



Facultad de Metalurgia y Electromecánica
Departamento de Metalurgia - Química

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

Tesis en opción al título de Máster en Metalurgia

Aurelia Viada Estévez

Moa, 2020



Facultad de Metalurgia y Electromecánica
Departamento de Metalurgia - Química

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

Tesis en opción al título de Máster en Metalurgia

Autora: Ing. Aurelia Viada Estévez

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

Moa, 2020

Dedicatoria

A Dios por darme esta oportunidad y las fuerzas necesarias para continuar hacia adelante.

A mi madre querida Juana Aday Estévez Garrido por ser la mejor del mundo.

A mi esposo Jeitos Ramírez Durán, por su compañerismo.

A mi hermana y amiga Yumaiby Galindo Medina y Rosa Delia Palacios González.

Agradecimientos

A mi madre Juana Aday Estévez Garrido y mi esposo Jeiros Ramírez Durán, por la ayuda y apoyo brindado en la realización de este trabajo.

A mi tutor Dr. C. Tomás Fernández Columbié por la oportunidad brindada desinteresadamente, y mis compañeros de trabajo.

Contenido

INTRODUCCIÓN	1
CAPÍTULO 1 MARCO TEÓRICO CONCEPTUAL	5
1.1 Características de las fundiciones	5
1.2 Soldabilidad de las fundiciones.....	6
1.3 Proceso de solidificación de la fundición de hierro	8
1.3.1 Nucleación y crecimiento de granos.....	11
1.3.2 Modos de solidificación	12
1.4 Problemas en la soldadura de los hierros fundidos	14
1.5 Flujo de fluido en la pileta líquida.....	17
1.6 Agrietamiento en uniones de soldadura.....	18
1.6.1 Defectos en uniones soldadas	21
Conclusiones del capítulo 1	23
CAPÍTULO 2 MATERIALES Y MÉTODOS	24
2.1 Composición química del hierro fundido gris	24
2.2 Análisis microestructural	25
2.3 Cálculo del carbono equivalente.....	26
2.3.1 Contenido de carbono y silicio en la fundición	26
2.4 Metodología de cálculo para el proceso de soldadura.....	27
2.4.2 Voltaje del arco eléctrico	28
2.4.3 Velocidad de soldadura.....	29
2.4.4 Energía lineal del proceso de soldadura	29
2.4.5 Cálculo de la longitud del charco de soldadura.....	30
2.4.6 Velocidad de enfriamiento del cordón	30
2.5 Materiales y equipos empleados en la experimentación.....	31
2.5.1 Máquina de soldar tipo Miller	32
2.5.2 Materiales de aportes empleados para la soldadura.....	33
2.5.3 Preparación metalográfica de las probetas.....	35
2.5.4 Pulidora metalográfica montasupal	37
2.5.5 Encapsulado de las muestras para la observación microestructural.....	38
2.5.6 Microscopio óptico binocular	38
2.6 Determinación de la microdureza.....	39
Conclusiones del capítulo 2	43

CAPÍTULO 3 ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS	44
Introducción.....	44
3.1 Análisis de la susceptibilidad al agrietamiento del hierro fundido gris	44
3.1.1 Análisis del contenido de carbono y silicio en la fundición gris	45
3.3 Análisis microestructural	49
3.1. Análisis microestructural del material de aporte UTP 86 FN.....	49
3.3.2 Análisis microestructural del material de aporte UTP 8.....	51
3.3.3 Análisis microestructural del material de aporte E 309L - 16	53
3.4 Análisis de la microdureza	56
3.4.1 Análisis del comportamiento de la microdureza con relación al aporte .	57
3.4.2 Análisis de regresión múltiple para microdureza y distancia	57
3.6 Protección al hombre y medioambiente.....	61
Conclusiones del capítulo 3	62
CONCLUSIONES GENERALES.....	64
RECOMENDACIONES	65
BIBLIOGRAFÍA	66
ANEXO.....	71

INTRODUCCIÓN

Las fundiciones de hierro son aleaciones multicomponentes que solidifican con una reacción eutéctica. Estas aleaciones contienen como elementos principales (hierro, carbono y silicio) y otros elementos químicos menores que pueden estar por debajo de 0,1 %. Dependiendo de la composición química 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), (Marulanda et al, 2007).

La microestructura de solidificación de las fundiciones puede ser caracterizada por el tamaño y distribución de los granos y las células eutécticas, la microsegregación de elementos solutos y la microestructura de la matriz; se ha encontrado que el tamaño de la célula eutéctica y la microsegregación influyen en las propiedades mecánicas finales de la fundición. Se ha normalizado la obtención de la aleación por medio del standard de la ASTM A897M (Fernández – Columbié *et al.* 2014), los últimos estudios se han concentrado en determinar el mecanismo de solidificación y de grafitización.

Las propiedades mecánicas de las fundiciones de hierro dependen de la microestructura y la distribución de los constituyentes microestructurales. El constituyente microestructural que tiene mayor efecto sobre las propiedades es el grafito, donde la cantidad, tamaño y la forma de las partículas afectan la resistencia y la ductilidad del material. La microestructura de la matriz que rodea las partículas de grafito también afecta las propiedades mecánicas, es decir, ferrítica, perlítica o martensítica, el tipo de matriz obtenida en la fundición depende de la composición química, velocidad de enfriamiento y tratamiento térmico, de ahí la obtención de los diferentes tipos de fundiciones. Las fundiciones más comúnmente soldables son: fundición gris, maleable, nodulares y austenítica. (Guo *et al.* 2013; Catalina *et al.* 2015).

Las fundiciones grises presentan poca soldabilidad, sin embargo, bajo ciertos cuidados, estos materiales pueden ser soldados y recuperados siguiendo procedimientos rigurosos y seleccionando materiales de aporte 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 (Marulanda *et al.* 2007).

Cuando el material se calienta, como en el caso de la realización de una 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 (Marulanda *et al.* 2007), además, para obtener soldaduras exitosas estos materiales se debe desarrollar un buen procedimiento, además de contar con soldadores calificados para desarrollar el proceso de soldadura y electrodos de baja entrada de calor.

Los hierros fundidos grises tienen una alta aplicación en transmisiones mecánicas, transmisiones por correa y polea, transmisiones por fricción y en la fabricación de cojinetes de contacto plano y ruedas dentadas; estas últimas están expuestas a fricción por desgaste y al ser tan duro el material se fractura. Muchos investigadores han estudiado la posibilidad de recuperar estos materiales mediante procesos tecnológicos de soldadura, con el objetivo de seleccionar el material de aporte que garantice la calidad de la unión soldada.

Entre las investigaciones desarrolladas se puede citar el trabajo de Fernández – Columbié *et al.* (2016), en el cual realizó la unión disímil entre el hierro fundido gris y el acero al carbono utilizando materiales de aporte de aleación base níquel mediante la soldadura manual por arco eléctrico y arco de tungsteno, con el objetivo de analizar y determinar las microestructuras obtenidas después de desarrollar los procesos; en el mismo se obtuvo una buena solidificación con el empleo de estos materiales de aporte.

Otra investigación que se destaca es la realizada por Aguirre – Breffe *et al.* (2018), donde analizó el comportamiento microestructural y de microdureza después de ser sometido el hierro fundido gris al tratamiento térmico por recocido; obteniendo una microestructura con presencia de grafito laminar, microconstituyente presente en la muestra patrón, lo que significa que el tratamiento térmico aplicado no cambia la microestructura del material obtenido por el proceso de colado.

En los trabajos citados no se realizó la unión disímil entre dos planchas de hierro fundido gris mediante el proceso tecnológico de soldadura manual por arco eléctrico con el empleo de diferentes materiales de aporte, para seleccionar cual de ellos permite restablecer los parámetros físicos de las piezas fabricadas con este material, además, tampoco se determinaron los parámetros del ciclo térmico, ni se realizó una valoración económica.

Debido a que estos materiales son ampliamente utilizados en las industrias por sus propiedades y su bajo costo económico, es necesario seleccionar materiales de aporte que garanticen la no aparición de grietas y la calidad de la unión soldada, por lo cual:

El **problema de investigación** lo constituye: el desconocimiento del comportamiento del proceso de solidificación durante la soldadura manual por arco eléctrico del hierro gris HF 24 limita la selección adecuada del material de aporte.

Como **objeto de estudio**: Unión soldada de la fundición gris HF 24.

Campo de acción

Microestructura y microdureza en las interfases del cordón de soldadura de la fundición gris HF 24 con diferentes materiales de aportes.

Hipótesis

Si se caracteriza el comportamiento del proceso de solidificación durante la soldadura manual por arco eléctrico del hierro fundido gris HF 24 permitirá seleccionar el material de aporte que garantice la soldabilidad del material.

Objetivo general:

Caracterizar el proceso de solidificación a partir de las microestructuras y microdurezas obtenidas en la fundición gris HF 24 durante el proceso de soldadura manual por arco eléctrico para la selección del material de aporte que garantice la calidad de la unión soldada.

Objetivos específicos:

1. Caracterizar el procedimiento de unión de soldadura, por arco eléctrico, de la fundición gris HF 24 a partir de diferentes materiales de aportes.

2. Determinar la microestructura y microdureza en la interfase del cordón de soldadura de la fundición.
3. Determinar, a partir del contenido de carbono equivalente, la posibilidad del agrietamiento de la fundición HF 24.

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

1. Analizar el estado del arte relacionado con el tema de investigación.
2. Realizar el proceso de soldadura del hierro fundido gris en juntas en simples V a 60°, para la determinación del comportamiento microestructural y la microdureza.
3. Caracterizar la fundamentación del proceso metalúrgico de la unión del hierro fundido gris con diferentes materiales de aportes.
4. Realizar las valoraciones económicas y ambientales del proceso de soldadura manual por arco eléctrico del hierro fundido gris.

CAPÍTULO 1 MARCO TEÓRICO CONCEPTUAL

Introducción

Los factores que influyen en el resultado del proceso de obtención de piezas por fundición son numerosos, 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. Una de las más importantes particularidades de los metales es la facilidad de alearse con otros materiales, se obtienen así materiales con mejores propiedades que las del metal base.

Este capítulo tiene como objetivo realizar un análisis de los antecedentes bibliográficos relacionada con el tema de investigación.

1.1 Características de las fundiciones

Las propiedades mecánicas y el desempeño en servicio de estos materiales (fundiciones grises) 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 (Aristizábal *et al.* 2009).

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, sin embargo, el proceso de solidificación también tiene una gran importancia en las características físicas de la fundición, ya que condiciona la transformación eutectoide posterior a través de factores tales como las microsegregaciones, el tamaño y morfología de los granos (Guo *et al.* 2013; Catalina *et al.* 2015).

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.

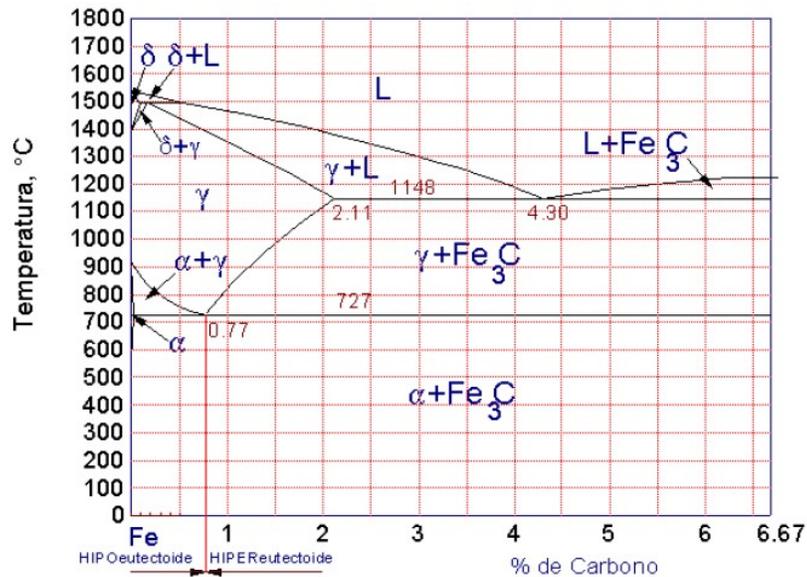


Figura 1.1. Diagrama de fases fuera del equilibrio del sistema Fe-Fe₃C (Borrajoa *et al.* 2003).

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. 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 (Brown 2010).

1.2 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 en la zona afectada térmicamente y con esto aumentan las transformaciones microestructurales que pueden conllevar a la fragilización de la junta soldada (Brown 2010).

Al precalentar la pieza el cordón de soldadura es más dúctil y menos frágil, 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 (Brown 2010).

Generalmente los materiales de aporte que se usan para soldar hierros fundidos producen soldaduras heterogéneas, es decir, la composición química del depósito de soldadura es diferente a la del material base, donde la aplicación de un determinado tipo de material de aporte, 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 materiales de aporte 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, se deben seleccionar los materiales de aporte de menor entrada de calor que en otras palabras son los que trabajan a menores amperajes (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 materiales de aporte de núcleo metálico de base níquel, la transformación en cementita en la zona de unión se acentúa y la parte fundida está constituida casi totalmente por una microestructura martensítica. La soldadura con material de aporte de níquel o

monel se obtiene 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.

Los hierros grises tienen soldabilidad limitada, debido a esto se debe poner mayor cuidado en el diseño del procedimiento de soldadura a utilizar. 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 gris 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 (Bott *et al.* 2005; Ju 2008).

Según Smith (2005) una característica distintiva del hierro gris es que el carbono se encuentra 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, la forma y tamaño de las hojuelas de grafito.

1.3 Proceso de solidificación de la fundición de 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 & Pederson 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).

Además de presentarse diversas matrices con diferentes velocidades de solidificación existen 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 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 (Chávez *et al.* 2012).

El contenido de carbono 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 (Okamoto 2013; Moffat *et al.* 2015).

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 (Fernández-Columbié *et al.* 2014).

El tamaño de la dendrita se rige por el equivalente de carbono, donde bajos equivalentes producen dendritas relativamente grandes dado que el intervalo de temperatura entre las líneas de los líquidos 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 y 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 que si la solidificación es después de la reacción eutéctica metaestable o estable se forma carburo de hierro (Cementita, Fe_3C) y austenita (γ) durante la reacción metaestable y se forma

grafito (C) más austenita(γ) ocurriendo una reacción estable (Fernández-Columbié *et al.* 2014).

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 1.2. 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 (Easterling 2000).

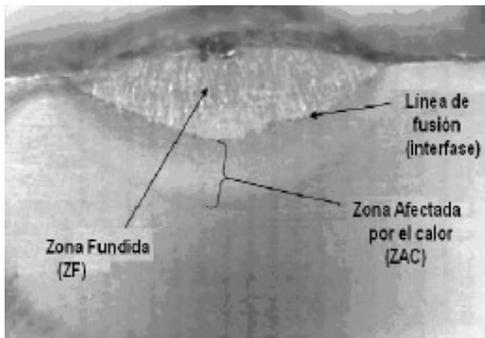


Figura 1.2. Zonas de la unión soldada (Easterling 2000).

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 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 al metal base y la existencia de grandes gradientes de temperatura en el metal líquido, además, debido a que la fuente está en movimiento la solidificación es un proceso dinámico que está relacionado con la velocidad de soldadura y cuando se requiere precalentamiento los gradientes de temperatura se ven afectados (Easterling 2000).

En este sentido las características de la solidificación en soldadura son únicas de este proceso tecnológico, 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 (DebRoy & David 2012).

Durante los últimos 15 años 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 (Davies & Garland 2010).

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.* 2010).

El sobre enfriamiento térmico representa el grado al cual el líquido es enfriado por debajo de la temperatura de solidificación de equilibrio. Este 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 y 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 sobre enfriamiento térmico está presente tiene un profundo efecto sobre la morfología de la solidificación promoviendo una estructura de solidificación equiaxial dendrítica (Fernández-Columbié *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.

1.3.1 Nucleación y crecimiento de granos

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 del 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 sobre enfriamientos que oscilan entre 5 y 20 °C (Ignoto, 2010).

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

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

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 (Ignoto 2010).

1.3.2 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.

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.* 2012). Es posible generar un amplio rango de subestructuras de solidificación, en un material dado, simplemente variando las condiciones de soldadura (Shing-Hoa *et al.* 2015).

Considerando la solidificación en estado estacionario en una interfase plana se puede ver en la figura 1.3 el perfil de concentraciones y el gradiente térmico como una función de la distancia desde la interfase.

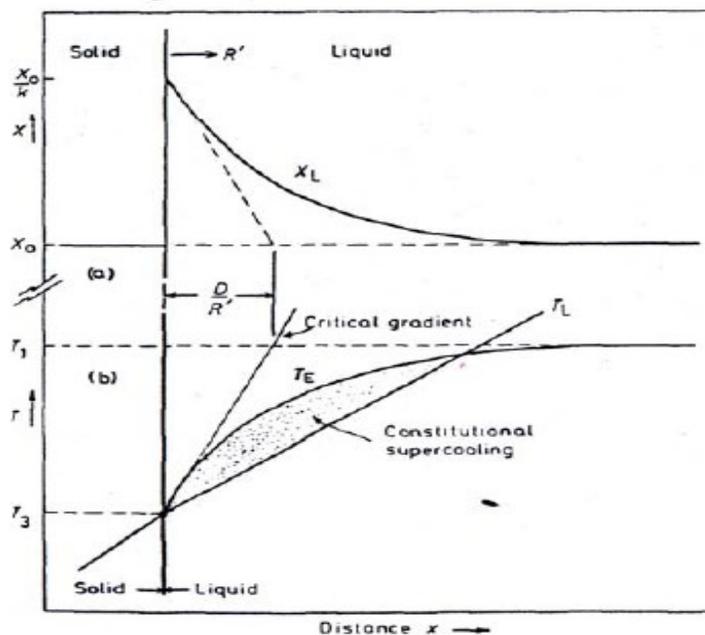


Figura 1.3 Sobre enfriamiento constitucional. Concentración y temperatura en función de la distancia (Porter & Easterling 2004).

Según el diagrama de equilibrio si la concentración de soluto de la aleación aumenta, entonces su temperatura de sólidos TE disminuye, al menos hasta la composición eutéctica. Por lo tanto, la curva TE de la figura corresponde a la temperatura del líquido enriquecido delante de la interfase, X_L . 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 del líquido enriquecido esta parte del metal fundido estará sobreenfriada constitucionalmente (Easterling, 2000).

1.4 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.

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. Estas modificaciones de las piezas son las siguientes: el crecimiento del hierro fundido, la infundibilidad y el quemado como se muestra en la figura 1.4.

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

Figura 1.4. Diferentes tipos de hierros fundidos según la matriz y forma del grafito (Collini *et al.* 2012).

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” (Collini *et al.* 2012).

Otros problemas secundarios en la soldabilidad de los hierros fundidos son: (a) Se forman poros en la zona fundida, por el alto contenido de carbono en estos materiales, durante su fundición se forman óxidos de carbono (CO, CO₂) 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 (Collini *et al.* 2012).

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 1.5 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.

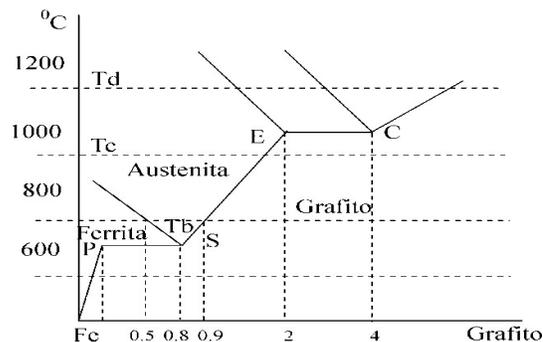


Figura 1.5. Diagrama esquemático de la solubilidad del grafito en el hierro y su relación con las diferentes temperaturas que se alcanzan en la unión soldada (Collini *et al.* 2012).

Para una temperatura Tb (figura 1.5), 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, por lo tanto, no provocaría 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 1.5 que la difusión del carbono en la austenita y 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 (Collini *et al.* 2012).

La aparición de estructuras en la zona cercana a los núcleos de grafito que provocan alta fragilidad a la unión, puede ocurrir en determinado rango de temperatura según se comporta la difusión del carbono en la interfase 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 (Collini *et al.* 2012).

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 (Collini *et al.* 2012).

1.5 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. En algunas circunstancias la fuerza de arrastre aerodinámica del “*plasma jet*” puede también contribuir a la convección en la pileta líquida (Matsunawa 2000). 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-David 2012).

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 & David 2012).

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 & David 2012).

1.5.1 Inclusiones no metálicas en la pileta

Una característica muy relevante en la soldadura por arco eléctrico de fundiciones grises 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 (2014), 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.

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 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.* 2010).

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 (Aguirre 2006).

1.6 Agrietamiento en uniones de soldadura

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

Anderson (2012) plantea que 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 y

es estable porque resiste a cualquier propagación a menos que haya un incremento de las tensiones aplicadas.

Los defectos en las soldaduras son 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.* 2012).

Además del conocimiento teórico sobre los mecanismos de generación y propagación de defectos, es necesario establecer herramientas para lograr evaluarlos, además, 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 & Zhang (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.

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 (Kanvinde *et al.* 2012).

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 (Tradia 2011).

Fernández-Columbié *et al.* (2014) realizó la unión disímil HK - 40 y el hierro fundido 24, asociado a la unión metalúrgica por el proceso de soldadura manual con arco eléctrico, emplean tres tipos de electrodos el E 312 – 16, el UTP 65 y el Castec Xyron 244, se determina que en el comportamiento microestructural se observan variaciones en la zona fundida y zona de influencia térmica caracterizada por estructura desde el tipo ferrita - perlita, estructura de austenita y de ferrita Widmanstätten.

Es importante seleccionar la aleación correcta con base en su funcionalidad, efectividad y economía, donde es necesario producir uniones disímiles de calidad para tomar las ventajas de ambos materiales. Las soldaduras de diferentes materiales tienen generalmente más cambios que aquellas de materiales similares tanto en propiedades físicas, mecánicas y metalúrgicas. Estas diferencias suelen complicar la selección del material de aporte y dificultar la predicción de sus propiedades y su microestructura. A pesar de la factibilidad de la fabricación de uniones soldadas disímiles con aplicación directa en diferentes sectores industriales estas han presentado defectos tanto de fabricación como metalúrgicos, que promueven fallas durante su aplicación en servicio (Fernández-Columbié 2014).

1.6.1 Defectos en uniones soldadas

La mayoría de los defectos en uniones soldadas son del tipo porosidad, falta de penetración, falta de fusión, inclusión de escoria, socavación y desalineamiento (Maddox 2000). 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, varias de estas imperfecciones en las soldaduras son descritas por (Maddox 2000; Barsom 2004) como se muestra en la figura 1.6.

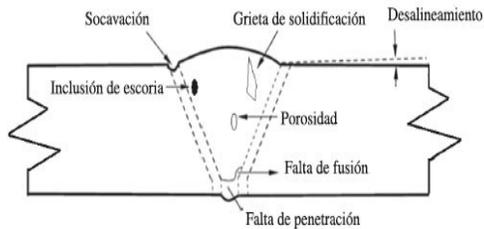


Figura 1.6. Imperfecciones de soldadura en juntas a tope (Maddox 2000).

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).

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 microestructuras 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 & Di 2000).

Todas las juntas soldadas contienen pequeñas inclusiones de escoria en pie de soldadura, 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 formación de grietas por fatiga (Nordmark *et al.* 2010).

Los concentradores de esfuerzos locales influyen en 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 & Alam (2003) 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.

La mayoría de los eventos de fallas peligrosas en estructuras que soportan cargas están asociados con la fractura. 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.

Conclusiones del capítulo 1

- ✓ Se analizó que las soldabilidades de las fundiciones grises están limitada debido a la plasticidad nula y a la relación de sus propiedades mecánicas, ambas son susceptible de la formación de grietas.
- ✓ Se determinó que los electrodos más comunes para soldar hierro fundido gris 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.
- ✓ Según en los análisis precedentes de investigación se puede evidenciar que el proceso de solidificación de las fundiciones depende de las propiedades metalúrgicas del metal base, de la forma y dimensiones de las probetas a soldar y de la composición química de los materiales de aporte y base; aún no se precisa el comportamiento de la solidificación del hierro fundido gris con materiales de aporte de núcleo metálico de base níquel.

CAPÍTULO 2 MATERIALES Y MÉTODOS

Introducción

Un sistema trata de satisfacer determinadas necesidades identificadas y cumplir ciertos objetivos definidos. El ciclo térmico de una soldadura no puede determinarse con precisión, porque depende de muchas variables, se pueden hacer estimaciones muy cercanas a la realidad con el propósito de optimizar el proceso de soldadura y predecir o explicar la influencia del calor, provenientes sobre un determinado material bajo condiciones prácticas.

En este capítulo se plantea como objetivo, caracterizar 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.

2.1 Composición química del hierro fundido gris

La composición química estándar de la fundición gris según la American Society for Testing Materials – ASTM se refleja en la tabla 2.1.

Tabla 2.1. Composición química de la fundición gris (% en masa). (ASTM: *American Society for Testing and Materials*).

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

En la tabla 2.1 se puede apreciar la composición química del hierro fundido gris, donde los principales elementos químicos que contiene son el C, Si y el Fe.

El carbono puede estar combinado en forma de carburo de hierro (Fe_3C) 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.

Los principales elementos de aleación son carbono y silicio; el alto contenido de carbono incrementa la cantidad de grafito o de Fe_3C e incrementando el contenido de carbono y silicio aumenta 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.

2.2 Análisis microestructural

El análisis microestructural consistió en la observación de una muestra patrón del hierro fundido gris tomado de la norma ASTM. 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.

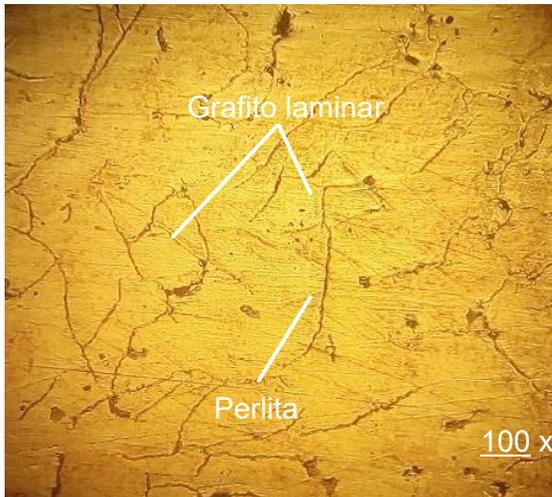


Figura 2.1 Microestructura del hierro fundido (ASTM).

La microestructura que se muestra en 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. Las hojuelas presentes en la microestructura son 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 y amenazan seriamente la continuidad del material.

El tipo y tamaño de hojuela se determina de manera tradicional por simple comparación contra el patrón ASTM

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, a forma y tamaño de las hojuelas de grafito.

2.3 Cálculo del carbono equivalente

El carbono equivalente de la fundición en función del carbono, el silicio y el fósforo se determina mediante la metodología de cálculo propuesta según Dardati *et al.* (2004):

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

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 CET 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 y la posibilidad de agrietamiento durante la solidificación.

2.3.1 Contenido de carbono y silicio en la fundición

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

$$Si \left[\% = \frac{2085,4 - C_{ET}}{22,7} \right] \quad (2.3)$$

$$C \left[\% \right] = \frac{(2994 - T_{AL} - 53,07 \cdot \%Si)}{212,3} \quad (2.4)$$

$$T_{AL} = 1569 - 97,3 \left(C + \frac{1}{4} Si \right) \quad (2.5)$$

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 y el contenido de manganeso necesario para reaccionar con azufre, sirve para retener microestructuras perlíticas, generando así las matrices perlíticas en las fundiciones de hierro.

2.4 Metodología de cálculo para el proceso de soldadura

Como material de aporte, la especificación de la AWS A 5.16, establece varillas y materiales de aporte 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 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. El proceso de soldadura de los materiales se efectuó siguiendo los procedimientos establecidos por las normas ASTM y la ASE, las planchas de hierro fundido gris se soldaron en simples juntas a tope con un ángulo de 60°.

Los parámetros más aceptados para la soldadura de la fundición con el uso del método de soldadura SMAW se muestran en la tabla 2.2.

Tabla 2.2. Parámetros para el proceso de soldadura SMAW (Soldadura Manual por Arco Eléctrico)

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 los materiales de aporte, esto determina la intensidad de soldeo. 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 microestructura 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, es decir, el flujo de calor en la dirección del trabajo es pequeño comparado con el de la dirección perpendicular de avance.

La intensidad de la corriente de soldadura depende del diámetro del electrodo, el cual se selecciona atendiendo: al espesor del 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.* (2016), se determina como:

2.4.1 Intensidad de corriente

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

donde:

I_s - intensidad de corriente de soldadura; A

d_e - diámetro del electrodo; mm

2.4.2 Voltaje del arco eléctrico

Las funciones principales de la tensión (voltaje) es estabilizar el arco y proporcionar un cordón liso, sin salpicados; además, la tensión es dependiente del gas usado para la soldadura. La tensión de arco no influye significativamente en el ancho del cordón; influye notablemente en el refuerzo (forma cóncava o convexa del mismo), teniéndose soldaduras planas (con tensiones altas) y

abultadas (con tensiones bajas), pero siempre en el rango de tener un arco estable y según Rodríguez (2000) se determina como:

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

donde:

U_a - tensión del arco; V

2.4.3 Velocidad de soldadura

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

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

F - área de la sección del cordón, cm^2

ρ - densidad del metal fundido; g/cm^3

2.4.4 Energía lineal del proceso de soldadura

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

η - eficiencia de la fuente de calor; %

La eficiencia (η) del proceso de soldadura SMAW oscila entre 0,6 a 0,8. En la investigación se asumió un valor de eficiencia de 0,7.

2.4.5 Cálculo de la longitud del charco de soldadura

El cálculo de la longitud del charco de soldadura según Cerjak (2000) 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

λ - conductividad; W/mm K

T_s - temperatura de fusión; °C

T_0 - temperatura inicial; °C

Si se combina la longitud de la gota de soldadura con la velocidad de recorrido o de avance (longitud entre velocidad), así resulta el tiempo 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 según Howard (2001) 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

η - rendimiento del proceso

2.4.6 Velocidad de enfriamiento del cordón

El método más usual es determinar la velocidad de enfriamiento sobre la línea central de soldadura en un instante en el cuál el metal pasa a través de una

temperatura de interés T_c . Si esta temperatura es inferior a la de fusión, la velocidad de enfriamiento en la soldadura y en la zona afectada por calor inmediata es sustancialmente independiente de la posición.

Weman (2003) propone determinar la velocidad de enfriamiento del cordón a partir del parámetro adimensional "espesor relativo de la placa" el cual permite determinar cuándo 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:

τ - parámetro adimensional de espesor relativo de la placa

d - espesor de la placa: mm

ρ - densidad del material; g/cm³

C_e - calor específico; J/m °C

T_c - temperatura de fusión; °C

T_0 - temperatura inicial; °C

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

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

El tiempo de enfriamiento del cordón se determina por la ecuación 2.16.

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

2.5 Materiales y equipos empleados en la experimentación

Para dar cumplimiento al objetivo propuesto en el trabajo se emplearon diferentes máquinas y equipos y que en lo posible los mismos se ajustaran a las condiciones experimentales y evitar errores causales que surgen de forma involuntaria.

Dentro de los procesos, 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. Los experimentos fueron realizados en la empresa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”.

En la figura 2.2 se muestra las planchas de hierro fundido gris soldadas con cada material de aporte.



Figura 2.2. Muestras soldadas.

En la figura 2.2 se muestra la forma de preparación (simples juntas en formas de V, con un ángulo entre las planchas de 60°) y soldadura de las probetas de fundición gris como material base soldada con diferentes materiales de aporte, en todas ellas se estableció el mismo procedimiento de soldadura y determinar el comportamiento de la microestructura en la zona fundida (ZF), la zona de influencia térmica (ZIT/ZAT) y la interfase del cordón, donde para cada electrodo, independientemente de ser austenítico, debe existir variaciones en las morfologías.

2.5.1 Máquina de soldar tipo Miller

La máquina posee un transformador de marca Miller está estructurado por un bobinado monofásico que da como resultado corriente alterna. Las características de la máquina de soldar del tipo Miller se muestran en la tabla 2.3. Esta máquina se encuentra en el taller número 8 de la Empresa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”.

Tabla 2.3. Características de la máquina empleada del tipo Miller

Alimentación primaria	230 V monofásica - 50/60 Hz
Consumo primario de intensidad máxima	19 A (TIG) – 29 A (ARCO)
Voltaje en vacío (V)	82
Gama de ajuste (A)	5 a 150
Factor de Marcha (a 40 °C)	100 %
	60 %
	35 %
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 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. En la figura 2.3 se muestra la máquina de tipo Miller empleada en el proceso de soldadura.



Figura 2.3. Máquina tipo Miller.

2.5.2 Materiales de aportes empleados 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, 2006).

El material de aporte E 309L – 16, 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, garantiza uniones de gran resistencia y altos valores mecánicos. En la tabla 2.4 se muestra la composición química del material de aporte E 309L - 16.

Tabla 2.4. Composición química del material de aporte E 309L – 16, en %

Material de aporte	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 (corriente alterna) o CC (corriente continua), 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 %, este electrodo produce la máxima calidad de soldadura. En la tabla 2.5 se muestra la composición química del mismo.

Tabla 2.5. Composición química del material de aporte UTP 86 FN, en %

Material de aporte	C	Fe	Ni
UTP 86 FN	1,2	45	Resto

Material de aporte revestido básico - grafitico con varilla de alma con alto contenido de níquel para la soldadura de fundición con baja intensidad de corriente. Preparación con CARBO NUT, también indicado para piezas de fundición vieja y engrasada. Para soldar en todas las posiciones. El material de aporte 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 2.6 se muestra la composición química del material.

Tabla 2.6 Composición química del material de aporte UTP 8, en %

Material de aporte	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 elimina fácilmente. y es adecuado para la soldadura de combinación con los tipos de ferro-níquel UTP 84 FN y 8 FN.

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 metal 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 – 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, ya que evita 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 como también es maquinable. Adicionalmente se deben seleccionar los electrodos de menor entrada de calor que en otras palabras son los que trabajan a menores amperajes (Marulanda *et al.* 2007).

2.5.3 Preparación metalográfica de las probetas

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.

Corte de las muestras

Las dimensiones de la superficie a examinar se cortaron en secciones de 15 x 15 mm de forma tal que permitiera su fácil manipulación y posterior nivelación, así como el ataque químico. En la figura 2.4 se muestra el corte de las muestras soldadas con los diferentes electrodos.



Figura 2.4. 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 r/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, en la superficie obtenida (Sturla y Castellano 1951). En la misma máquina se prepararon los bordes de las muestras para la soldadura.

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.

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 pulido. 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 el trabajo se utilizó 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.

Ataque de las muestras para su examen microscópico

Se realizó con el objetivo de resaltar la estructura obtenida después de realizado el pulido (ASTM E – 262 – Practice A). En la tabla 2.7 se muestra la forma de preparación y ataque de las muestras.

Tabla 2.7. Forma de preparación y ataque de las muestras

Material	Composición de los reactivos	Régimen de ataque químico
HF 24 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) s.

Para la observación de las muestras por microscopia óptica fueron atacadas con diferentes tipos de reactivos como se muestra en la tabla 2.7 ya que por las características del hierro fundido gris se empleó el nital y para los cordones por ser depósito austenítico

2.5.4 Pulidora metalográfica montasupal

Las muestras fueron pulidas en una pulidora metalográfica marca PM 52 D, como se muestra en la figura 2.5, ubicada en el laboratorio de análisis de materiales de la empresa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”, de Moa, 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



Figura 2.5. Pulidora metalográfica marca PM 52 D.

En la figura 2.5 se muestra la pulidora metalográfica, la misma fue diseñada para la preparación de las probetas metalográficas utilizando como material de trabajo lijas de variadas granulometrías para el desbaste de las probetas y paños utilizados en el pulido o acabado de las probetas metalográficas. Para su acabado final se utilizó un paño de fieltro grueso, se usó como sustancia abrasiva el óxido de cromo. Una vez pulida se lavaron con agua destilada, secándose con papel de filtro, se volvieron a lavar con tetracloruro de carbono (CCl_4) para evitar cualquier vestigio de grasa y pastas de pulir, se empleó la técnica de ataque químico. En el laboratorio de dicha Empresa se aplicó el ataque químico con la sustancia ácido nítrico (HNO_3).

2.5.5 Encapsulado de las muestras para la observación microestructural

Antes de las operaciones de desbaste y pulido, es necesario montar las muestras en un soporte (encapsulado) como muestra la figura 2.6, que garantice estabilidad durante los ensayos. Esta operación se realiza por medio de una máquina de encapsular de marca echo RD, de tipo MP 350 A. Para esto se emplea resina fenólica negra con una temperatura de fusión de $(150-170)^\circ\text{C}$ durante un tiempo de 6 - 8 minutos, para luego enfriarse en el molde hasta los 60°C .

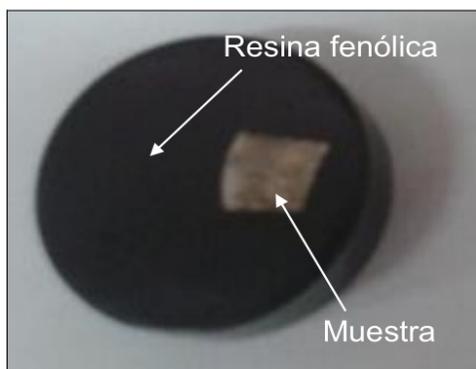


Figura 2.6. Encapsulado de las muestras para el análisis metalográfico.

2.5.6 Microscopio óptico binocular

Para la presente investigación, el examen metalográfico se realiza a través de un microscopio óptico binocular, marca echoLAB, empleando aumento de 200X, como se muestra en la figura 2.7. El microscopio óptico está ubicado en el laboratorio de Materiales de la Empresa "Comandante Gustavo Machín Hoed de

Beche”, de Moa, está dotado de una cámara instalada mediante el hardware que refleja la imagen metalográfica en la computadora.

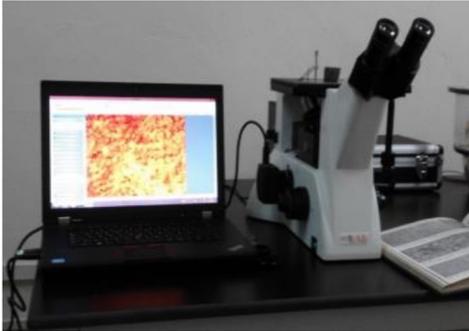


Figura 2.7. Microscopio óptico binocular.

2.6 Determinación de la microdureza

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, del laboratorio de análisis de materiales de la Empresa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”, de Moa. La superficie de la probeta se prepara de la misma manera que para el análisis microestructural (desbaste y pulido). El número de microdureza HV se determinó por el tamaño de las huellas, en la figura 2.8 se puede observar el equipo utilizado.

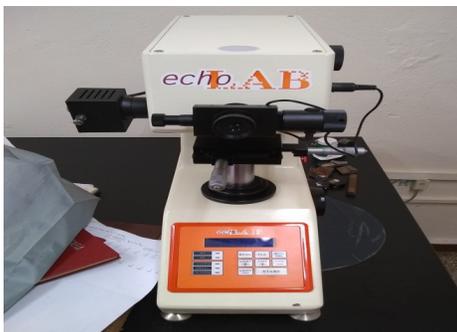


Figura 2.8. Microdurómetro.

Características del microdurómetro:

1. Características eléctricas..... 220 V 60 Hz
2. Fase..... 1
3. Peso neto..... 30 Kg

Para determinar la microdureza (HVN) de las probetas de análisis se realizó el ensayo para una carga de 20 g, donde se midieron los diámetros de la huella de la punta de diamante con 136°, con una penetración en un tiempo de 15 segundos, las medidas se tomaron para los puntos de prueba seleccionados aleatoriamente en la superficie de las probetas. El objetivo fue evaluar las variaciones de esta propiedad en toda la superficie, realizando la prueba en el centro y el borde del material, en este caso se escoge el borde izquierdo porque la probeta fue cortada con la misma máquina y la dureza en los bordes es relativamente igual.

En la tabla 2.8 los parámetros para la medición de la microdureza.

Tabla 2.8. Parámetros para la medición de la microdureza

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 ₁
UTP 8	I _{UTP 8}	U _{UTP 8}	V _{UTP 8}	Ca _{UTP 8}	HV ₂
UTP 86 FN	I _{UTP86FN}	U _{UTP86FN}	V _{UTP86FN}	Ca _{UTP86FN}	HV ₃

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

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

$$VHN = 1,58 \cdot \frac{P}{\bar{d}^2} \quad (2.17)$$

donde:

VHN - número de dureza Vickers; kgf/mm²

1,58 - constante

P - peso; kgf/cm²

$$\text{Diámetro medio} = \bar{d} \text{ (mm)} \dots \bar{d} = \frac{(d_1 + d_2) + (d_3 - d_4)}{2} \quad (2.18)$$

$$\text{Microdureza promedio: } \overline{VHN} = \frac{\sum VHN_1 + VHN_2}{2} \quad (2.19)$$

2.7 Cálculo de costo del proceso de soldadura

La base para calcular el costo de la mano de obra en pesos por metro se muestra en la ecuación (2.20). 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 (Fernández – Columbié *et al.* 2014).

$$C_{mo} = \left(\frac{T_{ps}}{v_{rs} \cdot F_o} \right) \quad (2.20)$$

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 se determina como:

$$t_o = \frac{\rho(F)L}{kH \cdot I_s} \quad (2.21)$$

donde:

t_o - tiempo principal de soldadura; min

ρ - peso específico del material; kg/dm³

F - área de la sección transversal del cordón; cm²

$F_1 = (6-8)d_e$; 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).

$$C_{ee} = \left(\frac{Te \cdot U_a \cdot I_s \cdot Pmd}{1000 \cdot Vd \cdot Fo \cdot Efe} \right) \quad (2.22)$$

donde:

C_{ee} - costo de energía eléctrica; \$/m

Pmd - peso del metal depositado; kg/m

Vd - 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:

$$C_E = \frac{S \cdot L_c \rho}{10^6} \cdot 1,2 \quad (2.23)$$

donde:

C_E - cantidad de electrodos; kg

S - área de la sección transversal de la pieza; mm²

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).

$$C_{t_{kgmetaldepositado}} = \frac{M}{E_{ef}} + \frac{C_{mo}}{V_d \cdot B} + \frac{C_g \cdot Q}{V_d} + \frac{C_{ee} \cdot U \cdot I}{1000 \cdot V_d} + \frac{A}{V_d \cdot B} + F \cdot R \quad (2.24)$$

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; \$/m³

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; %

Conclusiones del capítulo 2

- ✓ Se establecieron los procedimientos para caracterizar el comportamiento microestructural de la fundición gris luego de ser sometida a proceso de SMAW con diferentes materiales de aporte.
- ✓ Se desarrolló la metodología del cálculo del carbono equivalente total, mediante el cual se permitirá evaluar la posibilidad de agrietamiento durante el proceso de solidificación de las planchas de hierro fundido gris..
- ✓ 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

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 base níquel.

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

3.1 Análisis de la susceptibilidad al agrietamiento del hierro fundido gris

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 hipoeutécticoide.

En la fundición gris, los altos contenidos de carbono equivalente (CE) y de carbón (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.

3.1.1 Análisis del contenido de carbono y silicio en la fundición gris

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 - 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 a 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 %.

3.2 Análisis del ciclo térmico de soldadura

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 materiales de aporte 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 material de aporte seleccionado fue de 3,2 mm para la soldadura de la unión similar con preparación de bordes a 60°, se considera este diámetro porque los aceros austeníticos (materiales de aporte) 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 de los materiales de aporte y por la ecuación 2.7 se determinó la intensidad de la corriente, para un diámetro 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 materiales de aporte 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 provoca fragilidad en los cordones de soldadura de estos materiales base. Con esta polarización se consigue mayor penetración y un aumento en la duración del material de aporte (Mohamed - Shah 2005).

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 – 35) V.

Las funciones principales de la tensión (voltaje) son estabilizar el arco y proporcionar un cordón liso, sin salpicaduras. Por otro lado, reporta que para materiales de 3,2 mm la tensión del arco no influye significativamente en el ancho del cordón, sino, 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 - Shah 2005).

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 cm² y una densidad del material de 7,2 g/cm³, 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 plantea que la temperatura lograda en un punto determinado guarda una relación inversa con la separación desde la línea de aplicación del calor (Radhakrishnan 2000).

3.2.1 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 (2000).

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 (Cerjak 2000).

Por la expresión 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 J/(kg K) y la energía entrante de $21879,06 \text{ J}$, al sustituir los valores se tiene que el espesor relativo de la placa es de $0,13 \text{ m}$, el mismo permite establecer que la unión a realizar se considera como espesor de placa gruesa, donde en el caso de una soldadura, el flujo de calor desde la fuente depende del espesor de la placa a soldar.

Los parámetros establecidos para considerar placas gruesas son para mayor de $0,9 \text{ m}$. 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 & De Paola (2005).

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 HF 24 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 y en el caso del hierro fundido gris la velocidad de enfriamiento rápido 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 es 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 Glizmanenko (2000).

3.3 Análisis microestructural

A continuación, se realizará el análisis microestructural correspondiente para cada material de aporte utilizado, después de realizar el proceso de soldadura manual por arco eléctrico.

3.1. Análisis microestructural del material de aporte UTP 86 FN

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 3.1a, 3.1b y 3.1c se muestran las variaciones de la unión soldada con el material de aporte UTP 86 FN.

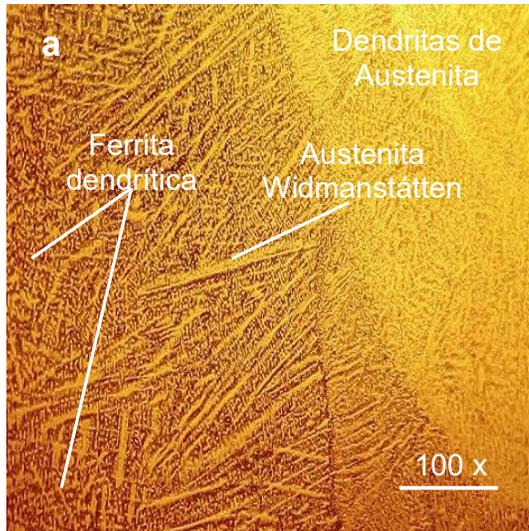


Figura 3.1a. Zona fundida.

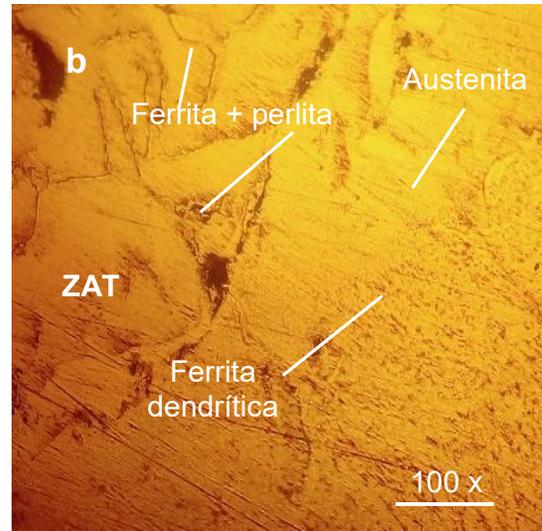


Figura 3.1b. ZAT.

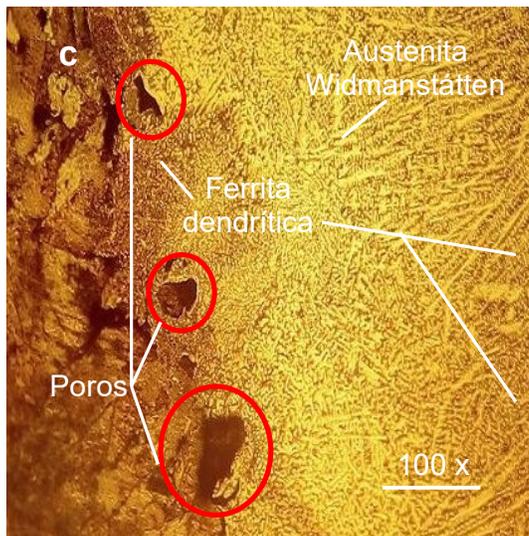


Figura 3.1c. Interfase del cordón.

La figura 3.1a es la zona de fusión obtenida entre el hierro fundido y el material de aporte UTP 86 FN, 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. 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.

En la unión soldada, la intercara de la soldadura es un estrecho límite que separa la zona de fusión del material base del material de aporte, 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.

Según las estructuras obtenidas luego del ciclo térmico de soldadura en la fundición gris con el material de aporte UTP 86, se puede afirmar que en esta unión no está presente el fenómeno de agrietamiento y en comparación con la microestructura de la muestra patrón que se observa en la figura 2.1 no existe la presencia de grafito laminar que es quien produce la fractura del material durante la soldadura y en el cual se obtuvo la mejor solidificación con respecto a los demás materiales de aportes utilizados.

3.3.2 Análisis microestructural del material de aporte UTP 8

En las figuras 3.2a, 3.2b y 3.2c se muestran los resultados microestructurales obtenidos con el material de aporte UTP 8.

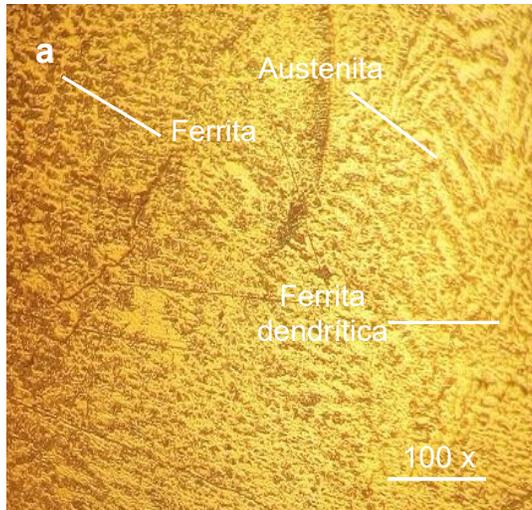


Figura 3.2a. Zona fundida.

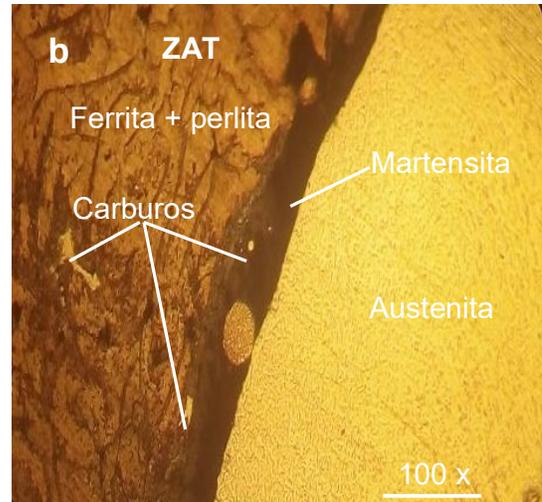


Figura 3.2b. ZAT.

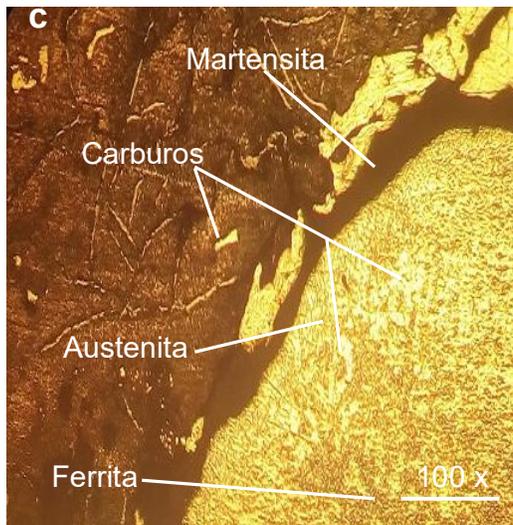


Figura 3.2c. Interfase.

Como se observa en la figura 3.2a, 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 3.2b, 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 3.2c, 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.

Como se puede apreciar en la microestructura obtenida en este material existe la aparición de carburos y martensita, que son fases duras y frágiles, los cuales contribuyen al agrietamiento del metal fundido, por lo tanto, no tuvo una buena solidificación. En comparación con la microestructura de la muestra patrón (figura 2.1), no se forma grafito laminar, pero surgen fases frágiles que se mencionaron anteriormente.

3.3.3 Análisis microestructural del material de aporte E 309L - 16

Se realizó el análisis microestructural con el depósito el material de aporte E 309L – 16. En las figuras 3.3a, 3.3b y 3.3c se muestran los resultados microestructurales obtenidos.

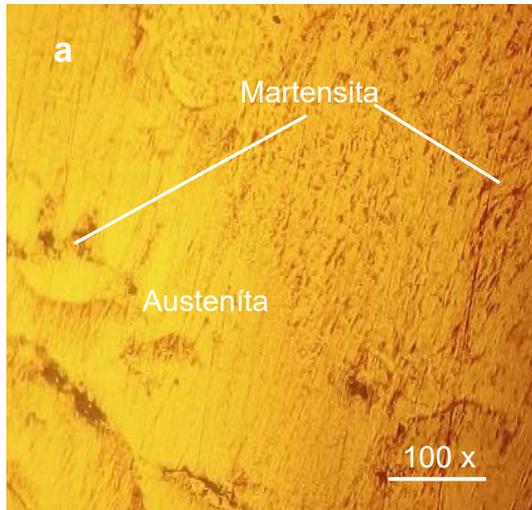


Figura 3.3a. Zona fundida

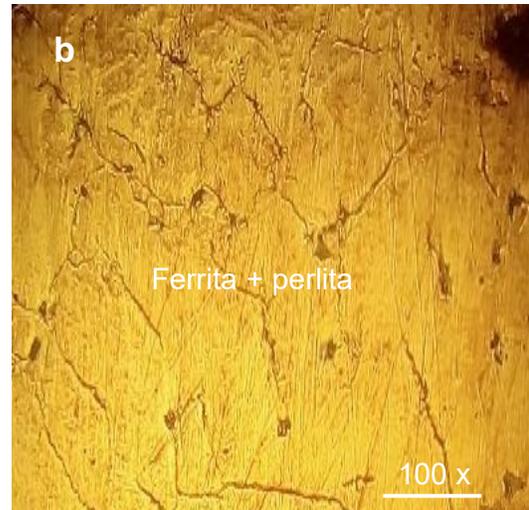


Figura 3.3b. ZAT

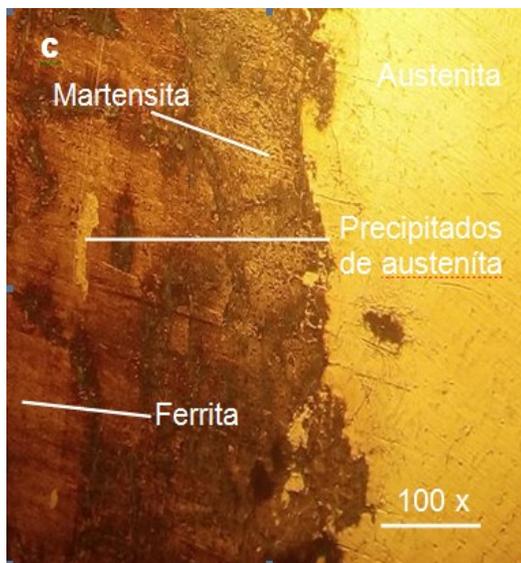


Figura 3.3c. Interfase del cordón de soldadura

Una estructura austenítica con una pequeña cantidad de ferrita como se observa en la figura 3.3a, correspondiente a la zona fundida del depósito del material de aporte E 309L - 16, 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 y esta

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 3.3c y 3.3b, 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.

De acuerdo con el análisis microestructural con el empleo de este material de aporte existe el fenómeno de agrietamiento, ya que se forman los microconstituyentes mencionados anteriormente (carburos y martensita) y aunque no existe la presencia de grafito laminar en comparación con la microestructura patrón se fractura la nueva aleación formada.

En general según el análisis microestructural no se recomienda el empleo de los materiales de aporte UTP 8 y E309 L – 16 para la recuperación de piezas fabricadas con hierro fundido gris, debido a que ocurre agrietamiento durante el proceso de solidificación. Se recomienda emplear el material de aporte UTP 86 – FN para la recuperación del hierro fundido gris, porque garantiza la calidad de la unión soldada.

3.4 Análisis de la microdureza

En la tabla 3.1 se reportan los resultados de microdureza obtenidos para el material de acuerdo al aporte térmico empleado. Se muestra un esquema de la secuencia de mediciones de microdurezas realizados en correspondencia con los diferentes materiales de aporte.

Tabla 3.1. Resultados de las mediciones de microdureza.

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 pileta ya que no se alcanza la misma deformación en todos los puntos de las zonas de soldadura. Como se observa en la tabla 3.1, para el material de aporte E 309L - 16, existe un incremento de la microdureza desde 153 HV, dureza inicial del material base, hasta 470 HV, para el material de aporte UTP 8 va desde 153 hasta 440 HV y con el material de aporte UTP 86 FN, es desde 153 hasta 380 HV.

El incremento de las microdurezas se asocia a la presencia de la estructura de carburos y de la martensita, los cuales, en los hierros fundidos grises 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.

3.4.1 Análisis del comportamiento de la microdureza 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 3.4 se muestra el comportamiento de la microdureza.

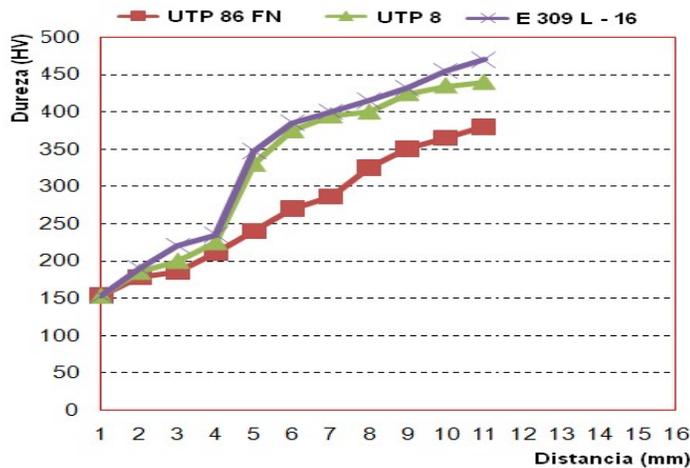


Figura 3.4. Comportamiento de la dureza vs distancia en las zonas.

Por los resultados obtenidos en la figura 3.4, se puede plantear que para diferentes distancias medidas, existe un incremento de la microdureza 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 los materiales de aporte E 309 L - 16 y el UTP 8.

3.4.2 Análisis de regresión múltiple para microdureza y distancia

Se realizó el análisis estadístico para evaluar la incidencia de la microdureza según la distancia medidas en cada zona de la unión soldada. En la tabla 3.2 se muestra el análisis de regresión múltiple.

Tabla 3.2. Análisis de regresión múltiple para microdureza y distancia.

	Error Estadístico			
Parámetro	Estimación	estándar	T	P-Valor
CONSTANTE	- 6,57251	0,823471	- 7,98148	0,0001
E309L16	0,0426658	0,0316616	1,34756	0,2198
UTP 8	- 0,0302708	0,0304623	- 0,993714	0,3535

UTP 86 FN	0,0659885	0,0111237	5,93223	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	3,49649	7	0,499499		
Total (Corr.)	470,545	10			
R-cuadrado = 99,2569 porcentaje					
R-cuadrado (ajustado para g.l.) = 98,9385 porcentaje					
Error estándar de est. = 0,706752					
Error absoluto medio = 0,417801					
Estadístico de Durbin-Watson = 2,09537 (P = 0,0997)					
Autocorrelación residual en Lag 1 = -0,0809498					

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 estadísticamente 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 material de aporte UTP 8 según las microestructuras y la microdureza, el mismo no es factible emplearlo durante los procesos de soldadura del hierro fundido gris.

3.5 Análisis del costo económico del proceso de soldadura

El costo de la mano de obra se determinó por la ecuación 2.20, 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 2.21 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 cm², 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 MINEM a la UNE. La tarifa del MINEM es tarifa A1, que es el pago en CUC, con una demanda contratada de 1 500 kW para obtener este servicio de pago de \$ 3,00. Para los diferentes horarios (pico, normal y madrugada) se establece una tarifa de pago, siendo el precio de \$ 0,04 la tarifa eléctrica establecida en horario normal.

El costo de la energía eléctrica determinado por la ecuación 2.22 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 2.23 para un área de la sección transversal de la junta de 12,93 mm², la longitud a soldar 70 mm, la densidad del material de aporte de 7,2 g/cm³, 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 2.24, 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).

Para la realización del análisis económico se tomó como referencia el tiempo de ejecución obtenido durante cálculo de los parámetros de trabajo en la computadora, en la tabla 3.3 se recoge el comportamiento de los costos.

Tabla 3.3. 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	Hierro fundido HF 24	3,146	1	4,87	-	35,09
Fresado	2,64	0,50	1,32	Fresadora	2,5	-	0,04	0,5	0,05
Costo total por concepto de tiempo		\$ 2,49		Costo total por concepto de consumo			\$ 35,14		
Costo total				\$ 37,63					

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 \$ 37,63 CUC, 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, De acuerdo con el resultado final se considera el costo factible para realizar la tecnología de soldadura en la EMNi de Moa; además, según Marulanda *et al.* (2007) los proceso de soldadura manual por arco eléctrico es mucho más económico que los procesos soldadura de arco de núcleo fundente, soldadura de gas de arco metálico, o de gas de metal inerte y por rayo de energía concentrada

3.6 Protección al hombre y medioambiente

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 del 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.

Conclusiones del capítulo 3

- ✓ Durante el análisis de la susceptibilidad al agrietamiento del hierro fundido gris en correspondencia al tipo de solidificación, se pudo establecer que el mismo, según el diagrama Fe - C es hipoeutectoide.

- ✓ Se analizó 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 microestructuras en el hierro fundido gris, algunas de las cuales son propensa al agrietamiento.

CONCLUSIONES GENERALES

1. La solidificación de la fundición gris analizada tendrá un comportamiento hipoeutéctica, de acuerdo al contenido de carbono equivalente total (3,44 %), por lo que se prevé que en la misma no va a ocurrir agrietamiento durante la soldadura.
2. Se determinó que el material de aporte E 309L - 16, solidifica con estructura austenítica con ferrita delta, el UTP 8 con una de matriz ferrítica con formación de carburos en el interior y el UTP 86 FN con una morfología de austenita Widmanstätten, obteniéndose la mejor solidificación para este material de aporte.
3. La microdureza en los depósitos de los electrodos E 309L – 16, UTP 8 y UTP 86 FN con valores de HV 470, HV 440 y HV 380 respectivamente, donde los mayores valores corresponden a los depósitos de los dos primeros materiales de aporte, lo cual se asocia a la presencia de fases duras y frágiles.

RECOMENDACIONES

1. Luego de realizar el ciclo térmico de soldadura con los materiales de aporte E 309L - 16 y UTP 8 aplicar un tratamiento térmico para homogenizar las estructuras obtenidas y eliminar los defectos estructurales.
2. Emplear el material de aporte UTP 86 FN para la recuperación de piezas fabricadas con hierro fundido gris.

BIBLIOGRAFÍA

- ARISTIZÁBAL, R.; SILVA, C.; PÉREZ, P.; STANEK, V.; KATZ, S. 2009: Studies of a Quenched Cupola. 2ed. AFS, Colombia, 569 p
- AGUIRRE, I. 2006: Modelado del proceso de soldadura MIG/MAG. En: III congreso Boliviano de Ing. Mecánica y Electromecánica. La Paz, Bolivia S.C.-Bolivia, 6-11 septiembre, 20-50.
- AGUIRRE – BREFFE, Y.; FERNÁNDEZ – COLUMBIÉ, T.; RODRÍGUEZ – GONZÁLEZ, I.; CASTILLO – MATOS, R.; IZAGUIRRE-BONILLA, C. 2018: Microestructura de fierro fundido gris FG 24 sometido a un tratamiento térmico. Geología y Minería 12(3): 1-12.
- ANDERSON, T. 2012: Fracture Mechanics Fundamentals and Applications. 3ed Taylor and Francis, 300 p
- OKAMOTO, H. 2003: AWS, (American Welding Society) D1.2/D1.2M. RCT, New York, EU, 14 p.
- BARSOM, J. 2004: Fracture Mechanics Analysis of Fatigue Crack Initiation and Growth. En: The International Conference on Fatigue. Toronto, Ontario, Canada, 17 – 22 marzo, 460 - 501.
- BROWN, J.; FOSECO, R. 2010: Ferrous Foundryman's *Handbook*. Butterworth - Heinemann, EU, 200 p.
- BOTT, I.; SOUZA, L.; TEIXEIRA, H.; RIOS, J. 2005: High-strength steel development for pipelines: a Brazilian perspective. Metalurgia 10(2): 1-13 p.
- BERKOVIS, D.; DI, K. 2000: Consideration of the Effect of Residual Stresses on Fatigue Welded Aluminum Alloys Structures. Advance Materials 5(3): 1-8.
- BORRAJOA, J.; MARTÍNEZB, R.; BOERIB, R. 2003: Aplicabilidad de Modelos Matemáticos Para Simular la Nucleación de Partículas de grafito en Fundición Esferoidal de Pequeños Espesores. Metalurgia 12(5): 5-10.
- BAO, R.; ZHANG, X. 2010: An inverse method for evaluating weld residual stresses via fatigue crack growth test data. Engineering Fracture Mechanics 19 (1): 1-13.
- CERJAK, H. 2000: Materials Modelling Series. PFU, Argentina, 240 P.
- COLLINI, L.; NICOLETTO, G.; CONEČNÁK, R. 2012: Microstructure and mechanical properties of pearlitic gray cast iron. Materials Science and Engineering 5 (1): 1-10.

CATALINA, A; GUO, X.; STEFANESCU, D.; CHUZHOY, L.; PERSHING, M. 2015. Prediction of Room Temperature Microstructure and Mechanical Properties in Gray Iron Casting, AFS Transactions. Materials Science and 22 (8): 10 - 17.

CHAVEZ, M.; AMARO, A.; FLORES, C.; JUAREZ, A. GONZÁLEZ-RIVERA, N. 2012: Thermal Analysis of Gray and Nodular Eutectic Cast Iron. Journal of Materials Processing Technology 5(10): 1-13.

CHANDEL, R.; SEOW, H.; CHEONG, F. 2014: Effect of increasing deposition rate on the bead geometry of submerged arc welds. Journal of Materials Processing Technology 7 (15): 1-10.

DUTRA, J.; DE PAOLA, O. 2014: Comparação entre o processo MIG/MAG convencional e pulsada. Em: XXII ENTS- Blumenau. Brasília, Brasil, 5 – 12 septiembre, 300p.

DARDATI, P.; GODOY, L.; CELENTANO, D.; BERTORELLO, H. 2004: Modelo para la Simulación Numérica de la Solidificación de la Fundición Dúctil, Metalurgia 15(7): 1-13.

DAVIES, G.; GARLAND, J. 2010: Solidification structures and properties of fusion welds. Engineering Chemical 10 (2): 1-12.

DEBROY, R.; DAVID, S. 2012: Physical processes of fusion welding. Metalurgia 7(3): 1- 8.

EASTERLING, K. 2000: Introduction to the Physical Metallurgy of Welding. Butterworths, Londres, Gran Bretaña, 631p.

FERNÁNDEZ-COLUMBIÉ, T.; RODRÍGUEZ-GONZÁLEZ, I.; CORREA- SUÁREZ, R.; ALCÁNTARA-BORGES, D. 2014: Junta de soldadura disímil de la aleación HK – 40 y del hierro fundido 24. Geología y Minería 12 (5): 1-15.

FERNÁNDEZ-COLUMBIÉ, T.; RODRÍGUEZ-GONZÁLEZ, I.; CORREA- SUÁREZ, R.; ALCÁNTARA-BORGES, D. 2016: Deposición de un recubrimiento base níquel para la unión metalúrgica del acero al carbono y el hierro fundido gris. Geología y Minería 14 (10): 1-113.

GLIZMANENKO, D. 2000: Soldadura y Corte de los Metales. Pueblo y Educación, La Habana, 238 p.

GUO, X.; STEFANESCU, D.; CHUZHOY, L.; PERSHING, M.; BILTGEN, G.2013: A Mechanical Properties Model for Ductil Iron. Metalurgia 2(9): 1-7

HOWARD, B. 2001: Manual de Soldadura Moderna. 2da. STRA, Buenos Aires, Argentina, 300p

HSIEH, K.; BABU, S.; VITEK, J.; DAVID, S. 2010: Calculation of inclusion formation in low-alloy-steel welds. *Materials Science and Engineering* 12(1): 1-7.

IGNOTO, V. 2010: Soldadura para Ingenieros. C.V.S, Lima, Perú Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales, 420 p..

JU, S.2008: Characterization of bainitic microstructures in low carbon HSLA steels. *International Journal of Modern Physics B* 22 (31): 1– 13.

KANVINDE, A.; FELL, B.; GOMEZ, I.; ROBERTS, M. 2012: Predicting fracture in structural fillet welds using traditional and micromechanical fracture models. *Engineering Chemical* 30 (12): 1-12.

MATSUNAWA, A. 2005: Trends in Welding Science and Technology.. ASM International, Materials Park, Ohio, Toronto, Canadá, 293p.

MARULANDA, J.; ZAPATA, A.; MESA, D. 2007: Fundamentos de la soldadura de metales. *Universidad Tecnológica de Pereira* 14(7): 1-13.

MOFFAT, W.G.; PEARSALL, G.W.; WULF J. 2015: The Structure and Properties of Materials. *Engineering Chemical* 13(12): 1-12.

MADDOX, S. 200: Applying Fitness-for Purpose Concepts to the Fatigue Assessment of Welded Joints. En: *The International Conference on Fatigue*. Toronto, Ontario, Canadá, 15-20 de julio, 340-520.

MOHAMMAD SHAH, A. 2005: Structural integrity and fatigue crack propagation of welded and weld-repaired structures. *Engineering Chemical* 30(12): 1-10.

MURTHY, R.; GANDHI, P.; MADHAVA, A. 2010: A Model for Fatigue Prediction of Offshore Welded Stiffened Steel Tubular Joints Using FM Approach. En: *International Journal of Offshore and Polar Engineering*, Ottawa, Canadá, 12-17 marzo, 302-467.

MERTINGER, V.; NAGYB, E.; TRANTA, F.; S'OLVOM, J. 2010: Strain-induced martensitic transformation in textured austenitic stainless steels. *Advance Materials* 2 (25): 1-12.

NORDMARK, G.; HERBEIN, W.; DICKERSON, P. 2010: Effect of Welding Discontinuities on Fatigue of Aluminum Butt Joints. *Welding Journal* 12(20): 1-5.

OKAMOTO, H.2013: ASTM (American Society Testing Materials). 7ed. RCT, New York, EU, 14 p.

PORTER, D.; EASTERLING, K.2004: Phase transformations in metals and alloys. 5 ed. Van Norstrand Reinhold, EU, 181p.

QUINTERO, M.; CERPA, S.; MEJIAS, G.; LEÓN, J.; QUINTERO, A. 2016: Soldadura de un acero inoxidable dúplex 2205 por el proceso de soldadura GTAW. *Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales*. 56 (4): 1 – 3.

RADHAKRISHNAN, V. 2000: Hot cracking in austenitic stainless steel weld metals. *Science and Technology of welding and Joined Magazine* 5 (1): 1-17.

RODRÍGUEZ, H. 2000: *Metalurgia de la soldadura*. Pueblo y Educación, La Habana, 154p.

ROWE, R.; JEFFEUS, L. 2008: *Manual de Soldadura GMAW (MIG – MAG)*. 5 ed. Paraninfo Ediciones, España, 250p.

SINGH, P.; GUHA, B.; ACHAR, D. 2012: Fatigue tests and estimation of crack initiation and propagation lives in AISI 304L butt-welds with reinforcement intact. *Welding Journal* 2(15): 1-10.

SHING-HOA, W.; PO-KAY, C.; JER-REN, Y.; JASON, F. 2015: Gamma (γ) phase transformation in pulsed GTAW weld metal of duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering* 10(15): 1-14.

STURLA, A.; CASTELLANO, E. 2000: *Metalografía microscópica: guía práctica de metalografía microscópica y macrografía*. Alsina, Buenos Aires, 278 pp.

SMITH, W. 2005: *Fundamentos de la ciencia e Ingeniería de Materiales*. Concepción Fernández, Madrid, 321p.

TRAIDIA, A.; ROGER, F. 2011: Numerical and experimental study of arc and weld pool behaviour for pulsed current GTA welding. En: *International Journal of Heat and Mass Transfer*. Berlín, Alemania, 15 – 22 abril, 2163-2179.

TALERO, J.; MUÑOZ, M. 2000: *Introducción al cálculo de estructuras metálicas según Eurocódigo*. 1ed .EPM, Madrid, 441p.

TIEDJE, K.; PEDERSEN. N. 2007: Experimental validation of error in temperature measurements in thin walled ductile iron castings. *Journal Welding* 3(14): 1-8.

VAIDYA, V. 2014: Shielding Gas Mixtures for Semiautomatic Welds, *Welding Journal* 3(1): 1-12.

WEMAN, K. 2003: *Welding processes handbook*. CRC, New York, 221p.

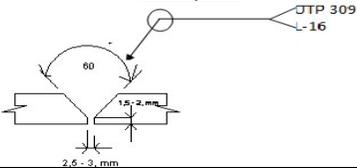
WAHAB, M.; ALAM M. 2003: The Effect of Torsional Interaction of a Circular Porosity and a Solidification Crack on Fatigue Crack Propagation Life of Butt Welded Joints. En: *Proceeding of 10th International Conference of Composite Engineering*. New Orleans, EU, 14-21 de marzo, 753-7542003.

WAHAB, M.; ALAM, M. 2004: The significance of weld imperfections and surface peening on fatigue crack propagation life of butt-welded joints. *Welding Journal* 8(15): 1-12.

YAMAUCHI, A.; SORIMACHI, K.; SAKURAYA, T. 2012: Effect of solidus temperature and crystalline phase of mould flux on heat transfer in continuous casting mould. *Welding Journal* 10(25): 1-12.

ANEXO

Anexo 1 Ficha técnica

No: <u>01</u> OT: _____ Proceso de Soldadura: <u>SMAW</u> Elaborado por: <u>Aurelia Viada Estévez</u> Fecha: _____		Denominación: _____ Destino: _____ Tipo: <u>Manual</u> Revisado por: <u>Tomás Fernández</u> Fecha: _____	
Metal Base: Especificación SFA No: Hierro Fundido (HF 24) 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		Croquis: 	
Clasificación AWS:			
Dimensión del Electrodo:	3.2 x 350		
Espesor del depósito:	100 mm		
Preparación:	Mecánica		
Fundente del electrodo. <u>Básico</u>			
Características eléctricas: Corriente: <u>Alterna</u> Polaridad: <u>CCPN</u> Voltaje (Rango) <u>48</u> (Volts) Amperaje: <u>170</u> (Amp:) _____ (Amp:) _____			