sr and Na Additions in Hypoeutectic Al - Si Foundry Alloys. *Materials Science and Engineering*, 399: 244 - 253. 2005.
53. Nomoto, H.; Kuroki, Y.; Fukuda, M.; Fujitsuka, S. *JSME International Journal*, 49 (9): 218-223, 2006.
54. 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*.
55. Okamoto, H. ASM (American Society Materials). *Phase Diagrams for Binary Alloys*. ASM International. United States of America 2000.
56. Olsen, O.; Hartung, C.; Ecob C. *Common Metallurgical in Grey Cast Iron*, Fecha de consulta: Enero de 2010.
57. Ostle, B. *Estadística Aplicada*. Limusa - Wiley, México, 1975, Cap. 10.
58. 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.



59. Petty, E., Physical Metallurgy of Engineering Materials. George Allen and Unwin Ltd. Londres, 1968. p 109.
60. Pouranvari, M. On the weldability of grey cast iron using nickel based filler metal. Dezful, Iran : Elsevier, 2010, Vol. Vo 31, págs. 32-54.
61. Quintero, M.; Cerpa, S.; Mejias, G.; León, J.; Quintero, A. Soldadura de un acero inoxidable dúplex 2205 por el proceso de soldadura GTAW. Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales. 56 (4): 1-3, 2006.
62. Radhakrishnan, V. Hot cracking in austenitic stainless steel weld metals. Science and Technology of welding and Joined Magazine. 5 (1) 25 – 32, 2000.
63. Rodríguez, H. Metalurgia de la soldadura. Editorial Pueblo y Educación. La Habana. Cuba. 1987. pp 134 – 154.
64. Rowe, R.; Jeffeus, L. Manual de Soldadura GMAW (MIG – MAG). Paraninfo Ediciones. España. 2008.
65. SAGER S.A. Manual de soldadura, SAGER, Cali. 2004.
66. Sanders, W.; Lawrence, F. Fatigue behavior of Aluminum alloy weldments. Fatigue Test Weld. ASTM STP 648. 1997.
67. Sandvik Materials Technology (2006) Stainless, Welding Products, S-236-ENG.
68. Sarache, L. Diseño de experimentos y análisis multifactorial aplicado a la industria. Facultad de Ingeniería, Revista Ingeniería Industrial. 4 (5): 585-590. 2004.
69. Silgado, J.; Acevedo, E. Soldabilidad de las fundiciones grises con materiales de aporte tipo RbCuZn-A, ERCuAl-A2 y ERNiFe-CI-A. 2004. 141, Medellín, 1: 76-87, 2004.
70. Shing-Hoa, W.; Po-Kay, C.; Jer-Ren, Y.; Jason, F. Gamma ( $\gamma$ ) phase transformation in pulsed GTAW weld metal of duplex stainless steel, Materials Science and Engineering A420, 2006, pp 26-33.
71. Sturla, A.; Castellano, E. Metalografía microscópica: guía práctica de metalografía microscópica y macrografía. Buenos Aires: Alsina. 1951. 278 pp.
72. Sy, A., Copper in cast iron. Principal Considerations. AFS Transactions. 67 (13) 321 – 328, 1959.
73. Talero, J.; Muñoz, M. Introducción al cálculo de estructuras metálicas según Eurocódigo 3. 1era Edición corregida. España. 2000.

74. 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>
75. Udim, H.; Funk, E.; Wulf, J. Welding for engineers. N. Jhon Wiley and Sons, Inc. New York. 1954.
76. Van de Velde, C. Carbide formation in cast iron, Part I A new Aproach to the solidification of cast iron, April 2000.
77. Villa-Rabasa, A.; Hernández, K. Apuntes de metalurgia de soldadura. SEPI-ESIME-IPN. 1999.
78. Weman, K. Welding processes handbook. New York: CRC Press LLC. ISBN 0 –8493 – 1773 – 8, 2003.
79. Xiaoping, H.; Torgierr, M. Improved modeling of the effect of R-ratio on crack growth rat, Norway, 2 October 2006.
80. 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.
81. Yamauchi, A.; Sorimachi, K.; Sakuraya, T. Effect of solidus temperature and crystalline phase of mould flux on heat transfer in continuous casting mould. Ron making and Steelmaking. 29 (3) 203 – 207, 2002.