



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

**PROCESO DE SOLIDIFICACIÓN EN LA SOLDADURA DEL  
HIERRO FUNDIDO CON DIFERENTES MATERIALES DE  
APORTE**

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

**Autor: Aníval Enrique Nicot Hinojosa**

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

**Moa – 2016  
"Año 58 de la Revolución"**



***Declaración de autoridad***

**Yo:** Aníval Enrique Nicot Hinojosa

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

-----  
Aníval Enrique Nicot Hinojosa

-----  
Dr. C. Tomás H. Fernández Columbié



## **Agradecimientos**

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

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

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

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

***A mis amigos que siempre creyeron en mí.***

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

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

***A todos                      Muchas gracias.***



## **Dedicatoria**

**Quiero dedicar este trabajo a mis familiares.**

**A mi madre y padre: Flora Francisca Hinojosa Milet  
y Grabiél Nicot Gomero por su amor eterno.**

**A mis hermanos: Javier Nicot y Grabiela Nicot por  
regalarme su cariño incondicional.**

**A mis vecinos: Susana Matos y sus padres por  
apoyarme en momentos difíciles.**

**A mis amigos que estuvieron a mi lado durante los 5  
años de mi carrera.**

**A nuestra Revolución, por las posibilidades que me  
ofrece.**



## TABLA DE CONTENIDOS

	<b>Pág</b>
<b>SÍNTESIS</b>	
<b>INTRODUCCIÓN</b>	
<b>CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS</b>	
1.1. Introducción	5
1.2. Características de las fundiciones	5
1.2.1. Proceso de solidificación del hierro	7
1.3. Soldabilidad de las fundiciones	9
1.3.1. Problemas en la soldadura de los hierros fundidos	11
1.4. Flujo de fluido en la pileta líquida	14
1.4.1. Inclusiones no metálicas en la pileta	15
1.4.2. Solidificación	16
1.4.3. Nucleación y crecimiento	18
1.4.4. Modos de solidificación	19
1.5. Agrietamiento en uniones de soldadura	21
1.5.1. Defectos en uniones soldadas	25
1.6. Conclusiones del capítulo 1	28
<b>CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS</b>	
2.1. Introducción	29
2.2. Composición química del hierro fundido gris	29
2.3. Análisis microestructural	30
2.4. Materiales y equipos empleados en la experimentación	31
2.4.1. Pulidora metalográfica montasupal	31
2.4.2. Microscopio óptico	32
2.4.3. Máquina de soldar tipo Miller	32
2.4.4. Electrodo consumibles para la soldadura	33
2.5. Preparación metalográfica de la probeta	34
2.5.1. Corte de las muestras	35
2.5.2. Desbaste y pulido	35
2.5.3. Lijado grueso y fino	36
2.5.4. Ataque de las muestras para su examen microscópico	36



---

2.5.5. Cálculo del carbono equivalente	36
2.6. Contenido de carbono y silicio en la fundición	37
2.6.1. Ataque de las muestras para su examen microscópico	37
2.7. Metodología de cálculo para el proceso de soldadura	38
2.7.1. Cálculo del ciclo térmico	39
2.7.2. Intensidad de corriente	39
2.7.3. Voltaje del arco eléctrico	40
2.7.4. Velocidad de soldadura	40
2.7.5. Energía lineal del proceso de soldadura	40
2.7.6. Cálculos numéricos para la soldadura	41
2.7.7. Velocidad de enfriamiento del cordón	42
2.8. Cálculo de costo del proceso de soldadura	43
2.9. Determinación de la dureza	45
2.10. Conclusiones del capítulo 2	46
<b>CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS</b>	
3.1. Introducción	47
3.2. Análisis del comportamiento del fluido en la línea de tubería	47
3.3. Análisis de la susceptibilidad al agrietamiento del hierro fundido	47
3.3.1. Análisis del contenido de carbono y silicio en la fundición	48
3.4. Análisis del ciclo térmico	50
3.4.1. Análisis de los cálculos numéricos	52
3.5. Análisis de los cálculos de costo de la soldadura	54
3.6. Análisis del comportamiento microestructural UTP 309L - 16	55
3.6.1. Análisis de la microestructura con electrodo UTP 8	58
3.6.2. Análisis de la microestructura con electrodo UTP 86 FN	60
3.7. Análisis de la composición química del depósito	62
3.8. Análisis de la microdureza	64
3.8.1. Análisis del comportamiento de la dureza con relación al aporte	65
3.8.2. Análisis de regresión múltiple para dureza y distancia	66
3.9. Análisis económico	67
3.10. Impacto ambiental	68



3.11. Conclusiones del capítulo 3	70
<b>CONCLUSIONES GENERALES</b>	<b>I</b>
<b>RECOMENDACIONES</b>	<b>II</b>
<b>BIBLIOGRAFÍAS</b>	<b>III</b>
<b>ANEXOS</b>	<b>IV</b>



## **Resumen**

El trabajo tiene como objetivo establecer el proceso de solidificación del hierro fundido gris con diferentes materiales de aporte luego de ser aplicado el ciclo térmico de soldadura. Para la unión metalúrgica en planchas de hierro fundido de 10 milímetros de espesor y con preparación en V a 60° se seleccionaron los electrodos E 309L – 16, el UTP 8 y el UTP 86 FN. Con el E 309L - 16, la solidificación es de una morfología de austenita Widmanstátten o acicular con presencia de carburos, con el UTP 8, se obtiene una matriz ferrítica con la formación de carburos en el interior, ambas solidificaciones propensa al agrietamiento y para UTP 86 FN una estructura austenítica con una pequeña cantidad de ferrita delta, siendo este último con mejor solidificación.

La composición química por el diagrama de Schaeffler establece que aunque los tres electrodos se ubican en el campo uno y que existe fisuración en caliente por encima de 1 250 °C, con tendencia en la estructura de aparecer la transformación de la fase sigma entre 500 y 900 °C, el contenido de 114 % de níquel en el UTP 86 FN con el contenido de carbono del hierro fundido de 3,15 % la solidificación no es propensa a agrietarse. Se realiza la valoración económica y el impacto medio ambiental relacionado con el proceso de soldadura.



## **Abstract**

It is paper has as objective to establish the process of solidification of the gray cast iron with different contribution materials after being applied the thermal cycle of welding. For the union metallurgic in irons of cast iron of 10 millimetres of thickness and with preparation in V at 60o the electrodes E 309L were selected - 16, the UTP 8 and the UTP 86 FN. With the E 309L - 16, the solidification is of an austenita morphology Widmanstátten or acicular with presence of carbides, with the UTP 8, a main ferrite is obtained with the formation of carbides in the interior, both prone solidifications to the cracking and UTP 86 FN a structure austenítica with a small quantity of ferrite delta, being this last one with better solidification.

The chemical composition for the diagram of Schaeffler settles down that although the three electrodes are located in the field one and that warm fisuración exists above 1 250 °C, with tendency in the structure of appearing the transformation of the phase sigma between 500 and 900 °C, the content of nickel 114 % in the UTP 86 FN with the content of carbon of the cast iron of 3.15 % the solidification is not prone to crack. He is carried out the economic valuation and the half environmental impact related with the welding process.



## 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 mucho mayores que los aceros. Debido a este alto contenido de carbono, la estructura de las fundiciones de hierro presentan 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).

La estructura de un sólido y su comportamiento frente a los diversos procesos que sobre él se realizan puede analizarse a diferentes niveles, ya sea nano, micro o macro mecánico. Hay muchos problemas que no pueden ser tratados con la profundidad y exactitud suficientes si no se emplea más de un nivel de análisis, como es el caso del proceso de solidificación de una aleación.

Actualmente en dicho proceso es normal que el análisis del transporte de calor y de masa (convección y macrosegregación) en la pieza se realice mediante la resolución de ecuaciones continuas a nivel macroscópico, pero se estudia además la evolución de la microestructura a través de leyes fenomenológicas que rigen la nucleación y el crecimiento de las diferentes fases que intervienen en el proceso.

Las fundiciones presentan poca soldabilidad, sin embargo, bajo ciertos cuidados, estos materiales pueden ser soldados y recuperados siguiendo procedimientos rigurosos y seleccionando electrodos de baja entrada de calor para aumentar la soldabilidad. En el cordón de soldadura se debe asegurar que no cambien las propiedades mecánicas de los materiales soldados y que tampoco haya transformaciones donde se obtengan estructuras frágiles, debido al aumento de tensiones o cambio de fases en la unión soldada. Se presenta información acerca de la soldabilidad de las fundiciones de hierro y algunas recomendaciones son de utilidad a la hora de recuperar piezas de fundición por soldadura.



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

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

### **Situación problemática**

En las industrias cubanas, la recuperación por soldadura se ha convertido en una práctica habitual, donde equipos de grandes dimensiones fabricados con hierro fundidos (bloques de motor, bancadas de máquinas, herramientas, soportes, cuerpos de bombas) se someten a un proceso de recuperación o restablecimiento de sus parámetros con el empleo de materiales de aportes, sin embargo a partir de que estas aleaciones se obtienen por fundición, se presentan en las mismas diferentes composiciones químicas que las caracterizan, por lo que estamos ante una gran disyuntiva a la hora de seleccionar cuál será el material base idóneo para restablecer el daño al que nos enfrentamos, ya sea efecto de grietas, desgaste o rotura. Todo lo anterior repercute que en la mayoría de los casos, estos rechazos afecten el medio ambiente y la economía del país.

El **problema** lo constituye: Aunque existen procedimientos para la unión metalúrgica por soldadura del hierro fundido gris, aún no se precisa el comportamiento de la solidificación de estas fundiciones con diferentes materiales de aportes a través del proceso de soldadura manual por arco eléctrico.



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

En el proceso de soldadura del hierro fundido con diferentes electrodos como el UTP 86 FN, UTP 8, UTP 309L - 16, se puede establecer el proceso de solidificación en las microestructuras a partir del contenido de carbono y silicio, el carbono equivalente y la composición en las interfases que se pueda determinar el material de aporte más adecuado para garantizar la calidad de la unión soldada.

El presente trabajo se establece como **objetivo general**

Establecer el proceso de solidificación a partir de las microestructuras obtenidas en el hierro fundido luego de ser sometido a procesos de soldadura por arco eléctrico con diferentes electrodos.

Como **objeto de estudio** es unión de soldadura a  $60^{\circ}$  de la fundición con diferentes materiales de aportes.

El **campo de acción** es la microestructura y la dureza en correspondencia al contenido de carbono y silicio, el carbono equivalente y la composición en las interfases de la fundición con diferentes materiales de aportes.

**Objetivos específicos:**

1. Caracterizar el procedimiento de unión por soldadura manual por arco eléctrico de la fundición a partir de diferentes materiales de aportes con diferentes propiedades.
2. Establecer a partir de los procedimientos metodológicos, el proceso de soldadura con diferentes materiales de aportes en juntas en simples V a  $60^{\circ}$  en aleación de hierro fundido.
3. Determinar a partir del contenido de carbono y silicio, el carbono equivalente y la composición en la interfase, las microestructuras y la dureza obtenidas del proceso de solidificación del hierro fundido con diferentes materiales de aportes.

Para dar cumplimiento a este objetivo han sido planteadas las siguientes **tareas**:

1. Establecimiento del estado del arte relacionado con el objeto de estudio.



2. Planificación y realización de experimentos.
3. Ejecución experimental del proceso de soldadura del hierro fundido en juntas en simples V a  $60^{\circ}$ , para la determinación del comportamiento microestructural y la dureza.
4. Análisis de los resultados y fundamentación del proceso metalúrgico de la unión del hierro fundido con diferentes materiales de aportes con propiedades diferentes.
5. Planteamiento de los efectos económicos, sociales y ambientales del proceso de soldadura.

## **Capítulo 1**

### **Marco teórico. Antecedentes investigativos**

## 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS

### Introducción

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

En el presente capítulo se establece como objetivo la búsqueda bibliográfica relacionada con la soldadura de las fundiciones grises y su proceso de solidificación.

### 1.2. Características de las fundiciones

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

Según Aristizábal *et al.* (2009) Las propiedades mecánicas y el desempeño en servicio de estos materiales están fuertemente influenciados por sus características microestructurales, tales como la morfología, el tamaño y la

distribución de las láminas de grafito y del tipo de matriz, de las diferentes inclusiones y carburos presentes, las cuales, a su vez, dependen fundamentalmente de la composición química, del tratamiento del metal fundido y de la velocidad de enfriamiento durante la solidificación.

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

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

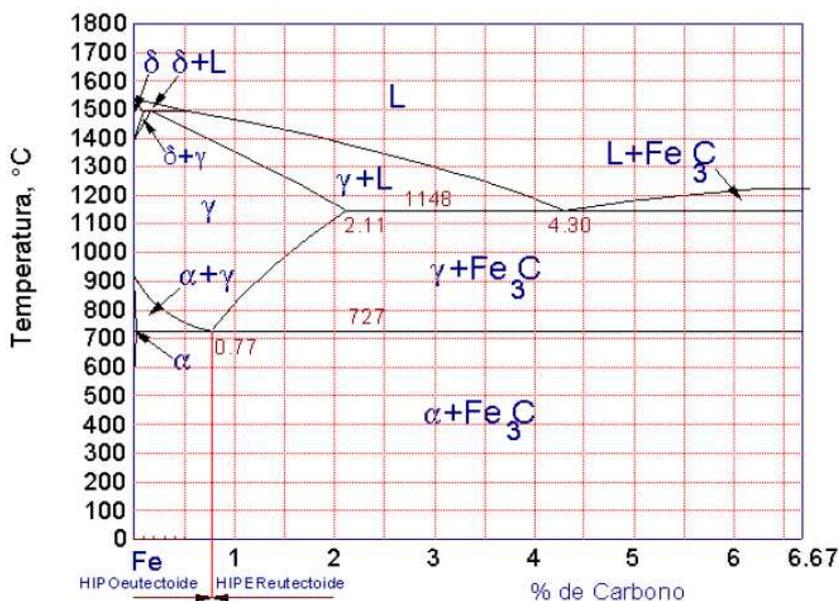


Figura 1.1. Diagrama de fases fuera del equilibrio del sistema Fe-Fe<sub>3</sub>C. Fuente: Borrajoa *et al.* (2003).

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

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

### **1.2.1. Proceso de solidificación del hierro**

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

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).

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.

Los mecanismos de solidificación del hierro y las microsegregaciones resultantes son aún aspectos de la metalúrgica 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 y la última ha sido propuesta por Boeri y Sikora (2002).

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

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

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

Una vez que es alcanzada esta composición, el líquido se transforma en dos sólidos. El tipo de sólido formado depende de si la solidificación es después de

la reacción eutéctica metaestable o estable. Se forma carburo de hierro (Cementita,  $Fe_3C$ ) y austenita ( $\gamma$ ) durante la reacción metaestable y se forma grafito (C) más austenita ( $\gamma$ ) durante la reacción estable.

### **1.3. Soldabilidad de las fundiciones**

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

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

Generalmente los electrodos que se usan para soldar hierros fundidos producen soldaduras heterogéneas, es decir, la composición química del depósito de soldadura es diferente a la composición del material base, donde la aplicación de un determinado tipo de electrodo, ejerce una gran influencia sobre el resultado final. La selección de un electrodo para soldar hierro fundido puede ir desde el acero hasta el níquel, incluyendo aleaciones de monel (70 % Ni y 30 % Cu) y los aceros inoxidable (Cr - Ni).

Los electrodos más comunes para soldar hierro fundido son los de núcleo metálico de aleación de níquel, porque evitan la fisuración por la aparición de fases duras y frágiles, además tiene una alta elongación que permite soportar la



dilatación y contracción durante el proceso de soldadura lo que permite la maquinabilidad. Adicionalmente se deben seleccionar los electrodos de menor entrada de calor que en otras palabras son los que trabajan a menores amperajes (EUTECTIC CASTOLIN, 2002 y Marulanda *et al.*, 2007).

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

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

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

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

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

### 1.3.1. Problemas en la soldadura de los hierros fundidos

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).

Por otra parte al recuperar piezas de hierro fundido puede que las mismas presenten ciertas características como consecuencia de las condiciones de trabajo que pueden afectar el proceso de recuperación (figura 1.2). Estas modificaciones de las piezas son las siguientes: el crecimiento del hierro fundido, la infundibilidad y el quemado.

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

Figura 1.2. Diferentes tipos de hierros fundidos según la matriz y forma del grafito.

La dificultad del maquinado se debe a la formación de Cementita  $Fe_3C$  (fundición blanca), tanto en la zona fundida como en la zona de influencia térmica. Esta formación se produce al quemarse el silicio durante el proceso de soldadura y también debido a la rápida velocidad de enfriamiento del área afectada, un fenómeno conocido como "grafitización".

Otros problemas secundarios en la soldabilidad de los hierros fundidos son: (a) Se forman poros en la zona fundida, por el alto contenido de carbono en estos materiales, durante su fundición se forman óxidos de carbono ( $\text{CO}$ ,  $\text{CO}_2$ ) que, por el rápido enfriamiento, no tienen tiempo de escapar del baño fundido, lo que ocasiona la porosidad. (b) Se dificulta la adherencia de la soldadura debido a la presencia de una película refractaria de óxidos de silicio y manganeso producidos durante el proceso de soldadura. Esta película posee un alto punto de fusión con respecto al material base. (c) Se dificulta soldar estos materiales en ciertas posiciones, debido a la alta fluidez de los hierros fundidos durante su fabricación.

Para el estudio de las modificaciones estructurales que pueden ocurrir en la zona de influencia térmica es necesario valorar la temperatura que alcanza en cada punto y su posterior enfriamiento. En la figura 1.3 se muestra el diagrama de solubilidad del grafito en el hierro, relacionado con diferentes zonas de una unión obtenida por soldadura. En este caso se ha considerado la soldadura en una pieza de hierro fundido gris con grafito esferoidal.

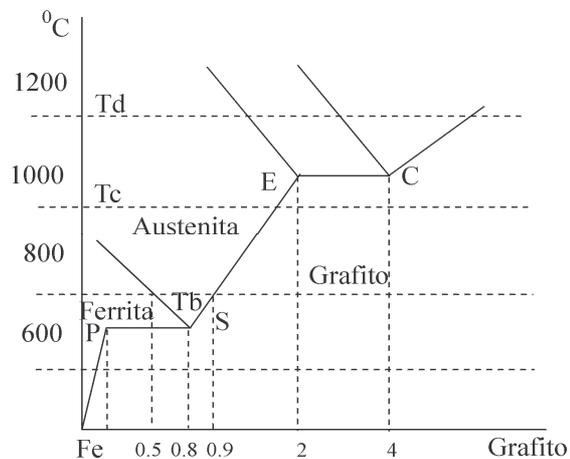


Figura 1.3. Diagrama esquemático de la solubilidad del grafito en el hierro y su relación con las diferentes temperaturas que se alcanzan en la unión soldada.

Para una temperatura  $T_a$  (figura 1.3), cuya distancia de la fuente es considerable, la posibilidad de difusión del carbono hacia la matriz ferrítica es prácticamente insignificante, e incluso para temperaturas mayores y cercanas a la temperatura correspondiente a la línea PS.



La temperatura que rodea al núcleo de grafito, el contenido de carbono en la zona es despreciable. Esto significa que el ciclo térmico impuesto a estos puntos en la zona soldada, donde la temperatura es inferior a la representada por la línea P, no provocaría, por lo tanto, modificaciones en la estructura de la pieza soldada para la zona analizada, independientemente del régimen tecnológico de soldadura utilizado.

Al considerar un núcleo de grafito calentado durante la soldadura a una temperatura de 800 °C se puede apreciar según la figura 1.2 que la difusión del carbono en la austenita en la interfase austenita-grafito contiene 0,9 % de carbono, mientras que la interfase correspondiente a la austenita-ferrita el contenido de carbono en la austenita es de 0,5 %. A esta temperatura (800 °C) el contenido o densidad del carbono en la zona que lo rodea al núcleo de grafito es considerable.

La aparición de estructuras en la zona cercana a los núcleos de grafito que provocan alta fragilidad a la unión pueden ocurrir en determinado rango de temperatura según se comporta la difusión del carbono en la interfase a lo largo de la línea SE. Para una zona cuya temperatura alcanzada está en el orden de los 1 000 °C, los procesos de difusión del carbono se aceleran, ocurriendo una considerable penetración del carbono dentro de la austenita y de la misma manera que para el caso de la zona donde la temperatura corresponde con el punto Tb.

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.

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

Al calentar el material, como es el caso de la soldadura, la matriz se puede enriquecer localmente de carbono y debido al enfriamiento rápido, en la zona

afectada térmicamente, pueden llegar a formarse fases duras y frágiles que pueden causar agrietamiento. Debido a estos factores metalúrgicos, los hierros fundidos son más difíciles de soldar que los aceros al carbono, además, las eficiencias (recuperación de las propiedades mecánicas de las piezas), en las juntas no alcanzan el 100 %.

#### **1.4. Flujo de fluido en la pileta líquida**

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

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

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

Cuando este efecto no es la fuerza impulsora principal las velocidades máximas en el fluido son mucho menores. En casos donde las fuerzas electromagnéticas

controlan la convección en la pileta líquida los valores reportados en la literatura se encuentran típicamente entre 2 y 20 cm/seg (DebRoy y David, 1995).

#### **1.4.1. Inclusiones no metálicas en la pileta**

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

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

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

Aquellas inclusiones formadas en el exterior de la 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 atrapamientos 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.

Estas inclusiones formadas durante la solidificación en la pileta de soldadura se denominan endógenas o secundarias (Grong y Matlock, 1986; Palma y Timerman, 1983). Este último grupo en general es heterogéneo respecto a la

composición, la forma y la estructura cristalina, como resultado del complejo sistema de aleación involucrado (Keville, 1983).

En los metales fundidos la primera fase sólida que se forma durante el enfriamiento, no corresponde a la fase metálica de la matriz, sino que por su mayor punto de fusión corresponde a productos de las reacciones de desoxidación. Esta fase puede ser vítrea o cristalina. En los aceros se utiliza muy comúnmente la desoxidación con Si donde el producto de dichas reacciones es  $\text{SiO}_2$ . Si la desoxidación se produce con Al el producto que se obtendrá será  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . También son comunes los productos combinados de varios elementos presentes en el acero como  $\text{MnSiO}_3$  y  $\text{Mn}(\text{O},\text{S})$ , generalmente vítreos y esféricos (Turkdogan, 1973).

#### 1.4.2. Solidificación

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.

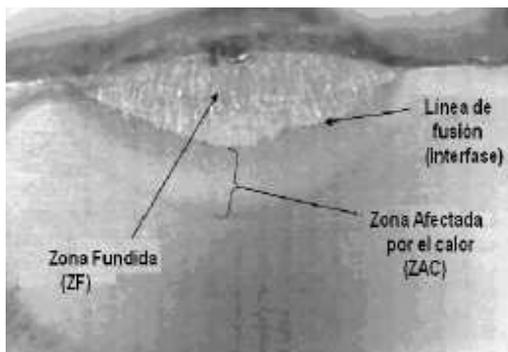


Figura 1.4. Zonas de la unión soldada

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 depende con la velocidad de soldadura. Cuando se requiere precalentamiento los gradientes de temperatura se ven afectados (Easterling, 1983).

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

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

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

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

El sobreenfriamiento térmico no es usual en soldadura, ya que la nucleación del sólido no es difícil por lo que no es posible enfriar el líquido demasiado lejos de

la temperatura de equilibrio. Sin embargo si el sobreenfriamiento térmico está presente tiene un profundo efecto sobre la morfología de la solidificación, promoviendo una estructura de solidificación equiaxial dendrítica (Fernández *et al.*, 2014).

Durante la mayoría de los procesos de solidificación existen gradientes de temperatura y composición dentro de las fases. Sin embargo, se puede describir adecuadamente la cinética de la solidificación empleando 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.

#### **1.4.3. Nucleación y crecimiento**

El fenómeno de la solidificación se puede analizar en dos etapas, por un lado la nucleación de la fase sólida y posteriormente el crecimiento de esa fase sólida estable. Tradicionalmente el proceso de la nucleación de una fase sólida desde el líquido se clasifica en homogénea o heterogénea, dependiendo de cómo es que tiene lugar el evento de la nucleación, si ocurre sin o con influencia de impurezas, inoculantes o superficies externas, respectivamente. En la práctica la nucleación homogénea en líquidos solo ocurre bajo las más cuidadosas y controladas condiciones de laboratorio.

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

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

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

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

#### **1.4.4. Modos de solidificación**

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

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

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

Considerando la solidificación en estado estacionario en una interfase plana se puede ver en la figura 1.5 el perfil de concentraciones y el gradiente térmico como una función de la distancia desde la interfase,  $x$ .

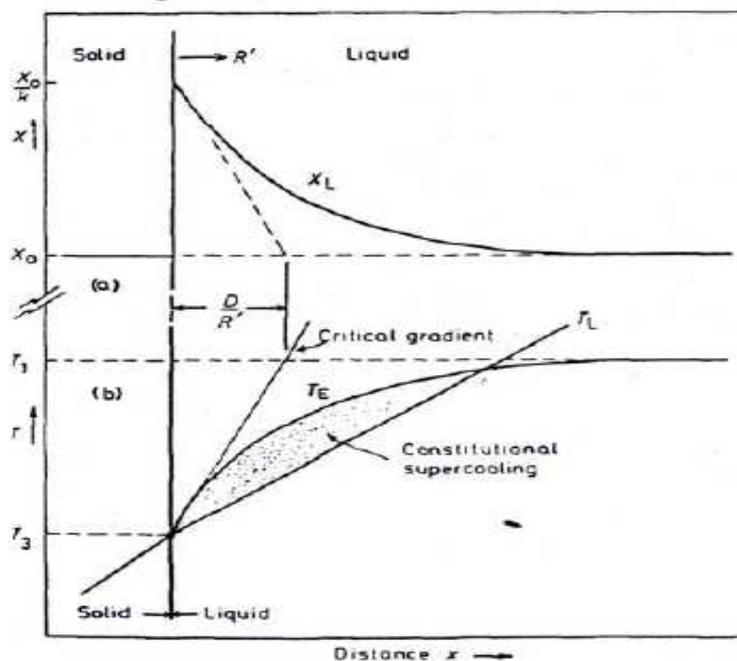


Figura 1.5. Sobreenfriamiento constitucional. Concentración y temperatura en función de la distancia Fuente: Porter y Easterling (1981).

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



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

### **1.5. Agrietamiento en uniones de soldadura**

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

Según Anderson (2006), la fractura es la separación de un cuerpo en dos o más partes en respuesta a una tensión aplicada estática y a temperaturas que son bajas en relación a la temperatura de fusión del material. Según la capacidad del material para deformarse plásticamente antes de romperse, existen dos tipos de fractura: dúctil y frágil. La fractura dúctil se caracteriza por la existencia de una gran deformación plástica en vecindad de la punta de la grieta. Además, el proceso se lleva a cabo relativamente lento a medida que la fisura se extiende. La fisura es estable porque resiste a cualquier propagación a menos que haya un incremento de las tensiones aplicadas.

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

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



Muchos de los cambios metalúrgicos, geométricos y superficiales, sucedidos en la soldadura, son producto de diversas causas como el aumento de la velocidad de depósito en la geometría del charco de soldadura, el efecto de la polaridad de la corriente, la extensión y diámetro del electrodo. Además, los factores anteriormente mencionados modifican la tasa de fusión, el tamaño de grano y la penetración de la soldadura por arco sumergido (Chandel *et al.*, 1997). Otros estudios se han realizado alrededor de esta temática, La investigación de Flores (2002) presenta un método para el análisis de los procesos de fisuración de materiales dúctiles, argumentando que el micromecanismo de falla más común en aleaciones de elevada tenacidad, es la coalescencia de microcavidades.

Este autor emplea el modelo propuesto por Gurson con el fin de reproducir el proceso de fisuración. Para ello incorpora el efecto de los esfuerzos hidrostáticos en la superficie de fluencia y advierte sobre la aparición de una componente dilatadora para la deformación plástica. Este modelo puede calibrarse de manera simple para simular situaciones complejas que se salen del ámbito de aplicabilidad de la Mecánica de la Fractura clásica; aunque es aplicable únicamente a situaciones en las que el micromecanismo de fractura es la coalescencia de microvacíos. Se reporta que los resultados numéricos tienen buena correspondencia con las mediciones experimentales.

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

La investigación realizada por Bao (2010) establece un método para el cálculo de los esfuerzos térmicos residuales en placas soldadas a filete

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

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

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

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



superficie con coeficiente de tensión dependiente de la temperatura y la presencia de azufre.

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

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

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

En Xiaoyuan *et al.* (2010) se caracterizaron y determinaron las propiedades mecánicas de juntas soldadas a filete mediante microscopía, utilizando la técnica de microscopía electrónica de barrido y de transmisión. También, se realizaron pruebas de dureza y pruebas de propiedades mecánicas como el

ensayo de tensión para la caracterización de los cordones de soldadura y la determinación, ubicación y tasa de dispersión de los defectos.

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

### 1.5.1. Defectos en uniones soldadas

La mayoría de los defectos en uniones soldadas son del tipo porosidad, falta de penetración, falta de fusión, inclusión de escoria, socavación y desalineamiento (Maddox, 1994). El tamaño e intensidad de las imperfecciones depende del proceso de soldadura, la geometría, la facilidad de acceso y el cuidado ejercido en el proceso de soldar. Estas imperfecciones tienen diferentes características y en algunas situaciones son difíciles y costosas de detectar y definir sin destruir la junta soldada. Se plantean defectos originados por el proceso que inducen la aparición de grietas de fatiga. Esto se atribuye al hecho de que para una vida de fatiga dada, las imperfecciones incluidas pueden ser mejor toleradas que las imperfecciones de la superficie (Barsom, 1994). Varias de estas imperfecciones en las soldaduras son descritas por Maddox (1994) como se muestra en la figura 1.6.

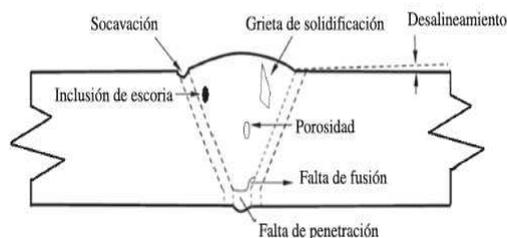


Figura 1.6. Imperfecciones de soldadura en juntas a tope. Fuente: Maddox (1994).



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

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

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

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

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

residuales, falta de penetración, desalineamientos, reducen efectivamente la fase de iniciación (Berkovis y Di, 1998).

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

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

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

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

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

### **1.6. Conclusiones del capítulo 1**

- ✓ El proceso de soldadura en uniones soldadas posee algunas desventajas como son las deformaciones, las tensiones residuales y los defectos propios del método, elementos que provocan agrietamiento en el conjunto soldado.
- ✓ La soldabilidad de las fundiciones están limitada debido a la plasticidad nula y a la relación de sus propiedades mecánicas, ambas son susceptible de la formación de grietas al ser sometida a procesos de soldadura.
- ✓ Se pudo determinar que el proceso de solidificación en 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.

**Capítulo 2**  
**Materiales y Métodos**

## 2. MATERIALES Y MÉTODOS

### Introducción

Un sistema trata de satisfacer determinadas necesidades identificadas y cumplir ciertos objetivos definidos. La efectividad o eficacia es el grado en que se cumplen estas necesidades y objetivos. El ciclo térmico de una soldadura no puede determinarse con precisión, porque depende de muchas variables. Pero, se pueden hacer estimaciones muy cercanas a la realidad. Con el propósito de optimizar el proceso de soldadura y predecir o explicar los efectos de calor, provenientes sobre un determinado material bajo condiciones prácticas.

En este capítulo se plantea como objetivo establecer la metodología relacionada con la preparación de muestras, así como la relación de máquinas y equipos a emplear en el proceso de soldadura del hierro fundido gris.

### 2.2. Composición química del hierro fundido gris

La composición química estándar de la fundición gris 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 fundido gris, en %

Fundición	C	P	S	Cr	Si	Mn	Cu	Fe
HF 24	3,15	0,11	0,20	0,11	1,9	0,88	0,10	Resto

Estas variables controlan la fundición, o sea la condición del carbono y también su forma física. 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. La forma y distribución de las partículas de carbono sin combinar influye en forma determinante sobre las propiedades mecánicas del hierro fundido. Estas aleaciones se clasifican por lo tanto, según el estado en que se encuentra el carbono en la microestructura, así como por la microestructura de la matriz.

Los principales elementos de aleación son carbono y silicio. El alto contenido de carbono incrementa la cantidad de grafito o de  $\text{Fe}_3\text{C}$  e incrementando el contenido de carbono y silicio incrementa el potencial de grafitización y fluidez del hierro fundido, sin embargo su resistencia se ve afectada, ya que se promueve la formación de ferrita y el engrosamiento de la perlita.

### 2.3. Análisis microestructural

El análisis microestructural consistió en la observación de una muestra patrón del hierro fundido. Se empleará para establecer el comportamiento del material de las muestras después de efectuado el análisis de cada una de las partes afectada. La figura 2.1 se corresponde con la muestra patrón del hierro fundido gris luego de ser obtenido del proceso de colada.

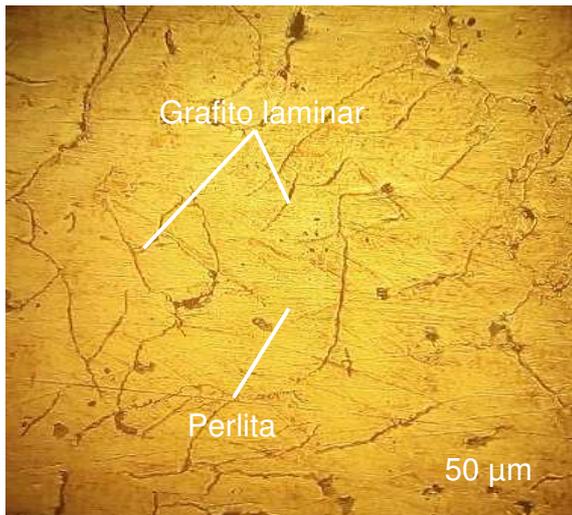


Figura 2.1. Microestructura del hierro fundido.

La microestructura de la figura 2.1 se corresponde con la muestra patrón de la aleación después del ataque, se distinguen las hojuelas de grafito en una matriz perlítica. La hojuela presente en la microestructura es del tipo A, la cual para la mayoría de las aplicaciones se prefieren este tipo que es de tamaño “pequeño”, los tamaños grandes reducen la resistencia y ductilidad del hierro como resultado de interrumpir seriamente la continuidad del material.

El tipo y tamaño de hojuela se determina de manera tradicional por simple comparación contra el patrón ASTM (American Society for Testing and Materials), norma A247.

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 las hojuelas de grafito.

Para establecer el comportamiento microestructural en las diferentes zonas, luego de realizado el proceso de soldadura se siguió el procedimiento que aparece reflejado en las figuras 2.2.



Figura 2.2. Preparación y soldadura de las muestras.

En la figura 2.2 se muestra la forma de preparación y soldadura de las muestras de fundición gris como material base soldada con diferentes materiales de aporte, en todas ellas se estableció el mismo procedimiento de soldadura y establecer en el comportamiento de la microestructura en la zona fundida (ZF), la zona de influencia térmica (ZIT/ZAT) y la interfase del cordón, donde para cada electrodo, independientemente de ser austenítico, debe existir variaciones en las morfologías.

#### 2.4. Materiales y equipos empleados en la experimentación

Para dar cumplimiento al objetivo propuesto en el trabajo se emplearon diferentes máquinas y equipos, para lo cual se consideró que las mismas fueran certificadas según normas y que en lo posible las mismas se ajustaran a las condiciones experimentales y evitar errores causales que surgen de forma involuntaria.

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

##### 2.4.1. Pulidora metalográfica montasupal

Ubicada en el laboratorio de Ciencia de los Materiales del ISMM de Moa, se utilizó para lograr una superficie lisa y pulida libre de impregnación de impurezas o ralladuras, las muestras se desbastaron con lijas del tipo 120, 200, 400 y 800, las características de la máquina son:

Voltaje (V)..... 250

Corriente (A)..... 2,5

Número de revoluciones (rev/min)..... 300 - 1 000

Potencia del motor (kW)..... 3,72

#### 2.4.2. Microscopio óptico

Para la observación de la microestructura de la probeta patrón, la cual se empleará para la comparación de las micrografías obtenidas, se empleó un microscopio óptico binocular marca NOVEL modelo NIM - 100 ubicado en el laboratorio de Ciencia de los Materiales del ISMM de Moa, está dotado de una cámara instalada mediante el hardware IMI.VIDEOCAPTURE.exe, que refleja la fotografía en el computador. Para colocar las probetas en el microscopio se montan en un dispositivo con plastilina que permite una nivelación adecuada de estas.

#### 2.4.3. Máquina de soldar tipo Miller

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

Las características de la máquina de soldar del tipo Miller se muestran en la tabla 2.2. Esta máquina se encuentra en el taller de la empresa "Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche".

Tabla 2.2. Características de la máquina empleada del tipo Miller

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

Los rangos de amperaje para los que son diseñadas estas máquinas no sobrepasan los 180 A, lo cual limita los tipos de materiales en los que se puede utilizar. El arco que se produce es muy inestable y suele alcanzar un rendimiento de 85 a 90 %. La característica de la fuente de esta máquina nos permite saber las

relaciones voltaje-intensidad en cada momento de utilización de esta y de hecho se convierte en la característica del arco. La ventaja fundamental de este tipo de máquina es su gran economía en el consumo energético.

#### 2.4.4. Electrodo consumibles para la soldadura

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

El electrodo E 309L - 16 se emplea para unir acero Cr - Ni de similar análisis, de más baja aleación, estabilizado y no estabilizado, así como resistentes a la corrosión y el calor. Un campo especial de aplicación es el revestimiento (cladding) de aceros no aleados o de más baja aleación cuando en la primera capa se pretende lograr una aleación 18/8 CrNi. Las características sobresalientes que presenta es que está diseñado para resolver parte de los problemas que se presentan en la soldadura de aceros de alta y baja aleación, aceros fundidos e inoxidable de análisis químicos desconocidos, garantiza uniones de gran resistencia y altos valores mecánicos. En la tabla 2.3 se muestra la composición química del electrodo E 309L - 16.

Tabla 2.3. Composición química del electrodo E 309L – 16, en %

Electrodo	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr
E 309L - 16	0,03	1,0	0,02	0,02	0,50	13,5	23,0

Posee un revestimiento rutilico, lo que lo hace apto para soldar con CA o CC, electrodo positivo. Este electrodo se caracteriza por un arco estable de transferencia spray y cuyo depósito es de excelente forma y apariencia. En el depósito, la escoria se desprende fácilmente, además de tener muy buena reanudación de arco por lo que se aconseja usarlo en soldaduras intermitentes. El depósito es de acero inoxidable austenítico.

El electrodo UTP 86 FN se clasifica por la norma de la AWS como E Ni – CL, se emplea en la soldadura de unión y reparación de piezas de hierro fundido gris, nodular o maleable con metales ferrosos o no ferrosos como: latones, bronce y

moneles. Reparación de piezas tales como bloques de motores, bases y soportes de máquinas, carcasas e impelentes de bombas, cajas de reductores, matrices de fundición, moldes para la industria del vidrio. En soldadura de piezas medianas y livianas de paredes delgadas, cuando el contenido de fósforo no supera el 0,20%, éste electrodo produce la máxima calidad de soldadura. En la tabla 2.4 se muestra la composición química del mismo.

Tabla 2.4. Composición química del electrodo UTP 86 FN, en %

Electrodo	C	Fe	Ni
UTP 86 FN	1,2	45	Resto

Electrodo revestido básico - grafitico con varilla de alma con alto contenido de níquel para la soldadura de fundición con baja intensidad de corriente. Dureza aprox. 160 HB. Preparación con CARBO NUT. También indicado para piezas de fundición vieja y engrasada. Para soldar en todas las posiciones. Bueno para uniones de fundición con acero.

El electrodo UTP 8, considerado como un electrodo especial austenítico ferrítico de excelentes características de soldabilidad y alta resistencia mecánica. La clasificación según DIN 8556 E Ni BG 12. Es un electrodo especial austenítico ferrítico para trabajos críticos, con características mecánicas sobresalientes. En la tabla 2.5 se muestra la composición química del depósito.

Tabla 2.5. Composición química del electrodo UTP 8, en %

Electrodo	C	Fe	Ni	Si	Mn
UTP 8	1,2	2,7	93,0	0,45	1,0

Se caracteriza por sus extraordinarias características de soldabilidad. El arco perfectamente estable, permite depósito sin porosidad, salpicaduras ni socavaciones. Se utiliza con un mínimo de corriente. Suelda en todas las posiciones. Tanto el metal depositado como la zona de transición se encuentran limables. La escoria se quita fácilmente. Muy adecuado para la soldadura de combinación con los tipos de ferro-níquel UTP 84 FN y 8 FN.

## **2.5. Preparación metalográfica de la probeta**

El análisis mediante microscopio metalográfico permite resolver aspectos relacionados a la microestructura de un metal. Por ejemplo, forma y tamaño de los

granos, las fases presentes además de su distribución, defectos e inclusiones, y algunos constituyentes no metálicos como sulfuros, óxidos y silicatos.

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

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

### **2.5.1. Corte de las muestras**

Las dimensiones de la superficie a examinar se cortaron en secciones de 15 x 15 de forma tal que permitiera su fácil manipulación y posterior nivelación, así como el ataque químico. En la figura 2.3 se muestra el corte de las muestras soldadas con los diferentes electrodos.



Figura 2.3. Corte de las muestras metalográficas.

Las operaciones de corte para la toma de las probetas, se realizaron en una fresadora del tipo 6 M 12 L, los regímenes de corte empleados son de números de revoluciones de 40 rev/min y avance de 25 mm/rev, las dimensiones de las muestras son de 15 x 15 mm. Durante el trabajo se refrigeró constantemente la pieza para evitar el calentamiento por efecto de la fricción ya que la temperatura producida por el roce puede alterar radicalmente la estructura original, por lo menos en la superficie obtenida (Sturla, 1951). En la misma máquina se prepararon los bordes de las muestras para la soldadura.

### **2.5.2. Desbaste y pulido**

El desbaste a grandes rasgos, consistió en obtener primeramente una superficie plana y semipulida, mediante el empleo de máquinas herramienta y papeles abrasivos. El pulido con los papeles abrasivos se realizó con la variación de la granulometría, desde la más gruesa a la más fina. Concluido el proceso de lijado fino, se realizó la operación conocida como pulido fino, en el que se empleó la pasta abrasiva conocida comercialmente como “Pasta GOI”, añadida sobre discos

provistos de paños o motas. En el pulido se emplearon lijas del tipo No, 320 y 400 según (ISO 9001).

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

### **2.5.3. Lijado grueso y fino**

Con el lijado grueso se redondearon los ángulos que podrían llegar a provocar la rotura del papel esmeril o del paño durante el pulimento. Las primeras etapas de lijado se realizaron con papel de lija con tamaño de granos 120 y 240 respectivamente, para obtener una superficie plana, libre de toda distorsión o huellas producto del corte, y además lograr que todas las marcas del lijado sigan una misma dirección. El lijado fino se realizó semejante al anterior, con la diferencia que esta vez el proceso se inició con lija de tamaño de granos 320 hasta 800. Cada vez que se cambió de lija se operó de la forma descrita anteriormente, a fin de obtener nuevas rayas perpendiculares a las anteriores.

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

### **2.5.4. Ataque de las muestras para su examen microscópico**

Se realizó con el objetivo de resaltar la estructura obtenida después de realizado el pulido hasta alcanzar el brillo espejo, para observar la estructura metalográfica formada después del proceso de desgaste (ASTM E – 262 – Practice A). En la tabla 2.6 se muestra la forma de preparación y ataque de las muestras.

Tabla 2.6. Forma de preparación y ataque de las muestras.

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

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

## 2.6. Cálculo del carbono equivalente

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

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

**Donde:**

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

$\%C$  - carbono; %

$\%Si$  - silicio; %

$\%P$  - fósforo; %

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

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

**Donde:**

$\%Mn$  - manganeso; %

$\%S$  - azufre; %

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

### 2.6.1. Contenido de carbono y silicio en la fundición

A efectos de determinar el contenido de C y Si del metal base se utilizan las curvas de enfriamiento ya que los hierros fundidos son considerados aleaciones ternarias de hierro, carbono y silicio. El contenido de C y Si de una fundición solidificada metaestablemente puede calcularse en función de los valores

temperatura de transformación eutéctica (CET) y temperatura de arresto de líquidus (TAL), en base a las fórmulas siguientes según Dardati *et al.* (2004).

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

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

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

**Donde:**

$C_{ET}$  - carbono equivalente total; %

$T_{AL}$  - temperatura de líquidus de la austenita; °C

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

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

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

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

Los parámetros más aceptados para la soldadura de la fundición con el uso del método de soldadura SMAW se muestran en la tabla 2.7.

Tabla 2.7. Parámetros para el proceso de soldadura

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

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

### 2.7.1. Cálculo del ciclo térmico

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

### 2.7.2. Intensidad de corriente

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

$$I_s = 2,5d_e^2 + 35,5d_e - 18 \quad (2.7)$$

**Donde:**

$I_s$  - intensidad de corriente de soldadura; A

$d_e$  - diámetro del electrodo; mm

### 2.7.3. Voltaje del arco eléctrico

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

$$U_a = 0,05 \cdot I_s + 10 \quad (2.8)$$

**Donde:**

$U_a$  - tensión del arco; V

### 2.7.4. Velocidad de soldadura

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

$$V_s = \frac{\alpha_d \cdot I_s}{F \cdot \rho} \quad (2.9)$$

**Donde:**

$V_s$  - velocidad de soldadura; mm/s

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

$F$  - área de la sección del cordón,  $\text{cm}^2$

$\rho$  - densidad del metal fundido;  $\text{g/cm}^3$

### 2.7.5. Energía lineal del proceso de soldadura

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

$$E_L = 60 \cdot \eta \frac{U_a \cdot I_s}{v_s} \quad (2.10)$$

$E_L$  - energía lineal; J/cm

$\eta$  - 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.

### 2.7.6. Cálculos numéricos para la soldadura

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

$$L_l = \frac{Q}{2\pi\lambda(T_s - T_0)} \quad (2.11)$$

**Donde:**

$L_l$  - longitud del charco de soldadura; mm

$Q$  - energía entrante; W

$\lambda$  - conductividad; W/mm K

$T_s$  - temperatura de fusión; °C

$T_0$  - temperatura inicial; °C

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

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

$$Q = q \cdot l \quad (2.12)$$

**Donde:**

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

$l$  - longitud a soldar; m

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

$$q = \frac{I_s \cdot U_a}{V_s} \eta \quad (2.13)$$

**Donde:**

$v_s$  - velocidad de desplazamiento; m/s

$\eta$  - rendimiento del proceso

### 2.7.7. Velocidad de enfriamiento del cordón

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

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

$$\tau = d \sqrt{\frac{\rho C_e (T_c - T_0)}{q}} \quad (2.14)$$

**Donde:**

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

$d$  - espesor de la placa: mm

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

$C_e$  - calor específico; J/m °C

$T_c$  - temperatura de fusión; °C

$T_0$  - temperatura inicial; °C

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

$$R = \frac{2\pi\lambda(T_c - T_0)^2}{q} \quad (2.15)$$

El tiempo de enfriamiento del cordón se determina por la ecuación 2.11.

$$t = \eta \frac{I_s^{(1,24+0,0005T_c-0,005v_s)} \cdot U_a^{0,59}}{108 \cdot v_s^{(0,78-0,0005T_c)}} \quad (2.16)$$

## 2.8. Cálculo de costo del proceso de soldadura

La base para calcular el costo de la mano de obra en peso por metro se muestra en la ecuación (2.17). El factor operador que se muestra es el mismo que el ciclo de la jornada, que es el porcentaje del tiempo de arco contra el tiempo total pagado.

$$C_{mo} = \left( \frac{T_{ps}}{v_{rs} \cdot F_o} \right) \quad (2.17)$$

### Donde:

$C_{mo}$  - costo mano de obra; \$/m

$T_{ps}$  - tarifa de pago al soldador; \$/h

$F_o$  - factor operador; (%), En la soldadura eléctrica manual es de 5 a 30.

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

$$t_o = \frac{\rho (F)L}{kH \cdot I_s} \quad (2.18)$$

### Donde:

$t_o$  - tiempo principal de soldadura; min

$\rho$  - peso específico del material; kg/dm<sup>3</sup>

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

$F_1 = (6-8)d_e$ ; para la primera pasada

$F_2 = (8-12)d_e$ ; para las demás pasadas

$L$  - longitud a soldar; mm

$kH$  - coeficiente de depósito; ( $kH \approx 8,9-9,5$ )

$I_s$  - intensidad de corriente; A

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

$$C_{ee} = \left( \frac{Te \cdot U_a \cdot I_s \cdot Pmd}{1000 \cdot V_d \cdot Fo \cdot Efe} \right) \quad (2.19)$$

**Donde:**

- $C_{ee}$  - costo de energía eléctrica; \$/m  
 $Pmd$  - peso del metal depositado; kg/m  
 $V_d$  - velocidad de depósito; kg/h  
 $Efe$  - eficacia de la fuente de energía; %

La eficiencia de la fuente a considerar será del 95 %.

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

$$C_E = \frac{S \cdot L_c \rho}{10^6} \cdot 1,2 \quad (2.20)$$

**Donde:**

- $C_E$  - cantidad de electrodos; kg  
 $S$  - área de la sección transversal de la pieza; mm<sup>2</sup>  
 $10^6$  - factor de conversión  
 $1,2$  - pérdidas por salpicaduras, calentamiento, aprovechamiento del electrodo

Para el cálculo de costo definimos una fórmula de cálculo que contemple las variables principales, así como la incidencia de cada proceso de soldadura a través de los distintos consumibles que participan y los rendimientos que afectan a cada uno de ellos (AWS, 2003).

$$C_{t_{kgmetaldepositado}} = \frac{M}{E_{ef}} + \frac{C_{mo}}{V_d \cdot B} + \frac{C_s \cdot Q}{V_d} + \frac{C_{ee} \cdot U \cdot I}{1000 \cdot V_d} + \frac{A}{V_d \cdot B} + F \cdot R \quad (2.21)$$

**Donde:**

- $C_{t_{kgmetaldepositado}}$  - costo total por kg de metal depositado; \$/kg
- M - costo del material de aporte; \$/kg
- $C_{mo}$  - costo de la MO directa; \$/h
- A - costos indirectos (MO indirecta, seguro, flete, mecanizado); \$
- $C_g$  - costo del gas de protección; \$/m<sup>3</sup>
- $C_{ee}$  - costo de la energía eléctrica; \$/kWh
- $V_d$  - velocidad de deposición; kg/h
- $E_{ef}$  - rendimiento del material o eficiencia del proceso; %
- R - relación fundente/alambre
- B - factor de marcha u operatividad; %

**2.9. Determinación de la dureza**

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 2.8 se muestran los parámetros para la medición de la dureza.

Tabla 2.6. Parámetros para la medición de la dureza

Condiciones de soldeo	Corriente (I)	Voltaje (U)	Velocidad (m/s)	Calor aporte (kJ/cm)	Dureza (HV)
E 309L - 16	$I_{309L-16}$	$U_{309L-16}$	$V_{309L-16}$	$Ca_{309L-16}$	HV <sub>1</sub>
UTP 8	$I_{UTP 8}$	$U_{UTP 8}$	$V_{UTP 8}$	$Ca_{UTP 8}$	HV <sub>2</sub>
UTP 86 FN	$I_{UTP86FN}$	$U_{UTP86FN}$	$V_{UTP86FN}$	$Ca_{UTP86FN}$	HV <sub>3</sub>

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 las huellas de la punta del 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.

La microdureza (VHN) se calculó por la ecuación siguiente:



$$VHN = 1,58 \cdot \frac{P}{d^2} \quad (2.22)$$

**Donde:**

VHN - número de dureza Vickers; kgf/mm<sup>2</sup>

1,58 - constante

P - peso; kgf

$$\text{Diámetro medio} = \bar{d} \text{ (mm)} \dots \bar{d} = \frac{(d_1 + d_2) + (d_3 - d_4)}{2} \quad (2.23)$$

$$\text{Microdureza promedio: } \overline{VHN} = \frac{\sum VHN_1 + VHN_2}{2} \quad (2.24)$$

## 2.10. Conclusiones del capítulo 2

- ✓ Se establecieron los procedimientos para caracterizar el comportamiento microestructural de la fundición gris luego de ser sometida a proceso de soldadura por el proceso SMAW con diferentes materiales de aporte.
- ✓ Las ecuaciones desarrolladas permitirán determinar el cálculo del carbono equivalente del hierro fundido en función del silicio y el fósforo, así como el cálculo del ciclo térmico con proceso manual con diferentes materiales de aporte.
- ✓ Al establecer los cálculos de costos del proceso de soldadura se considera la incidencia de los renglones que intervienen durante la soldadura del hierro fundido gris en correspondencia de la preparación de las diferentes juntas, material y máquinas empleados.

**Capítulo 3**  
**Análisis de los resultados**

### 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

#### Introducción

La primera etapa de la mayoría de los tratamientos térmicos diseñados para cambiar la estructura y propiedades del hierro fundido consiste en calentar y mantener en una temperatura entre 850 - 950 °C, el proceso de soldadura como tratamiento térmico inestable, en caso del hierro fundido provoca transformaciones de fase si este ciclo térmico no es controlado. La aparición de estructura blanca en los hierros fundidos durante los ciclos de calentamiento y enfriamiento es posible evitarse con el empleo de materiales de aporte con depósito del elemento níquel.

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

#### 3.2. Análisis de la composición química

La composición química se tomó del resultados 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 gris.

Tabla 3.1. Composición química del hierro fundido, en %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Fe
3,15	1,9	0,88	0,11	0,20	0,11	0,06	0,10	Resto

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 se ajustan a las mismas.

#### 3.3. Análisis de la susceptibilidad al agrietamiento del hierro fundido

En las fundiciones, las propiedades mecánicas dependen de la cantidad y forma del grafito en la matriz ferrosa y como el carbono puede estar combinado en forma de carburo de hierro ( $Fe_3C$ ) o existir como carbono libre en forma de grafito, se hace necesario determinar el carbono equivalente el cual predice en que tipo de

solidificación se encuentra la fundición analizada. Por la ecuación 2.1 se determinó el carbono equivalente de la fundición gris, donde para un contenido de carbono de 3,15 %, contenidos de fósforo y silicio de 0,20 y 1,9 % respectivamente este parámetro es de 3,98 %.

El carbono calculado en función del fósforo y el silicio clasifica a la fundición gris 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 3,44 % de carbono total, este resultado justifica que la solidificación del hierro gris objeto de estudio es hipoeutectoide.

En la fundición gris, 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 el carbono libre en forma de grafito se comporta como un material cerámico que fragiliza la matriz.

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

Las fundiciones de hierro se encuentran en una composición de carbono equivalente por debajo del 4,3%, es decir, son de carácter hipoeutéctico. Para determinar la influencia que ejerce el silicio y el carbono en la fundición, por las ecuaciones 2.1 y 2.2 se calcularon estos parámetros, resultando que el silicio es de 3,59 %, para determinar el contenido de carbono se consideró la ecuación 2.4 que tiene en cuenta la temperatura de líquidus de la austenita donde la misma es de 1 216 °C, por lo que el carbono presente sería de 7,84 %.

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

aproximadamente 0,3 % de carbono, lo cual abate la temperatura a la cual la aleación empieza a solidificar.

El contenido de manganeso se calculó por la ecuación 2.6 en correspondencia con el silicio presente. Según el resultado del manganeso, el efecto del azufre puede ser balanceado con este elemento, sin manganeso en el hierro el indeseable compuesto sulfuro de hierro (FeS) se formará en el límite de grano, pero si el azufre se balancea con manganeso, se formará sulfuro de manganeso (MnS), el cual es menos dañino puesto que se distribuye dentro del grano. La relación óptima entre el manganeso y el azufre para una estructura libre de sulfuro de azufre y máxima cantidad de ferrita es: 3,3 %.

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

Las propiedades mecánicas del material se relacionan directamente con la microestructura final del mismo que se obtiene después de la última transformación de fase, cuando la pieza ya alcanzó la temperatura ambiente. Por las ecuaciones 3,1 y 3,2 se determinó el carbono eutéctico y el carbono eutectoide de la fundición gris, los resultados obtenidos son:

Para el carbono eutéctico:

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

$$C_{eut} = 3,6 \%$$

Para el carbono eutectoide:

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

$$C_{eutect} = 0,68$$

Los resultados obtenidos se muestran en las figuras 3.1a y 3.1b, los cuales son diagramas establecidos para la determinación del carbono eutéctico (a) y el carbono eutectoide (b).

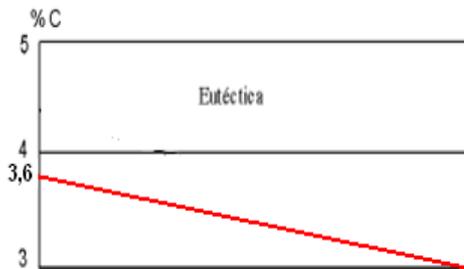


Figura 3.1(a). Carbono eutéctico.

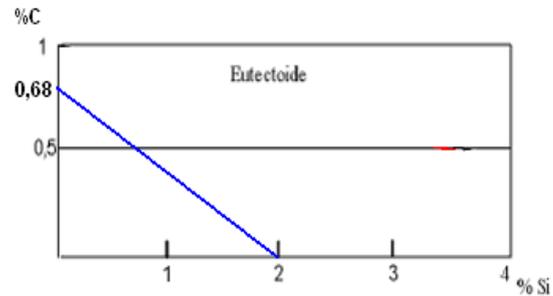


Figura 3.1(b). Carbono eutectoide.

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

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

#### 3.4. Análisis del ciclo térmico

Se realiza el análisis del ciclo térmico de soldadura para el hierro fundido gris, independientemente de que durante la soldadura manual por arco eléctrico se emplean electrodos del tipo E 309L - 16, UTP 8 y UTP 86 FN, en todos los casos se consideran que los resultados obtenidos son aplicables en todas las condiciones por la deposición de los mismos que son del tipo austenítico.

El diámetro del electrodo seleccionado fue de 3,2 mm para la soldadura de la unión símil 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, por los mismos no ser susceptibles al tratamiento térmico.

A partir de la selección del electrodo y por la ecuación 2.7 se determinó la intensidad de la corriente, para un diámetro de electrodo de 3,2 mm, la intensidad de corriente a emplear es de 120 A, corriente continua y polaridad inversa.

En los procesos de soldadura manual por arco eléctrico y electrodos revestidos para la unión del hierro gris, 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 polarización se consigue mayor penetración y un aumento en la duración del electrodo.

La tensión del arco fue calculada por la ecuación 2.8 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 gris se determinó por la ecuación 2.9, para un coeficiente de aporte de 12,1 g/A·h, el área de la sección transversal del cordón en una junta de 60° es de 0,1293 cm<sup>2</sup> y una densidad del material de 7,2 g/cm<sup>3</sup>, se obtuvo una velocidad de soldadura de 0,0043 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 2.10, se tuvo en cuenta una tensión del arco de 16 V, la intensidad de la corriente de 120 A, la velocidad de 0,0043 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 18753,48 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 2.11, la cual tuvo en cuenta una energía entrante, una temperatura de fusión de 1 808 °C, una temperatura ambiente de 34 °C, una conductividad térmica de 80,2 W/m K, la energía entrante calculada por la ecuación 2.12 que tiene en cuenta una longitud de unión de 0,07 m, luego se sustituyó en la ecuación 2.13 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 21879,06W. Los valores sustituidos en las ecuaciones 2.11; 2.12 y 2.13 establecen que la longitud del charco es de 44 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 plantea 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); Fosca (2003).

En adecuación a la fórmula 2.14 se determinó el parámetro espesor relativo de la placa, que considera la densidad del material de  $7,2 \text{ kg/dm}^3$ , la temperatura de fusión de  $1535 \text{ }^\circ\text{C}$ , la temperatura ambiente,  $34 \text{ }^\circ\text{C}$ ; el calor específico,  $473 \text{ J/kg K}$  y la energía entrante de  $21879,06$ , al sustituir los valores se tiene que el espesor relativo de la placa es de  $0,13$ , el mismo permite establecer que la unión a realizar se considera como espesor de placa gruesa, donde en el caso de una soldadura, el flujo de calor desde la fuente depende del espesor de la placa a soldar.

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

La ecuación 2.15 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 HFG es de  $1,58 \text{ }^\circ\text{C/s}$ .

La velocidad de enfriamiento suele utilizarse para evaluar el riesgo de fisuración en la soldadura. Debido a que la velocidad de enfriamiento 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 2.16 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 0,00527 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); Glizmanenko (1968).

### **3.5. Análisis de los cálculos de costo de la soldadura**

El costo de la mano de obra se determinó por la ecuación 2.17, la tarifa del pago del soldador según la tarifa salarial de la empresa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”, un soldador con categoría de homologado devenga \$ 3,20 por hora, el factor operador escogido fue 5, así como una velocidad de soldadura de 0,0043 m/s, el costo de la mano de obra estimado para realizar el proceso de soldadura de un metro de soldadura es de 4,10 \$/m. Para la soldadura de la unión disímil, el costo de la mano de obra será de \$ 0,287.

Por la ecuación 2.18 se calculó el tiempo principal de soldadura donde se tuvo en cuenta el peso específico del hierro fundido, el área de la sección transversal del cordón calculada para tres pasadas, es de 0,12938 cm<sup>2</sup>, la longitud del cordón de

soldadura es de 70 mm, la intensidad de corriente y el coeficiente de depósito considerado fue 8,9, por lo que el tiempo de soldadura es de 3,66 min.

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

El costo de la energía eléctrica determinado por la ecuación 2.19 se tuvo en cuenta la tensión, la intensidad de corriente, el peso de material depositado, la velocidad de soldadura, un factor operador de 5 y una eficiencia de la fuente de energía de 0,7, permitió establecer que el costo es de 0,895 \$/m. Para 70 mm de longitud de cordón se tendrá un costo de \$ 0,06.

La cantidad de electrodos necesarios calculado por la ecuación 2.20 para un área de la sección transversal de la junta de 12,93 mm<sup>2</sup>, la longitud a soldar 70mm, la densidad del material de aporte de 7,2 g/cm<sup>3</sup>, permite establecer que para soldar las muestras seleccionadas se requiere de 0,0072 kg de electrodos.

Para determinar el costo total por peso de kilogramo depositado, se empleó la ecuación 2.21, la cual tiene en cuenta el costo del material de aporte que es de \$ 4,48 para UTP 309L-16, \$ 14,8 para UTP 86 FN, \$ 6,78 para UTP 8, el costo de la mano de obra de \$ 0,287, los costos indirectos de \$ 6,35; el costo de la energía eléctrica de \$ 0,89; la velocidad de deposición de 1,12 kg/h, la eficiencia del proceso de 0,7 y el factor de marcha u operatividad de 5. En el proceso de soldadura se incurre en un costo en peso por kilogramo de 34,73 \$/kg, en el se han incluido todos los elementos de costos para una unión soldada (la tecnología de soldadura aparece en el anexo 1).

### **3.6. Análisis del comportamiento microestructural UTP 309L - 16**

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. En las figuras 3.2a, 3.2b, 3.2c y 3.2d se muestran las variaciones de la unión soldada con electrodo E 309 L - 16.

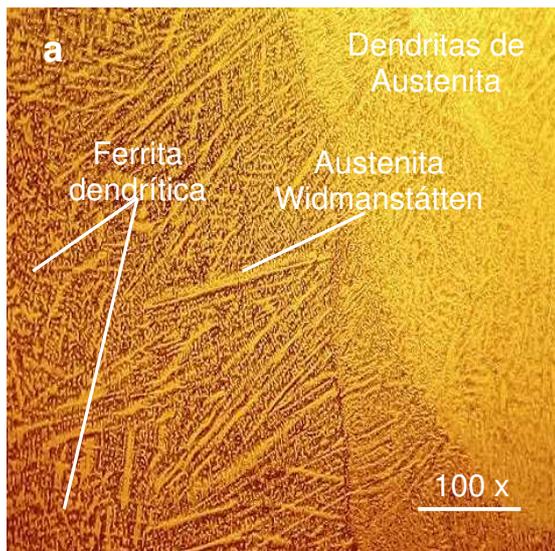


Figura 3.2a. Zona fundida.

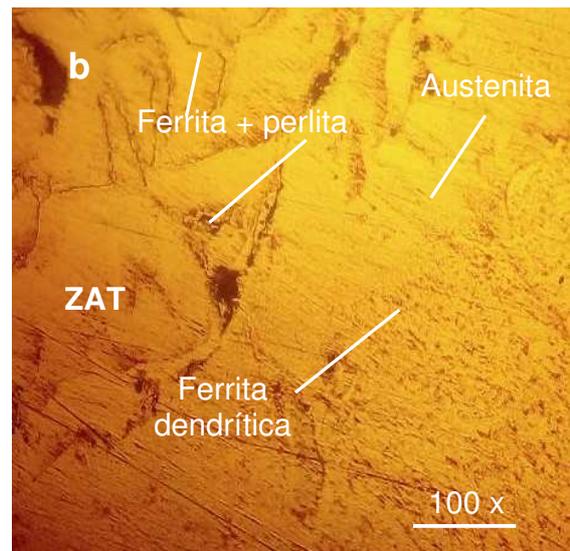


Figura 3.2b. ZAT.

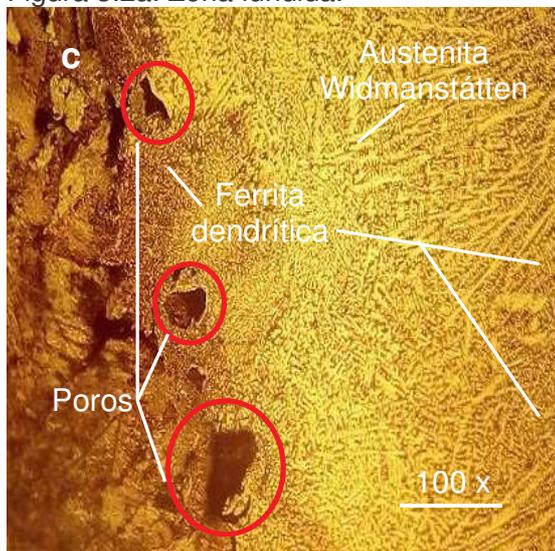


Figura 3.2c. Interfase del cordón.

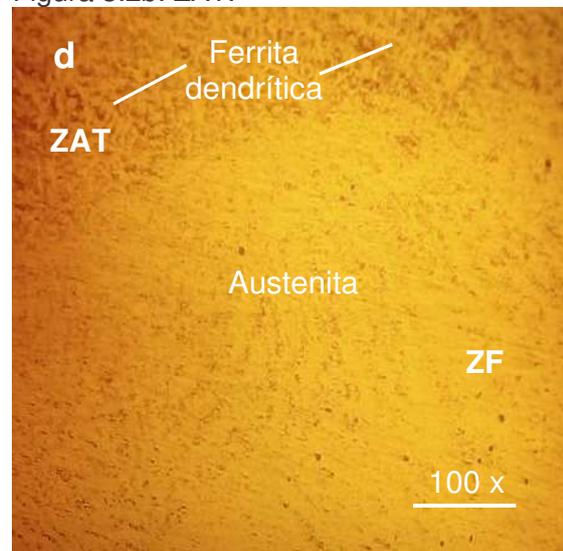


Figura 3.2d. ZAT.

La figura 3.2a es la zona de fusión obtenida entre el hierro fundido y el electrodo E 309L - 16, se presenta una morfología de austenita Widmanstätten precedida por la formación de dendritas de ferrita en el límite de grano, la ferrita es por el contenido de carbono presente en el hierro fundido, 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 Widmanstätten o acicular es producto de las altas velocidades de calentamiento y enfriamiento. La presencia de austenita Widmanstätten es abundante y se presentan finos precipitados de austenita secundaria dentro de la ferrita.

La zona afectada térmicamente, figura 3.1b, existe la presencia de una estructura de grafito laminar y matriz perlítica en bordes de granos, donde se aprecia cerca de la línea de fusión la formación de dendritas de ferrita con austenita retenida. La formación de austenita se debe al contenido de níquel (13,5 %) en el material de aporte, el cual genera la grafitización, efecto que se muestra con mayor intensidad en la figura 3.2d que se corresponde con la ZAT, pero más próxima a la zona de fusión.

En la interfase del cordón, como se observa en la figura 3.1c producto del ciclo térmico de soldadura, la velocidad de calentamiento y enfriamiento que fueron altas, se observa cerca de la interfase la presencia de dendritas de ferrita, la transformación se torna más rica en cromo y más pobre de níquel, también se ha obtenido la austenita retenida producto de la relación Cr/Ni.

Cerca del borde entre el hierro fundido gris y el electrodo E 309L - 16, existe la presencia de poros, los cuales presumiblemente estén asociados a la inadecuada preparación de la unión, en la cual no se eliminó todo vestigio de suciedad.

En la unión soldada, la intercara de la soldadura es un estrecho límite que separa la zona de fusión del material base del electrodo, de la zona afectada por el calor, constituida por una banda completa y delgada de metal base parcial o completamente fundido durante el proceso de fusión, el cual se ha solidificado inmediatamente después.

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

para realizar el proceso aparece la dilatación en todas las direcciones, surgiendo en las zonas adyacentes tensiones de compresión.

Por las estructuras obtenidas luego del ciclo térmico de soldadura en la fundición gris con electrodo E 309 L -16, se puede afirmar que en esta unión está presente el fenómeno del agrietamiento, por lo que para mitigar el mismo se requiere de un tratamiento térmico postsoldadura.

### 3.6.1. Análisis de la microestructura con electrodo UTP 8

En las figuras 3.3a, 3.3b, 3.3c y 3.3d se muestran los resultados microestructurales obtenidos con el material de aporte UTP 8.

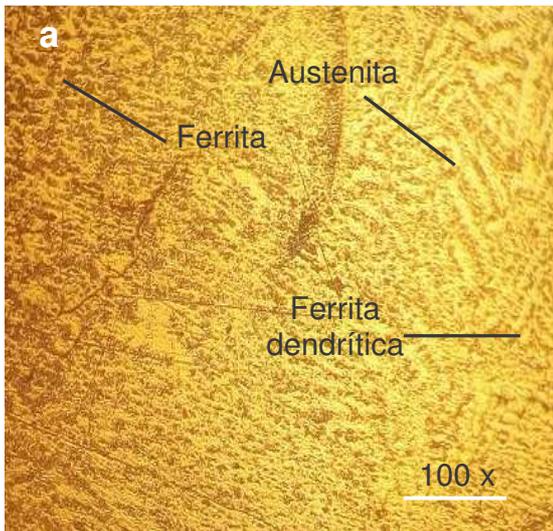


Figura 3.3a. Zona fundida

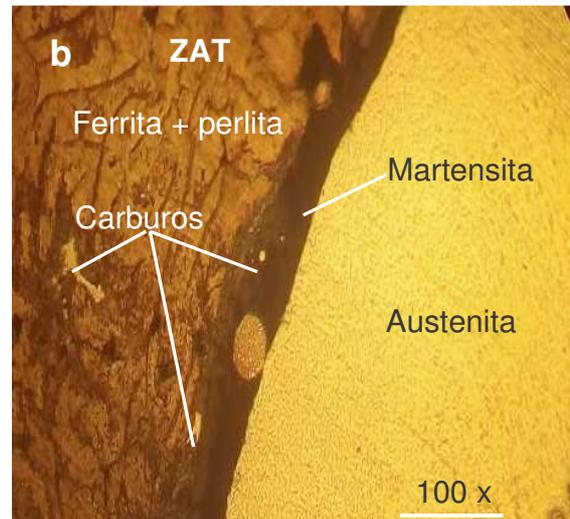


Figura 3.3b. ZAT

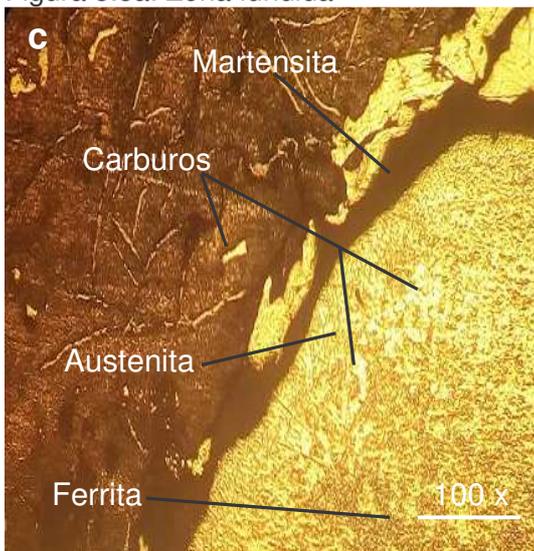


Figura 3.3c. Interfase.

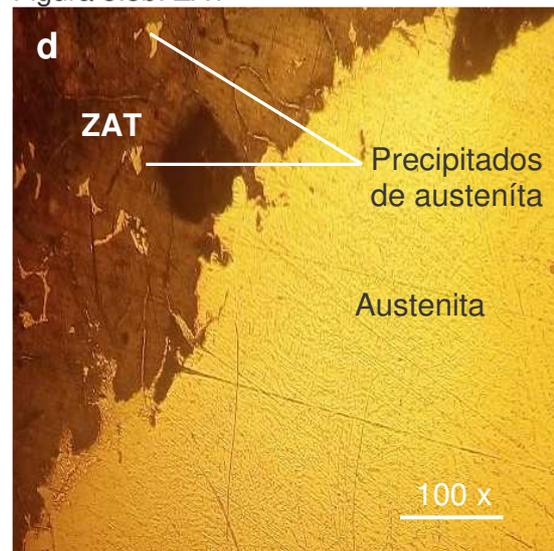


Figura 3.3d. Interfase.

Como se observa en la figura 3.3a, que se corresponde con la zona fundida se aprecia una matriz ferrítica con precipitación de austenita primaria muy desordenada, con la formación de carburos en el interior, el metal fundido está constituido por ferrita de granos finos. Además existe la presencia de granos de ferrita equiaxial en la zona central del cordón, debido a que el enfriamiento es más lento, aquí se ha introducido a través de la fuente mayor calor de aporte.

La presencia de carburos en la matriz de ferrita perlita del hierro fundido se encuentra presente en la ZAT (figura 3.3b), precedido por la formación de austenita en la zona fundida, entre el material base y la zona fundida existe la formación de una estrecha franja de martensita. La martensita se forma durante la transformación de la unión soldada disímil en condiciones fuera de equilibrio, donde la estructura austenita sobresaturada de carbono, debe transformar su estructura FCC a estructura BCT, la cual da origen a la martensita, que es mostrada como la interfase entre el metal de soldadura y el hierro fundido a temperatura ambiente.

En la interfase del cordón de soldadura mostrado en las figuras 3.3c y 3.3d, se ha obtenido la presencia de carburos y ferrita de granos finos en una matriz austenítica. En esta parte de la unión soldada en la región de transición se observa por su forma y tamaño una morfología tipo playa, la cual es el resultado de la dilución que se presenta entre el cordón depositado y el metal de soldadura previamente depositado, este tipo de morfología se encuentra presente en ambas figuras de la interfase. Se presenta el mismo comportamiento, ya que las líneas que identifican la presencia de hierro, muestran un incremento en su porcentaje, desde el punto donde inicia la región de transición.

Existe también en la figura 3.3c una formación de estructura con morfología tipo isla, la cual se caracteriza por áreas separadas o semiseparadas dentro del metal de soldadura, con una morfología redonda o larga. La estructura tipo isla es más grande que la estructura tipo playa y generalmente es encontrada en el paso de raíz y cerca de la superficie en cordones individuales. Se ha planteado que la

mayoría de la estructura tipo isla son localizada en el paso de raíz debido a que existe una mayor variación en el charco de soldadura y en el control del arco.

### 3.6.2. Análisis de la microestructura con electrodo UTP 86 FN

Se realizó el análisis microestructural con el depósito del electrodo UTP 86 FN. En las figuras 3.4a, 3.4b, 3.4c y 3.4d se muestran los resultados microestructurales obtenidos.

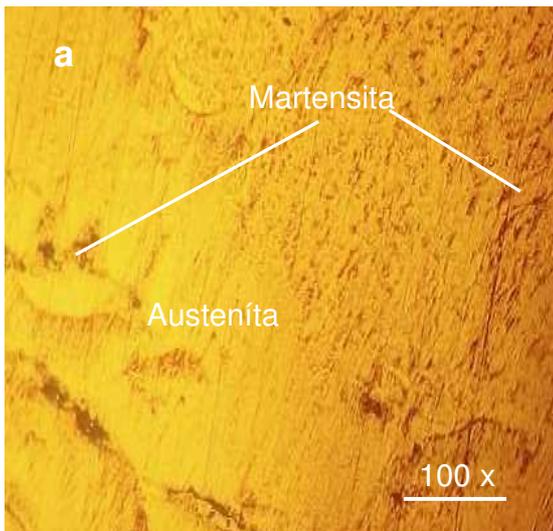


Figura 3.4a. Zona fundida

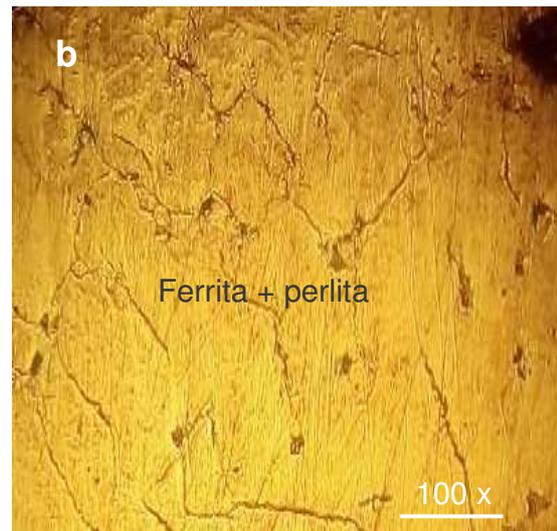


Figura 3.4b. ZAT

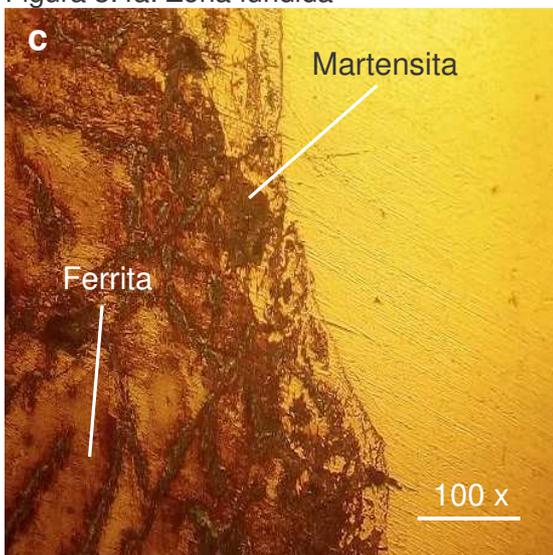


Figura 3.4c. Interfase.

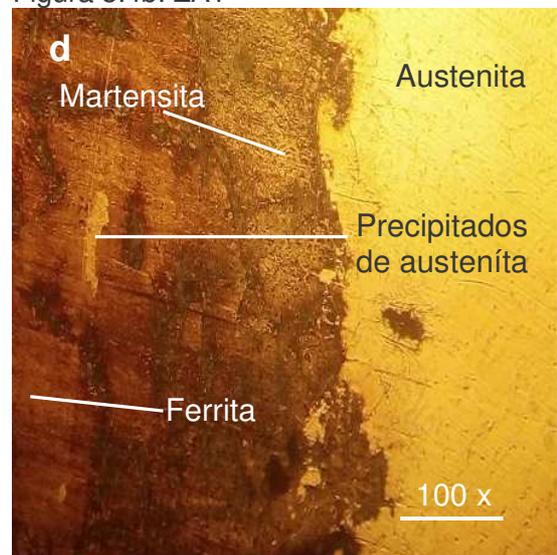


Figura 3.4d. Interfase.

Una estructura austenítica con una pequeña cantidad de ferrita como se observa en la figura 3.4a, correspondiente a la zona fundida del depósito del electrodo UTP 86 FN, favorece una unión soldada libre de fisuración. En la zona fundida con este

electrodo se hace notar la disminución en la cantidad de carburos y la formación de pequeñas cantidades de martensita. Esto se debe a que con el calentamiento los carburos tienden a disolver en austenita; esta austenita enriquecida en carbono se transformó en martensita debido a la tasa de enfriamiento luego de la soldadura.

La fase austenita (fase clara), con una morfología casi esferoidizada están orientadas hacia la parte superior del cordón de soldadura y en la raíz esta orientación fue menos pronunciada, ya que la velocidad de enfriamiento fue menor.

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

En la zona de la interfase como se muestra en las figuras 3.4c y 3.4d, se observa en la zona fundida una matriz totalmente austenítica con línea de refinamiento cerca de la zona de fusión con una estructura martensítica, también se ha obtenido dentro de la matriz de ferrita + perlita del hierro fundido precipitados de austenita. Durante el proceso de fusión y en la pileta líquida, el ciclo térmico y la fluidez del hierro fundido, el plasma viaja de un extremo a otro, donde interactúan los elementos químicos y cambia la composición química del metal depositado.

Se puede observar que los precipitados de austenita secundaria al interior de esta ferrita equiaxial, son en mayor cantidad y de mayor tamaño, aunque siguen siendo relativamente finos.

La interfase en la soldadura, es una línea donde el material base es parcialmente fundido, el cual está en contacto directo con la pileta (cordón de soldadura), donde los granos empiezan con el crecimiento epitaxial y de forma perpendicular a esta película, la cual contiene un refinamiento de grano, debido al choque térmico concedido por la temperatura propia de la soldadura.

### 3.7. Análisis de la composición química del depósito

El diagrama permite determinar la estructura de un acero a partir de su composición. Adicionalmente se indican problemas que presentan determinadas estructuras al soldar, lo que depende de su ubicación, los cuales pueden evitarse al seleccionar adecuadamente el metal de aporte y el procedimiento de soldadura. Para su empleo, se parte del cromo y el níquel equivalente del material base y del material de aporte, los cuales se calculan a partir de las fórmulas 3.1 y 3.2, luego se ubican en el diagrama como se muestra en la figura 3.5.

$$[Ni] = \% Ni + 15 \cdot \% C + 0,5 \cdot \% Mn \quad (3.1)$$

$$[Cr] = \% Cr + \% Mo + 1,5 \cdot \% Si + 0,5 \cdot \% Nb \quad (3.2)$$

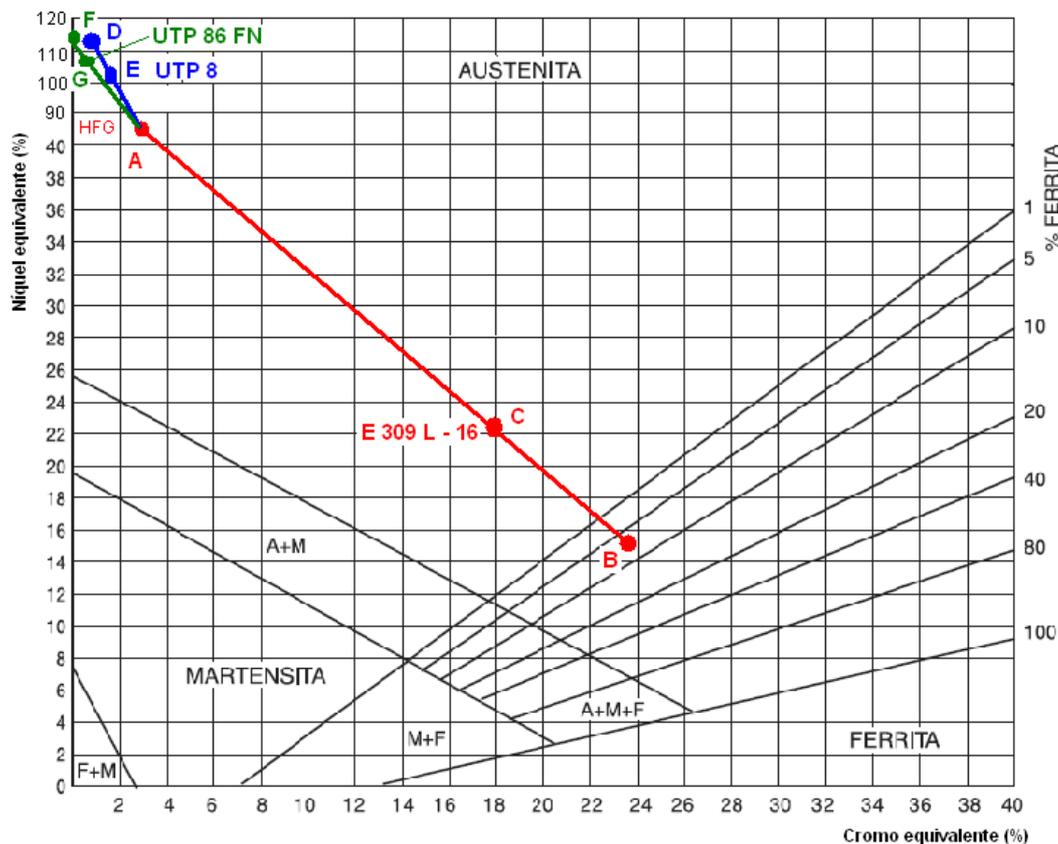


Figura 3.5. Diagrama de Schaeffler

Al calcular el cromo equivalente y el níquel equivalente para el material base el hierro fundido gris y los materiales de aporte:

- El punto A es el cromo y el níquel equivalente del hierro fundido.
- El punto B es el depósito del electrodo E 309 L - 16.

- El punto C es el 70 % del depósito del electrodo E 309 L - 16.
- El punto D es el depósito del electrodo UTP 8.
- El punto E es el 70 % del depósito del electrodo UTP 8.
- El punto F es el depósito del electrodo UTP 86 FN.
- El punto G es el 70 % del depósito del electrodo UTP 86 FN.

Como se puede observar en el diagrama de Schaeffler la zona fundida para los electrodos E 309L – 16, UTP 86 FN y el electrodo UTP 8 se encuentran ubicados en el campo 1, el campo de la austenita. Al analizar la ubicación presente de los campos y la zona del diagrama mostrado en la figura 2.5 del capítulo 2, en este campo existe fisuración en caliente por encima de 1 250 °C, con tendencia en la estructura de aparecer la transformación de la fase sigma entre 500 y 900 °C, lo cual aumenta los riesgos de fisuración, como la disminución de la resistencia a la corrosión, por lo que se pronostica que pueda generarse la fisuración en caliente, la fisuración en frío y el crecimiento de los granos y el temple por debajo de los 400 °C.

La mejor composición química obtenida en el proceso de fusión con los diferentes tipos de electrodos, luego de ser evaluado a través del diagrama de Schaeffler es con el electrodo UTP 86 FN, lo cual está relacionado con las morfologías obtenidas en el análisis microestructural.

En el rango de 420 – 850 °C el cromo y el carbono disueltos en el hierro delta de estos aceros se combina y precipita en el borde de grano como carburo de cromo. La disminución de Cr de la solución sólida en las adyacencias del borde de grano deja poco Cr para formar la película protectora de óxido de cromo.

Aunque este electrodo se ubica en el campo uno, hay que considerar que el mismo no presenta cromo equivalente que es un elemento ganmágeno, formador de carburos y estructuras frágiles, el contenido de carbono presente en la fundición se inhibe por la cantidad de níquel que presenta este material de aporte.

Se comprobó que pequeñas (2 – 3 %) cantidades de Ferrita  $\delta$ , de solución sólida de carbono en Hierro BCC, como se muestra en el electrodo UTP 86 FN,

acompaña a la predominante Austenita, aumenta la posibilidad de producir soldaduras sanas, sin fisuración en caliente.

El mecanismo de fisuración parece ser el resultado de la ruptura de una película intergranular líquida de bajo punto de fusión (1 100 – 1 200 °C) durante la contracción que tiene lugar cuando una estructura totalmente Austenítica se enfría desde su temperatura de fusión (1 420 – 1 450°C). Los 250 – 300 °C de diferencia producen tensiones de tracción cuando hay restricción a la contracción.

Como el molibdeno y el niobio aceleran la reacción formadora de fase Sigma, mientras que el níquel eleva la máxima temperatura a la que todavía la fase sigma está todavía presente y el hierro disuelve grandes cantidades de cromo y a causa de la micro segregación, la ferrita en el borde de grano contendrá usualmente suficiente cromo para convertirse en Sigma con una mínima difusión. Una vez formada, la fase Sigma solo podrá ser removida con un calentamiento de redisolución a 1 050 °C, lo cual ha sido reportado por García *et al.* (2007).

### 3.8. Análisis de la microdureza

En la tabla 3.2 se reportan los resultados de dureza obtenidos para el material de acuerdo al aporte térmico empleado. Se muestra un esquema de la secuencia de mediciones de durezas realizados en correspondencia con los diferentes electrodos.

Tabla 3.2. Resultados de las mediciones de dureza

Condiciones de soldeo	Corriente (I)	Voltaje (U)	Velocidad (m/s)	Calor aporte (kJ/cm)	Dureza (HV)
E 309L - 16	120	16	0,0043	21 879	470
UTP 8	120	16	0,0043	21 879	440
UTP 86 FN	120	16	0,0043	21 879	380

Se realizó con el objetivo de determinar las variaciones asociadas a la geometría de la piletta ya que no se alcanza la misma deformación en todos los puntos de las zonas de soldadura. Como se observa en la tabla 3.2, para el electrodo E 309L - 16, existe un incremento de la dureza desde 153 HV, dureza inicial del material base, hasta 470 HV, para el electrodo UTP 8 va desde 153 hasta 440 HV y con el electrodo UTP 86 FN, es desde 153 hasta 380 HV.

El incremento de las durezas se asocia a la presencia de la estructura de carburos y de la martensita, los cuales, en los aceros y aleaciones son microconstituyentes de gran dureza, además con la introducción de calor en el material base, existen mayores transformaciones debido a los ciclos de calentamiento y enfriamiento. El menor tamaño de grano y la mayor densidad de dislocaciones hacen entonces que la fase de carburos y martensita tenga una dureza mayor.

### 3.8.1. Análisis del comportamiento de la dureza con relación al aporte

A partir de las mediciones de dureza realizadas en correspondencia con las distancias medidas en las diferentes zonas de la pieza, se analizó cada una para los materiales de aporte. En la figura 3.6 se muestra el comportamiento.

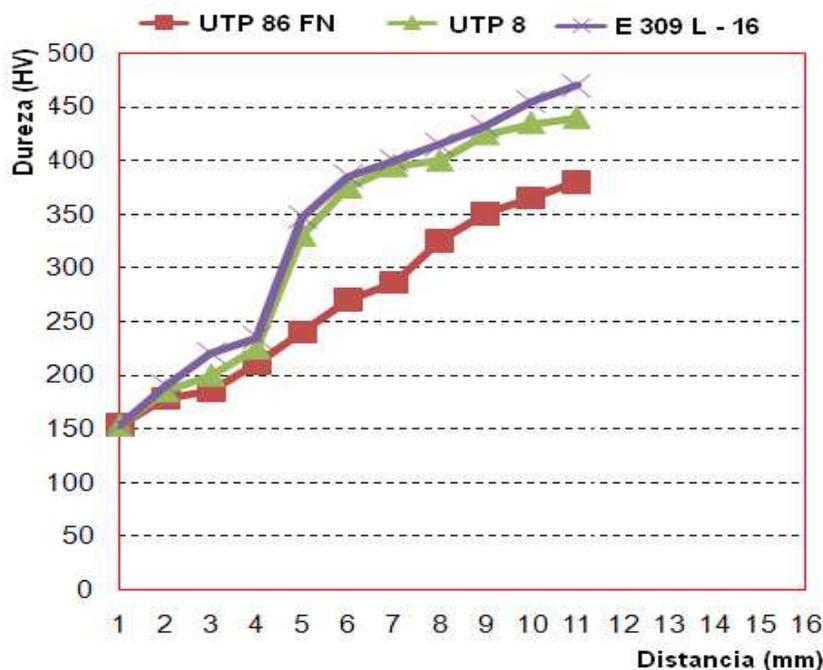


Figura 3.6. Comportamiento de la dureza vs distancia en las zonas.

Por los resultados obtenidos en la figura 3.8, se puede plantear que para diferentes distancias medidas, existe un incremento de la dureza en el cordón de soldadura. Estos resultados se pueden atribuir a que en esta condición los granos de ferrita son mucho más gruesos al igual que los precipitados de austenita secundaria y estructura de martensita y carburos presentes en el electrodo E 309 L - 16 y el UTP 8.

### 3.8.2. Análisis de regresión múltiple para dureza y distancia

Se realizó el análisis estadístico para evaluar la incidencia de la dureza según la distancia medidas en cada zona de la unión soldada. En la tabla 3.3 se muestra el análisis de regresión múltiple.

Tabla 3.3. Análisis de regresión múltiple para dureza y distancia

Parámetro	Error Estimación	Estadístico estándar	T	P-Valor	
CONSTANTE	- 6,57	0,82	- 7,98	0,0001	
E309L16	0,042	0,031	1,34	0,21	
UTP 8	- 0,030	0,030	- 0,99	0,35	
UTP 86 FN	0,065	0,011	5,93	0,0006	
Análisis de varianza					
Fuente	Suma de cuadrados	GL	Cuadrado medio	Cociente-F	P-Valor
Modelo	467,049	3	155,683	311,68	0,0000
Residuo	3,49	7	0,49		
Total (Corr.)	470,545	10			
R-cuadrado = 99,2569 porcentaje					
R-cuadrado (ajustado para g.l.) = 98,93 porcentaje					
Error estándar de est. = 0,706					
Error absoluto medio = 0,417					
Estadístico de Durbin-Watson = 2,095 (P = 0,0997)					
Autocorrelación residual en Lag 1 = -0,080					

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

$$Dis\ tan\ cia = -6,57 + 0,042 \cdot E\ 309L - 16 - 0,030 \cdot UTP\ 8 + 0,065 \cdot UTP\ 86\ FN$$

Dado que el p-valor en la tabla ANOVA es inferior a 0,01; existe relación estadística significativa entre las variables para un nivel de confianza del 99 %.

El estadístico R-cuadrado indica que el modelo explica un 99,25 % de la variabilidad en Distancia. El estadístico R-cuadrado ajustado, que es más conveniente para comparar modelos con diferentes números de variables independientes, es 98,93 %. El error estándar de la estimación muestra la desviación típica de los residuos que es 0,70. Este valor puede usarse para construir los límites de predicción para las nuevas observaciones. El error absoluto

medio (MAE) de 0,417 es el valor medio de los residuos. El estadístico Durbin-Watson (DW) examina los residuos para determinar si hay alguna correlación significativa basada en el orden en el que se han introducido los datos en el fichero.

Dado que el p-valor es superior a 0,05; no hay indicio de autocorrelación serial en los residuos. Para decidir la simplificación del modelo, tenga en cuenta que el p-valor más alto en las variables independientes es 0,35; perteneciendo a UTP 8. Puesto que el p-valor es superior o igual a 0.10, este término no es estadísticamente significativo para un nivel de confianza del 90 % o superior. Por tanto, debería considerar quitar UTP 8 del modelo.

Al comparar las muestras en el análisis estadístico se demuestra que, por las condiciones de soldabilidad del electrodo UTP 8 según las microestructuras y la dureza, el mismo no es factible emplearlo durante los procesos de soldadura del hierro fundido gris.

### 3.9. Análisis económico

Para la realización del análisis económico tomaremos como referencia el tiempo de ejecución obtenido durante cálculo de los parámetros de trabajo en la computadora para la simulación del proceso. En la tabla 3.2 se recoge el comportamiento de los costos.

Tabla 3.4. Costo por concepto de tiempo y consumo

Por concepto de tiempo				Por concepto de consumo					
	Tarifa (\$/h)	Tiemp (h)	Costo (\$)	equipos/ materiales	Consum (kW/h) / Peso(kg)	Cant (U)	(\$/kg)	Tiemp (h)	Costo (\$)
Técnico	2,34	0,5	1,17	HF 24	3,146	1	4,874	-	35,09
Fresado	2,64	0,50	1,32	Fresadora	2,5	-	0,04	0,5	0,05
				Lijas	-	14	1,00		14,00
				Desbasta	3,2	0,04	0,25	0,032	0,04
Costo total por concepto de tiempo		2,49 CUP		Costo total por concepto de consumo			49,14 CUP		
Costo total				51,63 CUP					

Como se aprecia en la tabla 3.4, el gasto en el que se incurre en la preparación de las muestras para el análisis microestructural del hierro fundido (HF 24) sometido a proceso de soldadura por arco eléctrico y electrodos revestidos, el proceso de preparación metalográfica de las muestras es de 51,63 CUP; por lo que se puede considerar un costo relativamente pequeño considerando la importancia que reviste la determinación de los microconstituyentes que afectan las propiedades de este metal luego de someterse al proceso de soldadura.

### **3.10. Impacto ambiental**

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

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

La máquina de soldadura tipo motor generador prioriza la separación completa de la energía primaria y el circuito de soldadura, debido a que el generador está mecánicamente conectado al motor eléctrico. Sin embargo, la caja y la estructura soporte deben estar conectadas a tierra desde las líneas principales del alto voltaje. En las máquinas transformadoras y rectificadoras, los enrollados primarios y secundarios del transformador están eléctricamente aislados entre sí. Este aislamiento puede estropearse en determinado período de tiempo si no se realizan las prácticas de mantenimiento adecuadas.

La estructura metálica y la caja de los transformadores y de las máquinas transformador - rectificador deben conectarse a tierra. El terminal de trabajo de

soldadura no debe ser conectado a tierra. Es correcto emplear en todas las fuentes de energía los interruptores de desconexión, de forma que ellas puedan ser desconectadas de las líneas principales de mantenimiento.

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

Este voltaje debe ser prácticamente cero. Si es el doble del voltaje del circuito abierto, esto significa que la conexión secundaria o la primaria están invertidas. Si el voltaje es aproximadamente  $1\frac{1}{2}$  veces el voltaje normal de circuito abierto, esto significa que las máquinas están conectadas a diferentes fases de la línea de corriente trifásica. Estas conexiones deben realizarse antes de comenzar la soldadura.

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

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

### **3.11. Conclusiones del capítulo 3**

- ✓ Durante el análisis de la susceptibilidad al agrietamiento del hierro fundido en correspondencia al tipo de solidificación del hierro fundido gris, se pudo establecer que el mismo, según el diagrama Fe - C es hipoeutectoide.
- ✓ Se pudo establecer que el silicio en la fundición ejerce influencia indirecta, ya que contribuye a la formación de grafito, que modifica completamente el carácter y las propiedades de las aleaciones hierro - carbono.
- ✓ Al determinar el ciclo térmico de soldadura se determinó que para los diferentes materiales de aportes de soldadura, existe la formación de estructuras en el hierro fundido, algunas de las cuales son propensa al agrietamiento.



## CONCLUSIONES GENERALES

- ❖ Durante la soldadura se estableció que el electrodo E 309L - 16, solidifica con una morfología de austenita Widmanstätten, el UTP 8 con morfología de matriz ferrítica con formación de carburos en el interior y el UTP 86 FN con estructura austenítica con ferrita delta, siendo las primeras propensa a las grietas.
- ❖ Al determinar los perfiles de dureza en los depósitos de los electrodos, para el E 309L - 16, incrementa la dureza desde 153 hasta 470 HV, con el electrodo UTP 8 desde 153 hasta 440 HV y con el electrodo UTP 86 FN, es desde 153 hasta 380 HV, lo que demuestra que la mejor solidificación se logra con este último.
- ❖ Se determinó por el diagrama de Schaeffler que por la composición química del material base y los electrodos el cordón resultante de cada material de aporte se ubica en el campo uno, pero favorece la solidificación al electrodo UTP 86 FN por presentar un contenido de 114 % de níquel y no presentar cromo.
- ❖ Al realizar la valoración económica del proceso de soldadura del hierro fundido gris, en el que se consideró gasto por concepto de tiempo y por concepto de consumo (mano de obra y materiales) el costo total es de 51,63 CUP.



## **RECOMENDACIONES**

- ❖ Luego de realizar el proceso de soldadura con electrodos E 309L - 16 y UTP 8 aplicar un tratamiento térmico para homogenizar las estructuras obtenidas luego del ciclo térmico de soldadura.
- ❖ Garantizar en el material base una limpieza que reduzca o elimine todo vestigio de grasa, suciedad o virutas que puedan quedar del proceso de preparación de las muestras.
- ❖ Realizar proceso de selección de materiales de aportes que en su composición química no generen la aparición de estructura blanca en los hierros fundidos durante los ciclos de calentamiento y enfriamiento.

## **Bibliografías**



## REFERENCIAS

1. Aristizábal, R.; Silva, C.; Pérez, P.; Stanek, V.; Katz, S. Studies of a Quenched Cupola Part II: The Behavior of C, Si, Mn and S in the Metallic Charge, AFS Transactions, Vol. 117, Paper 09-104, 693-708, 2009.
2. Aguirre, I. Modelado del proceso de soldadura MIG/MAG". III congreso Boliviano de Ing. Mecánica y electromecánica, S.C.- Bolivia, septiembre de 2006.
3. Anderson, T. Fracture Mechanics Fundamentals and Applications. Ed. Taylor and Francis. 3ª edición, EUA 2006.
4. AWS, American Welding Society, AWS D1.2/D1.2M:2003 Structural Welding Code - Aluminum. Miami, Florida: American Welding Society. (2003).
5. Burgos, J. Tecnología de Soldadura. Editorial Pueblo y Educación. 1987.
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. Brown, John R. Foseco Ferrous Foundryman's *Handbook*. Great Britain: Butterworth - Heinemann, 2000.
8. 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
9. 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.
10. Borrajoa, J.; Martínezb, R.; Boerib, R. Aplicabilidad de Modelos Matemáticos Para Simular la Nucleación de Partículas de grafito en Fundición Esferoidal de Pequeños Espesores. s. I: Materia, 2003, Vol. 8.
11. 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.
12. Biswajit, T.; Suryanarayan, S. Analytical studies for buckling and vibration of weld-bonded beam shells of rectangular cross-section. International Journal of Mechanical Sciences. Vol. 51, pp. 77-88. 2009.
13. Cary, H. Modern Welding Technology, 4th ed. Prentice Hall. Ohio. USA. 1998. pp. 107-204.



14. Cerjak, H. Mathematical Modelling of Weld Phenomena 4. Materials Modelling Series. Primera edición. 1998.
15. Collini, L.; Nicoletto, G.; Conečnák, R. Microstructure and mechanical properties of pearlitic gray cast iron, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 488, 529-539, 2008.
16. Catalina, A.; Guo, X.; Stefanescu, D.; Chuzhoy, L.; Pershing, M. Prediction of Room Temperature Microstructure and Mechanical Properties in Gray Iron Casting, *AFS Transactions*, Vol. 108 72, pp. 247-257, 2000.
17. Chin-Hyung, L.; Kyong-Ho, C.; Gab-Chul, J.; Chan-Young, L. Effect of weld geometry on the fatigue life of non-load-carrying fillet welded cruciform joints. *Engineering Failure Analysis*. Vol. 16, pp. 849-855. 2009.
18. 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.
19. Choo, R.; Szekely, J. *Welding Journal*, 1994, 73 (2), p. 25s.
20. Chandel, R.; Seow, H.; Cheong, F. Effect of increasing deposition rate on the bead geometry of submerged arc welds. *Journal of Materials Processing Technology*. Vol. 72, pp. 124-128. 1997.
21. Dutra, J.; De Paola, O. Comparacao entre o proceso MIG/MAG convencional e pulsada. XXII ENTS- Blumeneau/ S.C, 1996, 239-243.
22. Dardati, P. Simulación micromecánica de la solidificación de la fundición dúctil. Córdoba, España: Universidad Nacional de Córdoba, 2005.
23. 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.
24. Davies, G.; Garland, J. Solidification structures and properties of fusion welds, *International Metallurgical Review*, 1975, 20, pp. 83-106.
25. DebRoy, R.; David, S. A Physical processes of fusion welding, *Reviews of Modern Physics*, 1995, 67(1), pp. 85-112.
26. Ecob, C. A Review of Common Metallurgical Defects in Ductile Cast Iron, Fecha de consulta: Enero 2010.
27. EUTECTIC CASTOLIN, Manual de soldadura, Eutectic Castolin, Bogotá 2002.



28. Easterling, K. Introduction to the Physical Metallurgy of Welding, 1983, London, Butterworths.
29. Fosca, C. Introducción a la metalurgia de la soldadura, Lima PUCP, cuarta edición, 2003.
30. 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.
31. Flores Le Roux, R. Estudio de la propagación de fisuras en Materiales dúctile. Tesis para optar al grado de doctor. Departamento de Motopropulsión y Termofluidodinámica Escuela técnica superior de ingenieros aeronáuticos. Universidad Politécnica de Madrid. Madrid, España. Septiembre, 2002.
32. 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.
33. Glizmanenko, D. Soldadura y Corte de los Metales, Instituto del Libro, La Habana, 1968.
34. Guo, X.; Stefanescu, D.; Chuzhoy, L.; Pershing, M.; Biltgen, G. A Mechanical Properties Model for Ductil Iron. AFS Transactions, vol. 105, pp. 47-54, 1997.
35. Grong, O.; Matlock, D. Microstructural development in mild and low-alloy steel weld metal, International Metals Reviews, 1986, 31, pp. 175-196.
36. García-Rodríguez, Y.; Burgos Sola, J. Procedure for the obtaining by means of MEF of the thermal fields, deformations and residual tensions in welded unions. *Rev. Téc. Ing. Univ. Zulia*, abr. 2007, vol.30, no.1, p.13-22. ISSN 0254-0770.
37. Howard, B. Manual de Soldadura Moderna Tomo 3, Prentice Hall. Segunda edición. 1992.
38. 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.



39. Ignoto, V. Soldadura para Ingenieros. C.V.S. Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales, 2001. U.C.V.
40. Janowak, J.; Gundlach, R. Fundiciones Grises Aleadas (y2) Fundición Año XXXIII-segunda etapa- mayo-junio, 1987.
41. Ju, S. Characterization of bainitic microstructures in low carbon HSLA steels. *International Journal of Modern Physics B*. 22 (31): 5965 – 5970, 2008.
42. Kanvinde, A.; Fell, B.; Gomez, I.; Roberts, M. Predicting fracture in structural fillet welds using traditional and micromechanical fracture models". *Engineering Structures*. Vol. 30, Issue 11, pp. 3325-3335. 2008.
43. Keville, B. R. *Welding Journal*, 1983, 62, pp. 253s-260s.
44. Kamp, N.; Parry, M.; Singh, K.; Sinclair, I. Analytical and finite element modeling of roughness induced crack closure. *Acta Materialia*. Vol. 52, pp. 343-353. 2004.
45. Lotsberg, T. Stress concentrations due to misalignment at butt welds in plated structures and at girth welds in tubulars. *International Journal of Fatigue*. Vol. 31, pp. 1337-1345. 2009.
46. Lu, L.; Nogita, K.; Dahle, A. Combining Sr and Na Additions in Hypoeutectic Al - Si Foundry Alloys. *Materials Science and Engineering*. A 399:244 - 253. 2005.
47. Lin, S.; Pan, J.; Wung, P.; Chiang, J. A fatigue crack growth model for spot welds under cyclic loading conditions. *International Journal of Fatigue*. Vol. 28, pp. 792-803. 2006.
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. Marulanda, J.; Zapata, A.; Mesa, D. *Fundamentos de la soldadura de metales*. Universidad Tecnológica de Pereira. 2007.
50. Moffat, W.G.; Pearsall, G.W.; Wulf J. *The Structure and Properties of Materials*, Vol. 1, Structure, p. 195 (2001).
51. 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.



52. Mohammad Shah, A. Structural integrity and fatigue crack propagation Life assessment of welded and weld-repaired structures. Thesis South Dakota school of mines and technology. USA. 2005.
53. Murthy, R.; Gandhi, P.; Madhava, A. A Model for Fatigue Prediction of Offshore Welded Stiffened Steel Tubular Joints Using FM Approach. International Journal of Offshore and Polar Engineering. Vol. 4, Issue 3, pp. 241-247. 1994.
54. Mertinger, V.; Nagy, E.; Tranta, F.; S'olvom, J. Strain-induced martensitic transformation in textured austenitic stainless steels, Hungary, 15 February 2007.
55. Nordmark, G.; Herbein, W.; Dickerson, P. Effect of Weld Discontinuities on Fatigue of Aluminum Butt Joints. Journal of Welding. Vol. 66, Issue 6, pp. 162-173. 1987.
56. Okamoto, H. ASM (American Society Materials). Phase Diagrams for Binary Alloys. ASM International. United States of America 2000.
57. Olsen, O.; Hartung, C.; Ecob C. Common Metallurgical in Grey Cast Iron, Fecha de consulta: Enero de 2010.
58. Porter, D.; Easterling, K. Phase transformations in metals and alloys, Ed. Van Nostrand Reinhold, 1981, p. 181.
59. Palma, J.; Timerman, R. Ciencia y Técnica de la Soldadura, Tomo I, Ed. Conarco, 1983, Buenos Aires.
60. PafmoneHa, M.; Friswell, M.; Mottershead, J.; Lees, A. Finite element models of spot welds in structural dynamics: review and updating. Computers and Structures. Vol. 83, pp. 648-661. 2005.
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. Rivera, G.; Boeri, R.; Sikora, J. Revealing and Characterizing Solidification Structure. National University of Mar de la Plata: Maney Publishing, June 2002, Vol. 18. DOI: 10.
63. Radhakrishnan, V. Hot cracking in austenitic stainless steel weld metals. Science and Technology of welding and Joined Magazine. 5 (1) 25 – 32, 2000.



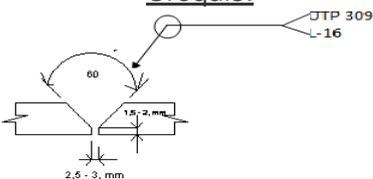
64. Rodríguez, H. Metalurgia de la soldadura. Editorial Pueblo y Educación. La Habana. Cuba. 1987. pp 134 – 154.
65. Rowe, R.; Jeffeus, L. Manual de Soldadura GMAW (MIG – MAG). Paraninfo Ediciones. España. 2008.
66. Rivera, G. Estructura de Solidificación de Fundiciones de Hierro con Grafito. 2000.
67. Singh, P.; Guha, B.; Achar, D. Fatigue tests and estimation of crack initiation and propagation lives in AISI 304L butt-welds with reinforcement intact. Engineering Failure Analysis. Vol. 10, pp. 383-393. 2003.
68. 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.
69. Sturla, A.; Castellano, E. Metalografía microscópica: guía práctica de metalografía microscópica y macrografía. Buenos Aires: Alsina. 1951. 278 pp.
70. Sanders, W.; Lawrence, F. Fatigue behavior of Aluminum alloy weldments. Fatigue Test Weld. ASTM STP 648. 1977.
71. SAGER S.A. Manual de soldadura, SAGER, Cali. 2004.
72. Smith, W. Fundamentos de la ciencia e Ingeniería de Materiales, Concepción Fernández España, Madrid. 2005.
73. Sandvik Materials Technology (2006) Stainless, Welding Products, S-236-ENG.
74. Traidia, A.; Roger, F. Numerical and experimental study of arc and weld pool behaviour for pulsed current GTA welding. International Journal of Heat and Mass Transfer. Vol. 54, Issues 9-10, pp. 2163-2179. April, 2011.
75. Turkdogan, E. Chemical metallurgy of iron and steel, 1973, London, The Iron and Steel Institute, pp. 153-170.
76. Talero, J.; Muñoz, M. Introducción al cálculo de estructuras metálicas según Eurocódigo 3. 1era Edición corregida. España. 2000.
77. Tiedje, K.; Pedersen. N. Experimental validation of error in temperature measurements in thin walled ductile iron castings. International Journal of Cast Metals Research, 2007, Vol. 20.
78. Van-Xuan, T.; Jwo, P. Analytical stress intensity factor solutions for resistance and friction stir spot welds in lap-shear specimens of different



- materials and thicknesses. Engineering Fracture Mechanics. Vol. 77, pp. 2611-2639. 2010.
79. Villa-Rabasa, A.; Hernández, K. Apuntes de metalurgia de soldadura. SEPI-ESIME-IPN. 1999.
80. Verhoeven, J. Metallurgy of Steel for Bladesmiths & Others who Heat Treat and Forge Steel. 2005.
81. Vaidya, V. Shielding Gas Mixtures for Semiautomatic Welds, Welding Journal, Sept. 2002, pp. 43-48.
82. Weman, K. Welding processes handbook. New York: CRC Press LLC. ISBN 0 – 8493 – 1773 – 8, 2003.
83. Wahab, M.; Alam M. The Effect of Torsional Interaction of a Circular Porosity and a Solidification Crack on Fatigue Crack Propagation Life of Butt Welded Joints. Proceeding of 10th International Conference of Composite Engineering, pp. 753-754. New Orleans. 2003.
84. Wahab, M.; Alam, M. The significance of weld imperfections and surface peening on fatigue crack propagation life of butt-welded joints. Journal of Materials Processing Technology. Vol. 153-154, pp. 931-937. 2004.
85. Xiaoyuan, W.; Hui, H.; Ziyong, C.; Wei, W.; Congying, L.; Zuoren, N. Microstructure and mechanical properties of Al-Mg-Mn-Zr-Er weld joints filled with Al-Mg-Mn-Zr and Al-Mg-Mn-Zr-Er weld wires. Journal of Rare Earths. Vol. 28, Issue 4, pp. 627-635. August 20, 2010.
86. Xiaoping, H.; Torgierr, M. Improved modeling of the effect of R-ratio on crack growth rat, Norway, 2 October 2006.
87. Yamauchi, A.; Sorimachi, K.; Sakuraya, T. Effect of solidus temperature and crystalline phase of mould flux on heat transfer in continuous casting mould. Iron making and Steelmaking. 29 (3) 203 – 207, 2002.



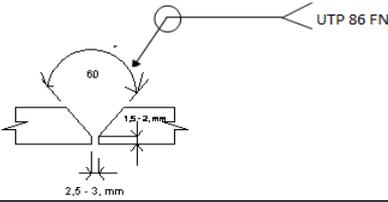
**ANEXO 1**

No: <u>01</u>		Denominación: _____	
OT: _____		Destino: _____	
Proceso de Soldadura: <u>SMAW</u>		Tipo: <u>Manual</u>	
Elaborado por: <u>Aníbal E. Nicot Hinojosa</u>		Revisado por: <u>Tomás Fernández</u>	
Fecha: _____		Fecha: _____	
<b>Metal Base:</b> Especificación SFA No: <u>Hierro Fundido (HF 24)</u> C: 3,15; Si: 1,9; Mn: 0,88; Cr: 0,11; Ni: 0,66; Cu: 0,10; P: 0,11; S: 0,20; Fe: Resto		<b>Croquis:</b> 	
Clasificación AWS:			
Dimensión del Electrodo:	<u>3.2 x 350</u>		
Espesor del depósito:	<u>100 mm</u>		
Preparación:	<u>Mecánica</u>		
Fundente del electrodo.	<u>Básico</u>		
<b>Posición:</b> Posición de la ranura: <u>V</u> Progresión de Soldadura: Ascend. <u>  </u> Descend. <u>  </u> Plana: <u>X</u>		<b>Pre calentamiento:</b> Temp. Mín. de Precal: <u>850 - 950 °C</u> Temp. Máx. de Interpasos: _____ °C Temp. de Post: _____ °C Otros TT: <u>  </u>	
<b>Tratamiento Térmico Post – Soldadura:</b> Rango de Temp.: <u>600 – 700 °C</u> Tiempo de Permanencia: <u>48 hrs</u> Enfriamiento: <u>Al aire</u> Medio: <u>Al aire</u>		<b>Gas:</b> Gas: _____ Protección: _____ <b>Composición %:</b> Mezcla: _____ Flujo: _____	

<b>Características eléctricas:</b> Corriente: <u>Alterna</u> Polaridad: <u>CCPN</u> Voltaje (Rango) <u>48</u> (Volts) Amperaje: <u>170</u> (Amp:) _____ (Amp:) _____								
<b>Técnica:</b> Dimensiones de la boquilla: _____ Método de ranurado posterior de la raíz: <u>X</u> Mov del electrodo: Recto <u>  </u> Oscilatorio <u>X</u> Distancia boquilla superficie de trabajo: _____ Pases sencillos o múltiples (por lados): _____ Electrodos: Sencillos <u>X</u> Múltiples _____ Velocidad de ejecución (Rango): h / m. Martillado: <u>No</u> Otros: _____				<b>Valoración económica:</b> Valor inicial: _____ Precio de recup: <u>\$ 51,63</u> Gasto de material: \$/kg. <u>7,19</u> Gasto de mano de obra: \$/m. <u>4,10</u> Otros gastos: <u>  </u> Peso de pieza: kg. <u>0,022</u> Costo de recuperación: <u>\$ 11,29</u> Ahorro: \$ _____				
No. Cordon	Proc	Metal de aporte Clase	Diám	Corriente AC/CD	AMP	Voltaje Mín Max	Vel de ejec (mm/s)	Otros
1	SMAW	UTP 309L-16	3,2 mm	AC	120	16 20	4.3	



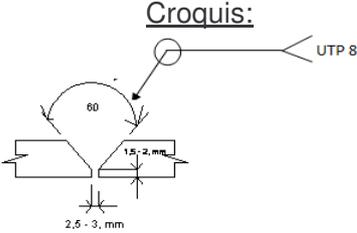
**ANEXO 2**

No: <u>01</u>		Denominación: _____	
OT: _____		Destino: _____	
Proceso de Soldadura: <u>SMAW</u>		Tipo: <u>Manual</u>	
Elaborado por: <u>Aníval E. Nicot Hinojosa</u>		Revisado por: <u>Tomás Fernández</u>	
Fecha: _____		Fecha: _____	
<b>Metal Base:</b> Especificación SFA No: <u>Hierro Fundido (HF 24)</u> C: <u>3,15</u> ; Si: <u>1,9</u> ; Mn: <u>0,88</u> ; Cr: <u>0,11</u> ; Ni: <u>0,66</u> ; Cu: <u>0,10</u> ; P: <u>0,11</u> ; S: <u>0,20</u> ; Fe: <u>Resto</u>		<b>Croquis:</b> 	
Clasificación AWS:			
Dimensión del Electrodo:	<u>3.2 x 350</u>		
Espesor del depósito:	<u>100 mm</u>		
Preparación:	<u>Mecánica</u>		
Fundente del electrodo.	<u>Básico</u>		
<b>Posición:</b> Posición de la ranura: <u>V</u> Progresión de Soldadura: Ascend. <u>  </u> Descend. <u>  </u> Plana: <u>X</u>		<b>Pre calentamiento:</b> Temp. Mín. de Preal: <u>850 - 950 °C</u> Temp. Máx. de Interpasos: _____ °C Temp. de Post: _____ °C Otros TT: <u>  </u>	
<b>Tratamiento Térmico Post – Soldadura:</b> Rango de Temp.: <u>600 – 700 °C</u> Tiempo de Permanencia: <u>48 hrs</u> Enfriamiento: <u>Al aire</u> Medio: <u>Al aire</u>		<b>Gas:</b> Gas: _____ Mezcla: _____ Flujo: _____ Protección: _____ <b>Composición %:</b>	

<b>Características eléctricas:</b> Corriente: <u>Alterna</u> Polaridad: <u>CCPN</u> Voltaje (Rango) <u>16</u> (Volts) Amperaje: <u>120</u> (Amp:) _____ (Amp:) _____									
<b>Técnica:</b> Dimensiones de la boquilla: _____ Método de ranurado posterior de la raíz: <u>X</u> Mov del electrodo: Recto <u>  </u> Oscilatorio <u>X</u> Distancia boquilla superficie de trabajo: _____ Pases sencillos o múltiples (por lados): _____ Electrodos: Sencillos <u>X</u> Múltiples _____ Velocidad de ejecución (Rango): h /m. Martillado: <u>No</u> Otros: _____					<b>Valoración económica:</b> Valor inicial: _____ Precio de recup: <u>\$ 51,63</u> Gasto de material: \$/kg. <u>17,51</u> Gasto de mano de obra: \$/m. <u>4,10</u> Otros gastos: <u>  </u> Peso de pieza: kg. <u>0,022</u> Costo de recuperación: <u>\$ 21,61</u> Ahorro: \$ _____				
No. Cordón	Proc	Metal de aporte Clase	Diám	Corriente AC/CD	AMP	Voltaje Mín	Max	Vel de ejec (mm/s)	Otros
1	SMAW	UTP 86 FN	3,2 mm	AC	120	16	20	4.3	



**ANEXO 3**

No: <u>01</u>		Denominación: _____	
OT: _____		Destino: _____	
Proceso de Soldadura: <u>SMAW</u>		Tipo: <u>Manual</u>	
Elaborado por: <u>Aníval E. Nicot Hinojosa</u>		Revisado por: <u>Tomás Fernández</u>	
Fecha: _____		Fecha: _____	
<b>Metal Base:</b> Especificación SFA No: <u>Hierro Fundido (HF 24)</u> C: 3,15; Si: 1,9; Mn: 0,88; Cr: 0,11; Ni: 0,66; Cu: 0,10; P: 0,11; S: 0,20; Fe: Resto		<b>Croquis:</b> 	
Clasificación AWS:			
Dimensión del Electrodo:	<u>3.2 x 350</u>		
Espesor del depósito:	<u>100 mm</u>		
Preparación:	<u>Mecánica</u>		
Fundente del electrodo.	<u>Básico</u>		
<b>Posición:</b> Posición de la ranura: <u>V</u> Progresión de Soldadura: Ascend. <u>  </u> Descend. <u>  </u> Plana: <u>X</u>		<b>Pre calentamiento:</b> Temp. Mín. de Precal: <u>850 - 950 °C</u> Temp. Máx. de Interpasos: _____ °C Temp. de Post: _____ °C Otros TT: <u>  </u>	
<b>Tratamiento Térmico Post – Soldadura:</b> Rango de Temp.: <u>600 – 700 °C</u> Tiempo de Permanencia: <u>48 hrs</u> Enfriamiento: <u>Al aire</u> Medio: <u>Al aire</u>		<b>Gas:</b> Gas: _____ Mezcla: _____ Flujo: _____ Protección: _____	

<b>Características eléctricas:</b> Corriente: <u>Alterna</u> Polaridad: <u>CCPN</u> Voltaje (Rango) <u>16</u> (Volts) Amperaje: <u>120</u> (Amp:) _____ (Amp:) _____									
<b>Técnica:</b> Dimensiones de la boquilla: _____ Método de ranurado posterior de la raíz: <u>X</u> Mov del electrodo: Recto <u>  </u> Oscilatorio <u>X</u> Distancia boquilla superficie de trabajo: _____ Pases sencillos o múltiples (por lados): _____ Electrodos: Sencillos <u>X</u> Múltiples _____ Velocidad de ejecución (Rango): h /m. Martillado: <u>No</u> Otros: _____				<b>Valoración económica:</b> Valor inicial: _____ Precio de recup: <u>\$ 51,63</u> Gasto de material: \$/kg. <u>8,78</u> Gasto de mano de obra: \$/m. <u>4,10</u> Otros gastos: <u>  </u> Peso de pieza: kg. <u>0,022</u> Costo de recuperación: <u>\$ 12,88</u> Ahorro: \$ _____					
No. Cordón	Proc	Metal de aporte Clase	Diám	Corriente AC/CD	AMP	Voltaje MÍN	Max	Vel de ejec (mm/s)	Otros
1	SMAW	UTP 8	3,2 mm	AC	120	16	20	4,3	



## Técnica de reparación o mantenimiento preventivo

1. Tipo de limpieza inicial y entre pases:

Cepillo \_\_\_\_\_ solventes \_\_\_\_\_ abrasivos \_\_\_\_\_ Calor \_\_\_\_\_ otros \_\_\_\_\_

### 2. Preparación:

- Maquinar la superficie a recuperar.
- Eliminar toda grasa y suciedades del metal.
- Limpiar con acetona u otro líquido la superficie a soldar.

### 3. Factores del paro de trabajo

- Desgaste por:

Impacto     Presión/Fricción     Abrasión     Corrosión     Calor  
 Cavitación     Erosión

- Rotura por:

Accidente     Fatiga     Choque     Sobrecarga     Temperatura

### 4. Otros

Defectos de fundición     Defectos por maquinado

### 5. Técnicas de aplicación

- Revisar el material que esté limpio de suciedad.
- Control de la temperatura de calentamiento y mantenerla durante el proceso.
- Evitar el derrame del depósito en los extremos.
- Limpiar cada cordón después del primer pase o al concluir el mismo.
- No depositar cordones de forma continua para evitar torceduras.