



MINISTERIO DE EDUCACIÓN SUPERIOR
INSTITUTO SUPERIOR MINERO METALÚRGICO DE MOA
“Dr. Antonio Núñez Jiménez”
FACULTAD METALURGIA ELECTROMECAÁNICA
DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA MECÁNICA

TESIS EN OPCION AL TITULO DE INGENIERO MECANICO

**Título: Soldabilidad de la aleación disímil HK – 40 y
del HF 24 empleadas en un difusor**

AUTOR: Reyner Ramírez Matos

**TUTORES: Dr. C. Tomás Hernaldo Fernández Columbié
M Sc. Rodney Enrique Correa Suárez**

**Moa, 2012
“Año 54 de la Revolución”**



Declaración de Autoridad

Yo: Reyner Ramírez Matos

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.

Reyner Ramírez Matos

Dr. C. Tomás H. Fernández Columbié

M Sc. Rodney E Correa Suárez



Agradecimientos:

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

A mis tutores por confiar en mí en la realización de este trabajo, el Dr. C. Tomás Fernández Columbie y el M Sc. Rodney E. Correa Suárez.

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

A mis amigos que siempre creyeron en mí.

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

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

A todos

Muchas Gracias.



Dedicatoria

Quiero dedicar este trabajo a mis familiares.

A mi madre: María Orlindes Matos Torrente.

**A la memoria de mi padre: Salvador Ramírez
Quijala.**

A mi hija: Elizabeth Ramírez Fernández.

**A mí querida y estimada esposa: Irisney
Fernández Pérez.**

A mi hermana: Beatriz Avalo Matos.

A mis amigos.

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



Resumen

Este trabajo tiene como objetivo establecer el comportamiento microestructural de una unión disímil de hierro fundido 24 y de la aleación HK 40, la cual ha de ser realizada en un difusor de la CTE "Lidio Ramón Pérez" de la localidad de Felton. Para realizar el trabajo se realizó una caracterización química de ambas aleaciones, luego por el proceso de mecanizado se prepararon un total de nueve muestras, las que fueron soldada por proceso manual por arco eléctrico (SMAW), los electrodos revestidos empleados fueron el 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. Se le realizó el análisis de microdureza en cada unión. Por último se realiza la valoración económica y el impacto medio ambiental.



Abstract

It is paper has as objective to establish the behaviour microstructure of an union cast iron dissimilar 24 and of the alloy HK 40, which must be carried out in a diffuser of the CTE "Lidio Ramón Pérez" of the town of Felton. To carry out the work he was carried out a chemical characterization of both alloys, then for the process of automated got ready a total of nine samples, those that were soldier for process manual for electric arch (SMAW), the electrodes lined employees were the E 312 - 16, the UTP 65 and the Castell Xiron 244, being demonstrated in the analysis microstructure and in the diagram of Schaeffler that the disposition of the union with the electrode E 312 - 16 cause the appearance of structure interdendritic with origin to the white foundry, being more favourable the union with the electrode UTP 65. He/she was carried out the micro hardens analysis in each union. Lastly he is carried out the economic valuation and the half environmental impact.



TABLA DE CONTENIDOS

SÍNTESIS	Pág
INTRODUCCIÓN.	1
CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS	
1.1. Introducción	4
1.2. Generalidades de los aceros empleados en plantas de generación	4
1.3. Características de las fundiciones	5
1.3.1. Hierros fundidos grises	6
1.3.2. Hierros de elevada aleación	8
1.3.3. Efecto de los elementos de aleación en el hierro fundido	9
1.4. Aceros inoxidable fundidos	10
1.5. Generalidades de la soldadura por arco eléctrico	11
1.5.1. Técnicas para mantener la integridad de las soldaduras	13
1.5.2. Poscalentamiento de las uniones soldadas	14
1.5.3. Tratamientos térmicos realizados a las uniones soldadas	14
1.6. Soldabilidad de las fundiciones	15
1.6.1. Soldabilidad de los aceros inoxidable	16
1.6.2. Precipitación de carburos en borde de grano	17
1.6.3. Formación de fase sigma	17
1.7. Tensiones en las uniones soldadas	18
1.8. Soldadura de aceros disímiles	19
1.9. Objetivos de los procesos de soldadura	19
1.10. Conclusiones del capítulo 1	20
CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS.	
2.1. Introducción	22
2.1. Composición química de la aleación HK 40	22
2.2. Plan experimental	23
2.3. Máquina de soldar empleada en la soldadura	24
2.4. Metales de aporte empleados	24
2.4.1. Características del electrodo E 312 – 16	25
2.4.2. Características del electrodo UTP 65	25



2.4.3. Características del electrodo Eutectic - Castec Xyron 244	25
2.5. Diagrama de Schaeffler	26
2.6. Preparación metalográfica	27
2.6.1. Corte de las muestras	28
2.6.2. Desbaste de las muestras	28
2.6.3. Pulido y ataque de las muestras	29
2.6.4. Observación microscópica y comportamiento microestructural	29
2.6.5. Ensayo de microdureza aplicado a las muestras	31
2.7. Determinación del Número de Ferrita (FN)	31
2.8. Cálculo de costos de soldadura	32
2.8.1. Cantidad de electrodos	33
2.8.2. Cálculo de consumos en la soldadura de unión	33
2.9. Cálculo del ciclo térmico del arco de soldadura	34
2.9.1. Cálculo de la potencia térmica completa	34
2.9.2. Cálculo de la potencia térmica efectiva	35
2.9.3. Cálculo de la energía específica	35
2.10. Conclusiones del capítulo 2	36
CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS	
3.1. Introducción	37
3.2. Análisis de las microestructuras de la soldadura disímil	37
3.3. Análisis de la composición química del depósito	43
3.3.1. Análisis del depósito del electrodo UTP 65	44
3.3.2. Análisis del depósito del electrodo AWS E 312 – 16	45
3.4. Comportamiento de la dureza	46
3.5. Valoración económica	48
3.6. Impacto medio ambiental	49
3.6.1. Medidas para prevenir las afectaciones al sistema óseo-muscular	49
3.7. Conclusiones del capítulo 3	50
CONCLUSIONES GENERALES	
RECOMENDACIONES	
REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS	



Introducción

Las fundiciones aleadas son aquellas que contienen Ni, Cr, Mo, Cu en porcentajes suficientes para mejorar las propiedades mecánicas de las fundiciones ordinarias o para comunicarles alguna otra propiedad especial, como alta resistencia al desgaste, alta resistencia a la corrosión y al calor. Los elementos de aleación modifican la microestructura de las fundiciones y con ello su dureza y resistencia, estando en ocasiones estos cambios influenciados, además, por una variación de la templabilidad. Los elementos de aleación modifican también como en los aceros, la situación de los puntos críticos y además ejercen una acción muy importante y compleja de la grafitización. Otros elementos como el cromo, manganeso, y molibdeno son formadores de carburos, son elementos que tienden a formar fundición blanca en vez de gris y dificultan la grafitización. Una de las formas en que se clasifican las fundiciones es de baja y media aleación, que se caracterizan por tener pequeñas cantidades de Ni, Cr, Mo y Cu, generalmente en porcentajes inferiores a 5 %. En general, son fundiciones de alta resistencia a la tracción, de 250 a 500 MPa, muy superior a la de las fundiciones ordinarias. Suelen ser de estructura perlítica, sorbítica, bainítica y martensítica. También pertenecen a este grupo de fundiciones de baja aleación las fundiciones con 1 a 2 % de cromo resistentes al calor y las fundiciones martensíticas muy resistentes al desgaste.

En esta familia, se suelen agrupar las fundiciones muy resistentes al desgaste, al calor y a la corrosión y cuya micro estructura suele ser austenítica o ferriítica.

La determinación cuantitativa del desgaste ha sido de interés para la mayoría de los tribólogos de diferentes épocas, ya que ello permite incorporar a los cálculos de diseño, el efecto de la fricción y el desgaste (Reyes, 2001). Dado que este proceso ya sea de un tipo u otro, constituye un fenómeno complejo, como ya se ha señalado; donde simultáneamente actúan de forma muy interrelacionadas varios factores, la práctica muestra que la forma natural del desgaste de las piezas depende en gran medida de la forma, características de los materiales, condiciones de explotación y estado de fricción de los pares cinemáticos (Shuls, 1990; Kragelski, 1981; Kosteszky, 1976; Mohammed, 1992 y Mohammed, 1993).



Situación Problemática

En la Termoeléctrica “Capitán Lidio Ramón Pérez”, se emplean bombas verticales, sumergidas en agua de mar, los impelentes del difusor fabricados de HF 24, por el trabajo continuo han venido presentando problemas de desgaste, lo cual conlleva a pérdidas constantes en la transportación del fluido, para mitigar el defecto se ha propuesto suplementar la superficie fatigada con una aleación del tipo HK – 40, unión que se ha de realizar con el proceso de soldadura manual por arco eléctrico (SMAW).

Problema

Desconocimiento del comportamiento microestructural en la unión soldada de la aleación HF 24 y la HK – 40, que se emplean en un difusor bajo condiciones de agua de mar, en la Termoeléctrica “Capitán Lidio Ramón Pérez”.

Hipótesis

Luego de realizar el proceso de soldadura por arco eléctrico de la aleación HK – 40 y la de HF 24 con el empleo de electrodos del tipo UTP 65, el CASTEC XYRON 244 y el E – 312 – 16, entonces es posible determinar las condiciones de soldabilidad de ambas aleaciones.

Objeto de la investigación

Unión por soldadura manual por arco eléctrico de la aleación HK – 40 y la del HF 24.

Objetivo

Determinar la soldabilidad de una unión a tope de la aleación HK – 40 y de HF 24 con el empleo de la soldadura manual por arco eléctrico con diferentes tipos de electrodos.

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. Establecimiento del estado del arte y sistematización de los conocimientos y teorías relacionadas 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 con electrodo revestido.
4. Fundamentación de las inestabilidades metalúrgicas que surgen en el proceso de soldadura cuando se somete a proceso de unión con electrodo revestido.
5. Planteamiento de los efectos económicos, sociales y ambientales del proceso de soldadura.

CAPÍTULO 1

CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS

1.1. Introducción

En la soldadura de mantenimiento, generalmente, no se conoce con exactitud el metal base a soldar; las piezas son contaminadas por corrosión y fracturadas y ningún caso es repetitivo, por lo que el soldador debe tener un claro conocimiento de los diferentes materiales de aporte y las recomendaciones técnicas de los fabricantes de los materiales; además se debe buscar la homogeneidad, que tanto el material base como el material de aporte deben tener la misma composición y propiedades, por lo que es necesario una permanente capacitación y actualización en sus conocimientos.

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

El capítulo tiene como objetivo realizar la búsqueda bibliográfica relacionada con los procesos de soldadura por arco eléctrico, así como uniones disímiles relacionadas con el HF 24 y la aleación HK 40.

1.2. Generalidades de los aceros empleados en plantas de generación

Desde hace décadas, el objetivo principal que se pretende conseguir en las plantas de generación de energía es el aumento de la eficiencia térmica. En un primer término, este incremento hace reducir la cantidad de combustible utilizado para obtener los mismos rendimientos y por lo tanto, las emisiones de gases contaminantes de efecto invernadero se ven igualmente reducidos, por kilowatio producido (Ennis y Filemonowicz, 2002 y Nomoto et al., 2006).

Por lo tanto, los componentes de las plantas de generación de energía operando en condiciones supercríticas y ultrasupercríticas deberán ser de materiales desarrollados para soportar estas condiciones más agresivas, tanto desde el punto de vista mecánico como de resistencia a la oxidación en vapor.

Desde el punto de vista mecánico, mayores condiciones de operación implican el uso de materiales cuya resistencia a la fluencia en caliente, fatiga y corrosión sean adecuados. Existen aceros ferrítico - martensíticos que presentan unas propiedades de resistencia a la fluencia en caliente aceptables a temperaturas de 650 °C, reemplazando a otros tipos de aceros, utilizados hasta temperaturas de 530 – 565 °C (Ennis y Quadackers, 2007).

1.3. Características de las fundiciones

Las fundiciones son aleaciones de hierro y carbono, donde el porcentaje de carbono está entre el 2,08 % y el 6,67 %, con cantidades de silicio del 1 al 4 %, de manganeso hasta 1 %, bajo azufre y fósforo, donde el carbono puede estar en forma de grafito, con diferentes formatos o conformando carburos como la cementita. Sin embargo, la relación entre el carbono y silicio, principalmente (denominado carbón equivalente), permite obtener en estos materiales un contenido total de estos dos elementos cercano a 4,26 % (punto eutéctico en el diagrama FeC estable). Así, cuando el contenido de carbono es más elevado de lo que permite la relación de carbono equivalente, se obtienen fundiciones con una gran fragilidad. Por tal motivo, la mayoría de estos materiales comerciales contienen una cantidad comprendida entre el 2,5 y el 4 % máximo de carbono (ASM HANDBOOK, 1992).

Las fundiciones o hierros fundidos pueden ser divididos en dos grandes familias, los hierros fundidos ordinarios, a base de hierro, carbono, silicio, manganeso, fósforo y azufre y los hierros fundidos aleados, donde son adicionados otros elementos como cobre, vanadio, titanio, cobalto, para mejorar propiedades mecánicas y de superficie. Como fundiciones ordinarias pueden ser clasificadas las fundiciones gris, la blanca, la nodular, la maleable, donde la diferencia en la microestructura depende básicamente de la forma de solidificación y de los procesos de grafitizado e inoculado utilizado (Mesa, 2003).

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

Debido a sus propiedades, las fundiciones suelen utilizarse para la fabricación de bloques de motor, bancadas de máquinas herramienta, soportes, cuerpos de bombas (AFS, 1981; ASM HANDBOOK, 1992; Mesa, 2003).

Las propiedades mecánicas de las fundiciones de hierro dependen de la microestructura y la distribución de los constituyentes microestructurales. El constituyente microestructural que tiene mayor efecto sobre las propiedades es el grafito, donde la cantidad, tamaño y la forma de las partículas afectan la resistencia y la ductilidad del material. La microestructura de la matriz que rodea las partículas de grafito también afecta las propiedades mecánicas, esta matriz es básicamente la misma que presenta un acero, es decir, ferrítica, perlítica, austenítica o martensítica, el tipo de matriz obtenida en la fundición depende de la composición química, velocidad de enfriamiento y tratamiento térmico, de ahí la obtención de los diferentes tipos de fundiciones. Las fundiciones más comúnmente soldables son: fundición gris, maleable, nodulares y austenítica (Aguilar, 2000).

Cuando el material se calienta, como en el caso de la realización de una soldadura, la matriz se puede enriquecer localmente de carbono y debido al enfriamiento rápido, en la zona afectada térmicamente, pueden llegar a formarse fases duras y frágiles que pueden causar agrietamiento. Debido a estos factores metalúrgicos, los hierros fundidos son más difíciles de soldar que los aceros al carbono, además, las eficiencias (recuperación de las propiedades mecánicas de las piezas), en las juntas no alcanzan el 100 %. Para obtener soldaduras exitosas en estos materiales se debe desarrollar un buen procedimiento, además de contar con soldadores calificados para desarrollar este tipo de soldadura y electrodos de baja entrada de calor.

1.3.1. Hierros fundidos grises

Para explicar el hierro fundido gris es necesario entender que el carburo de hierro es básicamente una fase metaestable y que con un enfriamiento anormalmente lento (o en presencia de ciertos aleantes como el silicio) se cristalizará el grafito (carbono puro) y el hierro (figura 1.1).



Figura 1.1. Hojuelas de grafito en el hierro fundido gris. Fuente: Sánchez (2007).

Si se calienta el carburo de hierro por un periodo prolongado se descompondrá de acuerdo a la reacción siguiente: Carburo de hierro Hierro + C (grafito)

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

Las hojuelas adoptan diferentes patrones irregulares o tipos. El tipo y tamaño de hojuela se determina de manera tradicional por simple comparación contra el patrón ASTM (American Society for Testing and Materials), norma A 247. Esto se realiza mediante observaciones de microscopía óptica a 100 X sobre probetas pulidas a espejo, sin ataque químico.

En general, se habla de 5 tipos de hojuelas, denominados A, B, C, D y E como se aprecia en la figura 1.2.

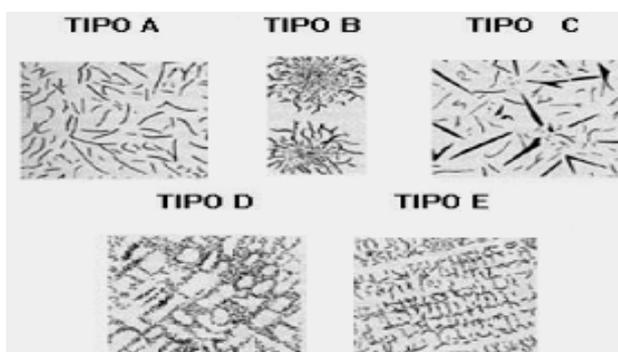


Figura 1.2. Tipos de hojuelas en los hierros grises, según clasificación de ASTM.

En general para la mayoría de las aplicaciones se prefieren las hojuelas del tipo A de tamaño pequeño, los tamaños grandes reducen la resistencia y la ductilidad del hierro como resultado de interrumpir seriamente la continuidad del material.

El hierro fundido gris por lo general no se trata térmicamente como el acero, pero muchas de sus propiedades pueden variar con tratamientos térmicos. El recocido puede liberar los esfuerzos, ablandar el hierro y hacerlo fácil de maquinar.

El sistema de identificación de ASTM para los hierros fundidos grises establece que el número que lo identifica corresponda a la resistencia a la tensión mínima en MPa, de tal manera que hierro gris ASTM No. 20 tiene una resistencia mínima a la tensión de 140 MPa (John, 2002).

1.3.2. Hierros de elevada aleación

Walton, (1981); Petty, (1968); ASTM A 352 clasifican a los hierros de elevada aleación como un grupo independiente de aleaciones de hierro fundido, donde las propiedades dependen directamente de la influencia de los elementos de aleación. En estas aleaciones de hierro fundido, el contenido de aleación está bien por encima del 4% y consecuentemente no pueden ser producidos por aleación en cuchara, como el resto de las aleaciones conocidas. Ellos usualmente son producidos en fundiciones con equipamiento especializado para producir hierros de elevada aleación. Sin embargo esta afirmación es solo aplicable cuando la suma total de los elementos de aleación está muy por encima de 4 %.

Petty (1968); Sy (1959) y Krause (1969) y muchos otros, entre los que se encuentra un artículo de Key-to Steel (2000) señalan que los elementos como el cobre y el níquel tiene un efecto grafitizante durante la transformación eutéctica, sin embargo durante la transformación eutectoide dificultan la difusión del carbono promoviendo la formación de carbono combinado; mientras otros elementos como el cromo y el molibdeno son formadores de carburos y aumentan su estabilidad. El manganeso favorece la formación de carbono combinado, además de tener una afinidad especial con el azufre, lo cual le proporciona una aplicación insustituible.

Otro efecto de estos elementos es conducir el proceso de solidificación según los mecanismos de transformación de la austenita en perlita, bainita o martensita y de ahí la formación de diferentes microestructuras.

Petty (1968) y en la Key-to-steel (2000) señalan que entre los hierros de elevada aleación se destacan:

- Los hierros aleados con níquel: los cuales deben ser templados para ser usados en aplicaciones donde predomine el desgaste abrasivo. Su matriz es austenítica. Un material típico de este grupo es el Ni-Resist resistente a la corrosión y al calor.
- Los hierros aleados con cromo: presentan elevada dureza y resistencia al desgaste abrasivo. Este tipo de hierro aleado es muy poco maquinable.
- Aleados con cromo y níquel: entre este tipo de hierros se destaca el Ni-Hard, el cual presenta una matriz martensítica con carburos del tipo $(Fe,Cr)_3C$, con durezas elevadas, pero con una maquinabilidad muy limitada.
- Aleados con molibdeno: el molibdeno es el endurecedor más efectivo del hierro fundido. Se emplean niveles de 1 % generalmente y provoca la formación de estructuras aciculares con una elevada dureza, lo cual limita considerablemente su maquinabilidad.

Los hierros fundidos ya no resultan tan baratos como el hierro gris no aleado y también presentan menor colabilidad y maquinabilidad que éste.

1.3.3. Efecto de los elementos de aleación en el hierro fundido

La influencia de los elementos de aleación está relacionada fundamentalmente con el control de la transformación de la austenita.

El carbono es sin lugar a dudas, después del hierro, el elemento más importante; se le puede encontrar combinado con el hierro (carbono combinado) en forma de carburo (o cementita con 6,67 % C) o en el estado libre de grafito (carbono libre o grafitico).

Entre los factores que influyen en que el carbono se encuentre en una u otra forma están la velocidad de enfriamiento y la presencia de elementos grafitizantes. Un enfriamiento lento y la presencia de silicio, níquel, cobre; facilitan la formación de grafito, por lo que la solidificación se puede explicar mediante el empleo del diagrama estable, como señala Van de Velde (1999).

La forma, cantidad, tamaño y distribución de las láminas de grafito deben ser controladas cuando se requiere obtener fundiciones de calidad. Por otra parte un enfriamiento rápido y la presencia de agentes formadores y/o estabilizadores de

carburos como el cromo y el molibdeno, dan lugar a la formación de carburos y la solidificación se explica a través del diagrama metaestable.

El hierro que se obtiene así presenta elevada dureza y no puede ser mecanizado con los medios normales en las máquinas herramienta. En realidad el proceso de solidificación del hierro fundido es un proceso muy complicado, como puntualiza Van de Velde (1999); pues aún después de un período superior a 100 años, quedan algunos aspectos sin explicación sobre el doble diagrama Fe-C, no por la existencia de un doble sistema, ni porque las aleaciones con un muy alto contenido de carbono no pueden ser explicadas por este sistema, sino por la variedad de diagramas de que se dispone.

Otro aspecto que debilita los diagramas actuales es la formación de carburos a una temperatura tan baja como 1 080 °C, cuando se alea con elementos como el silicio, el cual solo se disuelve en la austenita sin intervenir en la composición de los carburos.

Los elementos de aleación pueden provocar cambios en la velocidad de enfriamiento del hierro gris. El silicio contribuye a la formación de ferrita y austenita. Algunos autores Krause (1969); Janowak (1982) plantean que el silicio disminuye la solubilidad del carbono en la austenita y favorece la difusión del carbono, por lo que favorece la formación de grafito a partir de la descomposición de los carburos primarios.

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

1.4. Aceros inoxidables fundidos

Los aceros inoxidables fundidos usualmente se dividen en dos grupos principales: los termo - resistentes, pertenecientes a la serie H y los resistentes a la corrosión, pertenecientes a la serie C.

Plantea De Meyer et al. (2001), que del total de la producción mundial de aceros inoxidables, el 52 % pertenece a los aceros austeníticos inoxidables al cromo-níquel, la selección de estos materiales para aplicaciones que implican resistencia a la corrosión a altas temperaturas requiere de un conocimiento profundo sobre los mecanismos y la cinética de la formación de capas superficiales, su composición química, estructura, mecanismos de difusión. Todos estos factores y otros que están estrechamente relacionados con las propiedades mecánicas y estructurales a altas temperaturas permiten la adecuación del acero para usos específicos.

Importantes contribuciones al conocimiento de algunas de las regularidades manifestadas en roturas de componentes fabricados con aceros fundidos de la serie H realizan Ebert, 1976 y Roach y Van Echo, 1981. Como aportes importantes, Ebert se refiere a problemas de agrietamiento en tubos de hornos de pirólisis fabricados de HK 40 durante procesos de recuperación por soldadura a la intemperie y los efectos de las fases de carburos en la reducción de la ductilidad de la aleación a temperatura ambiente como consecuencia de la exposición de la aleación a elevadas temperaturas durante tiempos prolongados. Por su parte, Roach y Van Echo reportan las propiedades de fluencia de uniones soldadas también en la aleación HK- 40.

Otro acercamiento al conocimiento de las características de los aceros de la serie H después de ensayos de fluencia lo proporciona Davis, 1997, al mostrar micrografías de aceros austeníticos fundidos del tipo HH y HK-40 después de ensayos de creep con tiempos de rotura de hasta 1 000 horas. En este caso, sólo se reporta la presencia de fases sigma en la aleación HH sin profundizar en otras cuestiones esenciales como la estequiometría, composición y el mecanismo de precipitación, entre otras.

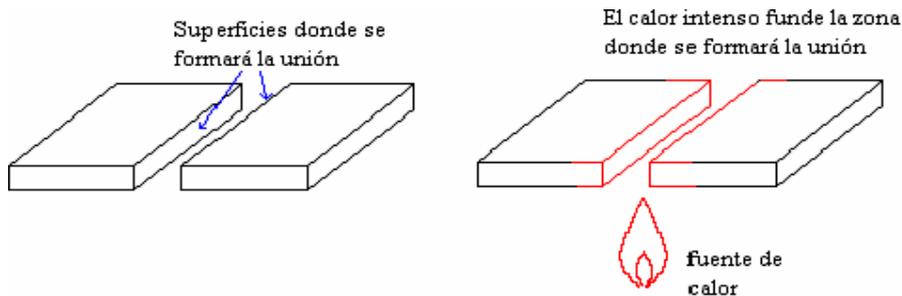
Otro trabajo relacionado con acero inoxidable austenítico del tipo HK 40 es el relacionado con Velázquez (2002) quien establece las principales regularidades que definen el comportamiento del mecanismo de fractura en brazos de hornos de reducción de la Empresa Che Guevara fabricados con la aleación HH, así como el establecimiento del estado tenso-deformacional en brazos fabricados con la aleación HH donde aplica el mecanismo de desarrollo y propagación de microgrietas elasto-plásticas a través de los métodos numéricos y experimentales, concluye el autor que

el uso de la aleación es factible para trabajar en condiciones de carga bajo determinados regímenes de operación.

1.5. Generalidades de la soldadura por arco eléctrico

La soldadura (figura 1.3) es un proceso de unión por medio de fusión que consiste en lo siguiente:

a) Aplicación de calor intenso en la zona donde se formará la unión con el objeto de fundir un pequeño volumen de material.



b) El calor se aplica el tiempo suficiente para permitir que se mezclen los líquidos provenientes de las dos o más piezas a ser unidas. Esta mezcla puede ser directa, cuando solamente se mezclan los materiales de las piezas a unir, o indirecta cuando el material de las piezas se mezcla con material de relleno para formar la unión.

c) Cuando la mezcla se deja enfriar y solidificar, se establece una unión metalúrgica entre las piezas. Debido a que esta unión es fundamentalmente el producto de la mezcla de los materiales de las piezas, tiene la potencialidad de exhibir las mismas propiedades mecánicas que posean las piezas. En otras palabras, las propiedades del material base pueden ser reproducidas en la zona de unión.

La soldadura como tal, es un proceso que involucra muchos fenómenos metalúrgicos entre ellos fusión, transformaciones de fase durante la solidificación, transformaciones de fase de estado sólido, deformaciones causadas por el calor, crecimiento de grano, difusión y tensiones de contracción, que pueden causar muchos problemas prácticos. Estos problemas pueden ser minimizados y hasta solucionados aplicándose principios metalúrgicos apropiados a dicho proceso.

Es importante destacar, que al hablar de principios metalúrgicos, debe tenerse en cuenta que la metalurgia de la soldadura difiere de la metalurgia convencional en ciertos puntos de vista, sin embargo, en términos generales, se puede decir que la metalurgia de la soldadura estudia el comportamiento del metal durante el proceso

de soldado y los efectos de este en las propiedades de la pieza soldada (Gómez, 1993; Electromanufacturas S.A., 2000 y Marulanda et al., 2007).

Para realizar adecuadamente un proceso de soldadura, se requiere conocer las leyes de dilatación y contracción de los aceros a soldar, fenómenos propios que sufren los mismos al ser calentados. Durante un proceso de soldadura, el calentamiento es localizado y no hay uniformidad en la temperatura de la pieza, además, las diferentes formas y geometrías que pueden presentar las piezas, hacen que sea factible la distorsión de esta, debido a que, a medida que se va solidificando el cordón de soldadura este se contrae, generando esfuerzos en este y en la zona afectada térmicamente.

Estos esfuerzos, que son los encargados de causar la distorsión o la rotura prematura de la pieza en el área de soldadura, pueden ser eliminados o disminuidos por tratamientos térmicos o mecánicos (Marulanda et al., 2007 y EUTECTIC CASTOLIN, 2002).

1.5.1. Técnicas para mantener la integridad de las soldaduras

Las técnicas como el precalentamiento, poscalentamiento, alivio de tensiones y martillado, buscan, además de mantener las propiedades del metal base, que la pieza al final del proceso de soldado se mantenga con la forma y dimensiones originales, evitando distorsiones, esfuerzos residuales, aparición de fases frágiles, agrietamiento, entre muchos otros problemas que pueden aparecer durante la operación de la soldadura (Electromanufacturas, 2000 y SAGER S.A., 2004).

Los metales son buenos conductores de calor, razón por la cual este calor, es transferido rápidamente desde el cordón de soldadura, a toda la masa metálica, lo que conlleva a un enfriamiento relativamente rápido. Ese enfriamiento contribuye a la formación de microestructuras perjudiciales en la región soldada y en zonas aledañas. El precalentamiento de la junta, es una manera de reducir la velocidad de enfriamiento del metal. La temperatura de precalentamiento puede variar desde 508 °C a 5 408 °C, siendo mas comúnmente aplicada en el intervalo de 1 508 °C a 4 008 °C (INDURA S.A, 1999 y EUTECTIC CASTOLIN, 2004).

El precalentamiento es un medio efectivo para reducir el agrietamiento del cordón de soldadura y del metal base. El precalentamiento del metal base, cerca de donde se

va a realizar la soldadura minimiza o elimina el riesgo de formación de estructuras duras y frágiles, especialmente en la zona afectada térmicamente. Además la soldadura solidifica con menos esfuerzos debido a que la contracción ha sido más uniforme. El objetivo del precalentamiento y también del postcalentamiento es mejorar la ductilidad, bajar dureza y disminuir la posibilidad de agrietamiento durante el enfriamiento.

1.5.2. Poscalentamiento de las uniones soldadas

El poscalentamiento de la junta soldada se realiza inmediatamente después de realizar la soldadura. Este tratamiento es bien diferente de otros ejecutados después del enfriamiento de la soldadura tales como alivio de tensiones, revenido y recocido. El poscalentamiento tiene la misma función del precalentamiento y es la de mantener la temperatura de la pieza en un nivel elevado de tal manera que la junta soldada se enfríe lentamente. Así como en el precalentamiento, el resultado es una ductilidad mayor en la región soldada.

1.5.3. Tratamientos térmicos realizados a las uniones soldadas

Durante la aplicación del cordón de soldadura, el calor aportado se disipa rápidamente alejándose de la fuente. Como el charco metálico lleva una velocidad de avance se forman isoterms de forma aproximadamente elípticas alrededor de la fuente de calor. El intervalo de temperatura por las que pasa cada punto puede dar lugar a transformaciones fases que afectan las características de la unión soldada, estas características depende de numerosos factores como la geometría de la unión soldada, temperatura de precalentamiento, espesor de la pieza, calor aportado por el proceso de soldadura, influyendo en la estructura metalúrgica, propiedades mecánicas y en la sanidad de la unión soldada.

Esto permite adoptar ciertas precauciones para reducir efectos perjudiciales en las piezas soldadas. Además un buen control del ciclo térmico de la soldadura, permite obtener cordones sanos, sin que se produzcan alteraciones de las propiedades de los metales después de soldados (Gómez, 1993; Electromanufacturas S.A., 2000 y Marulanda et al., 2007).

Después de aplicar el cordón de soldadura en la junta, se presentan tres zonas bien definidas (figura 1.1), las cuales son; Zona de Fusión: es la zona donde el metal de

soldadura fue depositado, es la parte del metal que se fundió y después se solidificó durante el proceso de soldadura. Esta zona puede estar compuesta de metal base fundido, metal de aporte o una mezcla de metal de aporte y metal base; la Zona Afectada Térmicamente (ZAT): es la parte del metal adyacente a la zona de fusión, que ha sido calentada durante el proceso de soldadura, hasta una temperatura que puede producir algunos cambios metalúrgicos significativos.

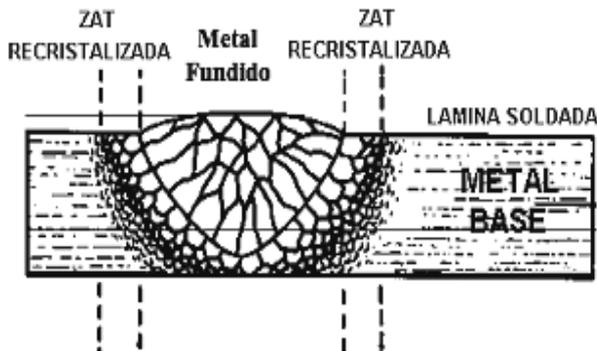


Figura 1.1. Esquema de las zonas involucradas en un cordón de soldadura.

Fuente: SAGER S.A. (2004).

Estos cambios pueden ser crecimiento de grano, revenido del metal, endurecimiento o incluso la fragilización del material. Desde el punto de vista de soldabilidad, la ZAT es más crítica y se debe poner mayor atención, incluso que la zona de fusión del metal, y el Metal Base: es todo el material metálico que no fue afectado por el calor aportado en el proceso de soldadura y su estructura metalúrgica permanece igual.

1.6. Soldabilidad de 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 metal base y la unión se produce por el metal 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 metal 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.

Cuando se precalienta 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, forma y tamaño de la pieza. Mientras mayores sean los espesores y complejidad de las piezas a soldar, mayor cuidado debe tenerse para evitar altas velocidades de enfriamiento que pueden conllevar a agrietamiento del cordón de soldadura o del metal 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 metal base, donde la aplicación de un determinado tipo de electrodo, ejerce una gran influencia sobre el resultado final. La selección de un electrodo para soldar hierro fundido puede ir desde el acero hasta el níquel, incluyendo aleaciones de monel (70 % Ni y 30 % Cu) y los aceros inoxidable (Cr - Ni).

Los electrodos más comunes para soldar hierro fundido son los de núcleo metálico de aleación de níquel, 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).

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

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

1.6.1. Soldabilidad de los aceros inoxidables

Los aceros inoxidables austeníticos se especifican normalmente por su excelente resistencia a la corrosión. La soldadura puede reducir esa resistencia en ambientes agresivos. En la soldadura, el calor que se genera produce un gradiente de temperatura en el metal base. La soldadura también puede inducir tensiones residuales en el área soldada, lo cual en ciertos ambientes puede resultar en roturas por corrosión bajo tensión.

1.6.2 Precipitación de carburos en borde de grano

Bermúdez (2003) plantea que elementos aleantes como el Cr, el Ti y el Nb, tienen una alta reactividad con el C y el N, componentes habituales del acero. Esta reactividad se incrementa con la temperatura y la posibilidad de una cierta motilidad atómica. De esta forma, la mayor precipitación de carburos y nitruros tiene lugar cuando se alcanzan temperaturas en el rango de 500 - 800 °C, temperaturas que están presentes en las operaciones de soldadura.

La formación de carburos precipitados en borde tiene dos consecuencias negativas:

- Por una parte se produce un empobrecimiento local de carbono, generándose unos cristales frágiles intergranulares, lo que significa facilidad de rotura o de caminos de rotura.
- Por otra parte se empobrece la zona en Cr, lo que significa que la capa de óxido de Cr característica de los inoxidables no podrá regenerarse, dando lugar a problemas de corrosión en la zona descromada.

Cuando se produce la formación de estos carburos de cromo (Cr_{23}C_6), decimos que el material está sensibilizado.

Las consecuencias generales de la sensibilización son:

- Disminución de la resistencia a la corrosión en general, por picaduras y por aireación diferencial.
- Aparición de corrosión intergranular.
- Disminución de la ductilidad.
- Disminución de la tenacidad y asociado incremento de la fragilidad.

1.6.3. Formación de fase sigma

Una pequeña cantidad de Ferrita δ evita la fisuración en caliente, también se mejora además la resistencia mecánica y algunas veces la resistencia a la corrosión. La cantidad de ferrita δ no conviene que sea mayor que 12 -15 % debido a que ella, se transforma en Fase Sigma, aumentando los riesgos de fisuración como así también disminuyendo la resistencia a la corrosión (Di caprio, 1999)

Si la parte a ser fabricada es destinada a un servicio entre 550 – 950 °C, o si tiene especificado un Tratamiento Térmico Post Soldadura, puede formarse Fase Sigma reduciendo la ductilidad. La composición de la fase Sigma es de aproximadamente 45 % Cr – 55 Fe a 730 °C se forma rápidamente, pero a más bajas temperaturas los tiempos se incrementan, el Molibdeno y el Niobio aceleran la reacción formadora de fase Sigma, mientras que el níquel eleva la máxima temperatura a la que todavía la fase sigma está todavía presente.

El hierro disuelve grandes cantidades de cromo y, a causa de la micro segregación, la ferrita en el borde de grano contendrá usualmente suficiente cromo para convertirse en Sigma con una mínima difusión. Una vez formada, la fase Sigma solo podrá ser removida con un calentamiento de redisolución a 1 050 °C. La fase Sigma es no magnética y la cantidad de fase Sigma formada durante un calentamiento dado puede ser fácilmente determinada si se conocen las cantidades de ferrita antes y después del calentamiento (Bleich, 1952)

Debido a esta transformación de ferrita a fase Sigma, las partes que sean sometidas a calentamientos, ya sea en servicio o durante el proceso de fabricación, como el Tratamiento Térmico Post Soldadura, el contenido de ferrita se limita de 12 – 15 %.

1.7. 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).

1.8. 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).



1.9. 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, evitando su posterior funcionamiento adecuado en presencia del arco durante el proceso de soldadura.

1.10. Conclusiones del capítulo 1

- Las fundiciones son aleaciones caracterizadas por su contenido de carbono, lo cual en el proceso de soldadura provoca cambios microestructurales, los cuales están asociados a su alta velocidades de enfriamiento.
- En la soldadura de los aceros inoxidable puede ocurrir la formación de la fase sigma, fase intermetálica más indeseable en los aceros inoxidable ya que ocurre en los bordes de grano provocando la fragilidad.
- La literatura consultada aporta información relacionada con la soldadura de las fundiciones y de los aceros inoxidable, sin embargo no se pudo determinar sobre elementos relacionados con la soldadura disímil hierro fundido – acero inoxidable.

CAPÍTULO 2

CAPÍTULO. 2 MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Introducción

El análisis de tensiones y deformaciones es difícil y complejo en el caso de uniones soldadas, en especial en el acero inoxidable, debido a la no linealidad de su comportamiento tenso - deformacional. A pesar del gran avance que han experimentado los métodos numéricos en el estudio de las tensiones, ello no es suficiente y se hace imprescindible la verificación experimental.

El segundo capítulo desarrolla los conceptos fundamentales relacionados con la unión soldada disímil aleación HK 40 y el hierro fundido 24, así como las variables que le caracterizan con sus niveles.

Se establece el diseño del plan experimental y se describen las normas y procedimientos del proceso de experimentación. Al mismo tiempo se fundamentan las propiedades a investigar y las máquinas y equipos a utilizar según los procedimientos de preparación de la unión soldada.

En este capítulo se plantea como objetivo

Establecer el procedimiento metodológico para realizar el proceso de soldadura de la aleación HK 40 y el hierro fundido 24 por el método SMAW con diferentes metales de aporte.

2.1. Composición química de la aleación HK 40

La composición química estándar de esta aleación 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.

Tabla 2.1. Composición química de la aleación HK 40

C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	Mo %	Ni %
0,35 – 0,45	1,75	1,5	0,040	0,040	23 - 27	0,50	19 -22

Según esta norma la denominación es del tipo A 351 grado HK 40.

La composición química del hierro fundido 24 aparece en la tabla 2.2.

Tabla 2.2. Composición química del hierro fundido 24

C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %
3,2 – 3,8	3,8	0,7	0,20	0,12	0,5

Al determinar la composición química de ambos elementos, se puede apreciar que el contenido de carbono de los dos, puede favorecer la formación de fase intermetálica sigma durante el proceso de soldadura.

2.2. Plan experimental

Para el desarrollo del plan experimental se prepararon nueve probetas de la aleación HK 40 y nueve probetas de hierro fundido 24, la unión se realizó a tope con preparación de los bordes a 60° , como se muestra en la figura 2.1, se soldaron con diferentes electrodos del tipo AWS E 312 – 16, del tipo UTP 65 y del tipo Castec Xyron 244. Este diseño aparece en la tabla 2.3.

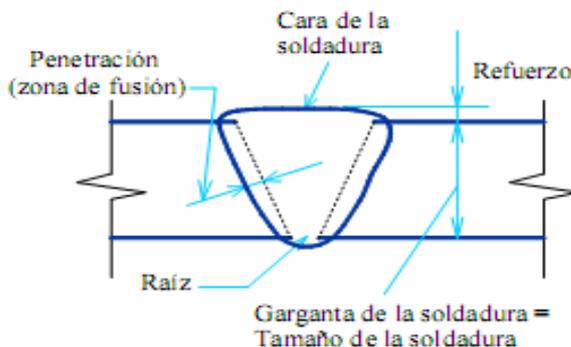


Figura 2.1. Preparación de la unión para la soldadura

Tabla 2.3. Parámetros para la soldadura de las probetas

No	Electrodo	Amp	Veloc (m/s)
1	E 312 - 16	110	0,006
2	E 312 - 16	110	0,006
3	E 312 - 16	110	0,006
4	UTP 65	110	0,006
5	UTP 65	110	0,006
6	UTP 65	110	0,006
7	Castec Xyron 244	110	0,006
8	Castec Xyron 244	110	0,006
9	Castec Xyron 244	110	0,006

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.

2.3. Máquina de soldar empleada en la soldadura

La soldadura manual con electrodo revestido se puede hacer tanto con 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 (fuente de energía) que la genera. La máquina de soldar empleada fue un transformador, el cual presenta un bobinado monofásico, que da como resultado corriente alterna, esto provoca que no sea posible controlar su polaridad, por lo que se convierte en una de sus principales desventajas.

Los rangos de amperaje para los que son diseñadas no sobrepasan los 180 A, las cual limita los tipos de materiales en los que se puede utilizar, el arco que produce es muy inestable 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 °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	

2.4. Metales de aporte empleados

El electrodo consta de un revestimiento a base de sustancias químicas que cumple varias funciones y posee además un extremo no revestido que permite fijarlo en el portaelectrodo.

La elección de los electrodos se realizó según recomendaciones (AWS - A5 – 28 - 79, ASME SFA 5.28, 2006).

2.4.1. Características del electrodo E 312 – 16

Electrodo especial de tipo inoxidable austenítico-ferrítico, con bajo coeficiente de dilatación y depósitos totalmente maquinables, esta aleación trabaja con amperajes mínimos con lo que se evita quemar la zona de unión obteniéndose soldaduras de altos valores mecánicos. Utiliza CA y CD PI. Las características sobresalientes que presenta es que está diseñado para resolver parte de los problemas que se presentan en la soldadura de aceros de alta y baja aleación, aceros fundidos e inoxidables de análisis químicos desconocidos, garantiza uniones de gran resistencia y altos valores mecánicos.

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

Tabla 2.5. Composición química típica del metal depositado

C	Mn	Cr	Ni	Si	Mo	Cu	P
0,11 %	0,9 %	29,3 %	9,10 %	1,07 %	0,16 %	0,13 %	0,02 %

2.4.2. Características del electrodo UTP 65

Electrodo especial austenítico ferrítico de excelentes características de soldabilidad y alta resistencia mecánica. La clasificación según DIN 8556 E 18 – 8 Mn R 26. Es un electrodo especial austenítico ferrítico para trabajos críticos, con características mecánicas sobresalientes. Posee alta resistencia a la fisuración al soldar metales bases difíciles de soldar, aceros austenítico y ferríticos, aceros al manganeso (Haffield) con aceros aleados y no aleados, aceros de alta resistencia, aceros aleados, aceros susceptibles de tratamiento térmico y acero de herramientas. La composición química del depósito es de C, Cr, Mn, Ni, Fe, Mo y Si.

2.4.3. Características del electrodo Eutectic - MESSER Xyron 244

Aleación de alto contenido de Níquel, revestimiento no conductor, arco estable y suave, para soldar hierros colados en general. Depósitos altamente maquinables. Las propiedades de resistencia es de 37,26 MPa, se emplea con los amperajes de CA / CC (+) 3,2 mm 75 / 103 A 4,0 mm 100 / 128 A. Su mayor empleo es 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.

2.5. Diagrama de Schaeffler

Cuando el acero contiene muchos elementos, el efecto global es una suma de los diferentes efectos individuales. Ahora bien, sabemos que los elementos más característicos de los aceros inoxidables son el Cromo, el Molibdeno, el nitrógeno y el Níquel, elementos alfégenos 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).

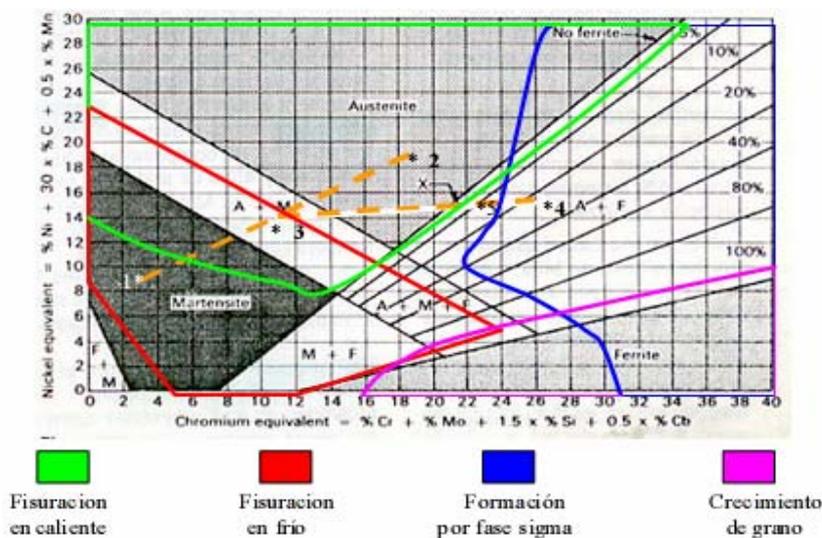


Figura 2.3. Diagrama de Schaeffler.

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.

$$[Ni] = \% Ni + 30 \cdot \% C + 0,5 \cdot \% Mn \quad (2.1)$$

$$[Cr] = \% Cr + \% Mo + 1,5 \cdot \% Si + 0,5 \cdot \% Nb \quad (2.2)$$

$$[Ni] = \% Ni + 15 \cdot \% C + 0,5 \cdot \% Mn \quad (2.3)$$

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

En la figura 2.4 se muestra el diagrama de Schaeffler con las zonas críticas que se obtienen durante la soldadura de los aceros inoxidable en correspondencia con el [Ni] y el [Cr].

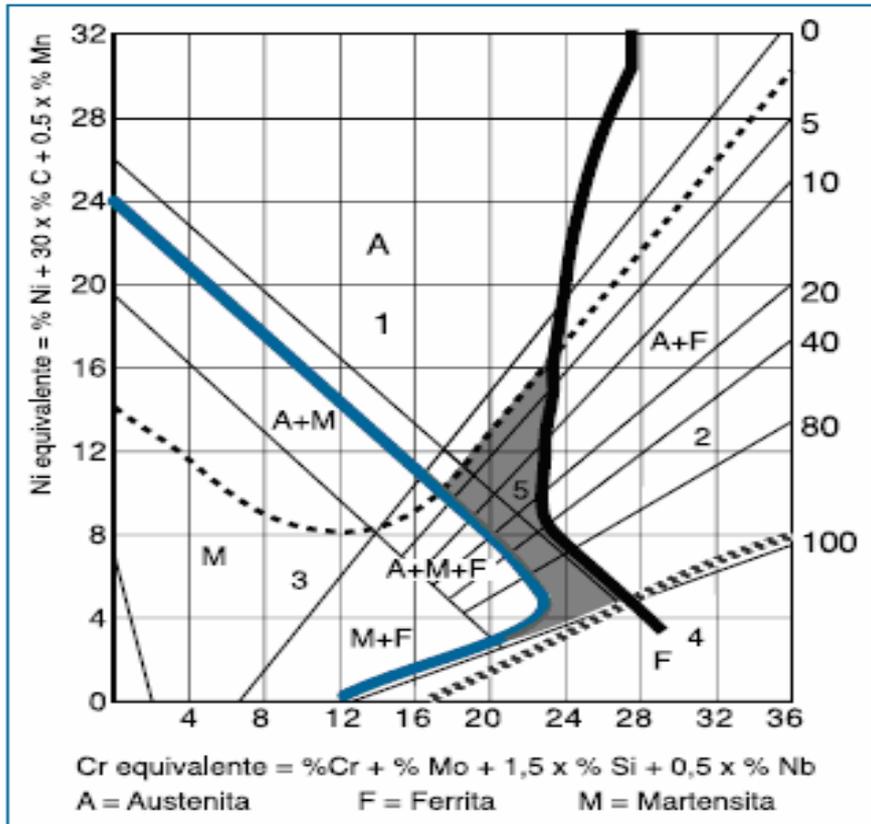


Figura 2.4. Zonas críticas según el diagrama de Schaeffler

Leyenda:

- 1 ----- Fisuración en caliente por encima de 1250 °C.
- 2 ■■■■ Fragilidad por fase sigma entre 500 y 900 °C.
- 3 ■■■■ Fisuración por temple por debajo de 400 °C.
- 4 ▨▨▨▨ Crecimiento del grano por encima de 1150 °C.
- 5 ——— Metal de soldadura óptimo respecto a sollicitaciones mecánicas.

2.6. 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 2.5 aparece la preparación metalográfica de las probetas.



Figura 2.5. Preparación metalográfica de las muestras soldadas

2.6.1. 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.

2.6.2. Desbaste de las muestras

Se realizó después del corte y se realizó en una desbastadora de cinta rotativa sobre papeles abrasivos de diferentes grados, colocados sobre discos giratorios. Se giró al pasar de un abrasivo a otro para ir borrando por completo las huellas del abrasivo

anterior, se utilizaron la serie de abrasivos: 150, 220, 280, 320, 400, 500 y 600, luego de lo cual 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

2.6.3. 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 óxido 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 secadas 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 cristizador. Se extrajo, se lavó con alcohol y se secó con aire seco y caliente.

2.6.4. 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 la aleación HK 40. Las figuras 2.7 y 2.8 muestran las estructuras metalográficas de las diferentes probetas seleccionadas.

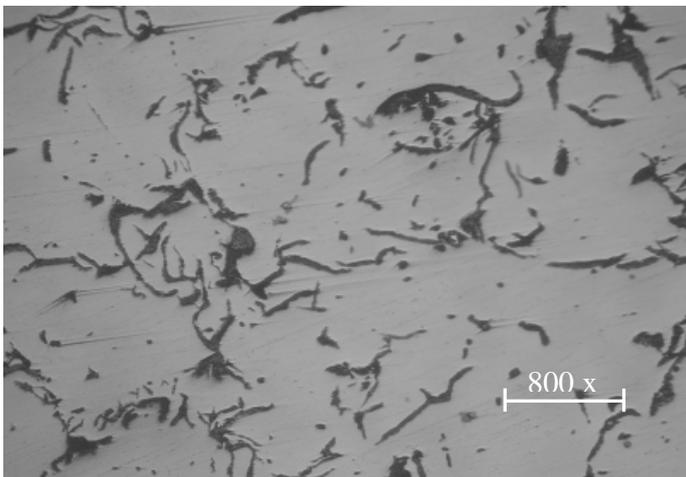


Figura 2.7. Estructura de grafito laminar de la aleación de hierro fundido 24

La figura 2.8 se corresponde con la estructura de la aleación HK 40, la cual está compuesta por una estructura de carburos y segregaciones que se forman durante el proceso de solidificación, típico del acero austenítico HK 40.

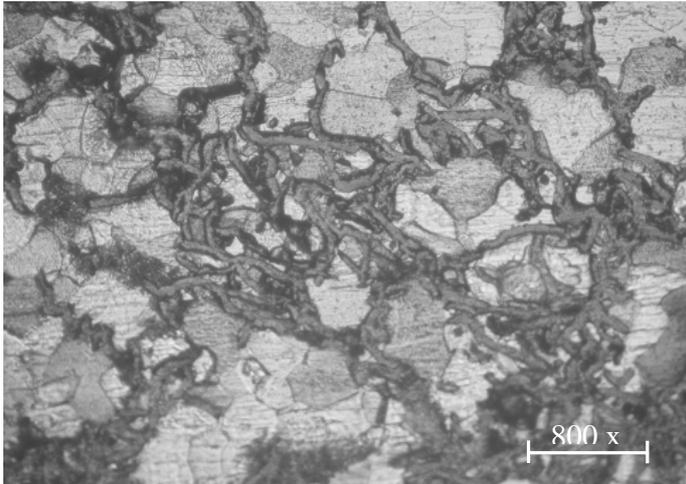


Figura 2.8. Estructura de carburos con segregaciones de la aleación HK 40.

2.6.5. 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.

2.7. Determinación del Número de Ferrita (FN)

Una limitación mayor en la constitución de los diagramas normalmente usados es el hecho que la influencia de unir los elementos en el volumen de la ferrita es

independiente de la aleación en la composición y la presencia o ausencia de otros elementos unidos, reflejado por los coeficientes constantes en el cromo y níquel reflejados en las ecuaciones 2.1, 2.2 y 2.3, esta restricción no representa muy bien la conducta real por ejemplo, el efecto de carbono está en dependencia de la formación de carburos o no en la aleación.

Los FNN - 1999 desarrollaron con los mismos datos la constitución del diagrama Welding Research Council, WRC - 1992, el mismo se realizó para reducir los errores en la predicción del FN (Vitek et al., 2000).

$$FN_{m\acute{a}x} = -0,025813(Fe)^2 + 5,408679(Fe) - 102,39 \quad (2.4)$$

Donde:

Fe - peso neto en % de Fe en la aleación.

Kotecki, 1997 mostró que una simple relación 1:1 entre el volumen (el vol -%) de la ferrita y la FN normalizado (= FN/FN) es razonable. Por consiguiente, este máximo se puede convertir el vol - % la ferrita a FN combinando la ecuación 2.4 para obtener la ecuación 2.5.

$$FN = \frac{(vol\% \text{ ferrita}) \cdot (-0,025813 \cdot (Fe))^2 + 5,408679 \cdot (Fe - 102,3902)}{100} \quad (2.5)$$

2.8. Cálculo de costos de soldadura

Es posible con información de carácter general, calcular costos y consumos para un trabajo efectuado con cualquier proceso de soldadura por arco, pudiendo de esta manera evaluar alternativas de diseño, de procedimiento o proceso y presupuestar el trabajo correspondiente. La dificultad de estos cálculos está en determinar, con la precisión que requiera el caso, la sección de la junta a rellenar, que será la que permita establecer la cantidad de material de aporte necesario. En la ecuación 2.6 aparece el cálculo de costo del proceso de soldadura.

$$CT = \frac{M}{J} + \frac{C}{D.B} + \frac{G.Q}{D} + \frac{E.U.I}{1000.D} + \frac{A}{D.B} + F.R(\$ / kg) \quad (2.6)$$

Donde:

M - Costo del material de aporte, \$/kg



- C - Costo de la MO directa, \$/h
A - Costos indirectos (MO indirecta, seguro, flete Mecanizado), \$
E - Costo de la energía eléctrica, [\$/kWh
D - Velocidad de deposición, m/s
J: Rendimiento del material o eficiencia del proceso, %
B - Factor de Marcha u operatividad, %
U - Tensión [V]
I - Corriente [A]
 δ - densidad del material, kg/dm³
L - Longitud a soldar
S - Sección de la junta

2.8.1. Cantidad de electrodos

Es habitual que quien tiene que efectuar o presupuestar un trabajo de soldadura de unión de un recipiente, una estructura o una construcción en particular, se vea en el problema de calcular cuanto material de aporte (varillas, alambres, fundentes, electrodos) necesita y muchas veces también el costo total de dicho trabajo.

$$C_e = \frac{S \cdot Lc}{10^6} \delta (1,2) \quad (2.7)$$

Donde:

C_e – Cantidad de electrodos; kg

10⁶ - Factor de conversión.

1,2 - Coeficiente que tiene en cuenta las pérdidas por salpicaduras, calentamiento, aprovechamiento del electrodo.

2.8.2. Cálculo de consumos en la soldadura de unión

La base de cálculo del material necesario para llenar la junta es la determinación de la sección transversal de dicha junta. El valor de la sección S, dependerá, del tipo de junta y chaflán a utilizar.

Cálculo del tiempo principal de soldadura.

$$t_o = \frac{\delta(F)L}{Kh.I} \quad (2.8)$$

Donde:

t_o – Tiempo de soldadura; min

F - Área de la sección transversal del cordón (cm^2)

F_1 - $(6 - 8)d_{\text{elect}}$ para la primera pasada.

F_2 - $(8 - 12)d_{\text{elect}}$ demás pasada.

K_H - Coeficiente de depósito ($K_H = 8,9 - 9,5$)

El tiempo de servicio al puesto de trabajo será igual del 3 – 5 % del tiempo operativo.

El tiempo de descanso del obrero se tomará entre un 5 – 15 % del tiempo operativo.

Para gasto de MOI se toma aproximadamente a un 30 % del tiempo operativo, excepto para el TT.

2.9. Cálculo del ciclo térmico del arco de soldadura

Durante la soldadura, hay ciclos de calentamiento y enfriamientos no uniformes en la soldadura y en el material base adyacente, lo que causa complejas tensiones térmicas, los esfuerzos resultantes de estas tensiones producen fuerzas internas que causan la contracción del material. Se presentan la contracción transversal en las juntas a tope, cambio angular en la junta tope, cambio angular en una junta en T y distorsión longitudinal en la junta filete.

En los procesos de soldadura por arco eléctrico se manifiestan dos potencias del arco:

- ❖ Potencia térmica completa del arco de soldadura (Q).
- ❖ Potencia térmica efectiva del arco de soldadura (Q_{efec}).

2.9.1. Cálculo de la potencia térmica completa

Es la potencia total del arco sin calcular las pérdidas relacionadas con la irradiación de la luz y las reacciones químicas, las salpicaduras, calentamiento del electrodo.

$$Q_{\text{comp}} = 0,24 \cdot K \cdot I_{\text{arc}} \cdot U_{\text{arc}} \quad (2.9)$$

Donde:

0,24 - coeficiente de conversión de las magnitudes eléctricas térmicas en; cal/Watt.s.

K - coeficiente que calcula la influencia que resulta de la sinusoide de las curvas de voltaje y la corriente sobre la potencia del arco.

Para corriente directa $K = 1$

Para corriente alterna $K = 0,7-0,97$.

2.9.2 Cálculo de la potencia térmica efectiva

Es menor que la potencia térmica completa, ya que considera todos los efectos negativos del proceso que no se tienen en cuenta en la potencia térmica completa.

$$Q_{efect} = 0,24 \cdot K \cdot I_{arc} \cdot U_{arc} \cdot \eta \quad (2.10)$$

Donde:

η - rendimiento efectivo del calentamiento de la pieza, que representa la relación de la potencia térmica efectiva del arco respecto a la potencia térmica total.

Para arco eléctrico: $\eta = 0,5 - 0,75$

2.9.3. Cálculo de la energía específica

La energía específica de soldadura caracteriza la cantidad de calor expresada en calorías que se introduce por cada centímetro de longitud de la costura y se puede expresar como la relación de la potencia efectiva del arco (Q_{efec}) respecto a la velocidad de su desplazamiento (V).

$$q_{esp} = \frac{0,24 \cdot K \cdot I_{arc} \cdot U_{arc} \cdot \eta}{V_{sol}} \quad (2.11)$$

Donde:

V_{sold} = Velocidad de desplazamiento del arco; cm/s



2.10. Conclusiones del capítulo 2

- ✓ Se estableció la composición química de la aleación de hierro fundido 24 y de la aleación HK 40, las cuales están caracterizadas por su contenido de carbono y de cromo, elementos que afectan la calidad de 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 de la aleación HK 40, las cuales permitirán predecir el comportamiento de la unión soldada disímil en la zona fundida y la zona de influencia térmica.

CAPÍTULO 3

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción

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

El objetivo del capítulo es establecer el comportamiento estructural de la aleación de hierro fundido 24 y la aleación HK 40 soldada por el método manual por arco eléctrico.

3.2. Análisis de las microestructuras de la soldadura disímil

Para evaluar el comportamiento de los cordones de soldadura se realizó el análisis químico por el diagrama de Schaeffler de cada uno de los cordones de las diferentes muestras, a fin de determinar las posibles variaciones en dependencia de los electrodos empleados.

Uno de los factores importantes en la aplicación de soldadura es la penetración que presenta, lo ideal es que exista disolución, de tal manera que haya una mezcla homogénea y así el blindaje pueda soportar esfuerzos y evitar desprendimiento, en el caso de existir áreas no fundidas permite concentraciones de esfuerzos que pueden resultar en fallas sin deformación apreciable.

Las microestructuras de las uniones soldadas disímiles con preparación a 60° en la región de la ZAT de la aleación de hierro fundido 24 y de la aleación HK 40, son mostradas en la figura 3.1, las cuales serán examinadas para determinar el efecto de la velocidad de enfriamiento sobre las transformaciones de fases en estado sólido, así como también el efecto de los ciclos térmicos impuestos por el proceso de soldadura. En este caso, también es posible observar la línea de martensita, la cual es el resultado de la diferencia entre la composición química del metal de soldadura y la aleación HK 40. Todas las muestras fueron observadas a 800 x.

La figura 3.1 relaciona el comportamiento del depósito del electrodo E 312 – 16.

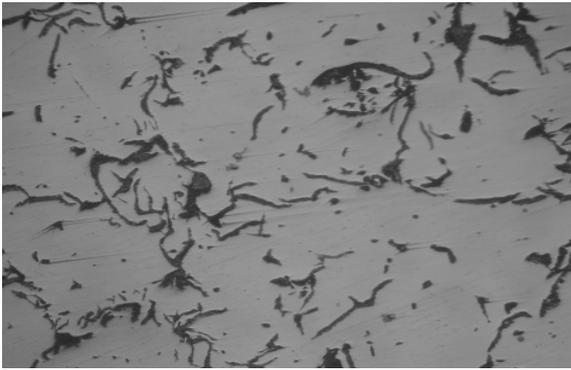


Figura 3.1a. Estructura FG 24.

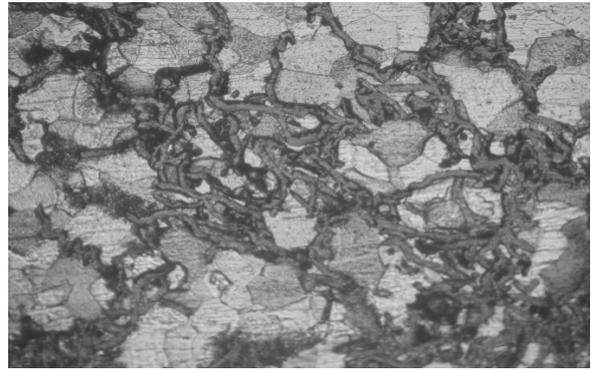


Figura 3.1b. Estructura HK 40.

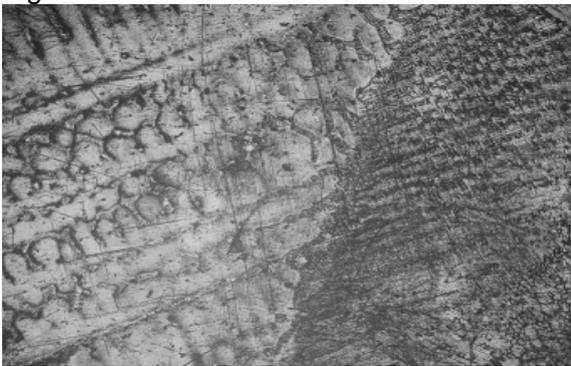


Figura 3.1c. Zona cordón de soldadura.

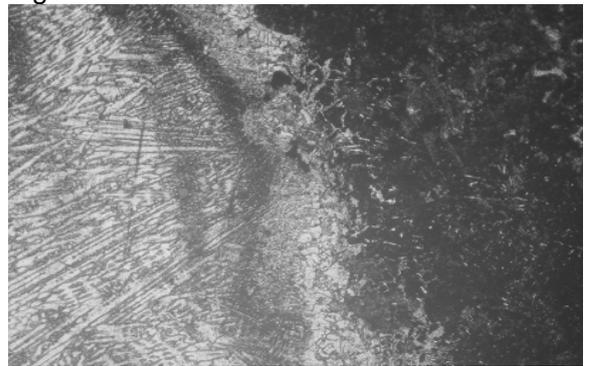


Figura 3.1d. Zona IT cordón de soldadura.



Figura 3.1e. Estructura de ferrita con carburos dispersos.

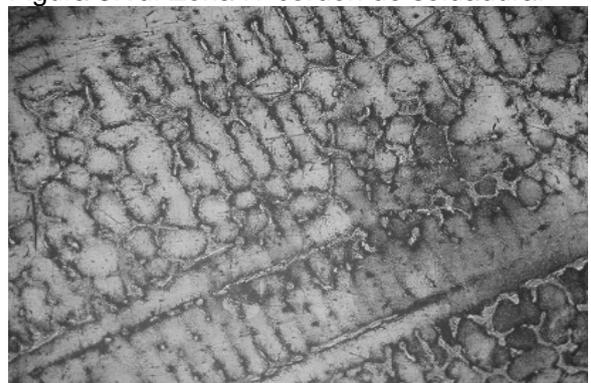


Figura 3.1f. Estructura de ferrita columnar.

La microestructura del hierro fundido gris 24 analizada, tiene láminas de grafito de distintos tamaños. Está constituida de grafito y perlita.

Este tipo de fundición también puede producirse ajustando el contenido de carbono del hierro fundido blanco, de tal modo, que la velocidad de enfriamiento en la superficie sea lo suficientemente rápido para formar hierro fundido blanco, mientras que debajo de la superficie donde se tienen menores velocidades de enfriamiento se forma hierro gris. Al aumentar el contenido de carbono, la profundidad del temple se reduce y aumenta la dureza de la zona endurecida.

En el paso de raíz de la unión soldada disímil con preparación a 60° , las transformaciones del hierro fundido 24 son más notables, observándose la transformación de la fase ferrita y la perlita, en ferrita de borde de grano, ferrita acicular y bainita inferior. Las transformaciones de fase pueden relacionarse con la transformación observada a 750°C durante la aplicación de los ciclos térmicos en la ZAT ver figura. 3.1c, siendo esta la temperatura en la cual el hierro fundido 24 inicia su proceso de austenitización, por lo que algunas fases son diluidas durante el calentamiento. Sin embargo, al no alcanzar la temperatura de austenitización y ser sometidas a velocidades de enfriamientos moderadas provoca la aparición de estructura interdendrítica con origen a la fundición blanca.

El paso de relleno de la unión soldada disímil con preparación de borde a 60° presenta transformaciones de fase en la ZAT, diferentes a las encontradas en el paso de raíz, como lo es la bainita superior, ferrita Widmanstätten y ferrita de borde de grano (figura 3.1d). 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. Este 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.

Las diferencias microestructurales entre ambas uniones soldadas disímiles en el paso de relleno, son causadas por los ciclos térmicos de soldadura, los cuales controlan la difusión del carbono y por lo tanto, las transformaciones de fase tal como se muestra en la microestructura de la unión soldada a 60° (figura 3.1e) en donde los cambios microestructurales son promovidos por las diferentes velocidades de enfriamiento y las temperaturas a las que se inician las transformaciones durante el enfriamiento, produciendo la diferencia entre la bainita superior y la bainita inferior, así como en la formación de la ferrita Widmanstätten.

En la figura 3.2 se muestra el comportamiento microestructural del hierro fundido 24 y la aleación HK 40 con electrodo Eutecti Xiron 244.

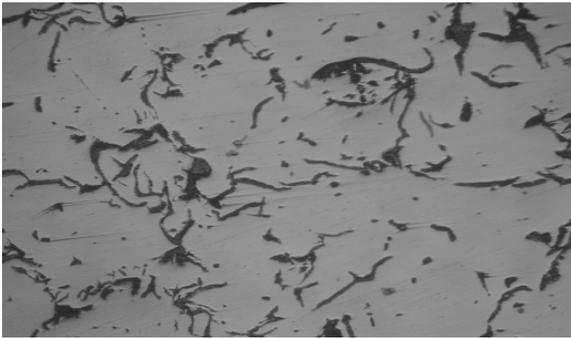


Figura 3.2a. Estructura FG 24.

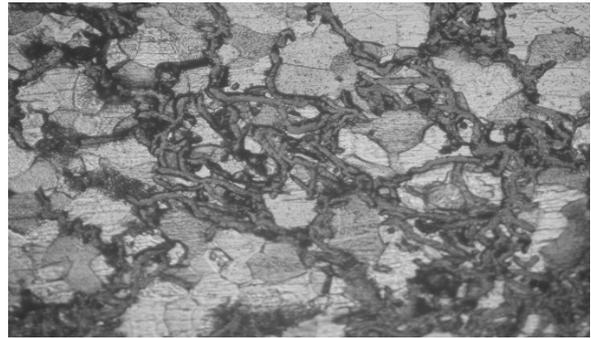


Figura 3.2b. Estructura HK 40.

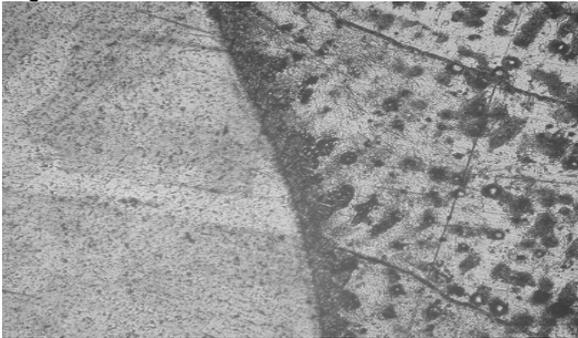


Figura 3.2c. Zona unión (Estructura tipo playa en la región de transición).

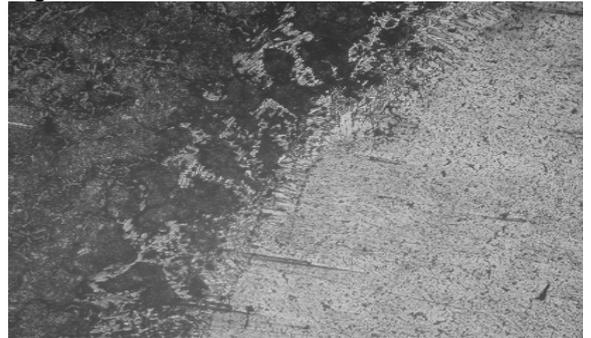


Figura 3.2d. Zona unión (Estructura tipo playa en la región de transición).

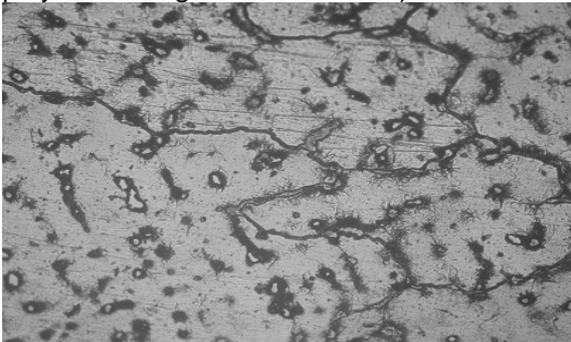


Figura 3.2e. Zona fundida del cordón de soldadura.

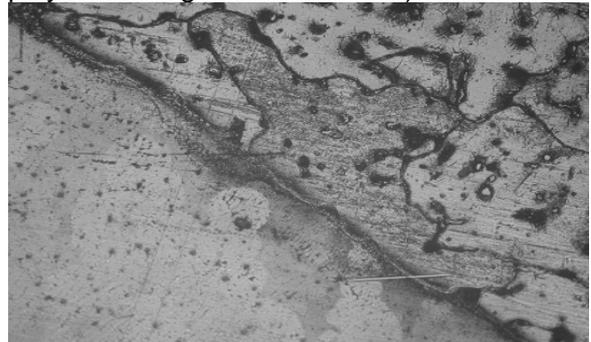


Figura 3.2f. Zona fundida del cordón de soldadura.

Una morfología de bandas estrechas a través de la zona de fusión con una orientación casi horizontal dentro y fuera de la línea de fusión, se conoce como la estructura tipo playa, la cual se muestra en las figuras 3.2c y 3.2d. Esta morfología presenta dimensiones típicas, presentándose evidencia de ligera descarburización en las zonas adyacentes a esta.

En la figura. 3.2c, 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 martensita con un porcentaje de ferrita de borde de grano.

En la figura 3.2d no presenta una estructura tipo austenítica completa, sino una estructura tipo martensítica. Para explicar este cambio de microestructura, se debe especificar que la martensita se forma durante la transformación de la unión soldada disímil en condiciones fuera de equilibrio, donde la estructura austenita sobresaturada de carbono, debe transformar su estructura FCC a estructura BCT, la cual da origen a la martensita, que es mostrada como la interfase entre el metal de soldadura y el hierro fundido a temperatura ambiente.

La región de transición de las uniones soldadas disímiles es observada junto a la zona de fusión, presentando una microestructura diferente al metal de soldadura y a la ZAT de las aleaciones (FG 24 – HK 40). En las USD se puede distinguir como una estrecha banda de martensita, que se caracteriza por ser una línea blanca 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 3.2e.

La región de transición con morfologías tipo playa, son el resultado de la dilución que se presenta entre el cordón depositado y el metal de soldadura previamente depositado, este tipo de morfología se encuentra presente en ambas uniones disímiles, siendo la que se encuentra con mayor frecuencia en este tipo de soldaduras. Ambas uniones disímiles presentan el mismo comportamiento, ya que las líneas que identifican la presencia de hierro, muestran un incremento en su porcentaje, desde el punto donde inicia la región de transición.

Las líneas representativas de Cr (HK 40), muestran un comportamiento opuesto a las del FG 24, debido a que el Cr se encuentra presente en los bordes del acero de soldadura, mientras en la región de transición se observa un decrecimiento hasta llegar a alcanzar porcentajes muy bajos lo cual coincide con el área donde está presente la estructura ferrítica del HF 24.

Elementos como el Mo y Ni, se encuentran en mayores porcentajes dentro del metal de soldadura, presentando una moderada disminución a través de la región de transición y dentro de la aleación HK 40. Por otro lado, el C presenta un comportamiento lineal a través de la unión soldada disímil, lo cual puede atribuirse a la difusión de este elemento a elevadas temperaturas, cuando ambas aleaciones presentan estructura austenítica.

Las figuras 3.3, muestran el comportamiento microestructural de la soldadura disímil realizada con electrodo UTP 65.

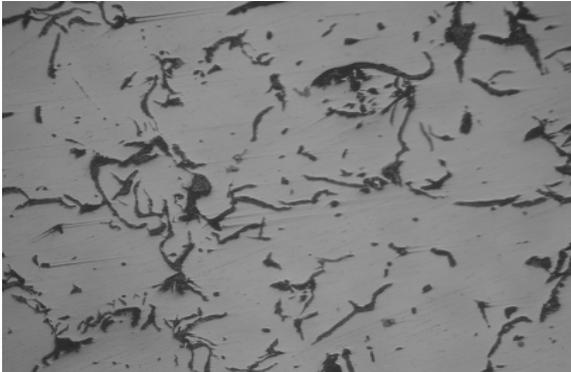


Figura 3.1a. Estructura FG 24.

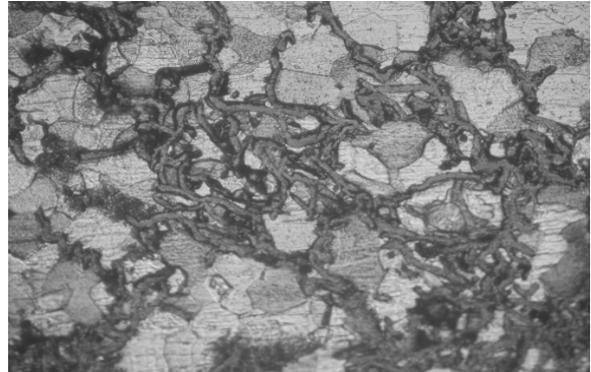


Figura 3.1b. Estructura HK 40.

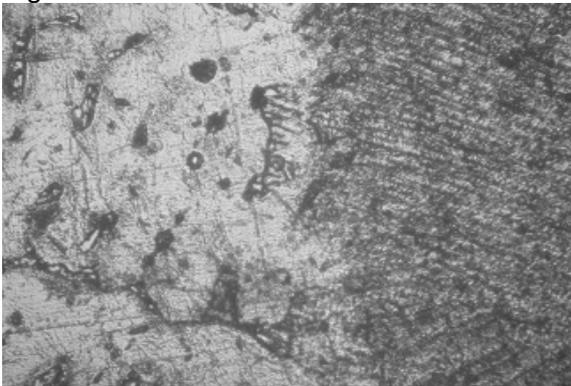


Figura 3.3c. Zona IT cordón de soldadura.



Figura 3.3d. Zona IT cordón de soldadura.

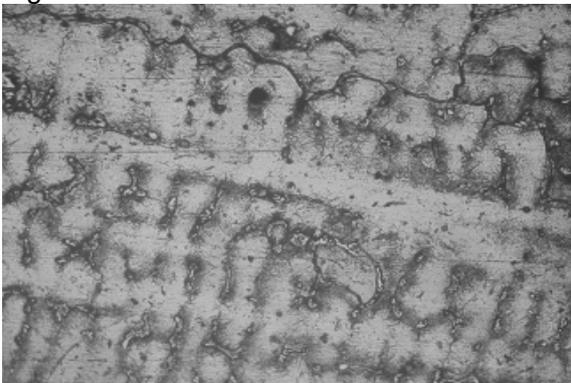


Figura 3.3e. Estructura dendritica.

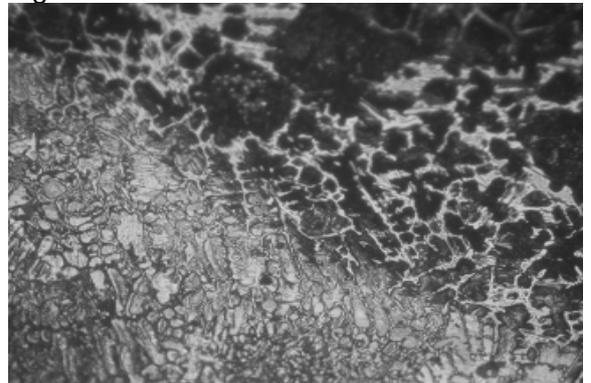


Figura 3.3f. Formación de dendritas de perlita columnar.

A diferencia del metal de soldadura, la zona afectada térmica solo es influenciada por los ciclos térmicos del proceso de soldadura, ya que la composición química es afectada notablemente debido a que no existe similitud con el metal de aporte y el HK 40. Por lo tanto, todo está en función de las transformaciones en estado sólido.

El mecanismo de las transformaciones de fase ocurridas en la ZAT inicia cuando la aleación HK 40 tiene una microestructura de $\alpha + \gamma$ elevado a temperaturas menores

al punto de fusión (aproximadamente 1 350 °C). A esta temperatura la austenita es disuelta, presentándose una estructura completamente de ferrita δ . A este proceso se le conoce como ferritizado.

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.

En una unión soldada, la ZAT comprende una pequeña zona, en la cual se presenta la transformación de la austenita alotrópica a la austenita de islas típicas del material base, tal como se muestra en la figura 3.3c en donde se puede observar que la austenita del metal de soldadura inicia un cambio de orientación en la región de la ZAT, tomando como dirección el del gradiente de temperatura que existe entre el metal de soldadura y el metal base.

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°C a 800 °C aproximadamente existe la formación de fase austenita secundaria (figura 3.3d) o la formación de fase sigma.

La banda de estructura interdendrítica (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 la formación de perlita columnar como se observa en las figuras 3.3e y 3.3f.

3.3. Análisis de la composición química del depósito

La composición química se determinó por el diagrama de Schaeffler, el diagrama permite determinar la estructura de un acero conociendo su composición. Adicionalmente se indican problemas que presentan determinadas estructuras al soldar, dependiendo de su ubicación, los cuales pueden evitarse al seleccionar adecuadamente el metal de aporte y el procedimiento de soldadura. Para su empleo se parte del cromo y el níquel equivalente del material base y del material de aporte, los cuales se calcularon a partir de las fórmulas 2.1, 2.2 y 2.3.

La soldadura de las nueve probetas fue realizada con los siguientes parámetros:

$I = 110 \text{ A}$; $V = 25 - 35 \text{ V}$ y CC (-).

En el caso del hierro gris se debe considerar la descarburación que se produce durante la soldadura, la cual alcanza valores próximos al 50 %, luego en la fórmula del Ni equivalente debe reemplazarse el término $30 \times \%C$ por $15 \times \%C$.

Por lo tanto los elementos [Cr] y [Ni] son los siguientes:

El Cr eq = 0 % y Ni eq = 1 %

3.3.1. Análisis del depósito del electrodo UTP 65

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 – 0,1 % y Cr – 30 %, 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 figura 3.4 se muestra la composición química del metal de aporte UTP 65.

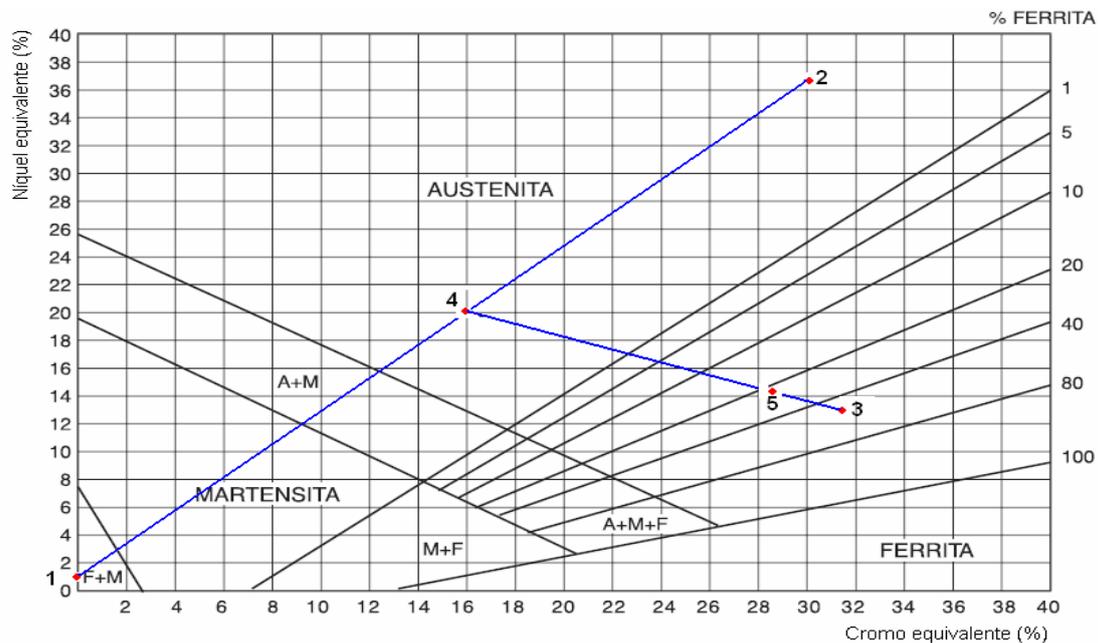


Figura 3.4. Composición química del metal de aporte UTP 65.

- El punto 1 corresponde a la aleación FG – 24.
- El punto 2 corresponde a la aleación A 351 grado HK 40.
- El punto 3 corresponde al material de aporte (electrodo UTP 65).
- El punto 4 es la mitad del segmento formado por los puntos 1 y 2.

- El punto 5 corresponde al material obtenido como resultado del proceso metalúrgico de fusión.

Como se puede observar en el diagrama de Shaeffler la zona fundida contiene 20,1 % de ferrita por lo que no se genera la fisuración en caliente, ni la fisuración en frío ni y el crecimiento de los granos, ni la fisuración por temple por debajo de los 400 °C, pero si existe la formación de la fase intermetálica sigma entre 500 y 900 °C.

La composición química del depósito es:

UTP 65

Cr eq = 31,5 %

Ni eq = 13 %

3.3.2. Análisis del depósito del electrodo AWS E 312 – 16

Se procedió a analizar la composición química del metal de aporte, en este caso el carbono es de 0,11 % y el Cr de 29 %, el carbono en unión con el cromo son formadores de elementos perjudiciales en la soldadura. En la figura 3.5 se muestra el comportamiento del depósito de soldadura.

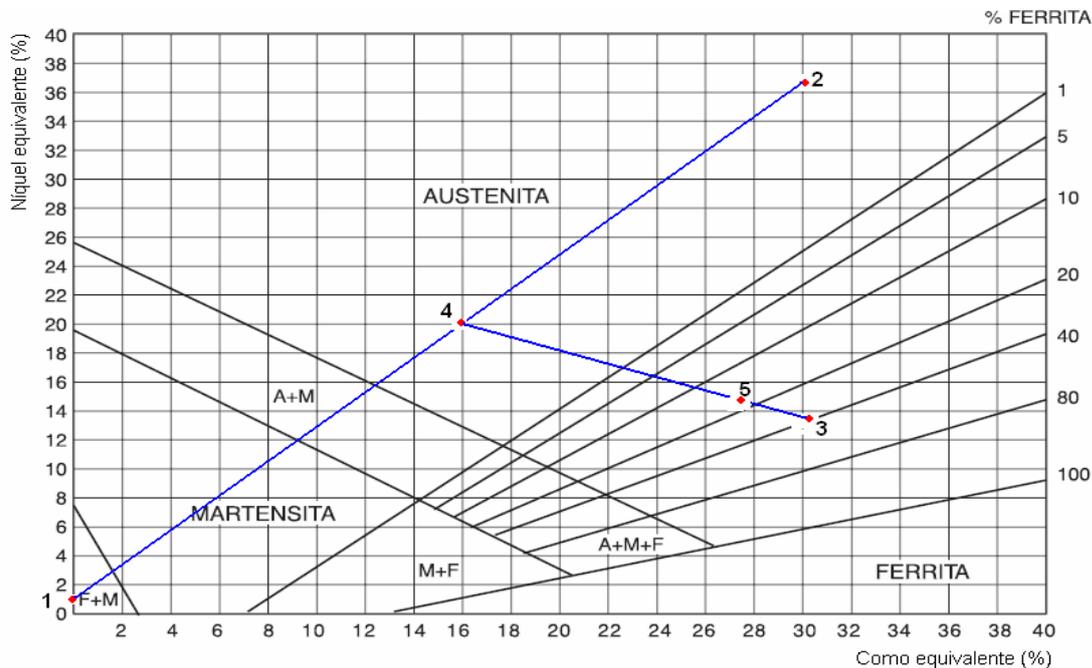


Figura 3.5. Comportamiento del depósito del electrodo E 312 – 16.

- El punto 1 corresponde a la aleación FG – 24.
- El punto 2 corresponde a la aleación A 351 grado HK 40.
- El punto 3 corresponde al material de aporte (electrodo AWS E312 – 16).

- El punto 4 es la mitad del segmento formado por los puntos 1 y 2.
- El punto 5 corresponde al material obtenido como resultado del proceso metalúrgico de fusión.

Como se puede observar en el diagrama de Shaeffler la zona fundida contiene 18 % de ferrita por lo que se genera la fisuración en caliente, la fisuración en frío y el crecimiento de los granos, así como la fisuración por temple por debajo de los 400 °C, lo que además puede provocar la formación de la fase intermetálica sigma entre 500 y 900 °C.

La composición química del depósito para el E 312 – 16 es:

Cr eq = 30,27 %

Ni eq = 13,89 %

Como se observa, el UTP mantiene un mayor balance de fases ferrita/austenita, el cual resulta de su elevado porcentaje de Cr y Mo como formadores de ferrita y Ni y N como estabilizadores de la austenita, lo cual ayuda a mantener las propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión, ya que es importante mantener el equilibrio de ambas fases, debido a que si el porcentaje de ferrita aumenta, la ductilidad de la unión se verá afectada.

3.4. Comportamiento de la dureza

Se realizó un ensayo de dureza a cada una de las probetas, en el cual se realizó un barrido, la figura 3.6 hace referencia a los puntos que fueron tomados como referencia para realizar este ensayo.



Figura 3.6. Distribución de barrido de dureza.

El barrido de microdureza en la USD se presenta en la figura 3.6. La ZAT del hierro fundido 24 presenta una dureza de 220 HV mientras que en la región de transición se

obtuvo una dureza de 600 HV lo que está relacionado con la formación de la zona de transición (banda de martensita).

Es importante denotar que el valor de la dureza de esta martensita es alto, lo que puede ser debido a que esta martensita, es formada por una austenita sobresaturada de carbono, suficiente para deformar la estructura y promover una elevada dureza. Esto se atribuye a que ambas aleaciones presentan elevados valores de carbono en sus composiciones, el hierro fundido 24 con 3,8 % y el acero inoxidable HK 40 con 0,45 %, así como la formación de carburos de cromo que alcanzan elevadas durezas (600 a 700 HV).

En la figura 3.7 se muestra el comportamiento del barrido de dureza.

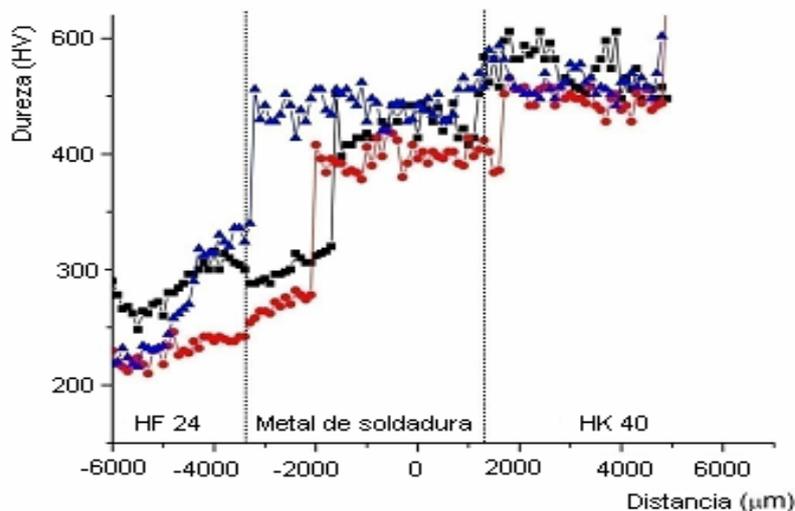


Figura 3.7. Comportamiento del barrido de dureza.

La línea roja indica la dureza del relleno de la junta soldada, la negra la dureza de la raíz del cordón de soldadura y la línea azul indica la dureza de la corona del cordón.

En general, la unión de aleaciones disímiles presenta fenómenos diferentes a la unión de aleaciones símiles, debido a las diferencias que existen entre las composiciones químicas y metalográficas. Por tal razón se debe realizar una correcta selección de los parámetros operativos del proceso de soldadura y metal de aporte para mantener las propiedades de cada aleación, tal es el caso del acero inoxidable HK 40, en el cual debe mantener un balance de fase ferrita y austenita, mientras que en el hierro fundido 24 se debe evitar la formación de estructura blanca. En ambos casos la velocidad de enfriamiento es un factor importante para controlar las

transformaciones en estado sólido, las cuales definen la microestructura final de la unión soldada y por lo tanto las propiedades mecánicas de la unión soldada disímil.

3.5. Valoración económica

Durante la preparación de las nueve probetas metalográficas, fue empleada la máquina herramienta fresadora modelo 6 T 83 SH, las mismas fueron ejecutadas en un tiempo de 8,0 h, con un gasto en salario de \$ 21,12, en mano de obra de \$ 35,73 para un costo total de \$ 56,85.

A través del software e-weld se determinó el consumo y los costos generados durante el proceso de soldeo de las nueve probetas.

The screenshot shows the e-weld software interface with the following data:

Parameter	Value	Unit
Welding method/material	SMAW (111)	
Type of material	316 / 316L	
Depositate at Actual Welding Current	1,127	kg/hr
Deposition efficiency	80	%
Duty cycle	20	%
Hourly wage	3,2	\$/hr.
Electrode/Wire Cost	342,27	\$/kg
Filler name	Basic covered electrodes	
Welding distance	0,032	m
Estimated area	68,605	mm ²
Weight of weld per m	0,551	kg
Welding time	0,078	Hours
Productivity	0,409	m/Hour
Consumption of Electrode / Wire	0,022	kg
Gas Consumption	0,000	
Material Cost	7,542	\$
Labour Cost	0,250	\$
Total Costs	70,74	\$

The interface also includes a 'Joint sketches' section showing a V-joint diagram with a 60° angle, a thickness $t=10$ (mm), and a gap of 2 (mm). The material is identified as 316 / 316L with a density of 8030 gr/m³.

En el software se puede apreciar que para nueve probetas con dimensiones de 50 x 25 x 10 mm, con preparación de bordes en V y empleo de los electrodos UTP 65, E 312 – 16 y Castec Xyron 244 de 3,2 mm de diámetro, el tiempo de soldadura es de 0,7 h, el consumo de electrodos es 0,2 kg, el costo del material de aporte es \$ 67,88, el costo laboral es \$ 2,25 y el costo total es \$ 70,14.

3.6. Impacto medio ambiental

Cuando se suelda en espacios confinados deben tenerse cuidados especiales a causa de la generación de humos o gases tóxicos producto del proceso de soldadura. Los riesgos potenciales al realizar la soldadura en estos lugares pueden estar dados por la deficiencia de oxígeno o su exceso, los gases nocivos a la salud, los gases inflamables y explosivos y un humo denso con partículas sólidas que causan serias afectaciones a la salud.

La soldadura, el corte por llama y otros procesos relacionados nunca deben comenzar sin tomarse las precauciones necesarias. Además, el equipamiento no debe nunca ponerse dentro de un área confinada.

Cuando se precalientan las piezas para soldarlas, usando como fuente de calor la combustión de gases, puede producirse monóxido de carbono, el cual debe ser extraído del lugar de trabajo debido a que de lo contrario representa un riesgo serio para los trabajadores que allí se encuentren.

Debe ser asignado un centinela en el exterior del área confinada, con el objetivo de velar continuamente a los soldadores y los demás trabajadores, y este debe intercambiar mensajes continuamente con quienes estén dentro.

Antes de entrar a un espacio confinado deben tomarse precauciones especiales para determinar si es adecuada o no la atmósfera dentro de este lugar. En ocasiones allí pueden desarrollarse altas concentraciones de gases explosivos. Esto ocurre si la antorcha de acetileno se deja abandonada dentro del compartimento, si están encerrados productos en descomposición o si existe alguna fuga de gas dentro de este. La atmósfera dentro del área encerrada debe ser probada antes de entrar al área de trabajo. En estos casos pueden usarse explosímetros para tomar muestras de la atmósfera del área encerrada y determinar los gases que están allí presentes.

3.6.1. Medidas para prevenir las afectaciones al sistema óseo-muscular

Es evidente que una estrategia para la eliminación de los problemas de salud está en recurrir a la robotización y mecanización. Esto puede realmente producir una solución viable en algunos tipos de producción y en algunos países con recursos para esto, sin embargo, está claro que la soldadura manual en muchos casos continuará siendo competitiva y que, por tanto, es de gran importancia mejorar las

condiciones de ergonomía en la soldadura manual o semiautomática en función de reducir los riesgos de padecimientos crónicos en el sistema óseo-muscular.

Toda la soldadura debe ser realizada en una zona óptima. Deben evitarse las posiciones de soldadura por encima o por debajo del nivel del hombro, que requieran flexión o torsión. Este aspecto puede facilitarse mediante el uso de posicionadores de piezas de trabajo para el caso en que vayan a soldarse piezas grandes. La versión computarizada de estos posicionadores es extremadamente versátil.

La mejor forma de obtener una alta precisión manual es facilitando que el trabajo sea hecho en zonas óptimas. La fatiga muscular incrementa el temblor de la mano y reduce así la capacidad del soldador si el equipamiento de soldadura es muy pesado o si no existe una rutina razonable descanso-trabajo.

En la soldadura blanda y fuerte los fundentes y metales de aporte empleados pueden generar humos nocivos, especialmente cuando se calientan por encima de la temperatura de operación, por lo que en estos casos debe existir un sistema de ventilación mecánica adecuado para eliminar los gases nocivos y explosivos.

3.7. Conclusiones del capítulo 3

- Se determinó el comportamiento microestructural de las muestras disímiles soldadas con los electrodos E 312 – 16, UTP 65 y el Castec Xyron 244, donde se realizó la caracterización de la zona de fusión y la zona de influencia térmica de cada unión.
- El ensayo de microdureza identificó las durezas en función de las diferentes fases presentes en la unión soldada disímil, observándose un incremento de la dureza en la zona correspondiente al acero austenítico HK 40, así como en el HF 24 por el incremento del carbono.
- Durante la ejecución de procesos de soldadura en espacios confinados se debe prestar especial atención por la emanación de gases y humos que causan serias afectaciones a la salud.



Conclusiones generales

- Al determinar el comportamiento microestructural se pudo observar variaciones en la zona fundida y zona de influencia térmica caracterizada por estructura desde el tipo ferrita – perlita, estructura de austenita y de ferrita Widmanstätten, según la composición química del metal de aporte.
- Al realizar la unión soldada con el electrodos E 312 – 16, el UTP 65 y el Castec Xyron 244, se logró mejor resultado para el UTP 65, precedido del Castec Xyron 244 y con mejores resultados en la unión con el UTP 65, lo cual fue corroborado a través del análisis microestructural y el diagrama Schaeffler.
- En los perfiles de dureza realizados en la unión disímil se determinó un incremento de dureza para el HF 24 de 220 HV, así como una dureza de 600 HV para la aleación HK 40 en la región de transición, por efecto de la martensita.
- 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 en un gasto de \$ 70,14.
- Durante los procesos de soldadura SMAW deben evitarse las posiciones de soldadura por encima o por debajo del nivel del hombro, que requieran flexión o torsión para evitar las afectaciones al sistema óseo-muscular.



Recomendaciones

- Proponer a la Empresa Mecánica del Níquel realizar la unión de soldadura disímil del difusor de la Termoeléctrica "Capitán Lidio Ramón Pérez" en la reparación de otras máquinas que se encuentran en el taller de maquinado y presentan problemas, someterlas a un proceso de recuperación.
- Someter a ensayos mecánicos de tensión y doblado muestras de hierro fundido 24 y de HK 40, 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 HK 40, lo cual constituiría un aporte importante en la soldadura de materiales disímiles.



BIBLIOGRAFÍAS

1. AFS, American Foundrymen's Society, Metalcasting and Molding Processes, 1981
2. 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.
3. ASTM A 352.
4. ASM HANDBOOK Vol.15. Casting. United States of America. 9 ed. ASM International, 1992, 937 p.
5. Bermúdez, M., Erosión – corrosión de tantalio y aceros inoxidable”, Memorias del IX Congreso de Ciencia y Tecnología de Materiales, Madrid, España, 2003.
6. Bonifaz, E., Finite Element Analysis of heat flow in single-pass arc welds. Welding Journal. May 2000.
7. Bleich, F. Buckling Strength of Metal Structures. McGraw-Hill Book Company, New York. 1952.
8. De Velde, C., Carbide formation in cast iron, Part I A new Approach to the solidification of cast iron, April 2000.
9. DI Caprio, G., La resistencia a la corrosión en los aceros inoxidable. Grupinox: Barcelona. 1999.
10. Electromanufacturas S.A. Manual de Soldadura, Electromanufacturas. Bogotá. 2000.
11. Ennis, P. y Filemonowicz, A., Creep resistant steels for power plant OMMI, 2002.
12. Ennis, P.; Quadackers, W., International Journal of Pressure Vessels and Piping, Development of and Integrity Issues with New High Temperature High Strength Steels, 84 2007, 75 - 81.
13. EUTECTIC CASTOLIN, Manual de soldadura, Eutectic ñ Castolin, Bogotá 2002.
14. 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.
15. 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.
16. García, L.; Castillo, S.; Carvajal, M.; Rodríguez, A. y Viveros, B., Estudio de la precipitación de carburos en un acero inoxidable austenítico HK40 de alta resistencia al calor, Revista Ingeniería, 2007.
 17. Goldak J., Moashi G. Numerical Aspect of modelling weld. Moashigu, Carleton University. ASM Handbook, Vol 6 Welding, Brazing and Soldering.1999.
 18. Gómez, O., Soldadura de Metales. Universidad Industrial de Santander, 1993.
 19. Indura S.A, Sistemas y materiales de soldadura, Indura 1999.
 20. Janowak, J.; Gundlach, R., Fundiciones Grises Aleadas (y2) Fundición Año XXXIII- segunda etapa- mayo-junio, 1987.
 21. John, E., Metalurgia y materiales Industriales, Ed. Grupo Noriega. México, 2002.
 22. Krause, D., Gray Iron- A Unique Engineering Material. ASTM, Special Technical Publications 455, Philadelphia, 1969 pp 3 – 28.
 23. Masubuchi, K., "Analysis of welded structures: Residual stresses, distortion, and their consequences", Massachusetts Institute of Technology, USA, 1980, pp.88-110, pp. 112-145, pp. 148-187, pp. 328 - 335.
 24. Meo M., Vignjevic R. Welding Simulation Using FEA. Vignjevic College Of Aeronautics, Cranfield University, Bedford, UK, MK 43 0AL 1999.
 25. 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.
 26. Marulanda, J.; Zapata, A. y Mesa, D., Fundamentos de la soldadura de metales. Universidad Tecnológica de Pereira. 2007.
 27. Mesa, D., Fundiciones. Universidad Tecnológica de Pereira, 2003.
 28. Nomoto, H.; Kuroki, Y.; Fukuda, M. y Fujitsuka, S., JSME International Journal, 49 2006, 218 - 223.
 29. Parlane A. Origin and nature of residual stress in Welded Joints. Welding Institute.1980.
 30. Petty, E., Physical Metallurgy of Engineering Materials. George Allen and Unwin Ltd. Londres, 1968. p 109.



31. SAGER S.A. Manual de soldadura, SAGER, Cali. 2004.
32. Sánchez, F.; Hinojosa, M. y Virgilio, G., Hojuelas de grafito en hierro fundido gris: análisis fractal y estadístico, 2007.
33. Smith, W., Fundamentos de la ciencia e Ingeniería de Materiales, Concepción Fernández España, Madrid. 2005.
34. Sy, A., Copper in cast iron. Principal Considerations. AFS Transactions. Vol.67. pp321-328, 1959.
35. Velázquez, A., Fragilización de la aleación HH por precipitación de fases sigma, Tesis presentada en opción al grado científico de Doctor en Ciencias Técnicas, ISMMM, 2002.
36. Walton, C., Castings Iron Handbook. Iron casting Society, Inc. 1981.