MINISTERIO DE EDUCACIÓN SUPERIOR
INSTITUTO SUPERIOR MINERO METALÚRGICO DE MOA
"Dr. Antonio Núñez Jiménez"
FACULTAD METALURGIA ELECTROMECÁNICA
DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA MECÁNICA

Tesis en opción al título de Ingeniero Mecánico

Deposición de sustrato base níquel en un hierro fundido para la unión por soldadura con un acero bajo carbono

AUTOR: Leonides Sablón Pérez

TUTOR: Dr. C. Tomás Hernaldo Fernández Columbié

Moa, 2015
"Año 57 de la Revolución"

Declaración de Autoridad

Yo: Leonides Sablón Pérez

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

---------- ----------

Leonides Sablón Pérez Dr. C. Tomás H. Fernández Columbié

Agradecimientos:

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

A mi tutor por confiar en mí en la realizacion de este trabajo, el Dr. C. Tomás Fernández Columbie.

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

A mis amigos que siempre creyeron en mi.

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

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

A todos

Muchas Gracias.

Dedicatoria

Quiero dedicar este trabajo a mis familiares.

A la memoria de mi madre: Patrocínia Pérez Pérez.

A la memoria de mi padre: Efigenio Sablón Leyva.

A mis hijas: Anisleydis Sablón Córdova, Aliuska Sablón Córdova, Annia Estévez Córdova, Aliena Sablón Durán.

A mis hermanas y hermanos.

A mis amigos en especial el Dr. C. Yoalbys Retirado Medianeja y el Ing. Juan Ramón Castillo Matos.

A nuestra revolución, por las posibilidades que me ofrece.

TABLA DE CONTENIDOS

SÍNTESIS **Pág**

INTRODUCCIÓN. 1

CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS

1.1. Introducción 4

1.2. Uniones soldadas disímiles 4

1.2.1. Aplicación de uniones soldadas disímiles 5

1.2.2. Soldadura de aceros disímiles 6

1.3. Soldabilidad de las fundiciones 7

1.3.1. Problemas en la soldadura de los hierros fundidos 9

1.4. Zona afectada térmicamente en los aceros 12

1.4.1. Disminución de la tenacidad en la ZAT de aceros 13

1.5. Influencia de los elementos de aleación en los aceros inoxidables 15

1.5.1. Fase sigma 16

1.5.2. Metalurgia de la soldadura de los aceros inoxidables 17

1.6. Tensiones en las uniones soldadas 17

1.7. Objetivos de los procesos de soldadura 18

1.8. Conclusiones del capítulo 1 19

CAPÍTULO. 2 MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Introducción 20

2.2. Composición química estándar del hierro fundido y del acero al carbono 20

2.3. Plan experimental 21

2.4. Máquina de soldar empleada en la soldadura 21

2.5. Metales de aporte empleados 22

2.5.1. Características del electrodo CasTec 3099 22

2.5.2. Características del electrodo AWS: ER 70S – A1 23

2.6. Diagrama de Schaeffler 24

2.7. Preparación metalográfica 26

2.7.1. Corte de las muestras 27

2.7.2. Desbaste de las muestras 27
2.7.3. Pulido y ataque de las muestras 28
2.7.4. Observación microscópica y comportamiento microestructural 28
2.7.5. Ensayo de microdureza aplicado a las muestras 30
2.8. Cálculo del ciclo térmico 30
2.8.1. Cálculos numéricos para la soldadura 32
2.8.2. Cálculo de costo del proceso de soldadura 34
2.9. Conclusiones del capítulo 2 35

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción 36
3.2. Análisis de la composición química del hierro fundido 36
3.3. Determinación del proceso de soldadura 37
3.3.1. Análisis del depósito por el diagrama de Schaeffler 37
3.4. Análisis de los regímenes de soldadura 39
3.4.1. Análisis de los cálculos numéricos 41
3.4.2. Análisis de los cálculos de costo de la soldadura 43
3.4.3. Análisis del carbono equivalente del hierro fundido 44
3.5. Análisis del comportamiento microestructural 46
3.5.1. Zona afectada térmicamente con depósito de electrodo Castec 3099 47
3.5.2. Zona de fusión depositada con electrodo del tipo ER 70 S – A1 48
3.5.3. Zona afectada térmicamente con electrodo ER 70 S – A1 49
3.5.4. Análisis microestructural del ensayo de doblado 50
3.6. Análisis de la dureza longitudinal 51
3.7. Valoración económica 52
3.8. Valoración del impacto medio ambiental 53
3.9. Conclusiones del capítulo 3 55

CONCLUSIONES GENERALES

RECOMENDACIONES

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

Resumen

Este trabajo tiene como objetivo establecer el comportamiento microestructural de una unión disímil de hierro fundido 24, acero inoxidable austenítico y de acero al carbono, la misma se emplea en la unión de las válvulas de las líneas que trasiegan vapor en la empresa "Comandante Ernesto Che Guevara. Para realizar la unión se ha empleado el proceso de soldadura SMAW y electrodo recubierto del tipo Castec 3099 y en el proceso de soldadura GTAW el electrodo desnudo ER 70S – A1. Se realizó la caracterización química de cada uno de los depósitos luego de realizado la unión soldada. El análisis microestructural de la zona fundida y de la zona de influencia térmica nos permitió establecer que durante este tipo de soldadura se obtenían estructuras acicular, sin presentar la típica microestructura de granos columnares cerca de la línea de fusión, la formación de la ferrita esquelética o de listoncillo en la ZAT con electrodo Castec 3099 y con el electrodo ER 70S – A1 presenta una mezcla de austenita. Estructuras favorables en ambas zonas, demostrado a través del ensayo de doblado realizado. Se realiza la valoración económica y el impacto medio ambiental del proceso de soldadura.

Abstract

It is paper has as objective to establish the behaviour microstructure of an union cast iron dissimilar 24, I steel stainless austenitic and of steel to the carbon, the same one is used in the union of the valves of the lines that transport steam in the company "Major Ernesto Che Guevara. To carry out the union the welding process it has been used SMAW and recovered electrode of the type Castec 3099 and in the welding process GTAW the naked electrode ER 70S - A1. He was carried out the chemical characterization of each one of the deposits after realized the welded union. The analysis microstructure of the fused area and of the area of thermal influence he allowed to settle down that during this welding type acicular structures were obtained, without presenting the typical microstructure of columnar grains near the coalition line, the formation of the skeletal ferrite or of listoncillo in the ZAT with electrode Castec 3099 and with the electrode ER 70S - A1 presents an austenite mixture. You structure favourable in both areas, demonstrated through the rehearsal of doubled realized. He is carried out the economic valuation and the half environmental impact of the welding process.

Introducción

En la actualidad existen diferentes aceros que sirven como materiales de construcción; los diseñadores pueden escoger el que mejor se comporte de acuerdo a las necesidades particulares. Estos materiales difieren no solo en su composición sino también en la forma como han sido manufacturados; lo que los hace más o menos soldables creándose, la necesidad de evaluar a fondo las formas disponibles para su soldadura.

Para la fabricación de equipos y máquinas destinados a la transformación de energía, es cada vez más frecuente las aplicaciones de soldaduras en aceros disímiles. Esto lleva a que se tenga que investigar y ensayar cuidadosamente con el fin de descubrir las mejores condiciones bajo las cuales se deban efectuar dichas uniones.

La tecnología de materiales ha experimentado sensibles avances en los últimos años, especialmente en lo que se refiere a recubrimientos superficiales, disponiéndose en la actualidad de recubrimientos con propiedades específicas adecuadas a aplicaciones concretas, resistentes a diversos tipos de solicitaciones. En los últimos años, en el campo de la soldadura por arco eléctrico se ha trabajado extensamente en el desarrollo de nuevos procesos y consumibles que den como resultado recargues con mejores propiedades y mayor productividad, en un contexto más amigable con el medio ambiente.

La soldadura de recargue es un método de creciente utilización en la funcionalización de superficies sometidas a desgaste severo, corrosión u oxidación. En los últimos tiempos se transformó en un campo de gran aplicación y desarrollo tecnológico tanto para la fabricación de nuevos componentes como para su reparación y extensión de su vida útil dentro de las más variadas industrias. En este sentido, el estudio sistemático de diversos consumibles y procesos de soldadura aplicados a recargues duros es de gran interés para la optimización del diseño de los consumibles y para la evaluación y puesta a punto de procedimientos de soldadura.

En este contexto, el aporte térmico, la protección gaseosa utilizada, la temperatura de precalentamiento o el tratamiento térmico post-soldadura son algunas de las variables del procedimiento de soldadura de mayor relevancia.

La necesidad de unir aceros disímiles mediante procesos de soldadura por arco eléctrico es una práctica muy poco común, pero que, en algunos casos, se hace necesario por la complejidad de algunos equipos y máquinas (como calderas recuperadoras de calor, turbinas, intercambiadores de calor) requeridos en la industria. Las uniones más usuales son entre aceros de baja aleación o no aleados, con aceros de alta aleación (como los aceros inoxidables austeníticos).

Lo anterior requiere que se elijan cuidadosamente los procesos, los materiales de aporte y los métodos de aplicación de las soldaduras para que esta quede lo más cercana posible a la naturaleza de los aceros a unir. Las soldaduras de materiales disímiles 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 dificultando la predicción de sus propiedades y su microestructura.

Situación problémica

La unión por soldadura de piezas fabricadas de hierro fundido con acero de bajo contenido de carbono se ha convertido en una de las limitaciones en las líneas de tuberías para el trasiego de vapor en la empresa "Comandante Ernesto Che Guevara", debido a que las válvulas son fabricadas de la primera aleación y las tuberías de la segunda, esta limitación de unir estos materiales disímiles está asociado a una de las características que los hace indistintible, la plasticidad. La diferencia entre la composición química y la aplicación del ciclo térmico han provocado la aparición de grietas y falta de fusión fundamentalmente en la zona fundida y en la zona de influencia térmica.

Problema

¿Cómo realizar la unión soldada disímil entre el hierro fundido gris y el acero de bajo contenido de carbono y lograr características metalúrgicas deseables luego de la aplicación del ciclo térmico de la soldadura?

Hipótesis

La aplicación de un sustrato base níquel con electrodo CASTEC 3099 sobre el hierro fundido, evitará la formación de una estructura frágil en el mismo y permitirá la unión

satisfactoria con un acero de bajo contenido de carbono, así como la obtención metalúrgica deseable en la zona fundida y en la zona de influencia térmica.

Objeto de la investigación: unión soldada disímil hierro fundido gris – acero inoxidable austenítico – acero de bajo contenido de carbono.

Campo de acción: estructura interna de la zona fundida (ZF) y de la zona de influencia térmica (ZIT) de la soldadura disímil hierro fundido gris, acero inoxidable austenítico y acero de bajo contenido de carbono.

Objetivo

Establecer el comportamiento metalúrgico de la unión soldada disímil hierro fundido gris, acero inoxidable austenítico y acero de bajo contenido de carbono, luego de ser aplicado el ciclo térmico de soldadura.

Objetivos específicos

1. Establecer los regímenes de soldadura a emplear, los cuales permitan la determinación de la soldabilidad más adecuada de las aleaciones.
2. Caracterizar el material base de cada una de las aleaciones, así como los materiales de aporte a emplear.
3. Analizar las fases presentes en las uniones soldadas luego de ejecutar el proceso de soldadura de ambas aleaciones.

Tareas del trabajo

1. Revisión bibliográfica relacionada con el objeto de estudio.
2. Planificación, diseño y realización de experimentos.
3. Análisis de los resultados y obtención de las microestructuras resultantes del proceso de soldadura luego de aplicado el ciclo térmico de soldadura.
4. Fundamentación de las inestabilidades metalúrgicas que surgen en el proceso de soldadura en las uniones disímiles.
5. Planteamiento de los efectos económicos, sociales y ambientales del proceso de soldadura.

CAPÍTULO 1

Marco teórico. Antecedentes investigativos

CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS

1.1. Introducción

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

En el presente capítulo se establece como objetivo realizar un análisis de la bibliografía existente que permita definir el estado del arte relacionado con la soldadura disímil hierro fundido – acero inoxidable – acero de bajo contenido de carbono.

1.2. Uniones soldadas disímiles

Diferentes industrias, tales como las termoeléctricas, la química y petroquímica presentan secciones que están hechas de aceros al carbono o alguna otra aleación por razones económicas las cuales están sometidas a temperaturas menores a 100 °C. Sin embargo, otras secciones operan a elevadas temperaturas donde los problemas de corrosión o pérdida de las propiedades mecánicas están presentes, que causan fallas que deben ser reparadas o cambiadas frecuentemente (Celik y Alsaran, 1999).

Por tal razón es importante seleccionar la aleación correcta para estas aplicaciones con base en su funcionalidad, efectividad y economía, siendo necesario producir uniones disímiles de alta calidad para tomar las ventajas de ambos materiales (Madhusudan y Srinivasa, 2009; Reddy *et al.,* 2008). 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, con la promoción de fallas durante su aplicación en servicio. Por lo tanto, el ingeniero de soldadura tiene que resolver el problema de cómo tratar el material y de cómo soldarlo correctamente.

Es ahí donde la unión de materiales disímiles adquiere gran importancia (Metzger y Lison, 1976; Arivazhagan *et al.,* 2008; Madhusudan y Srinivasa, 2009), dando origen

a diversos estudios dirigidos hacia la compresión de las fallas que se presentan durante el servicio, las cuales han sido vinculadas a las uniones disímiles mediante el fenómeno d, que es atribuido al borde de grano tipo II que se presenta en la zona de transición de las uniones disímiles (Nelson *et al.,* 1999; Lippold y Kotecki, 2005; Joseph *et al.,* 2005).

1.2.1. Aplicación de uniones soldadas disímiles

La cronología del uso de uniones disímiles, revela la primera aplicación de un material de aporte tipo austenítico como protección sobre un acero al carbono, lo cual fue desarrollado por Krupp hace más de 70 años (Klueh *et al.,* 1983).

En 1940, las uniones disímiles fueron empleadas para el uso de calderas e intercambiadores de calor las cuales fueron hechas con un material de aporte de acero inoxidable austenítico. En la década de los cincuentas y sesentas se presentó un incremento en su uso en calderas en servicio, especialmente en donde la temperatura del vapor alcanzaba 566 °C. Las primeras fallas de este tipo de uniones fueron encontradas en 1950 y desde entonces, se realizaron esfuerzos para mejorar su comportamiento y entender el fenómeno de falla.

Posteriormente, en los setentas y ochentas se incrementó el uso de las uniones disímiles y por consiguiente, la presencia de fallas (Lundin, 1982).

Lundin (1982) realizó un estudio sobre las uniones soldadas disímiles que data desde el año 1935, el cual fue basado en reportes de fallas de empresas, investigaciones, entrevistas con fabricantes y diferentes usuarios de uniones disímiles con el objetivo de proveer información sobre estas, tal como se muestra en la tabla 1.1.

Tabla 1.1. Estadísticas del comportamiento de las uniones soldadas disímiles.
Fuente: Lundin (1982).

Comportamiento de las uniones soldadas disímiles Encuesta industrial sobre una base unitaria	
81 %	No reportaron fallas
37 %	Reportaron fallas solo después de 100 000 h
63 %	Reportaron fallas con metal de aporte de acero inoxidable
12 %	Reportaron fallas con metal de aporte de aleaciones base Ni
6 %	Reportaron fallas con soldadura a presión
17 %	Reportaron fallas con metal de aporte ferrítico
76 %	Reportaron fallas en la región sobrecalentada

Fernández *et al.* (2014) establece el comportamiento microestructural de una unión soldada disímil en una aleación HK 40 y el hierro fundido 24, realizó una caracterización química de ambas aleaciones, para ello tuvo en cuenta un total de nueve muestras, las que fueron soldada por proceso manual por arco eléctrico (SMAW), en este trabajo se emplearon electrodos revestidos del tipo E 312 – 16, el UTP 65 y el Castell Xiron 244, demostrándose en el análisis microestructural y en el diagrama de Schaeffler, que la disposición de la unión con el electrodo E 312 – 16 provoca la aparición de estructura interdendritica con origen a la fundición blanca, siendo más favorable la unión con el electrodo UTP 65. Los autores del trabajo realizaron además el análisis de microdureza en cada unión.

La soldadura de materiales disímiles impone un reto para los ingenieros relacionado con la integridad estructural de las uniones disímiles debido a su diferencia en términos de microestructura, propiedades mecánicas, térmicas y propiedades de fractura (Samal *et al.,* 2009). El problema de la unión de materiales disímiles ha sido bien reconocido.

La aplicación industrial ha experimentado fallas en la zona de transición entre los materiales debido a las diferencias en los coeficientes de expansión térmica por los metales base y el material de aporte) (Klueh *et al.,* 1983; Celik y Alsaran, 1999; Joseph *et al.,* 2005), estas fallas pueden presentarse después de 15 ó 20 años de operación o cuando la vida útil ha sido cumplida.

1.2.2. Soldadura de aceros disímiles

En la soldadura de materiales disímiles, donde el material de aporte y uno de los materiales base presentan una diferencia significativa en la composición química en comparación al otro material, presentan diferentes efectos durante la unión. Por ejemplo, al unir acero al carbono con un acero inoxidable se presenta la migración del carbono ya que el alto contenido de cromo en el metal de soldadura promueve la difusión del carbono, hacia el acero inoxidable.

Esto es de gran interés cuando las uniones disímiles son expuestas a elevadas temperaturas, como lo pueden ser, las condiciones de servicio o tratamientos térmicos post-soldadura, aunque las condiciones citadas anteriormente pueden no influenciar directamente este efecto.

La difusión del carbono puede influenciar la formación de zonas de alta dureza, incluso cuando el tiempo de permanencia a elevadas temperaturas durante los ciclos de soldaduras son extremadamente cortos, existiendo una ligera disminución del carbono en la ZAT del acero al carbono, lo cual indica que el carbono pudo difundir dentro del metal de soldadura y hacia la región de transición. La manipulación y variaciones de las turbulencias del charco de soldadura tienen una influencia significativa en la formación de la región de transición (Doddy, 1992).

1.3. Soldabilidad de las fundiciones

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

Al precalentar la pieza, los cordones de soldadura son más dúctiles y menos frágiles, pero la soldadura es más difícil de realizar. Durante la ejecución de la soldadura 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 alta velocidades de enfriamiento que pueden conllevar al agrietamiento del cordón de soldadura o del material base.

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

Los electrodos más comunes para soldar hierro fundido son los de núcleo metálico de aleación de níquel, ya que 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 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 (EUTECTIC CASTOLIN, 2002 y Marulanda *et al.,* 2007).

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

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

Los hierros grises tienen soldabilidad limitada, debido a esto se debe poner mayor cuidado en el diseño del procedimiento de soldadura a utilizar (Bott *et al.,* 2005; Ju, 2008). Las reparaciones en fundición de hierro gris o maleable son trabajos que, comúnmente, se encuentran en las prácticas diarias y se consideran dentro de los más difíciles. Cuando se suelda hierro fundido hay una capa dura y frágil adyacente a la soldadura que genera grietas y deformación, por lo que es necesario un estudio tecnológico detallado de tales procesos metalúrgicos (Janowak; Gundlach, 1987; Chelín, 2009).

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

factores como la composición química, la rapidez de enfriamiento después del vaciado, el tamaño y el espesor de las piezas, la práctica de vaciado, el tratamiento térmico y los parámetros microestructurales como la naturaleza de la matriz y la forma y tamaño de las hojuelas de grafito.

1.3.1. Problemas en la soldadura de los hierros fundidos

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

Por otra parte al recuperar piezas de hierro fundido puede que la misma presente ciertas características como consecuencia de las condiciones de trabajo que pueden afectar el proceso de recuperación (figura 1.1). Estas modificaciones de las piezas son las siguientes: el crecimiento del hierro fundido, la Infundibilidad y el quemado.

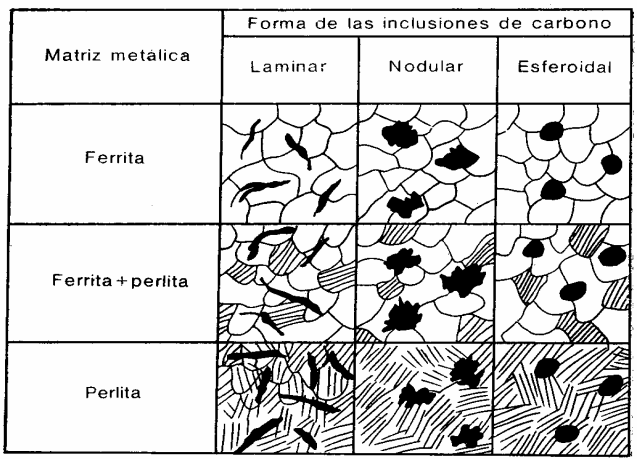


Figura 1.1. Diferentes tipos de hierros fundidos según la matriz y forma del grafito.

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

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

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 1.2 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.

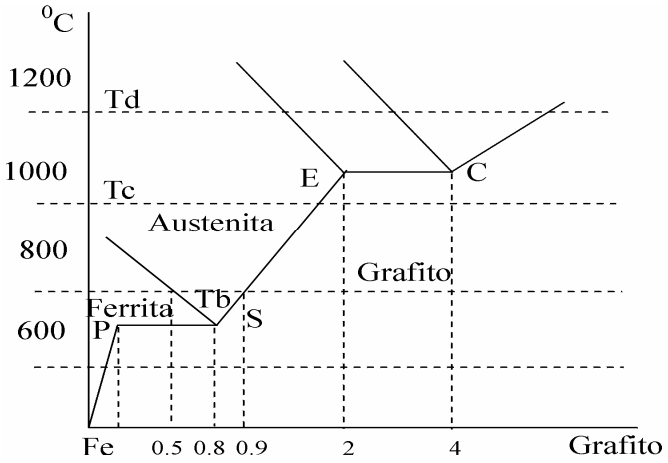


Figura 1.2. Diagrama esquemático de la solubilidad del grafito en el hierro y su relación con las diferentes temperaturas que se alcanzan en la unión soldada.

Para una temperatura Ta (figura 1.2), 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 rodean al núcleo de grafito a el contenido de carbono en la zona es despreciable. Esto significa que el ciclo térmico impuesto a estos puntos en la

zona soldada, donde la temperatura es inferior a la representada por la línea P, no provocaría, por lo tanto, modificaciones en la estructura de la pieza soldada para la zona analizada, independientemente del régimen tecnológico de soldadura utilizado.

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

La aparición de estructuras en la zona cercana a los núcleos de grafito que provocan alta fragilidad a la unión pueden ocurrir en determinado rango de temperatura según se comporta la difusión del carbono en la interfase a lo largo de la línea SE. Para una zona cuya temperatura alcanzada está en el orden de los 1 000 ^{0}C, los procesos de difusión del carbono se aceleran, ocurriendo una considerable penetración del carbono dentro de la austenita y de la misma manera que para el caso de la zona donde la temperatura corresponde con el punto Tb.

Velocidades de enfriamiento propios del proceso de soldadura sin medidas complementarias, pueden conducir al surgimiento de grietas como consecuencia de la formación de estructuras de temple.

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

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

1.4. Zona afectada térmicamente en los aceros

La zona afectada térmicamente (ZAT) es el resultado de los ciclos térmicos originados por el proceso de soldadura (calentamientos y enfriamientos rápidos) (Sunghak *et al.,* 1992; Oystein, 1994), los cuales promueven transformaciones microestructurales en estado sólido de la fase $ferrita\ \alpha \rightarrow austenita\ \gamma \rightarrow ferrita\ \alpha$ en la zona adjunta a la zona de fusión.

Las transformaciones de la ZAT anteriormente mencionadas, durante el ciclo térmico, que determinan la microestructura final. Como se muestra en la figura 1.3 la transformación ferrita (α) → austenita (γ) se inicia durante el calentamiento a temperaturas superiores a la temperatura A_1 y continúa hasta la fase austenitización, para lo cual se requieren temperaturas mayores a la temperatura A_3 (911 °C).

Posteriormente la temperatura continúa incrementándose hasta alcanzar la temperatura máxima (temperatura pico) antes de iniciar el enfriamiento. El crecimiento del grano de austenita se inicia después de formarse, pero también el crecimiento puede ocurrir después de que la fase de austenitización es completada (Zhang *et al.,* 2005).

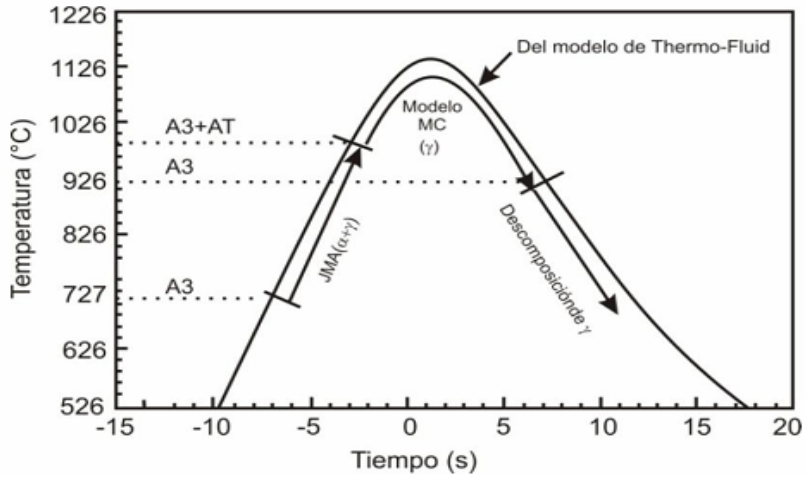


Figura 1.3. Proceso del ciclo de transformaciones en la ZAT.
Fuente: Zhang *et al.* (2005).

Durante el enfriamiento, a temperaturas menores a la temperatura A_3 la austenita inicia una descomposición a varios microconstituyentes, que depende ampliamente de la velocidad de enfriamiento y el tamaño de grano de la austerita (Zhang *et al.,* 2005).

Los análisis metalográficos de la microestructura de la ZAT revelan que existen tres regiones típicas en los aceros a) región supercrítica, b) región intercrítica y c) región subcrítica.

La región supercrítica puede ser dividida en dos regiones; región de crecimiento de grano y región de grano refinado, todas las cuales están definidas por la temperatura pico y al historial térmico al que fueron sometidas, tal como lo muestra el esquema de la figura 1.3 (AWS, 1990; Zhang *et al.,* 2005).

El crecimiento de grano se presenta cuando la temperatura pico del ciclo térmico de soldadura alcanza la temperatura de dilución de los precipitados como el VC, TiN, TiO. Los cuales evitaban este efecto. Debajo de esta temperatura, el ciclo térmico usualmente produce un tamaño de grano menor que el del metal base.

En la figura 1.4 se esquematizan las diferentes regiones en la ZAT, donde la zona supercrítica, es en la cual ocurre el crecimiento de grano, por lo que es considerada como la región más frágil que conforma la ZAT. Los parámetros estructurales, relacionados a la tenacidad son el tamaño de grano de la ZAT y la fracción volumétrica de las islas de martensita - austenita, lo que se conoce como constituyente M – A (Sunghak, 1992; Banerjee; Chatterjee, 2003).

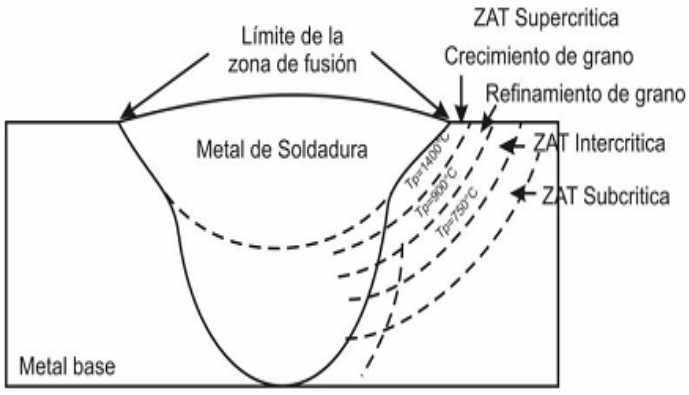


Figura 1.4. Diferentes regiones de la ZAT en los aceros.
Fuente: Banerjee; Chatterjee (2003).

1.4.1. Disminución de la tenacidad en la ZAT de aceros

Ciertas regiones de la ZAT sufren un crecimiento de grano posterior a la fase de austenitización, ocasionando que la tenacidad sea usualmente menor que la del material base (Sawhill, 1977). Este efecto puede vincularse a la estabilidad

termodinámica de los elementos de aleación a elevadas temperaturas y los precipitados que estos forman.

Sawhill (1977); Kuziak *et al.* (1995) han realizados estudios previos donde han determinado que bajos porcentajes de titanio (0,01~) son efectivos para reducir el crecimiento del tamaño de grano austenítico debido a que forma nitruros de titanio (TiN) estables a temperaturas de 1 400 °C aproximadamente, pero a temperaturas mayores, las partículas de TiN empiezan a disolverse y son ineficientes para reducir el tamaño de grano cerca de la línea de fusión pero logran una considerable reducción del ancho de la zona de crecimiento de grano, lo cual es benéfico para la unión soldada.

Otra solución optada para mejorar la tenacidad ha sido la adición de elementos formadores de óxidos, tales como el calcio y tierras raras, con la intención de formar partículas estables que sean refinadoras de grano efectivas a temperaturas cerca del punto de fusión (AWS, 1990).

El otro factor relacionado a la disminución de tenacidad en la ZAT es la cantidad de constituyentes M - A, las cuales se forman a partir de la austenita rica en carbón en conjunto con los elementos como el Mo y B (Oystein, 1994). La formación de este constituyente aumenta en relación del porcentaje de manganeso, debido a que este elemento promueve la disminución en la actividad del carbono dentro de la fase austenita que resulta en la formación del constituyente M - A.

La reducción a la formación de este constituyente se ha relacionado con la disminución de los contenidos de carbono así como el carbono equivalente (AWS, 1990; Easterling, 1992), lo que produce una mejora a la tenacidad.

Sin embargo no es posible cuantificar la influencia de los elementos de aleación sobre la tenacidad de la ZAT debido a las diferentes condiciones de soldadura; por ejemplo, los elementos microaleantes como el niobio y el vanadio son considerados por tener un efecto fragilizante sobre la ZAT, pero pueden ser considerados benéficos bajo ciertas condiciones, tal es el caso del niobio, el cual fomenta la formación de una ferrita acicular que se caracterizada por presentar una morfología de placas lenticulares con tamaño de grano de uno a tres micras y es conocida por

mejorar la tenacidad y la resistencia de las uniones soldadas (Ricks *et al.,* 1982; Badeshia *et al.*, 2006).

Sin embargo, puede tener efectos adversos en las transformaciones de fases en la ZAT. Por otro lado, el vanadio puede tener efectos benéficos en los cambios microestructurales de la ZAT, ya que puede controlar la precipitación de nitruros de vanadio (VN) y carburos de vanadios (VC), así como el crecimiento de grano en esa zona y por lo tanto mejora su tenacidad (Wang *et al.,* 1989; AWS, 1990).

1.5. Influencia de los elementos de aleación en los aceros inoxidables

En la figura 1.5 se observa que la ferrita de todas las aleaciones hierro – cromo donde el contenido de cromo oscila entre 0 y 12 % se transforma por calentamiento en austenita o fase gamma γ austenita en martensita (aceros martensíticos). Además como el límite del bucle gamma corresponde a 13 % del cromo aproximadamente todas las aleaciones hierro – cromo con contenidos de cromo superiores a 13 % serán aleaciones ferríticas al no existir transformación de la fase α en la fase γ.

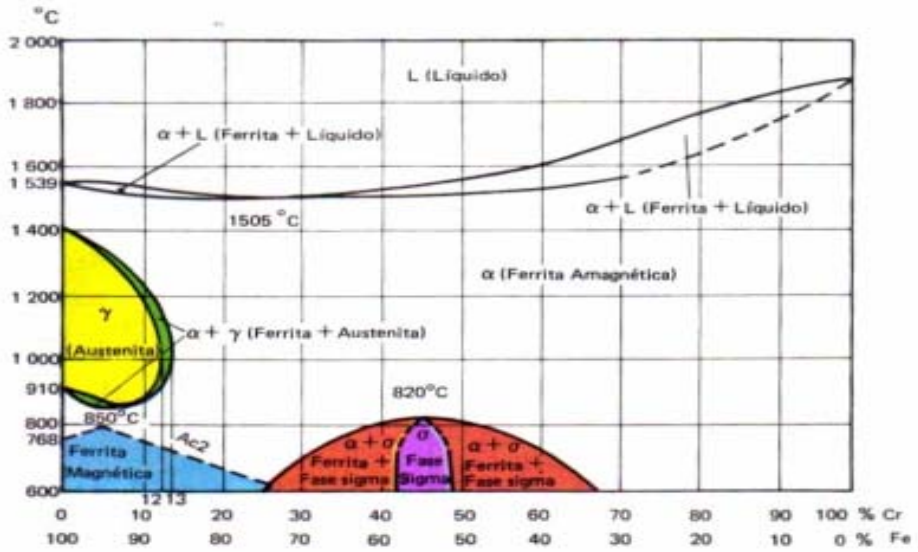


Figura 1.5. Diagrama hierro cromo. Fuente: Higgins (1993).

Las aleaciones hierro – cromo con contenidos de cromo entre 12 y 13 porciento forman a elevadas temperaturas estructuras bifásicas $(\alpha+\gamma)$ que enfriada rápidamente a temperatura ambiente presentarán una estructura formada por ferrita y perlita (aceros martensíticos - ferríticos).

En las aleaciones hierro – cromo con contenidos de este último de 25 a 42 % y de 48 a 65 % a temperaturas comprendidas entre 600 y 900 °C, aparece una fase

intermetálica llamada fase sigma (σ) que coexiste con la ferrita. Con contenidos de cromo de 42 a 48 % aproximadamente toda la ferrita puede transformarse en fase sigma (σ). Esta fase es frágil y se puede disolver en la ferrita calentando por encima de los 900 °C.

1.5.1. Fase sigma

La fase sigma es probablemente la fase intermetálica más estudiada y la más indeseable en los aceros inoxidables. En 1907 inclusive antes del desarrollo de los aceros inoxidables, Treitschke y Tamman encontraron un compuesto en el sistema Fe - Cr, cuya composición química presentaba un contenido de cromo de 30 - 50 por ciento. En 1927, Bain y Griffiths encontraron una fase de alta dureza pero muy frágil en un sistema Fe – Cr – Ni, a la cual llamaron componente B. En 1936, Jett y Footela llamaron fase sigma al componente B, pero no fue hasta 1951 cuando se estudió a detalle su estructura cristalográfica (Villanueva *et al.,* 2006).

La cinética de formación de la fase sigma consta de nucleación y crecimiento. La precipitación de la fase sigma ocurre en la ferrita debido a su alto contenido de Cr y Mo, así como a la elevada difusión de estos elementos dentro de esta fase en comparación con la austenita.

Esta difusión promueve la formación de la fase sigma, al mismo tiempo que ocurre la transformación de ferrita a austenita secundaria. Mientras el Cr disminuye en la ferrita, el molibdeno lo hace pronunciadamente. Esto indica que el Mo es el principal elemento que controla la precipitación de la fase sigma, aunque la difusión del Cr es menor a la del Mo a elevadas temperaturas.

La nucleación de la fase sigma predominantemente ocurre en los bordes de grano ferrita - ferrita y ferrita - austenita (Weber y Uggowitzer, 1998; Sieurin y Sandström; 2007). La fase sigma regularmente aparece cuando los aceros inoxidables son expuestos a temperaturas entre 600 y 1 000 °C, por lo que el rango de formación de esta fase es el mayor en comparación a los demás compuestos intermetálicos (Dobranzky *et al.,* 2004; Elmer *et al.,* 2007).

La fase sigma se caracteriza por su estructura tetragonal centrada en el cuerpo, tiene una composición rica en hierro, en cromo y en molibdeno. Se caracteriza por tener una elevada dureza y fragilidad, por lo que su presencia afecta las propiedades

mecánicas y la resistencia a la corrosión de los aceros inoxidables, debido a que remueve el Cr en solución sólida (Strutt y Vecchio, 1999; Pardal *et al.,* 2009).

Por esta razón, se han realizado estudios para evitar la formación de la fase sigma, como el realizado por Lee *et al.* (1998), en donde sustituyeron el molibdeno por tungsteno, encontrándose que de esta manera se retarda y disminuye la formación de la fase sigma pero se origina la fase chi, la cual presenta una composición química rica en tungsteno, sin embargo esta fase no degrada la resistencia al impacto (Lee *et al.,* 1998; Martins y Casteletti, 2009).

1.5.2. Metalurgia de la soldadura de los aceros inoxidables

El diagrama de Schaeffler cubre los rangos de composición para aceros inoxidables ferríticos, pero se ha probado (Badeshia y Honeycombe, 2006) que es relativamente inexacto para predecir si la martensita estará presente en las aleaciones ferríticas. El factor ferrítico de Kaltenhauser es útil y puede ser usado para predecir si la microestructura es completamente ferrítica, sin embargo este no suministra información de la cantidad de martensita que estará presente. El factor K se muestra abajo y no puede ser aplicado por igual para todas las aleaciones.

$$K - factor = \%Cr + 6\%Si + 8\%Ti + 4\%Mo + 2\%Al - 40\%(C + N) - 2\%Mn - 4\%Ni \qquad (1.1)$$

Para las aleaciones de medio contenido de cromo, Kaltenhauser determinó que este factor debe exceder 17,0 para prevenir la formación de martensita en la soldadura. En la práctica muchos de los aceros inoxidables comerciales están formulados de manera que el factor K no se excede, por lo tanto, la soldadura en estas aleaciones no son completamente ferríticas y contienen ciertas cantidades de martensita.

1.6. Tensiones en las uniones soldadas

En las uniones soldadas se pueden encontrar seis tipos de tensiones residuales fundamentalmente, se encuentran las tensiones transversales y longitudinales (o también llamadas de alargamientos), a lo largo del cordón o en toda su longitud, en las secciones transversales al cordón y las tensiones longitudinales y transversales en espesor. En dependencia de la potencia térmica de la fuente empleada, de la velocidad de soldadura, del espesor, del carácter de fijación de la pieza, la distribución de tensiones puede ser distinta (Bonifaz, 2000)

Las tensiones térmicas que se originan en los procesos de soldadura, pueden ser de tracción y de compresión. Las altas tensiones residuales a tracción son conocidas por promover fractura y fatiga, mientras que las tensiones residuales a compresión pueden inducir a indeseables y a menudo imprevisibles pandeos globales o locales durante o después de la soldadura. Esta adversidad afecta la fabricación, el ensamblaje y la vida de servicio de las estructuras (Parlane, 1980).

Por lo tanto, la predicción y control de las tensiones residuales y la deformación a partir del proceso de soldadura es extremadamente importante. Hoy en día numerosos investigadores dedicados al tema, hacen gran uso de la modelación por Elementos Finitos con el fin de predecir y determinar con gran exactitud los desplazamientos, las deformaciones y los valores de las tensiones residuales (García *et al.,* 2002, 2003; Masubuchi, 1980; Goldak y Moashi, 1999; Micharelis, 2004; Meo y Vignjevic, 1999).

1.7. Objetivos de los procesos de soldadura

El objetivo principal de los procesos comerciales de soldadura es realizar el trabajo lo más rápido posible sin sacrificar la calidad de la unión. Una forma de acelerar el proceso de soldadura sería elevar la corriente (usar más amperios) de tal forma que mayor cantidad de calor pueda aportarse a la unión por unidad de tiempo. Esto haría que la velocidad de soldadura fuera mayor. Sin embargo, cuando se utiliza la soldadura manual existe un límite práctico para la corriente.

Los electrodos poseen entre 22 y 45 cm de longitud y si la corriente se eleva demasiado, la resistencia eléctrica del electrodo provoca demasiado calentamiento a lo largo de su longitud, lo cual a su vez produce un sobrecalentamiento del recubrimiento del electrodo. Este sobrecalentamiento hace que los ingredientes del recubrimiento reaccionen entre sí o se oxiden, lo que evita su posterior funcionamiento adecuado en presencia del arco durante el proceso de soldadura.

1.8. Conclusiones del capítulo 1

- Los aceros al carbono y los aceros inoxidables presentan diferentes características en su soldabilidad, siendo el carbono en el primero y el cromo en el segundo los que limitan la calidad de la unión soldada y la microestructura puede ser predecida a través de diagrama constitutivos.
- La zona afectada térmicamente en los aceros es el resultado de los ciclos térmicos originados por el proceso de soldadura como son calentamientos y enfriamientos rápidos, los cuales promueven transformaciones microestructurales en estado sólido en la zona adjunta a la zona de fusión.
- El surgimiento de las uniones disímiles datan de 1940 en el uso de intercambiadores, incrementándose su uso en la década de los cincuentas y sesentas en uso de calderas en servicio. Las primeras fallas de este tipo de uniones fueron encontradas en 1950 y desde entonces, se realizan esfuerzos para mejorar su calidad.

CAPÍTULO 2

Materiales y métodos

CAPÍTULO. 2 MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Introducción

Según ISO – 581 – 80, un acero se considera soldable en un grado prefijado, por un procedimiento determinado y para una especificación específica, cuando mediante una técnica adecuada se puede conseguir la continuidad metálica de la unión de tal manera que esta cumpla con las exigencias prescriptas con respecto a sus propiedades locales y su influencia en la construcción de la que forma parte íntegramente. La relación microestructura - propiedades en el proceso GTAW y el proceso SMAW entre materiales disímiles es trascendente debido a que muchas veces los materiales a unir no son iguales por ende no tienen las mismas propiedades mecánicas y características metalúrgicas tanto antes como después de realizada la soldadura.

El segundo capitulo tiene como objetivo establecer el procedimiento metodológico del proceso de soldadura SMAW y el proceso GTAW entre los materiales hierro fundido, acero inoxidable – acero al carbono con el empleo de materiales de aporte.

2.2. Composición química estándar del hierro fundido y del acero al carbono

La composición química estándar de estas aleaciones según Alloy Casting Institute (ACI), muestra la designación adoptada por la ASTM, de la American Society for testing Materials – ASTM y la SAE, se reflejan en la tabla 2.1 y 2.2.

Tabla 2.1. Composición química del hierro fundido

C %	Si %	Mn %	P %	S %
3,4 – 3,6	1,8 – 2,8	0,55 – 0,6	0,6 – 0,8	1

La composición química del acero del acero ASTM A 36 aparece en la tabla 2.2.

Tabla 2.2. Composición química nominal del acero al carbono

C %	Si %	Mn %	Cr %	Fe
0,08 – 0,10	0,15 – 0,30	0,35 – 0,50	0,25	Resto

Al determinar la composición química de ambos elementos, se puede apreciar que se refiere a una soldadura disímil, donde puede aparecer el fenómeno de la fisuración, por lo que se realizará la deposición de un sustrato base de níquel en el hierro fundido, de esta forma se evitaría la formación de fase intermetálica durante el proceso de soldadura. Los aceros al carbono – acero inoxidable presentan buena soldabilidad.

2.3. Plan experimental

Para el desarrollo del plan experimental se prepararon seis probetas de las aleaciones disímil hierro fundido y acero al carbono. La unión se realizó a tope con preparación de los bordes a 60°, como se muestra en la figura 2.1, se realizó primeramente el depósito del sustrato base níquel en el hierro fundido por proceso SMAW y luego se realizó la unión de la soldadura con alambre continuo con el proceso GTAW. Este diseño aparece en la tabla 2.3.

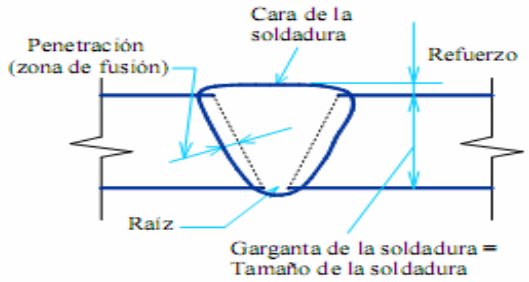


Figura 2.1. Preparación de la unión para la soldadura.

Tabla 2.3. Parámetros para la soldadura de las probetas

No	Electrodo	Amp	Veloc (m/s)
1	UTP 8 FN	110	1,2
2	UTP 8 FN	110	1,2
3	UTP 8 FN	110	1,2
4	ER 70S-6	110	0,007
5	ER 70S-6	110	0,007
6	ER 70S-6	110	0,007

Las diferentes probetas se prepararon con longitud de 100 mm y un ancho de 50 mm, se cortaron longitudinalmente, en una fresadora, después de cortada y antes de soldarla se procedió a puntearla en ambos extremos para de esta forma evitar alabeo y distorsiones, fueron sometida a proceso de soldeo en diferentes condiciones, la selección de los diferentes electrodos se basa en buscar un material de aporte que en dependencia de la deposición, también pueda emplearse para atenuar los problemas que puedan ocurrir en el cordón de soldadura por las condiciones de la unión disímil. La preparación de las muestras para la soldadura se realizó según Norma ASTM E - 92.

2.4. Máquina de soldar empleada en la soldadura

La soldadura manual con electrodo revestido se puede hacer tanto como corriente alterna (CA) como con corriente directa (CD) y esta última se puede aplicar con el

electrodo como negativo. El tipo de corriente está condicionado con el tipo de máquina que la genera. La máquina de soldar empleada fue un inversor, el cual presenta un bobinado monofásico, Sin embargo como desventaja, al igual que los controles de estado sólido, requiere un alto nivel de preparación para darle mantenimiento y reparar la fuente. Como ventajas pueden señalarse el tamaño reducido de los componentes, puede emplearse para muchos procesos, posee una elevada eficiencia y permite un arco con excelentes características, posee un tiempo rápido de respuesta.

Los rangos de amperaje para los que son diseñadas es hasta 315 Ampere, las cual limita los tipos de materiales en los que se puede utilizar, el arco que produce es muy estable y alcanza un rendimiento de 85 a 90 %. La ventaja fundamental de este tipo de máquina en su gran economía en el consumo energético.

En la tabla 2.4 se muestran las características de la máquina del tipo Miller.

Tabla 2.4. Características de la máquina Miller

Alimentación primaria		230V monofásica - 60/60 Hz
Consumo primario de intensidad máxima		19A (TIG) - 29A (ARCO)
Voltaje en vacío		82 V
Gama de ajuste		5A a 150 A
Factor de Marcha (a 40 ^{o}C)	a 100 %	100 A
	a 60 %	120 A
	a 35 %	150 A
Diámetro de electrodo máximo		4 mm / 5/32pulg
Índice de Protección		IP23
Normas		EN 60974 - 1
Dimensiones (L x a x A)		420 x 175 x 300 mm
Masa		10 kg

2.5. Metales de aporte empleados

El electrodo consta de un revestimiento a base de substancias químicas que cumple varias funciones y posee además un extremo no revestido que permite fijarlo en el portaelectrodo. La elección de los electrodos se realizó según recomendaciones (AWS - A5 – 28 - 79, AWS A5.18. 93, 2006).

2.5.1. Características del electrodo CasTec 3099

Para la soldadura y reparación en frío de las fundiciones grises y maleables, acero fundido; para unir estos materiales con acero, cobre y sus aleaciones. Depósitos maquinables.

Equivalencia UTP: UTP 8, UTP 84 FN, UTP 88 H, UTP 888

Equivalencia Eutectic-MESSER: EC 4044, CasTec 3099, Xyron 244, Xyron 2224, XHD 2480

Equivalencia AWS: A5.15: E Ni-CI

Depósito de níquel especialmente diseñado para unión y reparación de hierro fundido (fundición gris). Este entrega depósitos lisos y homogéneos, libres de porosidad (incluso en piezas contaminadas con aceite) y es de mayor resistencia y ductilidad que el metal base. Es de arco muy estable, fácil remoción de escoria y al igual que la mayoría de los electrodos trabaja con AC – DC en (-)/CA – CC (-), lo cual sin duda es una ventaja para el operador. Además posee un depósito con excelentes características para ser maquinado. Es aconsejable hacer cordones cortos y martillar después de cada cordón para alivianar tensiones. El núcleo del electrodo puede ser usado como aporte TIG.

La composición química del metal depositado aparece en la tabla 2.5.

Tabla 2.5. Composición química típica del metal depositado

AWS	C %	Mn %	Al %	Si %	Mo %	Fe %	S %	Cu %	Ni %
E Ni - CI	2,0	2,5	1,0	4,0	0,02	8,0	0,03	2,5	85

2.5.2. Características del electrodo AWS: ER 70S – A1

Alambre sólido para proceso GMAW/GTAW. Depósito de acero al carbono aleado al molibdeno, el cual le confiere una mejor resistencia a la fisuración en frío, buena resistencia a la fluencia y a la tracción, la calidad de las uniones es a prueba de los ensayos radiográficos. Dependiendo del material base, es recomendable realizar precalentamiento, mantener una temperatura de interpase y tratamiento térmico postsoldadura.

Aplicaciones típicas:

Fabricación de recipientes a presión, de calderas y de tuberías, sometidos a temperatura de hasta 500 ^{o}C. En la unión de planchas ASTM A 240 o tuberías ASTM A 335 – P1 y otros aceros aleados al 0,5 % molibdeno empleado a temperaturas críticas de servicio intermedias.

Para soldar aceros estructurales de grano, acero de mediano carbono y acero de baja aleación y alta resistencia.

En la tabla 2.6 se muestra la composición química del metal depositado.

Tabla 2.6. Composición química típica del metal depositado

C %	Mn %	Si %	P %	S %	Mo
0,08	1,0	0,6	0,025 máx	0,025 máx	0,5

Se empleó un diámetro de alambre de 2,4 mm con una transferencia metálica con corto circuito, que es el tipo de transferencia donde las gotas de metal fundido en la punta del electrodo crecen hasta entrar en contacto con el metal fundido (corto circuito eléctrico), momento cuando ocurre la transferencia. La figura 2.2 muestra el tipo de transferencia empleado en el proceso de unión entre el sustrato base níquel y el acero al carbono.

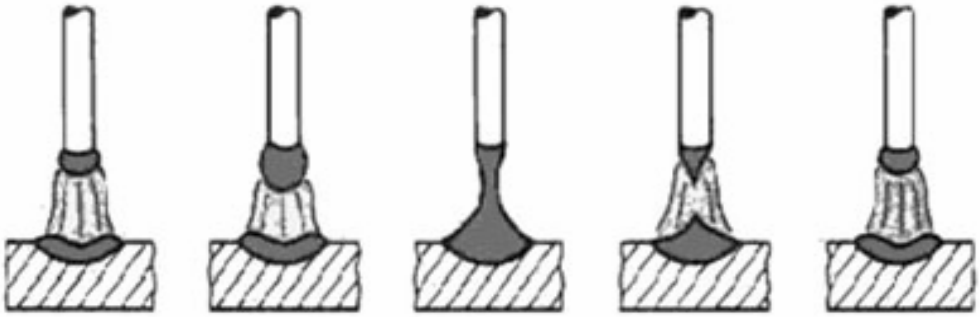


Figura 2.2. Transferencia metálica con corto circuito.

Este tipo de transferencia ocurre con altura del arco pequeña (voltaje bajo) y bajas corrientes eléctricas. Sólo se debe usar este tipo de transferencia cuando soldamos en porciones fuera de la plana y para soldar planchas delgadas.

2.6. Diagrama de Schaeffler

Cuando el acero contiene muchos elementos, el efecto global es una suma de los diferentes efectos individuales. Los elementos más característicos de los aceros inoxidables son el cromo, el molibdeno, el nitrógeno y el níquel, que son elementos alfágenos y gammágenos. Estos últimos elementos permiten por eso la coexistencia de ferrita y austenita en el seno del acero. La figura 2.3 resume el efecto de los dos elementos mayores (Cr y Ni) sobre las familias de aceros inoxidables (Kotecki y Siewert, 1992).

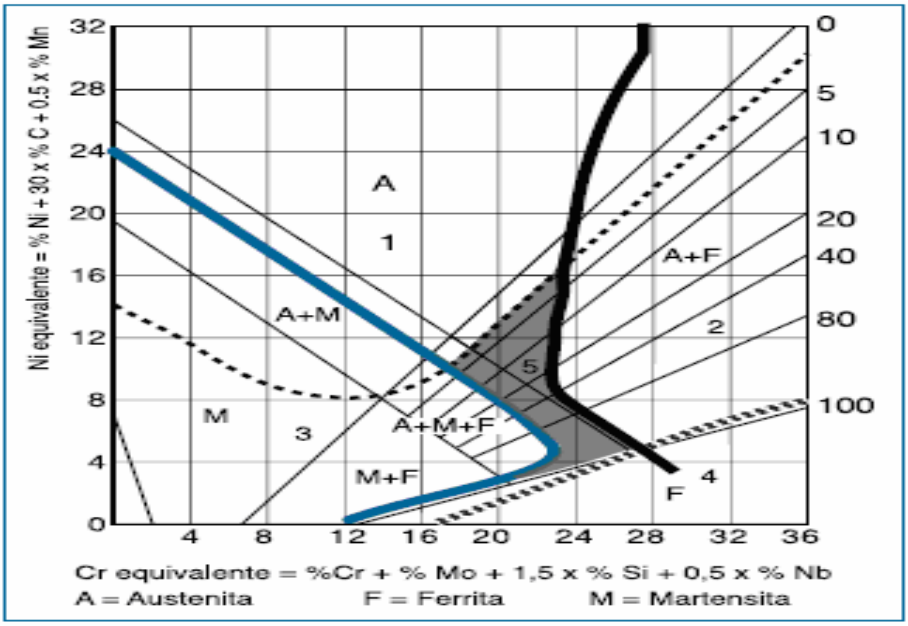


Figura 2.3. Zonas críticas según el diagrama de Schaeffler.

Leyenda:

1 ------- Fisuración en caliente por encima de 1 250 ^{0}C.

2 ▬▬ Fragilidad por fase sigma entre 500 y 900 ^{0}C.

3 ▬▬ Fisuración por temple por debajo de 400 ^{0}C.

4 ▬▬ Crecimiento del grano por encima de 1150 ^{0}C.

5 —— Metal de soldadura óptimo respecto a solicitaciones mecánicas.

En los aceros inoxidables austeníticos el Ni equivalente es superior a 8, mientras que Cr equivalente es superior a 18, el material aportado puede presentar estructuras: austenítica, con pequeñas cantidades de martensita, austenítico – ferrítica, con algún contenido de martensita y austenítico – ferrítica.

La utilización de este diagrama no se limita a los austeníticos, sino que permite predecir otras estructuras derivadas de la composición química del material.

$$[Ni] = \%\ Ni + 30 \cdot \%\ C + 0{,}5 \cdot \%\ \ Mn \tag{2.1}$$

$$[Cr] = \%\, Cr + \%\ \ \ Mo + 1{,}5 \cdot \%\, Si + 0{,}5 \cdot \%\, Nb \tag{2.2}$$

$$[Ni] = \%\ Ni + 15 \cdot \%C + 0{,}5 \cdot \%\ Mn \tag{2.3}$$

La ecuación 2.3 se emplea para determinar el $[Ni]$ en el hierro fundido.

2.7. Preparación metalográfica

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

1. Selección de la muestra.
2. Montaje y preparación de la muestra.
3. Ataque de la muestra.
4. Análisis microscópico.
5. Obtención de microfotografías.

En la figura 2.4 se muestran las diferentes zonas consideradas para realizar la preparación metalográfica de las probetas.

Figura 2.4. Preparación metalográfica de las muestras soldadas.

La figura 2.4 muestra las diferentes zonas que se consideraron para la obtención de muestras para el análisis metalográfico, el hierro fundido se corresponde con la válvula, a la cual debe soldarse el acero al carbono, a la cual se le realizó un proceso de esmerilado y de esta manera lograr un espesor con similitud al tubo de acero, aparece el depósito del sustrato base níquel realizado con el electrodo Castec 3099, depositado por proceso de soldadura SMAW y la unión entre el tubo de acero y el depósito con el

electrodo ER 70 S – A1, donde se puede apreciar un cordón, liso y brillante, libre de grietas o imperfecciones en la soldadura.

2.7.1. Corte de las muestras

Las operaciones de corte para la toma de las probetas, se realizaron en una fresadora del tipo 6 M 12 L, los regímenes de corte empleados son de números de revoluciones de 40 rev/min y avance de 25 mm/rev, las dimensiones de las muestras son de 25 x 12 mm. Durante el trabajo se refrigeró constantemente la pieza para evitar el calentamiento por efecto de la fricción. En la misma máquina se prepararon los bordes de las muestras para la soldadura.

Se realizó corte y preparación de muestras para realizar el ensayo de doblado. En la figura 2.5 se puede observar las muestras después del proceso de ensayo.

Figura 2.5. Muestras soldadas y dobladas.

Como se observa en la figura anterior, las muestras de mayor espesor se corresponden con el hierro fundido, se realizó el mismo procedimiento que el de la unión, depósito del sustrato con electrodo Castec 3099 (SMAW) y luego la unión con el acero al carbono con electrodo ER 70 S A – 1 por el proceso GTAW. Las muestras fueron preparadas para la observación metalográfica.

2.7.2. Desbaste de las muestras

Después del corte, se realizó en una debastadora de cinta rotativa sobre papeles abrasivos de diferentes grados de las series: 150, 220, 280, 320, 400, 500 y 600, colocados sobre discos giratorios. Se giró al pasar de un abrasivo a otro para ir borrando por completo las huellas del abrasivo anterior, luego se lavaron las probetas con agua abundante. Las características de la máquina son las siguientes:

Voltaje:	250 V
Corriente	2,5 Amp
Número de revoluciones	300 – 1 000 rev/min

Potencia del motor	3,7 kW

2.7.3. Pulido y ataque de las muestras

Se realizó para eliminar las rayas finas producidas en la última operación de desbaste hasta que se consiguió una superficie sin rayas y con alto pulimento a espejo. Se pulió con el apoyo de la cara desbastada de la probeta sobre un paño embebido con una suspensión acuosa de oxido de cromo el cual se aplicó sobre el disco de la pulidora, el paño utilizado fue de fieltro, luego del pulido se lavaron las probetas con alcohol y secada finalmente con aire seco y caliente

En el ataque se emplearon como reactivos químicos el Nital al 2 % y una parte de ácido nítrico y tres partes de ácido clorhídrico en un tiempo de 15 segundos, se tomó la probeta con la pinza y se sumergió con la cara pulida hacia abajo en el reactivo contenido en el cristalizador. Se extrajo, se lavó con alcohol y se secó con aire seco y caliente.

2.7.4. Observación microscópica y comportamiento microestructural

Para la observación de las probetas se empleó un microscopio óptico binocular marca marca NOVEL modelo NIM - 100 (Figura 2.6) ubicado en el laboratorio de Ciencia de los Materiales del ISMM de Moa, está dotado de una cámara instalada mediante el hardware IMI.VIDEOCAPTURE.exe que refleja la fotografía en el computador. Para colocar las probetas en el microscopio se montaron en un dispositivo con plastilina que permitió la nivelación adecuada de estas.

Figura 2.6. Microscopio óptico NOVEL modelo NIM - 100.

El análisis microestructural consistió en la observación de una muestra patrón de la aleación del hierro fundido 24, se seleccionó la zona del metal base, es decir lo más alejado de donde pudiera tener influencia el ciclo térmico de soldadura, el objetivo de este análisis fue obtener una muestra sin afectación en su estructura cristalina que nos permitiera determinar posibles cambios ocurridos tanto en la ZF como en la influencia térmica, se procedió de igual manera para el acero al carbono. Las figuras 2.7 y 2.8 muestran las estructuras metalográficas de las diferentes probetas seleccionadas.

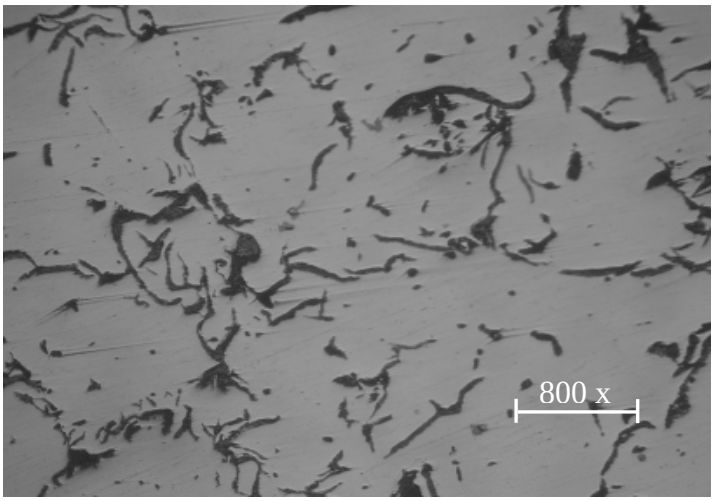


Figura 2.7. Estructura de grafito laminar de la aleación de hierro fundido.

La figura 2.8 se corresponde con la estructura del acero al carbono, la cual está compuesta por una estructura de ferrita alineada en el sentido que se realizó el proceso de laminación.

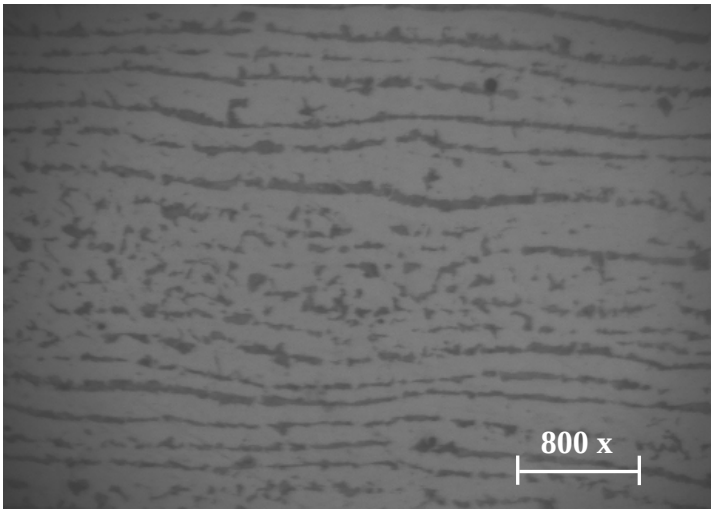


Figura 2.8. Estructura de ferrita alineada en el acero al carbono.

2.7.5. Ensayo de microdureza aplicado a las muestras

El ensayo de microdureza se aplicó para determinar la dureza de volúmenes microscópicamente pequeños en la aleación. En el ensayo se utilizó un microscopio modelo PMT - 3 No 168, del laboratorio de microscopía de minas del ISMM Moa. La superficie de las probetas se prepararon de igual forma que para el análisis microestructural (desbaste y pulido). El número de dureza HV se determinó por el tamaño de las huellas igualmente que la dureza Vickers.

Para determinar la microdureza (HVN) de las probetas de análisis se realizó dos ensayos, el primero para una carga de 10 g y el segundo para una carga de 20 g, donde se midió los diámetros de la huella de la punta de diamante penetrada en un tiempo de 15 segundos, las medidas se tomaron para diferentes puntos (figura 2.9) de pruebas, seleccionados aleatoriamente en la superficie.

Figura 2.9. Selección de puntos para el análisis de la dureza.

El calor de la soldadura puede cambiar la dureza de los metales que se estén soldando, o el resultado final puede ser una diferencia en dureza entre el material de soldadura depositado y el material base. Las mediciones de dureza se realizaron según se muestra en la figura 2.9 en la zona fundida, la zona de influencia térmica y en ambos materiales base.

2.8. Cálculo del ciclo térmico

El régimen de soldadura depende de diversos factores: tipo de material base, tipo de alambre, fundente, tipo de unión. Este proceso ocurre en tiempos muy cortos y con una variación de temperaturas extremas que van desde la fusión hasta aquellas que no afectan la estructura del material base.

En general la velocidad del arco a lo largo de la pieza de trabajo es mucho mayor que la velocidad de difusividad térmica. En otras palabras, el flujo de calor en la dirección del trabajo es pequeño comparado con el de la dirección perpendicular de avance.

✓ **Intensidad de corriente**

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

$$I_s = 2{,}5d_e^2 + 35{,}5d_e - 18 \qquad (2.4)$$

Donde:

I_s - intensidad de corriente de soldadura; A

d_e - diámetro del electrodo; mm

✓ **Voltaje del arco eléctrico**

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

$$U_a = 0{,}05 \cdot I_s + 10 \qquad (2.5)$$

Donde:

U_a - tensión del arco; V

✓ **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 va solidificando y formando el metal de la costura, según Rowe y Jeffeus (2008) se determina como:

$$v_s = \frac{\alpha_d \cdot I_s}{F \cdot \rho} \qquad (2.6)$$

Donde:

v_s - velocidad de soldadura; mm/s

α_d - coeficiente de aporte; g/A min (≈ 10 % I_s)

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

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

✓ **Energía lineal del proceso de soldadura**

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

$$E_L = 60 \cdot \eta \frac{U_a \cdot I_s}{v_s} \quad (2.7)$$

E_L - energía lineal; J/cm

η - eficiencia de la fuente de calor; %

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

La soldadura bajo protección de gases o soldadura en atmósfera de gases protectores, tiene como característica fundamental que el electrodo o el metal de aportación, el arco y el baño de fusión, se hallan protegidos del efecto del aire circundante por medio de un gas, suministrado a la zona de soldadura con este propósito. El consumo del gas protector depende del espesor del material base y correspondientemente a la intensidad de corriente de soldadura. Para el cálculo según Holzhauser *et al.* (1999), propone la siguiente expresión:

$$Q_{gas} = 3{,}3 \cdot 10^{-3} \cdot (Is)^{0,75} \quad (2.8)$$

Donde:

Q_{gas} - consumo del gas protector; m^3/s

2.8.1. Cálculos numéricos para la soldadura

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

$$L_l = \frac{Q}{2\pi\lambda\left(T_s - T_0\right)} \quad (2.9)$$

Donde:

L_l - longitud del charco de soldadura; mm

Q - energía entrante; W

λ - conductividad; W/mm ^{0}K

T_s - temperatura de fusión; ^{0}C

T_0 - temperatura inicial; ^{0}C

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

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

$$Q = q \cdot l \qquad (2.10)$$

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 movible (Howard, 1992) o la energía entrante, puede calcularse como:

$$q = \frac{I_s \cdot U_a}{v_s} \eta \qquad (2.11)$$

Donde:

v_s - velocidad de desplazamiento; m/s

η - rendimiento del proceso

✓ **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 material pasa a través de una temperatura de interés T_c. Si esta temperatura es inferior a la de fusión la velocidad de enfriamiento en la soldadura y en la zona afectada por calor inmediata es sustancialmente independiente de la posición. Weman (2003) propone determinar la velocidad de enfriamiento del cordón a partir del parámetro adimensional ¨espesor relativo de la

placa¨ el cual permite determinar cuando considerar un flujo en dos o tres dimensiones y tipo de placa, su expresión matemática es:

$$\tau = d\sqrt{\frac{\rho C_e (T_c - T_0)}{q}} \tag{2.12}$$

Donde:

τ - parámetro adimensional de espesor relativo de la placa

d - espesor de la placa: mm

ρ - densidad del material; g/cm^3

C_e - calor específico; J/m ^{0}C

T_c - temperatura de fusión; ^{0}C

T_0 - temperatura inicial; ^{0}C

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

$$R = \frac{2\pi\lambda(T_c - T_0)^2}{q} \tag{2.13}$$

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

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

2.8.2. Cálculo de costo del proceso de soldadura

El costo del gas se relaciona con el tiempo necesario para ejecutar la soldadura. El gas de protección generalmente se usa a un flujo especificado y se mide en metros cúbicos por hora. La cantidad de gas de protección usada sería el producto del tiempo necesario para ejecutar la soldadura multiplicada por el caudal de salida del gas. Entonces, el costo del gas se puede calcular de dos modos. Generalmente, el costo del gas se basa en el costo por metro de la soldadura (Blunt y Nigel, 2002)

$$Cg = \left(\frac{Pg.C}{v_{rs}}\right) \tag{2.14}$$

Donde:

Cg - costo del gas; $/m

Pg - precio del gas; $/m^3

C - caudal; m^3/h

v_{rs} - velocidad del recorrido de la soldadura; m/h

La base para calcular el costo de mano de obra en peso por metro aparece en la ecuación (2.12). 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.

$$Cmo = \left(\frac{Tps}{v_{rs}.Fo} \right) \tag{2.15}$$

Donde:

Cmo - costo mano de obra; $/m

Tps - tarifa de pago al soldador; $/h

Fo - factor operador; (%)

En la soldadura eléctrica manual es de 5 – 30.

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

$$to = \frac{\rho(F)L}{kH \cdot I_s} \tag{2.16}$$

Donde:

to - tiempo principal de soldadura; min

ρ - peso específico del material; kg/dm^3

F - área de la sección transversal del cordón; cm^2

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

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

L - longitud a soldar; mm

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

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).

$$Cee = \left(\frac{Te.U_a.I_s.Pmd}{1000.Vd.Fo.Efe} \right) \tag{2.17}$$

Donde:

Cee - 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:

$$C_E = \frac{S \cdot L_c \rho}{10^6} \cdot 1{,}2 \tag{2.18}$$

Donde:

C_E - cantidad de electrodos; kg

S - área de la sección transversal de la pieza; mm^2

10^6 - factor de conversión

$1{,}2$ - pérdidas por salpicaduras, calentamiento, aprovechamiento del electrodo

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, 1996).

$$Ct_{kgmetaldepositado} = \frac{M}{J} + \frac{C}{D \cdot B} + \frac{G \cdot Q}{D} + \frac{E \cdot U \cdot I}{1000 \cdot D} + \frac{A}{D \cdot B} + F \cdot R \tag{2.19}$$

Donde:

$Ct_{kgmetaldepositado}$ - costo total por kg de metal depositado; $/kg

M - costo del material de aporte; $/kg

C - costo de la MO directa; $/h

A - costos indirectos (MO indirecta, seguro, flete, mecanizado); $

G - costo del gas de protección; $/m^3

E - costo de la energía eléctrica; $/kWh

D - velocidad de deposición; kg/h

J - rendimiento del material o eficiencia del proceso; %

R - relación fundente/alambre

B - factor de marcha u operatividad; %

Cuando se tienen cambios abruptos en la forma de la soldadura, se presentan concentraciones de esfuerzos al pasar la fuerza de una porción del ensamble a la otra. Los efectos de la concentración de esfuerzos son usualmente ignorados para cargas estáticas o permanentes y se consideran solo en las componentes variables de acuerdo con la práctica general de diseño por cargas fluctuantes.

Debe de tenerse cuidado de que el material de aportación y las placas en la base de una soldadura queden bien fundidas entre si. Cuando la fusión es insuficiente, muescas de esquinas agudas se extienden hacia adentro y resulta de ello serias concentraciones de esfuerzos.

2.9. Conclusiones del capítulo 2

- Se estableció la composición química de la aleación de hierro fundido y del acero al carbono, así como la de los materiales de aporte empleados, los cuales permitiran realizar el cálculo del carbono equivalente en el material base y en la unión soldada.
- La utilización del diagrama de Schaeffler permitirá definir las zonas críticas de la unión soldada disímil en correspondencia con los elementos presentes en el metal base y en el metal de aporte.
- Quedó establecido el comportamiento microestructural del metal base de la aleación de hierro fundido y del acero al carbono, las cuales permitirán predecir el comportamiento de la unión soldada disímil en la zona fundida y la zona de influencia térmica.

CAPÍTULO 3

Análisis de los resultados

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción

La soldadura por arco de metal protegido puede efectuarse con corriente tanto alterna como continua, siempre que se use el electrodo adecuado. El tipo de corriente de soldadura, la polaridad y los constituyentes de la cobertura del electrodo afectan la rapidez de fusión de todos los electrodos cubiertos. Para un electrodo determinado, la rapidez de fusión se relaciona directamente con la energía eléctrica suministrada al arco. Parte de esta energía se destina a fundir una porción del metal base y otra parte sirve para fundir el electrodo.

El objetivo del capítulo es determinar el comportamiento del depósito de sustrato en el hierro fundido para la realización de la unión con acero al carbono, así como el análisis de las microestructuras obtenidas.

3.2. Análisis de la composición química del hierro fundido

El análisis químico del material (hierro fundido y acero al carbono), como se observa en la tabla 3.1 y 3.2, se realizó empleando un espectrómetro de masa cuántico, ESPECTROLAB 230, con electrodo de carbón bajo arco sumergido en atmósfera de argón, ubicado en el laboratorio del taller de fundición de la empresa Mecánica del Níquel “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”, Moa.

Tabla 3.1. Composición química del hierro fundido gris

C %	Si %	Mn %	P %	S %	
3,15	2,22	0,52	0,11	0,012	

Al analizar la composición química estándar del hierro fundido gris y compararlo con la composición química obtenida en el espectrómetro de masa, se puede observar que el C, el silicio y el Mn, se pueden considerar dentro del rango establecido para este tipo de aleación, no siendo así para el P y el S, que para este último se aprecia una diferencia notoria de un 0,88 %.

El azufre (S) produce excesivo agrietamiento transversal del cordón cuando la soldadura de unión inicial es hecha. Estas grietas no son visibles hasta que el depósito de soldadura comienza a enfriar, incluso, una minúscula cantidad de azufre fragilizará el deposito de níquel durante la solidificación, una cantidad tan

pequeña como 0,01 % de azufre se las arregla durante la operación de soldadura y puede causar una fractura por fragilidad. Sin embargo en el caso del manganeso se establece como necesaria para neutralizar el efecto adverso del azufre.

La tabla 3.2 muestra la composición química del acero al carbono

Tabla 3.2. Composición química del acero al carbono

C %	Si %	Mn %	Cr %	Ni %	Fe
0,089	0,26	0,49	0,14	0,11	Resto

Por la composición química obtenida del análisis espectral, la composición química de la tubería se corresponde con la del acero AISI 1010. Acero de gran aplicación como acero estructural en la fabricación de tuberías, estructuras metálicas soldadas, se endurece superficialmente mediante tratamiento de cementación. Presenta buena soldabilidad.

3.3. Determinación del proceso de soldadura

La soldadura de recargue en los últimos tiempos se transformó en un campo de gran aplicación y desarrollo tecnológico tanto para la fabricación de nuevos componentes como para su reparación y extensión de su vida útil dentro de las más variadas industrias. El proceso de soldadura contempla el diámetro del electrodo, la velocidad de soldadura, la tensión de arco, el consumo del gas, la longitud del charco de soldadura, la energía entrante y el cálculo de costo.

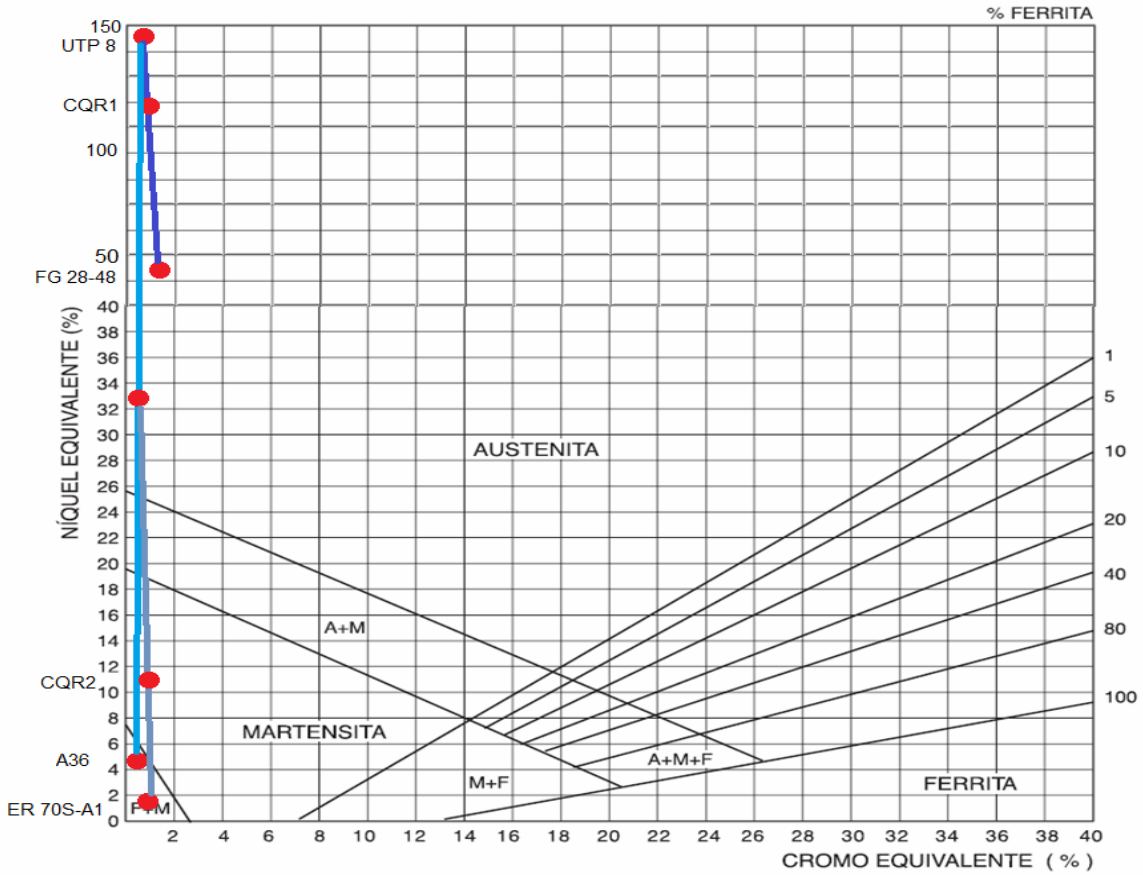
3.3.1. Análisis del depósito por el diagrama de Schaeffler

Al determinar la composición del depósito del cordón de soldadura se analizó la composición química del material de aporte, los elementos fundamentales como el carbono y el cromo son: C – 0,45 % y Cr – 0,06 %, en este caso el carbono está en los límites permisibles para evitar la precipitación de carburos de cromo y hacer frágil y quebradiza la soldadura. En la tabla 3.3 aparece la composición química obtenida del sustrato de níquel depositado en el hierro fundido para la unión soldada.

Tabla 3.3. Composición química del sustrato base níquel

C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	Mo %	Ni %	Fe
0,45	0,69	0,85	0,013	0,040	0,06	0,29	15,64	81,80

En la figura 3.1 se muestra la composición química de los materiales de aporte, el Castec 3099 y el ER 70 S – A1, empleados en la soldadura disímil.



*CQR 1 y CQR 2: Composición química resultante.

Figura 3.1. Resultados del depósito con electrodos Castec 3099 y el ER 70 S – A1.

De acuerdo con el Diagrama de Shaefler, se puede observar que con la realización de la capa colchón o depósito del electrodo UTP 8 sobre el substrato de la aleación FG 28-48 a través del proceso de soldadura SMAW se obtiene el punto CQR1 (composición química resultante 1) con una estructura cristalina totalmente austenítica, en la cual se puede apreciar una posible fisuración en caliente por encima de 1 250 ºC y ausencia de ferrita (F). Además se aprecia como resultado de la junta disímil de las aleaciones FG 28-48 –UTP 8 y A36 con material de aporte ER 70S-A1 mediante el método de soldadura GTAW, la presencia del punto CQR2 (composición química resultante 2), el cual revela una estructura totalmente martensítica, la cual induce fisuración en frío o por temple por debajo de 400 ºC.

3.4. Análisis de los regímenes de soldadura

El diámetro del electrodo seleccionado fue de 3,2 mm para el depósito del sustrato, a pesar de que las normas establecen diámetros de electrodos hasta de cinco milímetros, se escogió el mismo para evitar los esfuerzos térmicos y de contracción, estos esfuerzos originan cargas residuales y distorsiones longitudinales y transversales.

Para establecer el circuito eléctrico formado por los electrodos y el arco se determinó la intensidad de corriente por la ecuación 2.4, que para un diámetro de electrodo de 3,2 mm, la intensidad de corriente a emplear es:

$$I_s = 2{,}5 \cdot 3{,}2^2 + 35{,}5 \cdot 3{,}2^2 - 18 = 120\ A$$

El tipo de corriente es continua y polaridad directa.

Plantea Hernández (2006) que a pesar de que con el proceso GTAW se trabaja con corrientes continua y alterna, cuando la corriente es continua y polaridad directa, las intensidades de corriente son del orden de 50 a 500 amperios. Con esta polarización se consigue mayor penetración y un aumento en la duración del electrodo ya que con la polarización inversa, el baño de fusión es mayor pero hay menor penetración; las intensidades oscilan entre 5 y 60 A. No es recomendable la corriente alterna, aunque combina las ventajas de las dos anteriores, ya que origina un arco poco estable y difícil de cebar.

La tensión del arco fue calculada por la ecuación 2.5 donde se consideró la intensidad de la corriente que es:

$$U_a = 0{,}05 \cdot 120 + 10 = 16\,V$$

Es la tensión necesaria para realizar el proceso de soldadura es de 16 V, siendo esta magnitud permisible dentro de los parámetros de la soldadura GTAW que es de 5 a 30 V (Maratray, 2000).

En un proceso de soldadura, la penetración depende de la tensión de arco, la velocidad de avance y principalmente de la corriente, la penetración varía alrededor de un valor inestimable con la velocidad y la tensión; sin embargo, con la corriente, la variación es lineal. Las funciones principales de la tensión (voltaje) son estabilizar el arco y proporcionar un cordón liso, sin salpicaduras, para

electrodos de 3,2 mm, la tensión de arco no influye significativamente en el ancho del cordón; influye notablemente en el refuerzo.

La velocidad de soldadura determinada por la ecuación 2.6, donde se tuvo en cuenta el coeficiente de aporte (α_d) de 12 g/A.min, un área de sección transversal del cordón F_t de 0,045 cm^2 y una densidad del material fundido de 4,5 g/cm^3, se tiene que:

$$v_s = \frac{12\ g/A.\min \cdot 120\ A}{0{,}045\ cm^2 \cdot 4{,}5 g/cm^3} = 0{,}007\ m/s$$

La velocidad de soldadura encontrada, la corriente y el voltaje en conjunto, controlan el calor aportado por el proceso de soldadura, cuyo propósito es causar la fusión de los materiales para que al solidificar permitan la formación de una unión integral.

La ecuación 2.7 permitió determinar la energía lineal del proceso de soldadura, en la misma se tuvo en cuenta la tensión del arco de 16 V, la intensidad de la corriente de soldadura de 120 A, la velocidad de soldadura de 0,007 m/s y el rendimiento del proceso de soldadura, que para la soldadura GTAW es de 0,7. Sustituyendo los valores se tiene que:

$$E_L = 60 \cdot 0{,}7 \frac{16\ V \cdot 120\ A}{0{,}007\ m/s} = 18\,898{,}52\ J/mm$$

El valor de la energía lineal alcanzado en cada punto está relacionado con varios factores, como por ejemplo la distancia a que se encuentra la fuente, la velocidad de traslación e intensidad de la misma, donde para el caso correcto de la distancia, la temperatura lograda en un punto determinado guarda una relación inversa con la separación desde la línea de aplicación del calor.

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

El consumo del gas protector depende de la intensidad de corriente, fue determinado por la ecuación 2.8. La cantidad de gas que se requiere para ejecutar el proceso de soldeo en la unión al sustituir los valores es:

$$Q_{gas} = 3{,}3 \cdot 10^{-3} \cdot (120\ A)^{0{,}75} = 0{,}12\ m^3 / s$$

El caudal de gas determinado permite que la superficie del baño permanezca perfectamente brillante y que ningún depósito de óxido aparezca a lo largo del cordón de soldadura ya que al ser calentado alrededor de los 455 °C, el acero inoxidable tiende al proceso de fragilización.

3.4.1. Análisis de los cálculos numéricos

El cálculo de la longitud del charco de soldadura se determinó por la ecuación 2.9, la cual tuvo en cuenta una energía entrante, una temperatura de fusión de 1 450 ^{o}C, una temperatura ambiente de 34 ^{o}C, una conductividad térmica de 18 W/m ^{o}K, la energía entrante calculada por la ecuación 2.10 que tiene en cuenta una longitud de unión de 0,44 m, luego se sustituyó en la ecuación 2.4 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 84 480 W. Los valores sustituidos en las ecuaciones 2.6; 2.7 y 2.8 establecen que la longitud del charco es:

$$L_l = \frac{84\,480\ \mathrm{W}}{2 \cdot 3{,}14 \cdot 18\ W/m\ ^0K\ \left(1450^0C - 34^0C\right)} = 59\ mm$$

La ecuación se usó para estimar la longitud del charco de soldadura, la cual al combinarse con la velocidad del recorrido de soldadura permitirá determinar 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.

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. En el caso de una soldadura, el flujo de calor desde la fuente depende del espesor de la placa a soldar.

En adecuación a la fórmula 2.11 se determinó el parámetro espesor relativo de la placa, que considera la densidad del material (4 500 kg/m^3), la temperatura de fusión (1 450 ^{o} C), la temperatura ambiente (34 ^{o} C), el calor específico (523 J/kg ^{o} K) y la energía entrante (192 000 J), el valor de τ es de 0,83; el mismo permite establecer que la unión a realizar se considera como espesor de placa fina.

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 pequeña en comparación con la temperatura de fusión.

La ecuación 2.12 permitió evaluar la velocidad de enfriamiento del cordón, para lo cual se consideró la temperatura de fusión (1 450 ^{o}C), la temperatura ambiente (34 ^{o}C), la conductividad térmica (18 W/m ^{o}K) y la energía entrante (192 000 J). La velocidad de enfriamiento del cordón de la soldadura disímil, cuando se sustituyen los valores en la ecuación es:

$$R = \frac{2 \cdot 3{,}1416 \cdot 18\, W/m\,{}^0K\left(1450^0C - 34\right)^2}{192\,000\ J} = 1\,049{,}3\ {}^0C$$

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, consideración a lo anterior se determinó la velocidad de enfriamiento sobre la línea central de soldadura donde la unión disímil HF – AI – AC, provoca la transformación alotrópica de ambas estructura.

Por la ecuación 2.13 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. Al sustituir se tiene que:

$$t = 0{,}7\frac{120\,V^{(1{,}24+0{,}0005\cdot 1450^0C - 0{,}005\cdot 0{,}007\ m/s)} \cdot 16\,V^{0{,}59}}{108 \cdot 0{,}007\ m/s^{(0{,}78-0{,}0005\cdot 34^0C)}} = 12\ \text{min}$$

El tiempo de enfriamiento calculado de 12 min 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.

3.4.2. Análisis de los cálculos de costo de la soldadura

Todos los sistemas de costos incluyen los mismos elementos básicos de mano de obra, materiales y gastos generales. En la obtención de los costos de soldadura, el tiempo que se requiere en hacer una soldadura es usado para determinar el costo de la mano de obra, el cual es adicionado a los costos de materiales y gastos generales. Los costos por gastos generales son usualmente obtenidos por repartición como un porcentaje del costo de mano de obra.

El costo del gas necesario se determinó por la ecuación 2.14. Los precios establecidos están regidos por las normas de consumo de la empresa "Comandante Ernesto Che Guevara" que considera un costo del gas de 32,14 $/m, el precio del gas es de 0,227 248 $/$m^3$, el caudal del gas es de 0,99 m^3/s, según la AWS (1996) y con una velocidad de soldadura determinada por la ecuación 2.6 (0,007 m/s), se obtuvo que el consumo del gas es de 0,12 m^3/s. Para 100 mm de longitud del cordón tendrá un costo de $ 15,95.

El resultado del consumo del gas obtenido, permite ajustar el arco para transferir material fundido desde el electrodo hasta la pieza de trabajo, para remover películas superficiales que pudieran existir sobre la pieza 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 al solidificar dentro del pozo, así no se destruiría la resistencia mecánica y la tenacidad de la unión.

El costo de la mano de obra se determinó por la ecuación 2.17, la tarifa del pago del soldador, según la tarifa salarial de la empresa "Comandante Ernesto Che Guevara", un soldador con categoría de homologado devenga $ 3,20 por hora, el factor operador escogido fue 24, así como una velocidad de soldadura de 0,007 m/s, el costo de la mano de obra estimado para realizar el proceso de soldadura de un metro de soldadura es de 19,05 $/m. Para la soldadura de la válvula el costo de la mano de obra será de $ 3,34.

Por la ecuación 2.16 se calculó el tiempo principal de soldadura donde se tuvo en cuenta el peso específico de la soldadura disímil 8,2 g/cm^3, el área de la sección transversal del cordón calculada para cuatro pasadas, es de 10,24 cm^2, la longitud

del cordón de soldadura es de 100 mm, la intensidad de corriente es de 120 A y el coeficiente de depósito considerado fue 9, por lo que el tiempo de soldadura es de 80 min.

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

El costo de la energía eléctrica determinado por la ecuación 2.17 donde se tuvo en cuenta una tensión de 16 V, una intensidad de corriente de 120 A, un peso de material depositado de 0,04 kg, una velocidad de soldadura de 0,007 m/s, un factor operador de 24 y una eficiencia de la fuente de energía de 0,95, permitió establecer que el costo es de 155,94 $/m. Para 496,27 mm de longitud de cordón se tendrá un costo de $ 120,07.

La cantidad de electrodos necesarios calculado por la ecuación 2.18 para un área de la sección transversal de la junta de 2,5 mm^2, la longitud a soldar, la densidad del material de aporte (4,5 g/cm^3) se tendrá que será 0,04 kg de electrodos.

Para determinar el costo total por peso de kilogramo depositado, se empleó la ecuación 2.19, donde para realizar el proceso de soldadura se incurre en un costo en peso por kilogramo de 72,81 $/kg, donde se han incluidos todos los elementos de costos para una unión soldada.

3.4.3. Análisis del carbono equivalente del hierro fundido

En el carbono equivalente calculado se consideran los diferentes elementos que intervienen en la composición química de la fundición gris ASTM A 48 (tipo 24) es:

$$C_{eq} = 4 + \frac{1,8}{6} + \frac{(0,60\,\% + 0,015 + 0)}{5} + \frac{0,08 + 0,12}{15} \qquad (3.1)$$

$$C_{eq} = 4,6\,\%$$

El carbono equivalente para la fundición gris ASTM A 48 (tipo 24) es de 4,6 %, se manifiesta que esta cantidad de carbono afecta en el proceso de soldadura, una fundición con estas características está considerado dentro del grupo de las fundiciones hipereutectoide, lo cual puede provocar la formación de ledeburita durante el proceso de soldadura. Según el carbono equivalente determinado para el metal de aporte se requiere tratamiento térmico para realizar el cordón de soldadura.

El carbono equivalente de esta fundición en función del carbono, el silicio y el fósforo calculado por la ecuación 3.2 es:

$$\%C_{eq} = 4\% + \frac{(1{,}2 + 0{,}024)}{3} \qquad (3.2)$$

$$C = 5{,}20\%$$

Con un carbono equivalente igual a la del eutéctico la colabilidad es máxima y la tendencia de la contracción es mínima, con el aumento de carbono equivalente la tendencia al temple y la resistencia mecánica disminuyen. El carbono equivalente es una noción cómoda que permite traer de nuevo la metalurgia de las fundiciones sobre un diagrama binario constituyendo una simplificación no rigurosa de los fenómenos. Sin embargo el concepto no es válido para contenidos elevados de silicio.

El índice de saturación en adecuación a la fórmula 3.3, donde se consideró el % C, el silicio y el fósforo es:

$$IS = \frac{4\%}{4{,}3 - \frac{(1{,}2 + 0{,}024)}{3}} \qquad (3.3)$$

$$IS = 1{,}2\%$$

El comportamiento del grado de saturación de las fundiciones depende del contenido de silicio, el cual eleva la estructura y la colabilidad de la fundición.

El carbono eutectico y el carbono eutectoide de la FG 24 determinado por las ecuaciones 3.4 y 3.5, los resultados obtenidos son:

$$C_{eut} = 4{,}3 - \frac{1{,}2}{3} \qquad (3.4)$$

$$C_{eut} = 3{,}9\%$$

$$C_{eutect} = 0{,}9 - \frac{1{,}2}{9} \qquad (3.5$$

$$C_{eutect} = 0{,}77\%$$

El carbono tanto eutéctico como el carbono eutectoide han variado con el contenido en silicio de las fundiciones, y son inferiores a los que corresponden al diagrama metaestable. La fundición gris ASTM A 48 (tipo 24) a temperatura ambiente, está constituido por una estructura de grafito, al aplicar temperatura sobre él los cambios en la microestructura no son apreciables. Sin embargo cuando en estos tipos de aleaciones se realiza unión de soldadura con materiales de aporte que depositan alto contenido de carbono, entonces la microestructura del metal base cambia su comportamiento.

3.5. Análisis del comportamiento microestructural

Se observó gráficamente la coalescencia que presentan cada uno de los recubrimientos al ser depositados en el material base, es decir la soldabilidad de cada uno de ellos, y a la vez observar las consecuencias que genera su aplicación sobre el material. Se analizó el comportamiento de la zona fundida y de la zona de influencia térmica del depósito con el electrodo Castec 3099 (UTP 8), las microestructuras que se observan en las figuras 3.2 (a) y 3.2 (b) se corresponden con la zona de fusión, observada a 400 X.

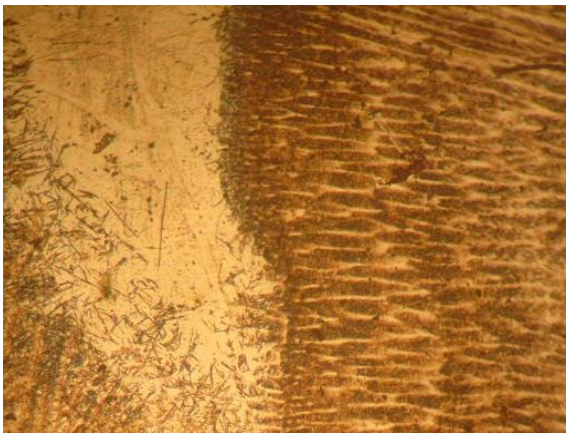


Figura 3.2(a). ZF a 400X.

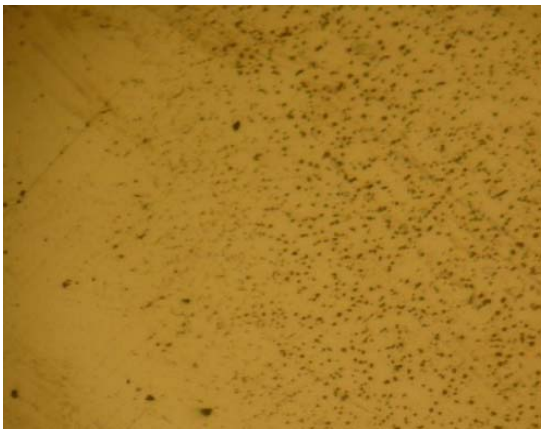


Figura 3.2 (b). ZF 400X

Como se observa en ambas figuras, la interface del cordón presenta una modificación de la microestructura en la línea de fusión con refinamiento de grano, mientras que en la ZAT existe un crecimiento de grano marcado, por los límites de grano y en el interior de los granos existen pequeños subgranos, en cuanto al cordón de soldadura presenta una estructura en forma acicular, sin presentar la típica microestructura de granos columnares cerca de la línea de fusión, mientras que en el centro del cordón de soldadura, la microestructura es equiaxial debido a la solidificación constitucional del cordón después de realizado el proceso de soldadura.

3.5.1. Zona afectada térmicamente con depósito de electrodo Castec 3099

En las figuras 3.3 (a) y 3.3 (b), se muestra la metalografía de la zona afectada térmicamente (ZAT), que resulta de la deposición del material de aporte sobre el material base, con una capa de soldadura.

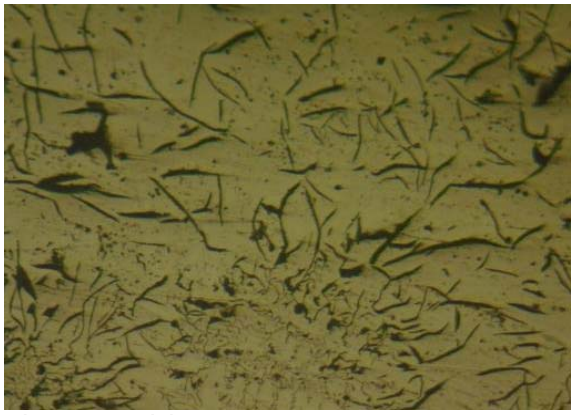


Figura 3.3 (a). ZAT a 400X.

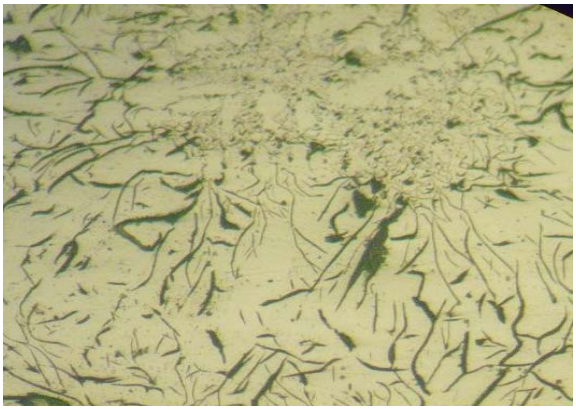


Figura 3.3 (b). ZAT 400X

El paso de relleno de la unión soldada presenta transformaciones de fase en la ZAT, diferentes a las encontradas en el paso de raíz, se puede observar la estructura típica del hierro fundido, consistente en una estructura de grafito laminar, así como la formación de la ferrita esquelética o de listoncillo (borde inferior figura 3.3 (a) y borde superior figura 3.3 (b).

Estas microestructuras se caracterizan por presentar un elevado contenido de carbono debido a las velocidades de enfriamiento a las que se forman. La bainita superior se origina a partir de placas de ferrita que tiene a su alrededor, una elevada concentración de carbono.

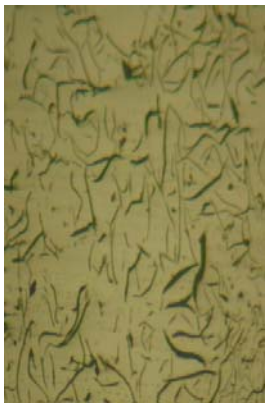
El carbono, cuando alcanza su máxima concentración transforma en cementita, lo cual brinda la morfología característica de plumas, mientras que la ferrita Widmanstätten, se caracteriza por contener una elevada concentración de carbono a los lados de sus placas.

3.5.2. Zona de fusión depositada con electrodo del tipo ER 70 S – A1

La solidificación del pozo de fusión es caracterizada por un crecimiento competitivo entre los granos de forma similar a lo que ocurre en la región columnar de piezas fundidas.

La estructura de solidificación de la ZF es determinada principalmente por el proceso de crecimiento competitivo entre los granos columnares e igual tienen una gran importancia en las propiedades finales de esta zona.

En las figuras 3.4 (a), la figura 3.4 (b), 3.4 (c) y 3.4 (d) se muestran la metalografía de la zona de fusión entre material base y el material de aporte con una capa de soldadura.



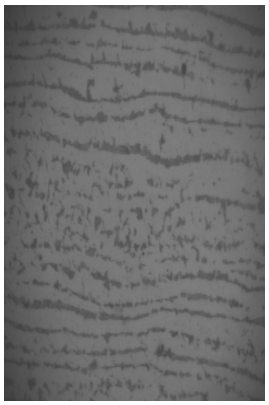


Figura 3.4 (a) Muestras patrón.

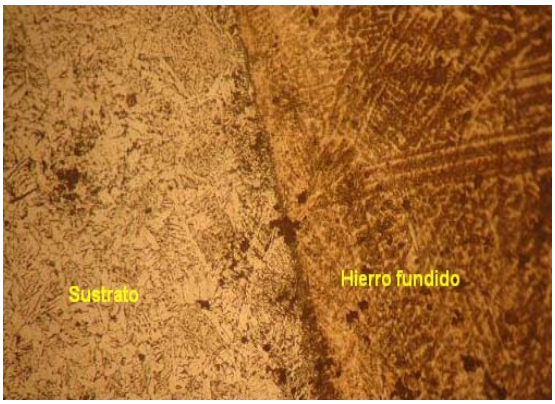


Figura 3.4 (b). Interfase disímil.

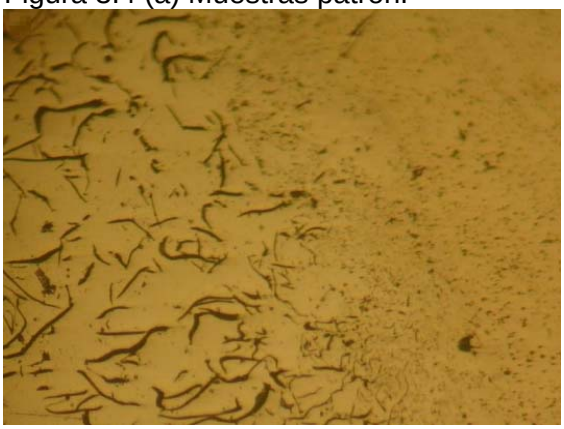


Figura 3.4 (c). ZF a 400X.

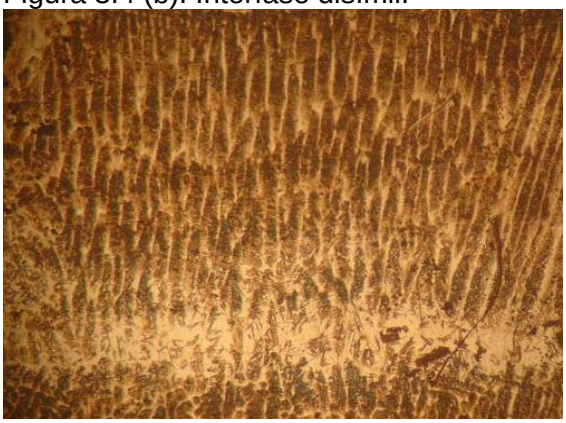


Figura 3.4 (d). ZF 400X

Las estructuras mostradas en la figura 3.4 (a) se corresponden con la muestras patrón de ambas aleaciones. En la figura 3.4 (b), se observa la microestructura del hierro fundido sometido a 850 °C, el cual experimentó temperaturas cercanas a la temperatura de austenitización debido a que la microestructura presenta una mezcla de austenita, caracterizado por la estructura típica del sustrato totalmente austenítica.

En la figura 3.4 (c) no presenta una estructura tipo austenítica completa, sino una estructura tipo laminar. Para explicar este cambio de microestructura, se debe especificar que en la transformación de la unión soldada en condiciones fuera de equilibrio, donde la estructura austenita sobresaturada de carbono, debe transformar su estructura FCC a estructura BCT, la cual es mostrada como la interfase entre el metal de soldadura y el hierro fundido a temperatura ambiente.

3.5.3. Zona afectada térmicamente depositada con electrodo ER 70 S – A1

En las figuras 3.5 (a) y la figura 3.5 (b), se muestra la metalografía de la zona afectada térmicamente, que resultada de la deposición del material de aporte sobre el material base, con una capa de soldadura.

Figura 3.5 (a). ZAT a 400X.

Figura 3.5 (b). ZAT 400X

La región de transición de las uniones soldadas es observada junto a la zona de fusión, presentando una microestructura diferente al metal de soldadura y a la ZAT de las aleaciones. En la ZAT se puede distinguir como una estrecha banda de martensita, que se caracteriza por ser una línea en la línea de fusión, que funciona como interfase entre el hierro fundido y el metal de soldadura, tal como se muestra en la figura 3.5 (b).

La soldadura puede causar transformación difusional de la ferrita a austenita en áreas recalentadas, así como también, la precipitación de fases intermetálicas si la velocidad de enfriamiento es lenta y la temperatura alcanzada en la zona recalentada es de 700 a 800 °C aproximadamente existe la formación de fase austenita secundaria o la formación de fase sigma.

La banda de estructura interdendritica (zona de fusión) que se presenta en la interfase del hierro fundido y el metal de soldadura se forma al solidificar la austenita en la cual se presenta una combinación de elementos, como resultado de la mezcla de las aleaciones a elevadas temperaturas, lo cual provoca el emblanquecimiento en el cordón (fundición blanca), siendo muy difícil atenuar las tensiones ocurridas en esta zona.

A elevadas temperaturas, el grano de ferrita inicia un crecimiento debido a que no existen segundas fases como la austenita o precipitados que inhiban su crecimiento hasta que, durante el enfriamiento, la austenita nuclea y crece, dando inicio al proceso de transformación el cual dependerá de las velocidades de enfriamiento.

3.5.4. Análisis microestructural del ensayo de doblado

Antes de proceder a soldar la unión, con el objetivo de conseguir una transición adecuada entre el metal base y el metal de aporte a la unión, se depositan varios cordones del material de soldadura en una o ambas caras de la unión. En nuestro caso se realizó el depósito en el hierro fundido. La figura 3.6 (a) y 3.6 (b) muestra las microestructuras obtenidas del ensayo de doblado, luego del proceso de soldadura del acero al carbono en el sustrato base níquel.

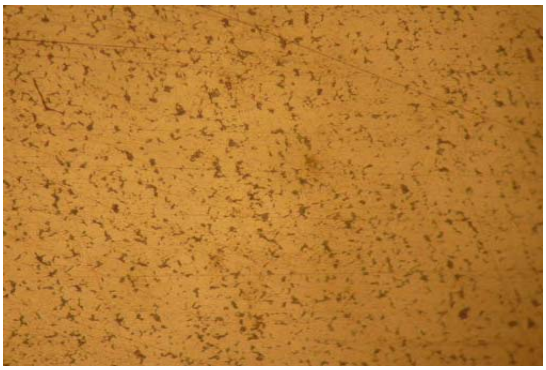


Figura 3.6 (a). ZF

Figura 3.6 (b). ZIT

La figura 3.6 (a) se corresponde con la zona de fusión entre el depósito del sustrato base níquel y el acero al carbono y la figura 3.6 (b) es la microestructura de la zona de influencia térmica de la combinación soldada de estas dos aleaciones.

Se puede observar una banda de estructura interdendritica (zona de fusión) que se presenta en la interfase del hierro fundido y el metal de soldadura, que se forma al solidificar la austenita, en la cual se presenta una combinación de elementos, como resultado de la mezcla de las aleaciones a elevadas temperaturas, lo cual provoca el emblanquecimiento en el cordón. Ambas microestructuras muestran una formación favorable entre sus microcontituyentes, que demuestra que la unión de ambas aleaciones es posible realizarla a través del procedimiento descrito en el trabajo.

3.6. Análisis de la dureza longitudinal

La evaluación de la dureza se realizó en dos ensayos diferentes, para la dureza longitudinal, solo se reportan los valores en el material de aporte a nivel superficial y se obtuvieron los siguientes resultados que se muestran en las tablas 3.1; 3.2 y 3.3, que se corresponden con las muestras soldadas con diferentes tipos de electrodos.

La dureza obtenida en el depósito con el electrodo ER 70S – A1 se muestra en la tabla 3.4.

Tabla 3.4. Dureza del depósito con el electrodo ER 70S – A1.

Punto	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Dureza (HRC)	40,3	40,1	38,1	39,1	40,2	14	11	10	10

La tabla 3.5 muestra la dureza obtenida en el cordón con el depósito del electrodo UTP 8.

Tabla 3.5. Dureza del depósito con el electrodo Castec 3099

Punto	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Dureza (HRC)	40,5	39,7	38,8	38,6	36	13	11	10	10

Se puede observar que los cordones evaluados presentan variaciones en cada una de las mediciones a lo largo del ensayo, pero las mismas son de poca

diferencia. Las durezas reportadas en todos los ensayos consecuentes son el promedio de dichas mediciones.

Las tablas 3.4 y 3.5, representan la variación de los valores de dureza de cada producto en la sección del recargue, teóricamente cada uno de estos recubrimientos ofrece un valor de dureza, el cual debe cumplirse en la realidad para brindar la protección adecuada al material base.

Según las mediciones realizadas, el depósito con el electrodo ER 70S – A1 tiene una dureza promedio de 42 HRc, mientras que el depósito del electrodo UTP 8 tiene un promedio de dureza de 40 HRc.

3.7. Valoración económica

Desde el punto de vista técnico la importancia de usar un recubrimiento en válvula de hierro fundido, por cada acción preventiva o correctiva que se desea implementar en una industria debe estar plenamente sustentada y demostrada numéricamente.

Para demostrar la incidencia de esta acción, una de las herramientas importantes es la eficiencia en el transporte de vapor a través de esta línea, es de vital importancia en la empresa “Comandante Ernesto Che Guevara” y a la vez contrastarlo con el valor que se invierte en la soldadura de recubrimiento. En la tabla 3.6 se muestra el consumo de electrodos consumido en la unión disímil hierro fundido – acero al carbono con sustrato base níquel.

Tabla 3.6 Consumo de electrodos en los últimos tres años.

Año	2012	2013	2014
kilos de soldadura	12,8	27,8	34,5
Kilos de alambre	2,5	3,2	3,7

La tabla 3.7 muestra el costo anual por deposición de sustrato en las válvulas.

Tabla 3.7. Efecto económico por fallos en las válvulas

Gasto de material			
Denominación	Códigos	Costos	
		CUC	CUP
vástago	304.0452.02.000	10,46	26,76
Asiento	304.0452.03.000	2,39	3,83
Prense	304.0452.04.000	3,40	5,44
Total		16,25	36,03

Anualmente por labores de recargue de mantenimiento se ha contabilizado como promedio un total de 30 horas y al multiplicarlas por el costo por cada hora de parada, da como resultado 487,5 CUC, que representa un total de 1 080,9 CUP. Como se puede apreciar, la selección de un buen recubrimiento está plenamente justificada debido a que las sumas de dinero que se pierden por variación en la soldadura son elevadas.

3.8. Valoración del impacto medio ambiental

Es un problema frecuente en talleres y zonas de trabajo de soldadura, la degradación de la calidad ambiental, motivada por los humos y gases producidos por las emanaciones ocasionadas por la fusión de los materiales de aporte y de los mismos metales a soldar.

La solución más común consiste en despedir el aire viciado al exterior, lo cual si bien soluciona el problema inmediato, significa expulsar al exterior elementos contaminantes, acción que las legislaciones medioambientales al respecto restringen severamente. Además, en los talleres donde existe climatización, significa expulsar al exterior un aire climatizado y, por tanto, derrochar así la energía utilizada para llevarlo a esa condición. La solución óptima consiste en depurar y reciclar el aire ambiente, mediante sistemas de filtrado adecuados.

En la soldadura se generan distintos tipos de gases, entre los que están los siguientes: CO_2 CO_3, NO_2, argón, helio, óxido nitroso, ozono, entre otros. Algunos de estos gases se generan debido a la reacción de los componentes del aire (75 % de N_2 y 23 % de O_2) a las altas temperaturas del arco y en las zonas cercanas a él. También influyen los gases de protección utilizados como el CO_2 y el helio en las soldaduras con protección gaseosa.

Otra fuente de generación de gases son los compuestos existentes en el recubrimiento de los electrodos o los materiales o fundentes contenidos en el alma del alambre tubular, también de los fundentes utilizados para la soldadura a gases (OAW), la soldadura fuerte y la soldadura por arco sumergido (SAW) y por electroescoria (ESW).

Los gases más comunes que aparecen como componentes del humo de soldadura son: el ozono, los gases nitrosos y el dióxido de carbono, aunque existen otros que se presentan en ocasiones particulares y en dependencia de las características específicas del proceso que se está realizando, como por ejemplo el gas fosgeno, los fluoruros

En la soldadura GTAW de los aceros inoxidables con argón como gas de protección y corriente directa se producen las más altas emisiones de O_3. Los valores más bajos de emisión de ozono se producen durante la soldadura TIG del aluminio con argón como gas de protección y corriente alterna, con amperaje sobre los 200 A.

La razón de esto es que la corriente alterna de alta intensidad genera óxido nítrico (NO), con lo cual parte del ozono formado se transforma en dióxido de nitrógeno (NO_2) y oxígeno (O_2).

Durante la soldadura GTAW la cantidad de ozono que se genera depende en gran medida del caudal de gas de protección y de la intensidad. Otros factores de importancia son la longitud del arco, el diámetro de la tobera de gas y el tipo de gas usado.

3.9. Conclusiones del capítulo 3

- Las microestructuras obtenidas han permitido observar y analizar los importantes cambios a la que están sujetas la fundición gris y del sustrato base níquel depositado para poder lograr una unión metalúrgica deseable.
- Fue caracterizado el comportamiento microestructural según los depósitos efectuados con los diferentes electrodos para el proceso SMAW y el proceso GTAW, precisando las características de cada una de ellas en correspondencia con el depósito realizado.
- Se caracterizó las incidencias medioambientales, tanto favorable como desfavorable, que se generan en los procesos de soldadura, así como los efectos negativos de la emanación de humo de soldadura en los talleres y zonas de trabajo.

Conclusiones generales

- Al determinar el comportamiento microestructural se pudo observar variaciones en la zona fundida y zona de influencia térmica caracterizada por estructura de granos columnares cerca de la línea de fusión, así como la formación de la ferrita esquelética o de listoncillo en la zona de influencia térmica con electrodo Castec 3099.
- Al realizar la unión soldada con el electrodo UTP 8 y el alambre ER 70 S – A1, se logró resultados satisfactorios, demostrado en el comportamiento microestructural obtenido en el ensayo de doblado realizado.
- Los perfiles de dureza realizados en la unión disímil se determinó un incremento de dureza para el HF 24 de 40,3 HV, así como una dureza de 40,5 HV para el acero al carbono en la región de transición, por efecto de la estructura austenítica y de la perlita laminar.
- Al realizar la valoración económica del proceso de soldadura disímil, donde se consideró los diferentes tipos de electrodos, las máquinas y la mano de obra incurre y 30 horas por el costo por cada hora de parada, da como resultado 487,5 CUC, que representa un total de 1 080,9 CUP.

Recomendaciones

- Proponer a la empresa “Comandante Ernesto Che Guevara”, el procedimiento de soldadura disímil expuesto en este trabajo para la unión de acero al carbono hierro fundido.
- Someter a ensayos mecánico de tensión muestras soldadas de hierro fundido 24 y de acero al carbono, para determinar la resistencia mecánica de la unión disímil.
- Determinar en próxima investigación la resistencia a la corrosión en las juntas de las aleaciones de hierro fundido 24 y del acero al carbono soldado con sustrato base níquel, lo cual constituiría un aporte importante en la soldadura de materiales disímiles.

Referencias

BIBLIOGRAFÍAS

1. Aguilar, W., Boeri, R., Comportamiento a la Segregación de los Elementos de Aleación usados en Fundiciones Esferoidales de Fabricación, Jornadas SAM – IV Coloquio Latinoamericano de Fractura y Fatiga, Agosto, 2000.
2. AFS, American Foundrymen's Society, Metalcasting and Molding Processes, 1981 33-3015
3. Arivazhagan, N.; Singh, S.; Prakash, S.; Reddy, G., An assessment of hardness, impact strength, and hot corrosion behaviour of friction-welded dissimilar weldments between AISI 4140 and AISI 304, International Journal of Advance Manufacturing Technology, 2008, Vol 39 N^0 15, p. 679 – 689. ISSN: 14
4. ASTM A 352.
5. ASM HANDBOOK Vol.15. Casting. United States of America. 9 ed. ASM International, 1992, 937 p.
6. Bhadeshia, H., Atomic diffusion, Materials Science & Metallurgy, 2 year course, Metals and Alloys, 2003.
7. Badeshia, H. y Honeycombe, R. Steels, Third edition. Butterworth-Heinemann, Oxford, UK. 2006
8. Banerjee K., Chatterjee (2003) Effect of microstructure on hydrogen embrittlement of weld simulated HSLA-80 and HSLA 100 steels, Metallurgical and Materials Transaction, V. 34A, N.6, p. 1297-1309
9. Bonifaz, E., Finite Element Analysis of heat flow in single-pass arc welds. Welding Journal. May 2000.
10. Celik A., Alsaran A. Mechanical and structural properties of similar and dissimilar steel joints, Materials Characterization, V. 43, p. 311-318. 1999
11. Dobranzky J., Szabo P.J., Berecz T., Hrotko V., Portko M. Energy-Dispersive Spectroscopy and Electron Backscatter Diffraction Analysis of Isothermally Aged SAF 2507 type Superduplex Stainless Steel, Spectrochimica, V.59, p.1781-1788. 2004.
12. Doddy T. Intermediate mixed zones in dissimilar metal welds for sour service, Welding Journal, V.71, N.3, p.47-54. 1992.

13. Easterling, k., Introduction to the physical metallurgy of welding, s.l. 2nd edition, Butterworth-Heinemann, Oxford, UK., 1992.
14. Elmer, J.; Palmer, T.; Spercht, E. Direct Observations of Sigma Phase Formation in Duplex Stainless Steels Using In-Situ Synchrotron X-Ray Diffraction, Metallurgical and Materials Transactions, V.38A, N.3, p.464-475. 2007.
15. EUTECTIC CASTOLIN, Manual de soldadura, Eutectic ñ Castolin, Bogotá 2002.
16. García Y., Burgos, J.; Obtención de campos de temperaturas en juntas soldadas mediante el empleo de MEF. Revista de la Facultad de Ingeniería. Universidad Central de Venezuela.. Editorial Papiro, Venezuela, VOL 18-Nº 2, 2003. (a) Disponible en:< http://www.revelo.com.ve/programa/indice/> acceso: julio2005.
17. García Y., Burgos J. Obtención de los campos de temperaturas en juntas soldadas mediante el empleo de MEF. JIFI 2002, Simposio de la red Iberoamericana de Aceros Tradicionales y Aceros Estructurales, Avanzados. 1er, Caracas, Venezuela. 2002.
18. Goldak J., Moashi G. Numerical Aspect of modelling weld. Moashigu, Carleton University. ASM Handbook, Vol 6 Welding, Brazing and Soldering.1999.
19. Higgins R.A. Engineering metallurgy part I, 6th edition, Hodder Headline Group, London, UK. 1993.
20. Janowak, J.; Gundlach, R., Fundiciones Grises Aleadas (y2) Fundición Año XXXIII-segunda etapa- mayo-junio, 1987.
21. Joseph, A.; Sanjai, K.; Jayakumar, T.; Murugan, N., International journal of pressure vessel and piping, 2005, Vol 82, N^0 20, p.700 – 705. ISSN: 0308-0161
22. Kuziak R., Bold T., Yi-Wen Cheng., Microstructure control of ferrite-pearlite high strength low alloy steels utilizing microalloying additions, Journal of Materials Processing Technology, V. 53, p. 255-262. 1995.
23. Klueh R.L., King J.F., Griffith J.L. A simple test for dissimilar-metal welds, Welding Journal, V.62, N.6, p.154s-159s. 1983.
24. Lee, Y.H., Kim, K.T., Lee, Y.D. and Kim K.Y. Effect of W substitution on sigma and chi phase precipitation and toughness in duplex stainless steels. Material Science and Technology, 14, 757-764. 1998.

25. Lippold, J.; Kotecki, D.,Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steel. EE.UU: John Wiley & Sons Inc, 2005.
26. Lundin D. Dissimilar metal welds transition joints literature review, Welding Journal, V.61, N.2, p. 58s-63s. 1982.
27. Masubuchi, K., Analysis of welded structures: Resudual stresses, distortion, and their consequences, Massachusetts Institute of Tecnology, USA, 1980, pp.88-110, pp. 112-145, pp. 148-187, pp. 328 - 335.
28. Martins M., Casteletti L.C. (2009) Sigma Phase Morphologies in Cast and aged Super Duplex Stainless Steel, Materials Characterization, v.60, p. 792-795.
29. Marulanda, J.; Zapata, A. y Mesa, D., Fundamentos de la soldadura de metales. Universidad TecnolÛgica de Pereira. 2007.
30. Madhusudan, G.; Srinivasa, R., Microstructure and mechancial properties of similar and dissimilar stainless steel electron beam and friction welds, International Journal of Advance Manufacturing Technology, 2009, Vol 45, N^0 5, p. 875 – 888. ISSN: 1433-3015
31. Meo M., Vignjevic R. Welding Simulation Using FEA. Vignjevic College Of Aeronautics, Cranfield University,Bedford, UK, MK 43 0AL 1999.
32. Metzger G., Lison R. Electron beam welding of dissimilar metals, Welding Journal, V.55, N.8, p. 230s-240s. 1976.
33. Micharelis P. Minimization of welding residual stress and distortion in large structure. The Penn State University, University Park. P.A., 2003. Disponible en: <http//www.me.psu.edu/micharelis/pubs/wj99.pdf> acceso: marzo 2004.
34. Nelson D.E., Baeslack III W.A., Lippold J.C. Characterization of the weld structure in a duplex stainless steel using color metallography, Metallography, V.18, p. 215-225. 1985.
35. Oystein G., Modelación Metalúrgica de la soldadura. 2da Ed. P 509 – 526. Instituto de Materiales, Londres, Inglaterra. 1994.
36. Pardal J.M., Tavares S.S.M., Fonseca M.C., Souza J.A., Corte R.R.A., Abreu H.F.G. Influence of the grain size on deleterious phase precipitation in superduplex stainless steel UNS S32750, Materials Characterization, V.60, p. 165-172. 2009.

37. Parlane A. Origin and nature of residual stress in Welded Joints. Welding Institute.1980.
38. Reddy G.M., Rao K.S., Sekhar T. Microstructure and pitting corrosion of similar and dissimilar stainless steel welds, Science and technology of welding and joining, V.13, N.4, p.363-377. 2008.
39. Ricks R., Howell, P., Barrite, G. The nature of acicular ferrite in HSLA steel weld metals, Journal of Materials Science, V.17, p. 732-740. 1982.
40. SAGER S.A. Manual de soldadura, SAGER, Cali. 2004.
41. Samal, M., Balani, K., Seidenfuss, M., Ross, E. An experimental and numerical investigation of fracture resistance behaviour of a dissimilar metal welded joint, Journal of Mechanical Engineering Science, V.223, p. 1502-1523. 2009.
42. SANVIDK MATERIAL TECHNOLOGY, 2006.
43. Sawhill, J., Welding HSLA line pipe steels, Metallovedenie, N.7, p. 56-60. 1977.
44. Sieurin H., Sandström R. Sigma phase precipitation in duplex stainless steels 2205, Materials Science and Engineering, A 444, p. 271-276. 2007.
45. Smith, W., Fundamentos de la ciencia e Ingeniería de Materiales, Concepción Fernández España, Madrid. 2005.
46. Villanueva D.M.E., Junio F.C.P., Plaut R.L., Padilha A.F. Comparative Study on Sigma Phase Precipitation of Three types of Stainless Steels: Austenitic, Superferritic and Duplex, Material Science and Technology, V.22, N.9, p. 1098-1104. 2006.
47. Wang, J., Effect of Martensite and Austenite on Grinding Media Wear, Wear 122, 1998, págs. 285 - 299.
48. Weber L., Uggowitzer P.J., Partitioning of chromium and molybdenum in super duplex stainless steel with Respect to nitrogen and nickel content, Materials Science and Engineering ,V. A242, p.222-229. 1998.
49. Zhang W., Elmer J.W., DebRoy T. Integrated modelling of thermal cycles, austenite formation, grain growth and decomposition in the heat affected zone of carbon steel, Science and Technology of Welding and Joining, V.10, N.5, p.574-582. 2005.