



INSTITUTO SUPERIOR MINERO
METALÚRGICO DE MOA
Dr. Antonio Núñez Jiménez

FACULTAD DE METALURGIA Y ELECTROMECAÁNICA
DEPARTAMENTO DE MECÁNICA

EFICIENCIA DE LA FUENTE TÉRMICA DE CALOR EN LA SOLDADURA DE FUNDICIONES MEDIANTE PROCESO DE GAS Y TUNGSTENO

Tesis en opción al título de Máster en Electromecánica

Autor: Julio Cesar Reyes Creseques

Moa, 2018



FACULTAD DE METALURGIA Y ELECTROMECAÁNICA
DEPARTAMENTO DE MECÁNICA

EFICIENCIA DE LA FUENTE TÉRMICA DE CALOR EN LA SOLDADURA DE FUNDICIONES MEDIANTE PROCESO DE GAS Y TUNGSTENO

Tesis en opción al título de Máster en Electromecánica

Autor: Julio Cesar Reyes Creseques

Tutores: Prof. Tit. Isnel Rodríguez González, Dr. C.

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

Moa, 2018

Declaración de autoridad

Yo: Julio Cesar Reyes Creseques

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

Julio Cesar Reyes Creseques

Dr. C. Isnel Rodríguez González

Dr. C. Tomás Fernández Columbié

AGRADECIMIENTOS

A Dios por guiar mis pasos y las infinitas bendiciones q me ha dado.

A la Revolución Cubana y a la memoria de Fidel por darme la oportunidad de formarme como profesional.

A mi mama Amarilis Cresequis Charchaval por ser tan insistente, enseñarme a amar a mi patria, formarme con valores y principios y querer lo mejor para mí.

A mi niña por alegrarme la vida y a mi esposa, por estar siempre a mi lado.

A mis hermanos por ser como son, excelentes personas.

A la familia de mi esposa por acogerme como un hijo más.

A mis tutores: Prof. Tit. Tomás Hernaldo Fernández Columbié, Dr. C.y Prof. Tit. Isnel Rodríguez González, Dr. C.

A los profesores que de una forma u otra aportaron su granito de arena en mi formación.

A mis amigos.

En fin, a todos los que hicieron posible la realización de esta investigación.

Muchas Gracia...

DEDICATORIA

A mi mama Amarilis Cresequis Charchaval gracias por ser como eres, a mirazón de ser Mia Daniela Reyes Urgelles y a mi amada esposa Dailen Urgelles Aleman.

A toda mi familia.

A todos los que realmente me quieren.

RESUMEN

El trabajo tiene como objetivo establecer el comportamiento microestructural de la unión disímil del hierro fundido 24 y la aleación termo resistente HK 40 a través del proceso de gas y tungsteno, los mismos fueron soldados con diferentes materiales de aporte. Se analizaron tres tipos de electrodos UTP 65, UTP 86 FN y E 275 de 3,2 milímetros de diámetro, teniendo en cuenta la eficiencia térmica del proceso de gas y tungsteno. Mediante el diagrama de Schaeffler se determinó, la composición química del cordón resultante. Al establecer el comportamiento microestructural de ambas aleaciones, se obtienen estructura en el campo austenítico con solidificación austenita - ferrita con los electrodos UTP 86 FN y E 275, no siendo así con el electrodo UTP 65 que presenta una solidificación ferrita - austenita, que garantiza una unión soldada libre de fisuración. La dureza en las zonas de la unión soldada con los diferentes electrodos, muestra una dureza inicial de 217 HV en el hierro fundido 24 y de 270 HV en el HK 40, en la zona fundida, con el electrodo UTP 65 se obtiene una dureza de 435 HV, no comportándose de la misma manera para el electrodo E 275 donde alcanza una dureza 520 HV y para el electrodo UTP 86 FN de 655 HV, siendo con el UTP 65 que se realiza el mejor depósito. Por último, se realiza la valoración económica, así como el impacto ambiental de los procesos de fundición y soldadura.

ABSTRACT

The objective of the work is to establish the microstructural behavior of the dissimilar union of the cast iron 24 and the thermo resistant alloy HK 40 through the gas and tungsten process, they were welded with different materials of contribution. Three types of electrodes UTP 65, UTP 86 FN and E 275 of 3.2 millimeters in diameter were analyzed, taking into account the thermal efficiency of the gas and tungsten process. By means of the Schaeffler diagram, the chemical composition of the resulting cord was determined. When establishing the microstructural behavior of both alloys, a structure in the austenitic field with austenite - ferrite solidification is obtained with the UTP electrodes 86 FN and E 275, but not with the UTP 65 electrode that presents a ferrite - austenite solidification, which guarantees a weld union free of cracking. The hardness in the areas of the joint welded with the different electrodes, shows an initial hardness of 217 HV in the cast iron 24 and 270 HV in the HK 40, in the melted zone, with the electrode UTP 65 a hardness of 435 HV, not behaving in the same way for the electrode E 275 where it reaches a hardness of 520 HV and for the UTP electrode 86 FN of 655 HV, being with the UTP 65 that the best deposit is made. Finally, the economic valuation is carried out, as well as the environmental impact of the melting and welding processes.

ÍNDICE	PÁG
INTRODUCCIÓN.....	1
CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO- METODOLÓGICO DE LA INVESTIGACIÓN	
1.1 Introducción	4
1.2. Soldadura por el método GTAW.....	4
1.2.1. Modos de transferencia.....	5
1.2.2. Transferencia por cortocircuito.....	6
1.2.3. Transferencia globular.....	7
1.2.4. Transferencia spray.....	7
1.2.5. Arco pulsado.....	7
1.3. Soldadura de gas y tungsteno como proceso de unión.....	8
1.4. Aleaciones termoresistentes fundidas en la industria.....	10
1.5. Soldadura de las fundiciones.....	13
1.5.1. Clasificación de los hierros de elevada aleación.....	15
1.6. Soldadura de materiales disímiles.....	17
1.6.1. Solidificación y transformaciones de fase en la soldadura.....	19
1.7. Eficiencia térmica en la soldadura.....	21
1.8. Conclusiones del capítulo 1.....	24
CAPÍTULO 2: MATERIALES Y MÉTODOS	
2.1. Introducción.....	26
2.2. Composición química de las aleaciones.....	26
2.3. Plan experimental.....	27
2.3.1. Máquina de soldar empleada en la soldadura.....	28
2.3.2. Electrodo consumibles para la soldadura.....	28
2.3.3. Diagrama de Schaeffler.....	30

2.4. Preparación metalográfica.....	32
2.4.1. Ensayo de dureza aplicado a las muestras.....	35
2.5. Cálculo del ciclo térmico.....	35
2.5.1. Cálculo de la velocidad de enfriamiento del cordón.....	37
2.6. Cálculo de costo del proceso de soldadura.....	38
2.7. Procesamiento estadístico de los datos.....	40
2.7.1. Determinación de los coeficientes de regresión.....	41
2.7.2. Cálculo de la varianza.....	41
2.8. Conclusiones del capítulo 2.....	43

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción.....	44
3.2. Análisis de la composición química.....	44
3.3. Determinación de la composición química del cordón resultante.....	45
3.4. Análisis del ciclo térmico.....	47
3.5. Determinación de los costos de soldadura.....	50
3.6. Comportamiento microestructural de las uniones soldadas con el electrodo UTP 65.....	51
3.6.1. Comportamiento de la soldadura con electrodo UTP 86 FN.....	53
3.6.2. Microestructuras obtenidas en la unión con electrodo E 275.....	54
3.7. Comportamiento de la dureza.....	57
3.7.1. Procesamiento estadístico de los datos.....	57
3.8. Valoración económica.....	59
3.9. Impacto medio ambiental.....	60
3.10. Conclusiones del capítulo 3.....	62

CONCLUSIONES GENERALES

RECOMENDACIONES

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

INTRODUCCIÓN

La soldadura es una técnica de unión que garantiza, en la pieza fabricada o reparada, una continuidad de las propiedades mecánicas y metalúrgicas. De los innumerables procedimientos que existen para unir piezas metálicas, se destacan los procesos de soldadura basadas en fusión; en éstos, los bordes de las piezas se unen por la fusión del metal de las mismas piezas, pudiendo ser opcionalmente adicionado un metal de aporte.

En las últimas décadas la soldadura se ha convertido en el método de unión de metales más utilizado y de mayor demanda debido a que su desarrollo se debe al gran avance tecnológico y la implementación de metales de aporte de tal forma que se puedan unir muchos metales de diferentes composiciones. La soldadura permite la fusión de metales o unión metalúrgica debido a que este es un proceso de aporte de metal fundido, el cual, produce excesivo calor y éste es depositado de forma puntual en los elementos a soldar, lo que crea calentamientos y enfriamientos no uniformes, lo cual ocasiona dilataciones y contracciones respectivamente.

Actualmente, existe una tendencia muy marcada a la automatización de los procesos de soldadura. Para automatizar los procesos de soldadura, es necesario contar con modelos que permitan predecir y simular el proceso de soldadura en su conjunto global, pues estos modelos posibilitan aplicar mejores estrategias de control y soldar con parámetros optimizados. La complejidad de los procesos de soldadura es variada. Hay aproximadamente una docena de variables que influye directa o indirectamente en la geometría del cordón de soldadura y a su calidad; por ello, modelar estos sistemas es siempre un gran desafío.

La automatización total de este proceso obedece a varias causas, entre la que se destaca: incremento de la calidad, incremento de la confiabilidad y mayor productividad. También se considera que los procesos de soldadura son de riesgo para la salud e integridad de los operadores. En los procesos de arco voltaico, se producen emisiones intensas de luz visible, de rayos infrarrojos y ultravioletas. También es inevitable la formación de gases y humos tóxicos en cualquier proceso de soldadura; cabe destacar que se producen gases aún más tóxicos y peligrosos cuando se suelda sobre materiales oxidados, pintados o sucios con aceites o grasas. De ahí, también surge la importancia de que las piezas deban limpiarse meticulosamente, antes de ser soldadas.

La recuperación por soldadura de piezas de hierro fundido es muy deseable, considerando que estas fundiciones son de uso común en la práctica industrial. Este objetivo, sin embargo, no es fácil de lograr. La facilidad de soldar hierros fundidos depende de sus propiedades físicas y existe toda una gama de hierros fundidos. Su "insoldabilidad" se puede deber a factores como (1) la baja plasticidad que tienen los hierros fundidos (2) la formación de cementita (3) la contaminación de las piezas por contacto prolongado con grasas, aceites o agua de mar (4) quemado, formación y crecimiento de poros (5).

A diferencia de los aceros, los hierros fundidos poseen mayor contenido de carbono y en su estructura puede aparecer ledeburita, perlita, ferrita y grafito. A mayor contenido de Si, Mn, P y S, menor el punto de fusión (1 150 °C), lo que provoca una mayor fluidez y poca capacidad a la deformación.

Situación problemática

Las fundiciones presentan poca soldabilidad, sin embargo, bajo ciertos cuidados, estos materiales pueden ser soldados y recuperados, siguiendo procedimientos rigurosos y seleccionando electrodos de baja entrada de calor para aumentar la soldabilidad. En el cordón de soldadura se debe asegurar que no cambien las propiedades mecánicas de los materiales soldados y que tampoco haya transformaciones donde se obtengan estructuras frágiles, debido al aumento de tensiones o cambio de fases en la unión soldada. Se presenta información acerca de la soldabilidad de las fundiciones de hierro y algunas recomendaciones son de utilidad a la hora de recuperar piezas de fundición por soldadura. El cumplimiento de las indicaciones anteriores generaría beneficio para la economía del país con menos pérdidas de recursos, así como se garantizaría una mejor continuidad metalúrgica en la unión soldada.

Problema

El estudio acerca de la continuidad metalúrgica, en la unión soldada entre el hierro fundido 24 (HF-24) y la aleación termoresistente (HK-40), por el proceso de soldadura por arco eléctrico de gas y tungsteno, con el empleo de diferentes aportes austenítico, aún es insuficiente.

El **objeto** de la investigación: aleaciones fundidas de hierro 24 y acero termoresistente HK-40, soldada bajo atmósfera de gas inerte.

El **objetivo** de la investigación es establecer el comportamiento microestructural de las aleaciones fundidas, hierro 24 y del acero termoresistente (HK-40), obtenido mediante el proceso de soldadura bajo atmósfera protectora a gas y tungsteno con diferentes aportes austenítico.

Campo de acción: comportamiento microestructural de aleaciones sometidas a ciclo térmico.

Objetivos específicos

1. Definir las particularidades en la soldadura de las fundiciones, así como la fundamentación para la selección de los materiales de aportes a emplear en este tipo de unión disímil con el empleo de gas y tungsteno.
2. Establecer el procedimiento metodológico relacionado con el ciclo térmico de soldadura para la unión metalúrgica de las aleaciones fundidas a través del proceso de soldadura de gas y tungsteno.

3. Explicar, a partir del comportamiento microestructural, las variaciones metalúrgicas obtenidas en las diferentes zonas de la unión, la continuidad en el cordón, para diferentes materiales de aporte con el empleo de la soldadura de gas y tungsteno.

Hipótesis

Si se aplica el ciclo térmico de soldadura, con el proceso de gas y tungsteno, empleando diferentes materiales de aporte, el UTP 65, UTP 86 FN y el E 275, es posible lograr la continuidad metalúrgica en aleaciones fundidas, sin precalentamiento, del hierro fundido 24 (HF-24) y la aleación termoresistente (HK-40).

Tareas del trabajo

1. Establecimiento del estado del arte relacionado con el objeto de estudio.
2. Planificación y ejecución experimental.
3. Análisis de los resultados y obtención de las microestructuras resultantes del proceso de soldadura con diferentes materiales de aporte en el proceso de soldadura de gas y tungsteno.
4. Fundamentación de las inestabilidades metalúrgicas que surgen en el proceso de soldadura cuando se somete a proceso de unión con diferentes electrodos.
5. Planteamiento de los efectos económicos, sociales y ambientales del proceso de soldadura.

Capítulo 1

Marco teórico. Antecedentes investigativos

CAPITULO 1. MARCO TEÓRICO-METODOLÓGICO DE LA INVESTIGACIÓN

1.1 Introducción

La respuesta del área próxima a la línea de fusión en una junta soldada depende de la naturaleza del material soldado y del proceso empleado. Debido a que el ciclo térmico es muy rápido, los materiales más afectados serán aquellos que aumentan su resistencia por tratamiento térmico. Las temperaturas en la ZAC varían entre las temperaturas ambiente y de líquido, por lo tanto muchos procesos metalúrgicos que se producen lentamente a temperatura ambiente, pues dependen de la difusión en estado sólido, pueden ocurrir muy rápidamente a temperaturas próximas a la de líquido. Aunque los parámetros utilizados en cada aplicación, sean los adecuados para la soldadura de un material en particular, es recomendable, la realización de muestras con la variación de los mismos, lo cual permitirá obtener los valores óptimos.

En el presente capítulo se establece como objetivo realizar una búsqueda relacionada con la soldadura de los aceros disímiles con el empleo de la soldadura por el método de gas y tungsteno con diferentes materiales de aporte.

1.2. Soldadura por el método GTAW

La soldadura es uno de los procesos más antiguos que se conocen, surgió ante la necesidad de poder unir metales. *La American Welding Society* (AWS) define a una soldadura, un proceso de unión de materiales, que producen su coalescencia, calentándolos a una temperatura de soldado con o sin la aplicación de presión, o por medio de aplicación de presión solamente y con o sin uso de material de aporte. Todos los metales son soldables siempre que se aplique el procedimiento y la técnica adecuados, en ocasiones fracasa el intento de soldar metales porque se ha pasado por alto una de estos dos factores (Guirao *et al.*, 2010).

Aunque el concepto básico del proceso de soldadura con electrodo consumible y protección de gas (GTAW o TIG) surge en los años 20 del pasado siglo, no llega a estar disponible comercialmente hasta 1948. Inicialmente se utilizó para soldar aluminio, empleando para ello gas inerte de protección, con elevadas densidades de corriente. Posteriores desarrollos redujeron estas, introdujeron la corriente pulsada y extendieron el gas de protección a mezclas reactivas, como las de CO₂. En la actualidad el GMAW se puede utilizar en modo semiautomático o automático y se emplea para soldar la mayor parte de los metales comerciales: aceros al carbono, aceros HSLA, aceros inoxidables, aluminio, cobre, aleaciones de níquel (Kang *et al.*, 2003).

La protección al charco de soldadura se obtiene a partir de un gas o de una mezcla de gases. A este proceso se le denomina algunas veces soldadura TIG, "soldadura de tungsteno con gas inerte". Según Aguirre (2006),

la soldadura por arco de tungsteno y gas (GTAW), conocida como soldadura Heliarc, es un proceso de soldadura por arco eléctrico, como se observa en la figura 1.1, que produce la coalescencia de metales calentándolos con un arco entre un electrodo de tungsteno (no consumible) y la pieza de trabajo.

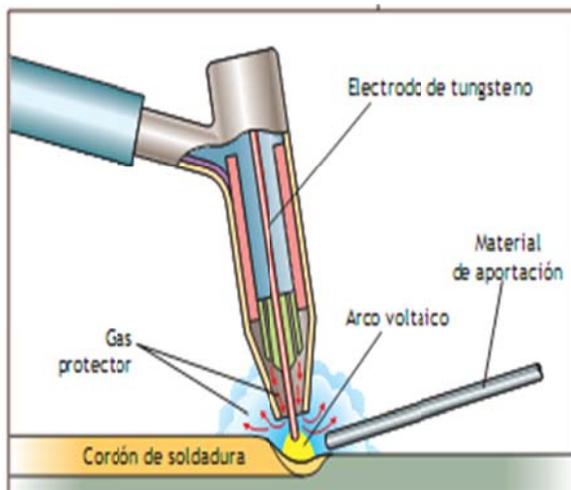


Figura 1.1. Proceso de soldadura GTAW. Fuente: Méndez y Eagar (2001).

Los procesos de soldadura por arco utilizando un gas inerte para impedir la posible contaminación exterior han demostrado sobradamente su eficacia para el logro de uniones fiables de aleaciones de aceros inoxidables. Así tanto los procesos de soldadura por arco bajo gas de protección con electrodo no consumible GTAW (Plaza *et al.*, 1992), como con electrodo consumible GMAW se han utilizado con éxito para la unión de estos materiales.

Considera Li *et al.* (2005); las propiedades mecánicas de las uniones soldadas dependen en gran medida de la estructura obtenida en el proceso de solidificación. Por un lado, parece interesante el empleo de bajos aportes térmicos que permita la consecución de un tamaño de grano más fino pero no se debe olvidar que este aporte debe ser suficiente para conseguir una penetración total. Resulta evidente, por tanto, que el aporte térmico óptimo será aquel, que garantizando una penetración total, sea capaz de producir la microestructura más fina.

1.2.1. Modos de transferencia

El proceso básico GTAW incluye cuatro técnicas muy distintas: transferencia por "cortocircuito", transferencia "globular" y la transferencia de "arco pulsado" (*Spray Arc*). Estas técnicas describen la manera en la cual el metal es transferido desde el alambre hasta la soldadura fundida. En la transferencia por corto circuito, también conocido como "arco corto", "transferencia espesa" y "micro wire", la transferencia del metal ocurre cuando un corto circuito eléctrico es establecido, esto ocurre cuando el metal en la punta del alambre hace contacto con la soldadura fundida.

Lesnewich (1958) demostró que el modo de transferencia metálica depende de muchas variables operacionales tales como la corriente de soldadura, la longitud libre del electrodo, el diámetro del alambre y la polaridad. Los tres modos tradicionales de transferencia que pueden producirse en el proceso GMAW son cortocircuito, globular y spray; adicionalmente y producto de los más recientes progresos en tecnología de fuentes de energía, se han desarrollado dos modos de transferencia de alto nivel, denominados spray pulsado y transferencia por tensión superficial (STT).

Aunque para realizar este tipo de transferencia se requieren de fuentes de energía más costosas, las ventajas permiten justificar los costos adicionales en muchas aplicaciones. Kim y Eagar (1993) realizaron estudios para determinar cómo se realizaba la transferencia metálica del electrodo a la pieza de trabajo usando como base los modelos teóricos de la opresión inestable y del balance de la fuerza estética. La fuerza de opresión es responsable de separar el metal fundido del electrodo y de propulsarlo a través del arco hasta el metal base. Este encuellamiento momentáneo de la porción líquida del electrodo como puede observarse en la figura 1.2, es resultado del flujo de corriente.

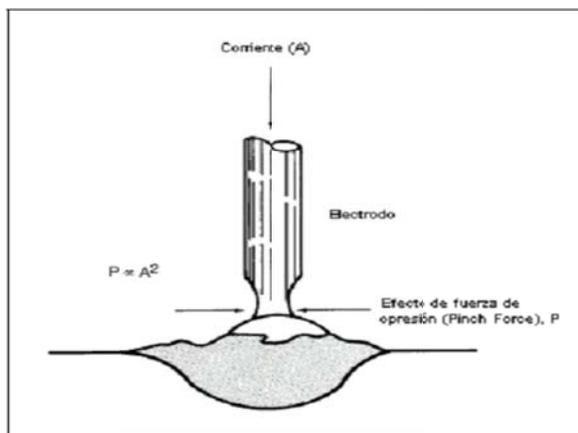


Figura 1.2. Modelo de transferencia metálica según la teoría de la opresión inestable. Fuente: *The Aluminum Association* (1997).

1.2.2. Transferencia por cortocircuito

Según Choi *et al.* (1998) la transferencia metálica durante el modo cortocircuito tiene lugar cuando la gota hace contacto con el charco de soldadura a un nivel bajo de corriente. En este modo de transferencia, las características de la fuente de energía controlan la relación entre el establecimiento intermitente de un arco y el cortocircuito del electrodo con la pieza, lo que hace al proceso inherentemente inestable. Debido al bajo aporte calórico, el modo cortocircuito es particularmente adaptable a la soldadura de chapas delgadas y se debe prestar especial atención cuando se sueldan secciones de gran espesor para evitar la falta de penetración.

Sin embargo, estas características permiten la soldadura en todas las posiciones. Las fuerzas electromagnéticas son producidas y controladas por la cantidad de corriente que fluye a través del electrodo y hacia la pieza de trabajo.

1.2.3. Transferencia globular

Según Choi *et al.* (1998), en el modo globular, el diámetro de la gota que se desprende es mucho mayor que el diámetro del electrodo y la frecuencia de transferencia es relativamente bajo, dando como resultado una cantidad considerable de salpicadura, puede ser reducida mediante el uso de CO₂ como gas protector y ajustando las condiciones de soldadura de modo que la punta del electrodo esté debajo de la superficie del charco de soldadura y dentro de una cavidad generada por la fuerza del arco.

Se obtiene al usar CO₂ o helio como gas protector. La transferencia del metal se realiza en forma de glóbulos irregulares dirigidos aleatoriamente a través del arco y a hacia la pieza de trabajo de manera no uniforme y principalmente por acción de su propio peso. El arco de CO₂ es generalmente de naturaleza inestable y se caracteriza por un sonido de craqueo. Produce un cordón de soldadura con una superficie de aspecto corrugado.

1.2.4. Transferencia spray

Al aumentar la corriente de soldadura, el modo de transferencia metálica cambia de globular a spray, dando lugar a una transferencia metálica a través del arco en forma de pequeñas gotas de diámetro igual o menor que el diámetro del electrodo las cuales se dirigen axialmente y en línea recta del electrodo al charco de soldadura. El arco es uniforme y estable. El resultado es poca salpicadura y un cordón de soldadura de superficie relativamente lisa.

La energía del arco (plasma) se difunde siguiendo un patrón cónico, lo que da lugar a buenas características de lavado en las extremidades del cordón de soldadura pero a expensas de una muy baja penetración (profundidad por fusión superficial). La penetración es más profunda que la obtenida con la soldadura metálica por arco protegido (SMAW) pero menor que aquella que pudiese lograrse mediante la transferencia globular GMAW en modo de alta energía (Choi *et al.*, 1998).

1.2.5. Arco pulsado

Es una variante del sistema de transferencia spray es el arco pulsado. En el equipo de soldadura se superponen dos corrientes: una ininterrumpida, llamada de base y de intensidad inferior a la umbral, que mantiene el arco estable, pero es incapaz de generar gotas y otra constituida por sucesivas pulsaciones, de frecuencias entre los 60 y 120 Hz, que elevan la intensidad por encima de la umbral, provocado en cada pulso

la proyección de una o más gotas de metal fundido. El control del aporte térmico a la soldadura es mucho mejor, siendo adecuado para espesores gruesos en posición (Choi *et al.*, 1998).

1.3. Soldadura de gas y tungsteno como proceso de unión

La soldadura como proceso de unión de aleaciones metálicas es muy antigua (López *et al.*, 2001). Su inmediata aplicación estuvo condicionada por el propio desarrollo industrial y las necesidades de realizar construcciones soldadas, con gran rigidez y calidad, para facilitar cada vez más el proceso de fabricación, garantizando la disminución del costo, la seguridad, fiabilidad y la resistencia ante las condiciones de trabajo impuestas. En el proceso GTAW se genera un arco eléctrico entre un electrodo de tungsteno virtualmente no consumible y la pileta fundida de metal base. Este proceso es usado con la protección de un gas externamente suministrado y sin la aplicación de presión. La adición de metal de aporte es opcional y se realiza en forma externa. En la figura 1.3 se observa los elementos del proceso de soldadura de gas y tungsteno.

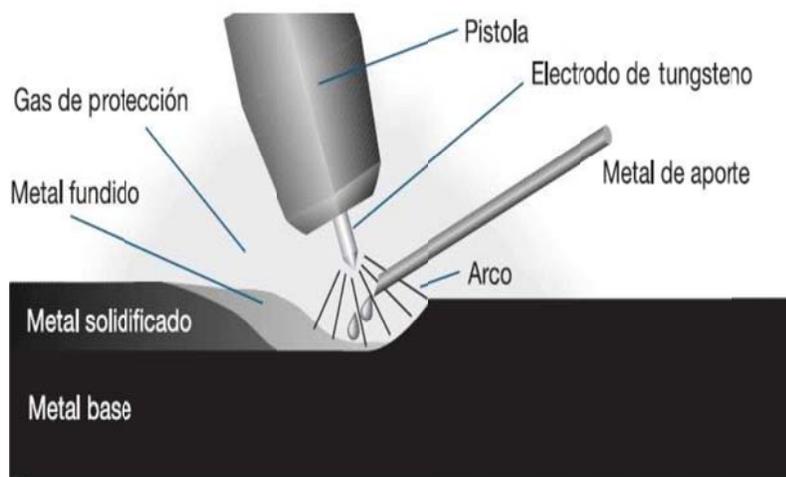


Figura 1.3. Elementos del proceso de soldadura de gas y tungsteno. Fuente: Capdevila (2008)

Los electrodos para sistema GTAW o TIG, están fabricados con tungsteno o aleaciones de tungsteno, lo que los hacen prácticamente no consumibles, ya que su punto de fusión es sobre los 3 800 °C. Dependiendo del material que se quiera soldar, dicho electrodo puede incorporar diferentes aleaciones de torio, circonio, en cantidades inferiores al 2 %, lo cual se identifica por el color del extremo del electrodo. Para que el arco sea el adecuado, se debe tener en cuenta el afilado del electrodo.

El gas de protección en esta soldadura es el argón, el cual se obtiene como un subproducto en la fabricación del oxígeno. Al seleccionar un gas protector, un hecho que debe ser considerado es la ionización potencial del gas. El potencial de la ionización es moderado en voltios y es el punto donde el arco de la soldadura se establecerá entre el electrodo y la pieza a soldar a través del gas protector. Esta ionización del gas es de 15,7

voltios, siendo el voltaje mínimo que debe mantenerse en el circuito de la soldadura al establecer el arco para soldadura. Tiene baja conductividad térmica, lo que significa que no es buen conductor de calor. Esto produce un arco de densidad más compacto, superior. La densidad del arco se refiere a la concentración de energía en el arco. Con argón esta energía se confina a un área estrecha o con más precisión, proporcionando excelente estabilidad al arco y un efecto limpio, incluso a bajos amperajes (Lozano *et al.*, 2000).

Ha sido referido por Flores (2014), cuando la longitud del arco es elevada se produce un chisporroteo y el material del electrodo, gotea sobre la pieza insuficientemente caldeada, quedando una unión imperfecta entre el material base y el material de aportación. Otra consecuencia importante de este fenómeno es el mal aspecto obtenido del cordón de soldadura, ya que su aportación no se ha podido dirigir bien ni depositar uniformemente, dando lugar a un elevado nivel de porosidad.

Sin embargo, Ospina *et al.* (2007) es del criterio que el uso más frecuente está dado en aceros resistentes al calor, aceros inoxidable y aluminio. Este método de soldadura se caracteriza también por la ausencia de salpicaduras y escorias (lo que evita trabajos posteriores de limpieza) y por su aplicabilidad a espesores finos (desde 0,3 mm). Cabe destacar que la soldadura GTAW o TIG puede ser utilizada con o sin material de aporte. Las mayores ventajas del proceso provienen de la estabilidad y la concentración del arco; además del hecho de que sea factible de utilizar en todas las posiciones y tipos de juntas y del buen aspecto del cordón (con terminaciones suaves y lisas).

Exponen Garin *et al.* (2006) que las soldaduras hechas con este proceso son más fuertes, más resistentes a la corrosión y más dúctiles que las realizadas con electrodos convencionales. Cuando se necesita alta calidad y mayores requerimientos de terminación, es necesario utilizar el sistema para lograr soldaduras homogéneas, de buena apariencia y con un acabado completamente liso.

Según Capdevila (2008) existen consideraciones metalúrgicas a tener en cuenta cuando se procesa el acero. Una pequeña alteración en la composición, en la solidificación y en el tratamiento térmico o termomecánico, pueden tener un impacto significativo sobre la microestructura final y las propiedades del acero. Por lo tanto, es necesario conocer profundamente estos efectos antes de pasar a la etapa de producción.

Madhusudhan *et al.* (2005), realizaron un estudio de la influencia del proceso de soldadura proceso de soldadura por arco de tungsteno protegido con gas (GTAW) y soldadura por haz de electrones (EBW), en la microestructura y las propiedades mecánicas de las juntas disimiles de aceros inoxidable austeníticos (AISI 304) y aceros inoxidable ferríticos (AISI 430). Los autores observaron solidificación epitaxial en el lado de los aceros inoxidable ferríticos, mientras que esas características no son evidentes en los aceros inoxidable austeníticos.

Zamora *et al.* (2011), desarrollaron un estudio de donde elaboraron la unión soldada de dos aceros, el AL6XN, mediante el proceso soldadura por arco de tungsteno protegido con gas (*Gas Tungsten Arc Welding* – GTAW), usaron como material de aporte ER-NiCrMo-3 la aplicación de la soldadura se realizó bajo el código ASME Sección XI. La evaluación consistió en la caracterización microestructural del material base, de la zona afectada por el calor (ZAT) y de propiedades mecánicas tales como la dureza y la tensión. Los resultados obtenidos muestran que en las condiciones de soldadura propuestas, con un aporte de calor de 0,45 – 0,7 kJ/mm, estas uniones soldadas son satisfactorias.

Martínez *et al.* (2012), desarrollaron un método de diferencias finitas para calcular el campo de temperaturas en la zona afectada por el calor en la soldadura de dos chapas de acero inoxidable AISI 304, soldadas mediante el procedimiento GTAW. Se desarrolló un programa informático, implementado en libros de cálculo MSEXcel con Visual Basic para Aplicaciones (VBA). Los experimentos modelados a través de la aplicación numérica predicen el comportamiento térmico de un procedimiento de soldadura. Para la validación del modelo matemático se ha desarrollado un procedimiento experimental para medir el campo de temperaturas en la zona cercana al cordón de soldadura de un acero inoxidable de espesor inferior a 3 mm.

En la soldadura de los aceros inoxidables austeníticos, es práctica generalizada mantener la temperatura del material base y la ZAC lo más baja posible, esto se logra usando bajas intensidades de corriente (compatibles con una adecuada penetración y fusión), arco corto, cordones cortos, o simplemente esperando que la pieza se enfríe entre cordón y cordón. Es una práctica corriente limitar la temperatura a valores donde el material pueda tocarse con la mano (70 °C).

1.4. Aleaciones termoresistentes fundidas en la industria

El amplio desarrollo de las tecnologías de fundición de aceros inoxidables, particularmente de aquellos corrientemente conocidos como aceros resistentes al calor, ha resultado en un importante grupo de aleaciones Fe-Cr-Ni-C con excelentes propiedades, tales como resistencia mecánica, resistencia a la termofluencia, resistencia a la corrosión en ausencia de medios acuosos y estabilidad microestructural en servicio a altas temperaturas, normalmente sobre 873 K (Wiefer, 1980 y Davies, 1997).

De acuerdo con Garin *et al.* (2006), se denominan aceros y superaleaciones termorresistentes a aquellos materiales aptos para sollicitaciones mecánicas en servicios a altas temperaturas (entre 260 a 1 200 °C) y que además poseen resistencia a la formación de cascarilla por oxidación a alta temperatura. Se utilizan en plantas químicas y petroquímicas, plantas generadoras de potencia, turbinas, plantas metalúrgicas. A fin de mantener la resistencia mecánica bajo estas condiciones, deben poseer microestructuras que se mantengan estables a las altas temperaturas de operación. Los aleantes que se utilizan para mejorar la resistencia a la

termofluencia y a la oxidación a alta temperatura son fundamentalmente: Cr, Mo, Ni, W, Nb, V, Ti, Al y Si. El Cr, Al y Si forman óxidos refractarios densos y adherentes que resultan efectivos para bloquear la difusión de oxígeno y frenar el desarrollo del proceso de oxidación del material al formar Cr_2O_3 , Al_2O_3 o SiO_2 . El resto de los aleantes producen endurecimiento por solución sólida y por dispersión de finos carburos o precipitación de fases intermetálicas.

Señala Bochvar (1977) que para conseguir altas propiedades termoresistentes de las aleaciones muy frecuentemente se utilizan una serie de métodos de endurecimiento. Sin embargo, entre ellos la contribución más importante la tiene la creación de una solución sólida con alta resistencia a elevadas temperaturas como base de la aleación

Prokochkin y Vasileva (1968) exponen que un análisis de la composición de las aleaciones de níquel termoresistentes más empleadas en diferentes países, muestra que el más importante y obligatoriamente presente en todas estas aleaciones en calidad de elemento de aleación, lo constituye el cromo. El cromo se disuelve bien en el níquel, sus átomos brindan seis electrones de valencia a la red bivalente del níquel lo cual eleva significativamente la densidad de electrones y el enlace interatómico en la solución. El cromo tiene más alta temperatura de fusión que el níquel (2 180 K) y menor movilidad difusiva. La aleación del níquel con dicho elemento es importante para la creación de una solución sólida con alta resistencia a elevadas temperaturas como base de la aleación.

La influencia del molibdeno en las propiedades de la aleación X15H85 (15Cr85Ni) fue estudiada por Hernández y Castellano (2009) y quedó establecido que el molibdeno endurece la solución sólida luego del temple más mientras mayor es el contenido del mismo. La introducción en la aleación de 14,6% de Mo eleva la microdureza desde 2 127 a 3 283 MPa. La solubilidad de los elementos del grupo VI^A en el níquel disminuye desde el cromo al molibdeno y wolframio (Hernández y Shmatko, 2002). El límite de solubilidad del cromo y wolframio en la aleación Ni-Cr-W se determina en suma al 39 % de Cr y W (Hall y Jones, 1996).

Durante la elaboración de nuevas aleaciones termoresistentes que no contuvieran cobalto para la fabricación de partes de reactores nucleares en los sistemas Ni-Cr-Mo y Ni-Cr-W. Watanabe y Yoshitaka (1973) determinaron teóricamente el intervalo en composición de las aleaciones a partir de que la concentración media de vacancias electrónicas N_v debe ser menor que la concentración crítica de vacancias electrónicas, calculada por el modelo de Barrows. La comprobación experimental de las aleaciones con contenidos calculados mostró que la mayor resistencia prolongada la tiene la aleación con 23 % de cromo y 18 % de W. En el caso del molibdeno la aleación que satisface estas condiciones contiene 25 % de cromo y 9,5 % de molibdeno.

Velázquez (2001) refiere que la aleación HK tiene la mejor resistencia mecánica a en condiciones de elevada temperatura y por ello se utiliza en aplicaciones estructurales hasta 1 150 °C, donde la cantidad de esfuerzos es importante. Ofrece buena resistencia contra gases sulfurados calientes, tanto en condiciones oxidantes o reductoras. Puede ser usado al aire, en ambientes hidrogenados o con presencia de amoniaco y en también en baños de sales neutras.

Estas aleaciones son clasificadas como aceros refractarios debido a que pueden trabajar expuestos a temperaturas por sobre los 650 °C sin oxidarse y mantener optimas propiedades mecánicas. Este material es semejante a los aceros inoxidables resistentes a la corrosión, excepto porque contienen más carbono, el cual otorga gran resistencia mecánica a elevadas temperaturas.

La norma ASTM A297 expone que los aceros inoxidables fundidos están relacionados composicionalmente con los trabajados, siendo la mayor diferencia el contenido de carbono. En los aceros inoxidables resistentes a altas temperaturas fundidos, el contenido de carbono varía entre 0,3 a 0,6 % mientras que en los trabajados típicamente entre 0,01 a 0,25 %. Esta diferencia resulta en cambios significativos en las propiedades. Estos aceros se designan por la Sociedad Americana de Fundidores de Aceros, donde la letra H indica que el acero será utilizado principalmente para servicios a altas temperaturas. La segunda letra denota el tipo nominal Cr-Ni de la aleación y los números que siguen a las dos primeras letras indican el porcentaje máximo de carbono. En general, estos materiales poseen rangos de composición entre 0 a 68 % Ni y 8 a 32 % Cr y hasta 2,5 % Si y 2 % Mn. Otra manera de clasificarlos es por el orden en que los aleantes están en mayor proporción: aceros Fe-Cr, Fe-Cr-Ni y Fe-Ni-Cr.

La aleación inoxidable austenítica HK 40, de producción nacional, tienen amplia aplicación en la industria minero metalúrgica de Cuba en la fabricación de componentes (tramos de ejes centrales, de brazos agitadores y de dientes rascadores) para hornos de reducción del mineral laterítico, donde se requiere una atmósfera totalmente reductora con alto contenido de CO, CO₂ y nitrógeno. La aleación se somete a tratamientos isotérmicos de carburización y de nitruración. Es conocido que a las temperaturas en que normalmente operan los hornos (650 – 850 °C en ocasiones, hasta 1 000 °C) puede ocurrir la disociación del carbono y el nitrógeno presente en los gases (Velázquez *et al.*, 2001).

El extenso uso de estos materiales en aplicaciones a la industria minera, metal mecánica, petroquímica, requiere, en numerosos diseños de ingeniería, unir las piezas fundidas con otros componentes de similar naturaleza, fundidos o forjados, mediante procesos de soldadura. Un aspecto de importancia primordial en la soldadura de este tipo de materiales, es la formación de microestructuras sensibilizadas en el conjunto compuesto por la zona de fusión (cordón y soldadura) y la zona afectada térmicamente (ZAT). En efecto,

dependiendo del contenido de cromo y níquel del material fundido, la microestructura puede resultar en una distribución totalmente ferrítica, austenítica o de fase dual, acompañada de una fina dispersión de carburos o compuestos intermetálicos en la matriz (Sasmal, 1999).

1.5. Soldadura 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 Fe-C estable).

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 (Marulanda *et al.*, 2007).

Entre todos los tipos de fundiciones, las de hierro son el material más utilizado, abarcando un 72 % de la producción mundial, de los cuales dos tercios corresponden a la fundición gris, como se muestra en la figura 1.4. Esto se debe a su buena colabilidad, capacidad de amortiguamiento, resistencia al impacto térmico y a la compresión, además de tener un bajo costo de producción (Stefanescu, 2005).

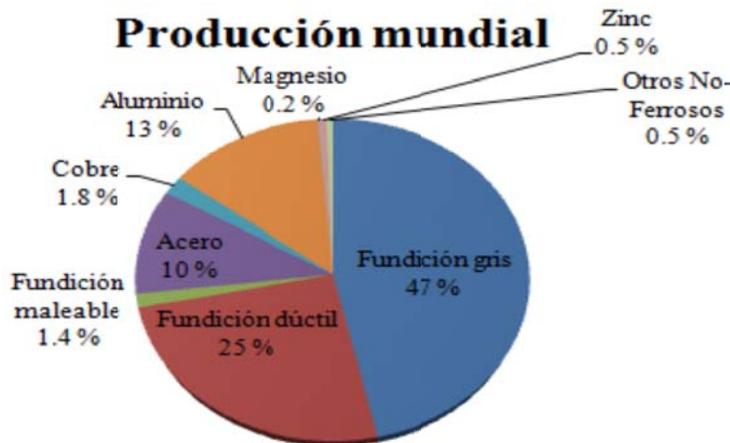


Figura 1.4. Producción mundial de un total de 98,6 millones de toneladas métricas. Fuente: A Modern Casting Staff (2012).

Actualmente la fundición gris es utilizada en una amplia variedad de aplicaciones, incluyendo maquinaria, estructuras y componentes de automóviles (Craig *et al.*, 2002). Dependiendo de la necesidad, las propiedades físicas y mecánicas de las fundiciones de hierro se pueden alterar, agregando ciertos elementos que son

capaces de cambiar la morfología del grafito desde laminar hasta nodular (esferoidal) (Kim *et al.*, 2009a; Kim *et al.*, 2009b; Alp *et al.*, 2005; Holmgren *et al.*, 2007). Además de esto, en las fundiciones de hierro con grafito laminar, se pueden obtener distintas formas de láminas al aumentar el carbono equivalente (CE) lo suficiente ($> 4,26\%$) como para cambiar la composición de hipoeutéctica a hipereutéctica (Rivera *et al.*, 2004).

Plantea Mesa (2003) que las fundiciones o hierros fundidos pueden ser divididos en dos grandes familias, las 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.

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 y Boeri, 2000).

Refiere Marulanda *et al.* (2007) que al calentar el hierro fundido, 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.

Según Ramos *et al.* (2005), 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.

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 (Luddey *et al.*, 2007).

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

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

Al estudiar una unión realizada por soldadura los valores de la temperatura alcanzados en cada punto están relacionados con varios factores, como la distancia a que se encuentra la fuente, la velocidad de traslación e intensidad de la misma, donde para el caso correcto de la distancia, existen datos en la literatura (Gómez, 2003) plantea que la temperatura lograda en un punto determinado guarda una relación inversa con la separación desde la línea de aplicación del calor. Este aspecto es de extraordinaria importancia durante la soldadura de reparación de piezas de hierro fundido, ya que un incremento de la energía aportada durante el proceso determina que la zona de influencia térmica sea mucho mayor, con la posibilidad de formación de estructuras de elevada fragilidad que afecten directamente la resistencia de la unión.

1.5.1. Clasificación de los hierros de elevada aleación

Refiere Velez (2006) y Bedolla-Jacuinde *et al.* (2007) que el proceso de colada de metales básicamente involucra el vaciado del metal líquido en la cavidad de un molde previamente manufacturado con un modelo, un proceso de enfriamiento del metal hasta solidificar y extracción de la pieza solidificada del molde. Después

que el metal fundido es vaciado en el molde, toman lugar una serie de eventos durante el proceso de solidificación de la pieza y su enfriamiento hasta temperatura ambiente, los cuales influyen grandemente en el tamaño, forma, uniformidad y composición química de los granos de la pieza y a su vez, influyen sobre las propiedades finales de la pieza. Los factores que afectan esos eventos son el tipo de metal, las propiedades térmicas del metal y del molde y la forma del molde (Rappaz *et al.*, 2010).

Kermanpur *et al.* (2008) y Basso *et al.* (2012) en sus estudios plantean que la obtención de las fundiciones aleadas es igual que el de las fundiciones grises a diferencia que estas fundiciones suelen contener cantidades de níquel, cromo, molibdeno y cobre en porcentajes generalmente inferiores al 1,5%. En estas fundiciones de gran resistencia, es frecuente que los elementos aleados estén en la proporción de una parte de cromo y dos o tres partes de níquel, el cobre y el molibdeno, en general, suelen encontrarse en cantidades relativamente pequeñas, empleándose estos elementos unas veces solos y otras con níquel o cromo, o con ambos a la vez.

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 %.

romo es uno de los elementos especiales más empleados para la fabricación de aceros aleados. Se suele emplear en cantidades diversas, desde 0,3 a 30 %, según los casos. Aumenta la dureza y la resistencia de los aceros, mejora la templabilidad, disminuye las deformaciones en el temple, aumenta la resistencia al desgaste y la inoxidableidad (Tabrett y Sare, 2000). 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.

En presencia de una cantidad suficiente de carbono, el cromo tiende a formar carburos y en cambio, cuando el acero es de muy bajo contenido en carbono, es soluble en la ferrita. Los carburos formados por este elemento según Wang *et al.* (2006) no son siempre carburos simples; con bastante frecuencia se presentan asociados con el carburo de hierro y a veces, forman carburos complejos de dos o más elementos. La naturaleza de estos compuestos depende del porcentaje de carbono y del contenido en elementos de aleación.

1.6. Soldadura de materiales disímiles

La necesidad de unir aceros disímiles mediante procesos de soldadura por arco eléctrico u otro, surge como resultado de la complejidad existente en la construcción y mantenimiento de algunos equipos y maquinarias requeridas en la industria de generación de energía, tales como calderas, intercambiadores y recuperadoras de calor, turbinas, refinerías, recipientes a presión, etc., siendo una operación cotidiana en la industria nacional (Flores, 2014).

Ha sido planteado por Sara *et al.* (2013) que el problema principal de soldar metales diferentes se relaciona con la zona de transición de los metales y con los compuestos intermetálicos que se forman en esta, ductilidad, susceptibilidad a la corrosión. Es extremadamente importante la microestructura de estos compuestos intermetálicos.

Kotecki (2005) plantea que seleccionar el proceso de soldadura para realizar una unión de metales distintos es tan importante como la selección de las propiedades del metal de aporte. La profundidad de fusión en los metales base y el resultado de la dilución pueden variar con las diferentes técnicas y procesos de soldadura. Existe una variedad de combinaciones de aleaciones metálicas distintas especificadas hasta la actualidad. Los aceros inoxidables austenítico, ferrítico o martensítico pueden ser soldados por fusión con acero al carbono o aceros de baja aleación, usando un metal de aporte que pueda sobrellevar la dilución de ambos metales base sin la formación de fallas en la unión. La selección de procesos y aleaciones metálicas distintas depende sobre la aplicación y las condiciones de servicio.

Sara *et al.* (2013), estudiaron las transformaciones metalúrgicas que suceden durante la junta disímil de aceros inoxidables, con el proceso SMAW, usando como material base acero inoxidable austenítico AISI 316L y de acero inoxidable ferrítico AISI 430. Se utilizaron como material de aporte dos electrodos diferentes para llevar acabo el estudio, AWS E309L Austenítico y AWS E 2209-16 aceros inoxidables dúplex, ambos de 3,2 mm de diámetro. La unión se realizó con un solo pase de soldadura y manteniendo una baja entrada de calor que fue desde 700 a 1000 J/mm. Se evaluó la influencia del tipo de electrodo y la entrada de calor en la evolución microestructural de la zona afectada por el calor y la zona de fusión.

Rivas *et al.* (2002), realizaron un estudio donde se evaluaron las propiedades mecánicas de un acero 5Cr-0,5Mo soldado con un acero inoxidable austenítico 309Mo. Las muestras fueron ensayadas en la condición soldada sin someterlas previamente a un tratamiento térmico post-soldadura. Paralelamente se realizó un estudio con muestras soldadas en la forma convencional utilizando un electrodo E502XX. Este material se evaluó con y sin tratamiento post-soldadura. Las muestras soldadas fueron caracterizadas mediante microscopía óptica y se efectuaron ensayos de micro dureza, tracción y dobléz, después de una

inspección mediante ensayos no destructivos con líquidos penetrantes y radiografías. Los resultados indicaron un comportamiento mecánico adecuado del acero soldado con el electrodo de acero inoxidable austenítico precalentado a 300 °C, a pesar de presentar altos valores de dureza en la zona afectada por el calor.

Camacho y Serna (2013), realizaron un análisis sobre la ferrita delta formada en la zona de fusión de la soldadura de aceros inoxidables austeníticos, fue caracterizada por que representa gran interés en el tema de la soldadura de estos aceros por su influencia en las propiedades mecánicas de la unión soldada y la prevención de fenómenos que se presentan en la solidificación, como es la fisuración en caliente. Se muestra la influencia que tiene la entrada de calor en la formación de ferrita delta en el depósito de la soldadura.

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

Hay que referir que este es el trabajo más cercano al que se desarrolla en esta investigación, sin embargo, estos autores realizan la unión entre el hierro fundido gris 24 y el acero termoresistente HK 40, con diferentes materiales de aporte, pero el proceso empleado es el de la soldadura con electrodos revestidos, nuestro objetivo es el empleo del proceso de gas y tungsteno.

Ha sido establecido por Fernández-Columbié *et al.* (2014 y 2016) que, 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).

1.6.1. Solidificación y transformaciones de fase en la soldadura

Según la A.W.S (2010), el calor de soldadura provoca cambios en la microestructura y propiedades mecánicas en la región calentada del acero que es definida como la zona afectada por el calor. En la mayoría de los casos, estos cambios están asociados al contenido de carbono presente en los aceros, y a las velocidades de calentamiento y enfriamiento a las que estos son sometidos durante la soldadura. Pues, de estas variables depende esencialmente la formación de martensita en el metal depositado o en la ZAC. Esta transformación martensítica resulta en un incremento de la dureza en las áreas mencionadas, originando en muchos casos agrietamiento si el metal no puede soportar los esfuerzos producidos.

El efecto de la entrada de calor en la soldadura, independiente si alcanza o no la fusión del material, genera zonas afectadas por el calor ocasionando transformaciones de fase, cambios en las propiedades mecánicas, esfuerzos residuales y distorsiones en la junta soldada (Darmadi *et al.*, 2014). Estas zonas se conocen como zona fundida (ZF), zona afectada térmicamente (ZAT) y el metal base. Estas zonas son producto de la distribución de temperaturas asociadas a la entrada de calor.

La figura 1.5 muestra los ciclos térmicos para diferentes puntos de análisis A, B y C ubicados en ZF, ZAT y el metal base, respectivamente. Entre más cercano se encuentre el punto de análisis a la fuente de calor, mayor será el pico de temperatura alcanzado. Los puntos de análisis inician bajo una temperatura de referencia T_{ref} que generalmente es la temperatura del recinto. Al instante que la fuente de calor se mueve, empieza a incrementarse la temperatura para cada punto de análisis hasta alcanzar las máximas temperaturas T_{maxA} , T_{maxB} y T_{maxC} . Una vez se aleja la fuente de calor los puntos de análisis, se inicia un descenso lento de la temperatura hasta alcanzar el equilibrio térmico con T_{ref} .

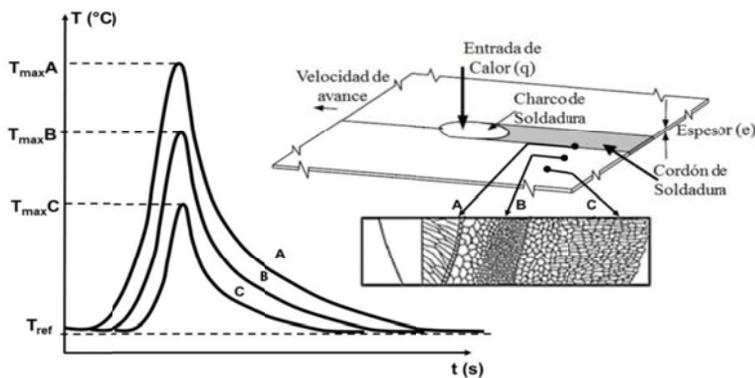


Figura 1.5. Representación de las zonas afectadas por el calor en una placa soldada. Fuente: Mesler (2004).

La relación de los picos de temperaturas con los puntos de análisis A, B y C, logra establecer la extensión de la zona afectada por el calor. La representación gráfica de los picos de temperatura con la distancia medida transversal al cordón de soldadura se conoce como perfil de temperaturas.

En términos de picos de temperaturas alcanzados y el tiempo que toma en alcanzarlos, permiten determinar completamente los efectos en los cambios macro y microestructurales de la junta soldada (Messler, 2004). La representación gráfica del cambio de la temperatura con respecto al tiempo para un punto de análisis ubicado en la junta soldada se conoce como ciclo térmico.

Las transformaciones en estado sólido que ocurren en una soldadura son en naturaleza altamente en condiciones de no equilibrio y se diferencian de las experimentadas durante el proceso de fundición, el procesamiento termomecánico y el tratamiento térmico. Las temperaturas pico alcanzadas en la zona afectada por el calor (ZAC) pueden ser mucho más elevadas que la temperatura AC3 (temperatura a la cual se completa la transformación de la ferrita a austenita durante el calentamiento). Las velocidades de calentamiento son muy altas y los tiempos gastados a esa alta temperatura son solamente del orden de unos pocos segundos (Delgado *et al.*, 2016).

Kotecki (2005); Kou (2003), Shankar (2003); Ares *et al.* (2005); Brooks *et al.* (2003); Baldissin *et al.* (2007), en estudios realizados acerca del modo de solidificación de los aceros austeníticos, plantean que hay cuatro posibilidades de solidificación y transformación en estado sólido para uniones soldadas en estos tipos de aceros. Los tipos de solidificación FA y F tienen ferrita delta como fase primaria. Después de la solidificación, la modificación microestructural adicional ocurre en el estado sólido para los tipos FA y F, debido a la inestabilidad de la ferrita a temperaturas más bajas. Es esencial que las transformaciones de fase post-solidificación sean totalmente comprendidas para entender la microestructura y las características del metal de aporte en el proceso de soldadura. En los modos de solidificación A y AF se asocian con la solidificación de austenita primaria, por lo que la austenita es la primera fase en formarse en la solidificación.

Hay dos tipos de transformaciones de fase post-solidificación en el metal de aporte (soldadura). La primera implica la transformación de ferrita-austenita en la soldadura de los aceros inoxidables austeníticos, y la segunda transformación involucra de austenita-ferrita en soldaduras de aceros de bajo carbono y aceros aleados. Cuando la solidificación ocurre como austenita primaria, dos microestructuras del metal soldado son posibles. Si la microestructura es completamente austenita al final de la solidificación, ésta permanecerá austenítica sobre el enfriamiento a temperatura ambiente y presentará una estructura de solidificación distinta (Brooks *et al.*, 2003, Baldissin *et al.*, 2007).

De acuerdo con Kou (2003), el crecimiento de grano, severo de la ZAC puede dar lugar a granos gruesos en la zona de fusión debido al crecimiento epitaxial en la microestructura del mismo material antes de endurecer por trabajo. Puesto que la ZAC es calentada a temperaturas cercanas a la temperatura de solidus de la aleación, muchos de los precipitados que están presentes en el metal base pueden disolverse. Esto puede llevar a una sobresaturación de la matriz de austenita durante el enfriamiento, resultando la formación de varios precipitados. Carburos y nitruros son los precipitados más probables a formarse en la ZAC de los aceros inoxidable austeníticos. Estos generalmente se forman a lo largo del límite de grano o en la interfase de la ferrita-austenita (si la ferrita está presente) (Kou, 2003, Andersson, 2005).

La formación de ferrita a lo largo de la ZAC en el límite de grano restringirá el crecimiento de grano y también minimiza la susceptibilidad a agrietamiento en la ZAC. El grado de formación de la ferrita es generalmente bajo, ya que la transformación de austenita a ferrita es relativamente inactiva y el ciclo térmico en la ZAC es normalmente rápido (Kou, 2003 y Kotecki, 2005).

1.7. Eficiencia térmica en la soldadura

La eficiencia térmica en soldadura por fusión y arco eléctrico está determinada por la cantidad de calor aportado durante la unión y es una función directa del proceso de soldadura empleado y las variables operativas del mismo, entre las cuales se encuentran el voltaje aplicado, la velocidad de avance de la fuente térmica (desplazamiento del cabezal), la intensidad de corriente, la separación entre pieza de trabajo y electrodo o material de aporte. Las eficiencias térmicas para varios procesos de soldadura se determinaron previamente (Delgado *et al.*, 2016) y se encuentran en un rango amplio, desde baja eficiencia térmica, como el GTAW, hasta los más eficientes como el proceso SAW. Ha sido referido por Hunt (1994) y Zheng *et al.* (2011), que en los procesos de soldadura, el aporte de calor es una medida relativa de la energía transferida a los componentes a ser soldados. Esta medida es importante porque afecta a la rapidez de enfriamiento, la cual a su vez, afecta a la microestructura final de la soldadura en la zona de fusión (ZF) y en la zona afectada por el calor (ZAC).

En toda soldadura sólo una fracción de la energía disipada por la fuente de calor es realmente absorbida por el metal base. La eficiencia del arco es un parámetro importante para la medición de la eficiencia de la transferencia de calor durante los procesos de soldadura por arco eléctrico (Sarafan, 2012). A partir del proceso de transferencia de calor desde el arco de soldadura a la pieza y dentro de la misma pieza se determinan parámetros importantes como la temperatura máxima o pico, el tamaño y la forma de la piletta de soldadura y de la zona afectada por el calor, y las velocidades de enfriamiento del metal de soldadura y de la zona afectada por el calor.

En la pileta líquida, el calor es transportado por convección y conducción. Debido a la complejidad del fenómeno de flujo de calor convectivo usualmente los cálculos para transferencia de calor en soldadura se limitan a la aplicación de transferencia de calor por conducción. Sin embargo este tipo de cálculos representa una aproximación simple y útil al problema de transferencia de calor en soldadura por fusión (Sarafan, 2012).

En general la microestructura final es función de la composición química y ciclo térmico y a su vez éste último, es función del calor aportado y del componente geométrico (cantidad de material a ser soldado). Esto lleva a que la zona de la soldadura presente, con respecto al material base, un campo de esfuerzos residuales, así como una diferencia de propiedades mecánicas, tenacidad y resistencia al agrietamiento asistido por el medio ambiente (AAMH) (Francis *et al.*, 2007).

La habilidad del metal de soldadura para formar una junta sólida y su utilidad está determinada por la composición del metal y las circunstancias bajo las cuales el metal solidifica y enfría a temperatura ambiente. El metal de soldadura puede ser heterogéneo en composición debido a que solidifica rápidamente y no hay tiempo suficiente para que se complete la difusión. La composición puede ser similar a la del metal base o puede ser una mezcla de metal de aporte y material base en proporciones de hasta casi la totalidad del metal de aporte, como ocurre en las soldaduras de múltiples pases (Haze y Aihara, 2010).

Las soldaduras de múltiples pases suministran beneficios particulares en comparación con las soldaduras de un solo pase. Estos beneficios incluyen "precalentamiento" de los pases de soldadura previos, atenuación de las tensiones residuales debido a los ciclos térmicos de soldadura precedentes, y refinamiento estructural del grano grueso durante la solidificación (Ragu *et al.*, 2015).

El metal de soldadura y la ZAC llegan a ser más complejos durante la soldadura de pases múltiples, ya que una porción de la ZAC es recalentada por el ciclo térmico de soldadura posterior e incluso por los ciclos subsiguientes. Un cordón de soldadura solidificado estará sometido a una serie de atenuación de pulsos térmicos, debido a los pases siguientes, pero solamente el primero y el segundo son probables que resulten en reaustenización significativa (Ragu *et al.*, 2015). A medida que se va creando la ZAC por recalentamiento compuesta por diversas subzonas, las propiedades mecánicas totales del metal de soldadura se espera sean determinadas por la combinación de las propiedades de todas las subzonas (Ragu *et al.*, 2015).

La selección de los parámetros de soldadura puede tener una influencia importante sobre las propiedades mecánicas del ensamble de soldadura resultante (Xiaodan *et al.*, 2012). Esto se debe a que normalmente dichos parámetros controlan la entrada de calor en la junta de soldadura y, como tal, pueden controlar la microestructura resultante. Diferentes aspectos del procedimiento de soldadura influyen en la microestructura y en las propiedades de la junta de soldadura, por ejemplo, tipo y densidad de corriente, voltaje, gas de

respaldo, precalentamiento, temperatura entre pases, velocidad de aporte, metal de aporte, diseño y preparación de la junta, espesor del metal base, estabilidad del arco, carbono equivalente y la cantidad de cordones de soldadura aplicados.

Al referirse a la entrada de calor en las uniones soldadas, Sarafan (2012) ha referido que la misma es una medida de la energía transferida por unidad de longitud del metal de soldadura depositado, es importante tanto como el precalentamiento y la temperatura entre pases puesto que influye en la tasa de enfriamiento y puede afectar las propiedades mecánicas y la estructura metalúrgica del metal de soldadura y la ZAC. El tamaño de la soldadura está relacionado con la entrada de calor, y puede reducirse a la conclusión de que a mayor tamaño de soldadura mayor entrada de calor y viceversa. A medida que se incrementa la entrada de calor la tasa de enfriamiento disminuye y por tanto condiciona la estructura metalúrgica del metal de soldadura y de la ZAC que es especialmente importante en los aceros tratados térmicamente.

La velocidad de enfriamiento está más estrechamente relacionada con el espesor del material base, la geometría de la junta, y la entrada de calor a la soldadura. La velocidad de enfriamiento que es con frecuencia la más crítica en las aplicaciones de soldadura es el delta de temperatura entre 800 y 500 °C (1 470 a 930°F). A medida que la entrada de calor en la soldadura se incrementa o se reduce el espesor del material base, la velocidad de enfriamiento entre estas temperaturas se reduce.

De acuerdo con Easterling (1992), estos fenómenos incluyen austenización, solubilidad de carburos y crecimiento de grano de austenita en el acero durante la fase de calentamiento. Durante la fase de enfriamiento de un ciclo térmico de la soldadura, sin embargo, ocurre el siguiente fenómeno estructural: la precipitación secundaria de carburos, transformaciones de fase, generación de una estructura martensítica.

1.8. Conclusiones del capítulo

- ✓ La soldadura de las fundiciones está limitada por el contenido presente en la matriz, la misma puede enriquecer localmente de carbono y debido al enfriamiento rápido, en la zona afectada térmicamente, pueden llegar a formarse fases duras y frágiles, generando agrietamiento, recomendándose electrodos de níquel para garantizar la unión.
- ✓ En el proceso de soldadura de gas y tungsteno existen cuatro tipos de transferencia del metal de aporte hacia el metal base, siendo la transferencia por spray una de las más empleadas durante la soldadura de los metales.
- ✓ Las fundiciones son aleaciones de hierro y carbono que por su composición química y sus características de obtención, están consideraras como de difícil soldadura, con lo cual hay que prestar particular atención durante la aplicación del ciclo térmico.

Capítulo 2

Materiales y Métodos

CAPITULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Introducción

El calor aportado durante el soldeo produce, en la ZAC del material base, complejos ciclos térmicos no convencionales, que dan lugar a una serie de fenómenos, como son los cambios microestructurales producidos en la ZAC, las tensiones residuales y las modificaciones que se producen en la resistencia y la tenacidad a la fractura. Estos ciclos térmicos, generan productos de transformación, que dependen fundamentalmente de la temperatura alcanzada, velocidad de enfriamiento y composición química del metal base, produciendo diferentes tamaños de grano en la ZAC, que influyen en la tenacidad a la fractura de esta zona. Estos productos de transformación, fragilizan la zona, reduciendo sus propiedades mecánicas, sobre todo, cuando la estructura es sometida a cargas cíclicas, que facilitan la propagación de una grieta, iniciada, especialmente en aquellas regiones de la ZAC que son más proclives a la formación y propagación de estas microgrietas, cuya elevada velocidad de propagación colapsa la estructura por grande que sea esta en unos instantes.

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 de gas y tungsteno con diferentes metales de aporte.

2.2. Composición química de las aleaciones

En la tabla 2.1 se muestra la composición química estándar de la aleación HK 40, según Alloy Casting Institute (ACI), designación adoptada por la ASTM, de la American Society for testing Materials – ASTM y la SAE.

Tabla 2.1. Composición química de la aleación HK 40, en %

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

Por los elementos químicos presentes en la composición química de la aleación, la denominación es del tipo A 351 grado HK 40.

Se relacionó la composición química del hierro fundido 24 según las especificaciones de las mismas normas que se consideró para la aleación HK 40. En la tabla 2.2 se muestra dicha composición.

Tabla 2.2. Composición química del hierro fundido 24, en %

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

En la composición química de la aleación HK 40, el contenido de carbono y de cromo, pueden favorecer la formación de fase intermetálica sigma durante el proceso de soldadura. El contenido en cromo está entre 23 y 27 %, el carbono es de 0,35 a 0,45 % y contiene además de 19 a 22 % de níquel aproximadamente. El níquel aporta resistencia a las altas temperaturas y a la corrosión y controla el crecimiento de grano debido a la presencia de cromo. El cromo tiende a formar carburos, mientras que el níquel tiende a descomponerlos.

En la fundición gris, el contenido de carbono influye significativamente en el proceso de soldadura, también hay que considerar elementos como el azufre y el fósforo que favorecen el efecto del agrietamiento en la unión soldada. Si el azufre sobrepasa los límites permisibles, el azufre sobrante reacciona con el hierro formando el FeS, por otro lado, el fósforo En las piezas fundidas empeora la resiliencia mientras que en los procesos de soldadura disminuye la soldabilidad y provoca el agrietamiento en frío. En su combinación con el hierro forma la solución sólida Fe₃P.

2.3. Plan experimental

Para el desarrollo del plan experimental se prepararon nueve probetas de la aleación HK 40 e igual cantidad de números del hierro fundido 24, las cuales fueron sometidas a diferentes condiciones de soldadura, la unión se realizó a tope con preparación de los bordes a 60°, se soldaron con diferentes electrodos del tipo UTP 86 FN, UTP 65, E 275. En la tabla 2.3 se muestran los parámetros de soldadura empleados para la unión del HK 40 y el hierro fundido 24.

Tabla 2.3. Parámetros para la soldadura de las probetas

No	Electrodo	I (A)	Veloc (m/s)	Parámetros	
1	UTP 86 FN	110	X1	Diámetro del electrodo (mm)	3,2
2	UTP 86 FN	110	X1	Longitud del arco (mm)	2
3	UTP 86 FN	110	X1	Temperatura de fusión HK 40 (°C)	1 465
4	UTP 65	110	X2	Temperatura de fusión HF 24 (°C)	1 220
5	UTP 65	110	X2	Temperatura de ignición (°C)	34
6	UTP 65	110	X2	Rendimiento (%)	0,90
7	E 275	110	X3	Conductividad térmica HK 40 (W/m °C)	12,8
8	E 275	110	X3	Conductividad térmica HF 24 (W/m °C)	57
9	E 275	110	X3		

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 sometidas 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. La preparación de las muestras para la soldadura se realizó según Norma ASTM E - 92.

2.3.1. Máquina de soldar empleada en la soldadura

La soldadura manual con electrodo revestido se puede hacer tanto como corriente alterna (CA) como con corriente directa (CD) y esta última se puede aplicar con el electrodo como negativo. El tipo de corriente está condicionado con el tipo de máquina que la genera. La máquina de soldar empleada fue un inversor, el cual presenta un bobinado monofásico, Sin embargo, como desventaja, al igual que los controles de estado sólido, requiere un alto nivel de preparación para darle mantenimiento y reparar la fuente. En la tabla 2.4 se muestran las características de la máquina del tipo Miller.

Tabla 2.4. Características de la máquina Miller

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

Los rangos de intensidad para los que son diseñadas es hasta 315 Ampere, la cual limita los tipos de materiales en los que se puede utilizar, el arco que produce es muy estable y alcanza un rendimiento de 85 a 90 %. La ventaja fundamental de este tipo de máquina en su gran economía en el consumo energético. Como ventajas pueden señalarse el tamaño reducido de los componentes, se emplea para muchos procesos, posee una elevada eficiencia y permite un arco con excelentes características, tiene un tiempo rápido de respuesta.

2.3.2. Electrodo consumibles para la soldadura

Para realizar el proceso de unión de la aleación HK 40 y el HF 24 se seleccionaron diferentes tipos de electrodos, los cuales presentan como características distintivas un depósito en su estructura del tipo austenítica. La elección de los mismos se realizó según recomendaciones (AWS - A5 - 28 - 79, ASME SFA 5.28, 2006).

El electrodo UTP 86 FN se clasifica por la norma de la AWS como E Ni - CL, se emplea en la soldadura de unión y reparación de piezas de hierro fundido gris, nodular o maleable con metales ferrosos o no ferrosos como: latones, bronce y monales. Reparación de piezas tales como bloques de motores, bases y soportes de máquinas, carcasas e impelentes de bombas, cajas de reductores, matrices de fundición, moldes para la industria del vidrio. En soldadura de piezas medianas y livianas de paredes delgadas, cuando el contenido de fósforo no supera el 0,20 %, éste electrodo produce la máxima calidad de soldadura. En la tabla 2.5 se muestra la composición química del mismo.

Tabla 2.6. Composición química del electrodo UTP 86 FN, en %

Electrodo	C	Fe	Ni
UTP 86 FN	0,25	2,5	Resto

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

El electrodo UTP 65, considerado como un electrodo especial austenítico ferrítico de excelentes características de soldabilidad y alta resistencia mecánica. La clasificación según DIN 8556 E 18 - 8 Mn R 26. Se emplea para trabajos críticos, con características mecánicas sobresalientes. En la tabla 2.6 se muestra la composición química del depósito.

Tabla 2.6. Composición química del electrodo UTP 65, en %

Electrodo	C	Mn	Cr	Ni	Si	Mo	P
UTP 65	0,11	0,9	29,3	9,10	0,9	0,16	0,02

Posee alta resistencia a la fisuración para metales bases difíciles de soldar, aceros austenítico y ferrítico, 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.

El electrodo E 275 es un electrodo que se recomienda, sobre todo, para uniones y revestimientos en Ni puro comercial, incluyendo níquel LC, aleaciones de níquel, así como en aceros chapeados. En la tabla 2.7 se muestra su composición química.

Tabla 2.7. Composición química del electrodo E 275, en %

Electrodo	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Fe
E 275	0,02	0,25	0,02	0,01	0,8	13,5	22,0	3,0

Posee una alta resistencia a la tracción y mantiene su tenacidad desde de temperaturas hasta los 1 100 °C. Debido a que está aleado, la matriz de CrNi, alcanza una extraordinaria resistencia a esfuerzos dinámicos constantes. El depósito posee una alta resistencia a la oxidación y resulta prácticamente inmune contra la corrosión provocada por grietas debido a tensiones internas y además posee buena resistencia a la corrosión en muchos medios seguros.

Los electrodos de tungsteno son no consumibles se basa en su composición química y está regida por la norma AWS A 5.12, si el proceso se emplea como es debido, ya que no se derriten ni se transfieren a la soldadura. Como material de aporte, la especificación de la AWS A 5.16, establece varillas y electrodos para la y sus aleaciones (Yamauchi *et al.*, 2002).

En la tabla 2.8 se muestra el electrodo consumible recomendado para realizar el proceso de soldadura entre el HF 24 y el ACI termoresistente HK 40.

Tabla 2.8. Composición química en % del material de aporte AWS ERTi – 2

C	O	H	N	Fe	Ti
Máx. 0,03	0,08 – 0,16	Máx. 0,008	Máx. 0,015	Máx. 0,12	Balance

En cualquier tipo de proceso de soldadura la mejor soldadura, que se puede obtener, es aquella donde la soldadura y el material base comparten las mismas propiedades químicas, metalúrgicas y físicas, para lograr esas condiciones el material fundido debe estar protegido de la atmósfera durante la operación de soldeo, de otra forma, el oxígeno y el nitrógeno de la atmósfera se combinarían, literalmente, con el material fundido, resultando en una soldadura débil y con porosidad.

2.3.3. Diagrama de Schaeffler

Cuando el acero contiene muchos elementos, el efecto global es una suma de los diferentes efectos individuales. Los elementos más característicos de los aceros inoxidables son el cromo, el molibdeno, el nitrógeno y el níquel, elementos alfégenos y gammágenos. Estos elementos permiten la coexistencia de la ferrita y la austenita en el seno del acero (Kotecki y Siewert, 1992). En la figura 2.2 se muestra el diagrama de Schaeffler con las zonas críticas que se obtienen durante la soldadura de los aceros inoxidables en correspondencia con el níquel [Ni] y el cromo [Cr] equivalente.

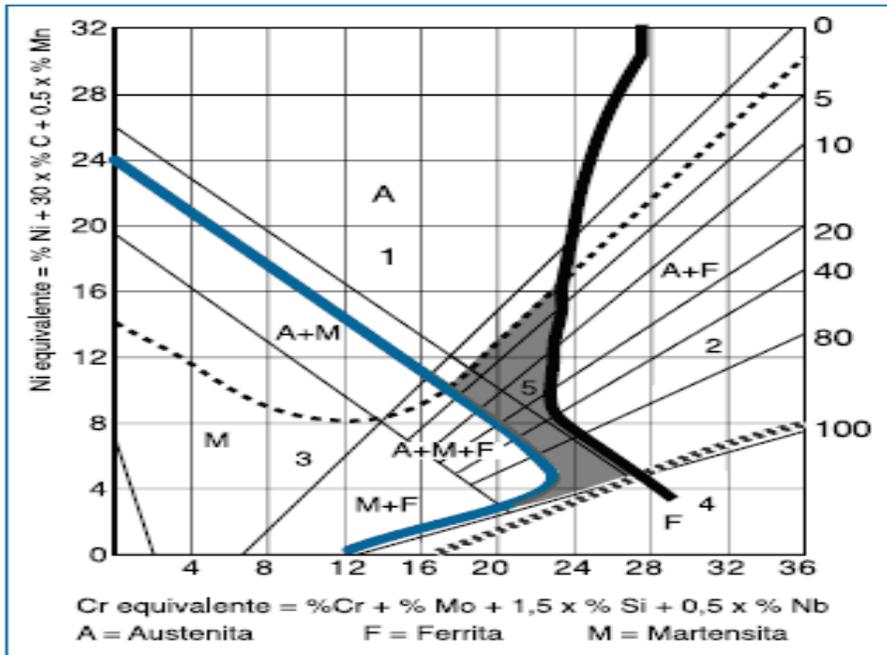


Figura 2.2. Zonas críticas según el diagrama de Schaeffler.

Legenda:

- 1 - - - - - Fisuración en caliente por encima de 1 250 °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 1 150 °C.
- 5 ——— Metal de soldadura óptimo respecto a sollicitaciones mecánicas.

En los aceros inoxidables austeníticos el níquel equivalente es superior a 8, mientras que cromo 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.

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

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

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

$$\text{Ferrita delta} : 3(C_{req} - 0,93N_{ieq} - 0,67) \quad (2.4)$$

La ecuación 2.3 se emplea para determinar el níquel equivalente $[Ni]$ en correspondencia con el contenido de carbono en la aleación HK 40 y el hierro fundido 24.

2.4. 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. Toma o corte de la muestra.
3. Montaje y preparación de la muestra.
4. Ataque de la muestra.
5. Análisis microscópico.
6. Obtención de microfotografías.

La selección de las muestras se realizó a partir de la preparación de probetas fundidas de la aleación HK 40 y del hierro fundido 24. En la figura 2.3 se muestra la selección de las muestras según la soldadura con los diferentes electrodos.



Figura 2.3. Preparación metalográfica de las muestras soldadas.

Las operaciones de corte para la toma de las probetas, se realizaron en una fresadora del tipo 6 M 12 L, los regímenes de corte empleados son de números de revoluciones de 40 r/min y avance de 25 mm/rev, las dimensiones de las muestras son de 50 x 100 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. El tamaño adecuado de la probeta fue de forma tal que permitió sostenerse con la

mano durante su preparación y en función del área de trabajo del microscopio a utilizar. En la tabla 2.9 se muestran las características fundamentales de la sierra circular que se emplea para el corte del semiproducto.

Tabla 2.9. Características de la fresa circular de dientes segmentados

Parámetros	Dimensiones
Diámetro exterior	710 mm
Ancho de triscado	7 mm
Cantidad de segmentos dentados	10 mm

La selección de la sierra radica en las propiedades mecánicas que presenta la misma, resistencia al rojo, además el ancho de triscado, con la cantidad de segmentos dentados permitirá el desprendimiento de las virutas sin calentamiento excesivo ya que esta disposición de los dientes además de la evacuación fácil, permite también la fácil refrigeración.

El desbaste de las muestras se efectuó después del corte y al montaje de la probeta y se realizó en una debastadora 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: 400, 500, 600 y 800, 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 r/min

Potencia del motor: 3,7 kW

El 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 secada finalmente con aire seco y caliente.

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.

Para la observación de las probetas se empleó un microscopio óptico binocular marca NOVEL modelo NIM - 100, ubicado en el laboratorio de Ciencia de los Materiales del ISMM de Moa, está dotado de una cámara

instalada mediante el hardware IMI.VIDEOCAPTURE.exe que refleja la fotografía en el computador. Para colocar las probetas en el microscopio y evitar una observación distorsionada de las imágenes, se montaron en un dispositivo con plastilina que permitió la nivelación adecuada de estas.

El análisis microestructural consistió en la observación de una muestra patrón de las aleaciones HK 40 y el HF 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 permitiera determinar luego de la soldadura, posibles cambios ocurridos en la zona fundida (ZF), en la zona de influencia térmica (ZIT) y en la interfase del cordón. Las figuras 2.5 y 2.6 muestran las estructuras metalográficas de las diferentes probetas seleccionadas.

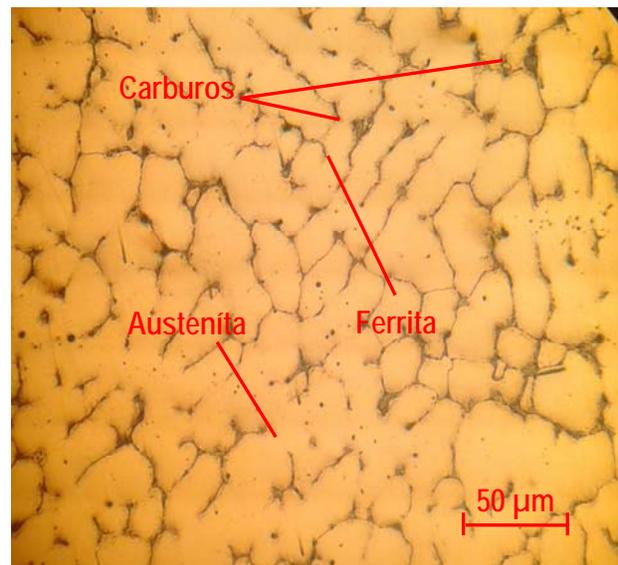
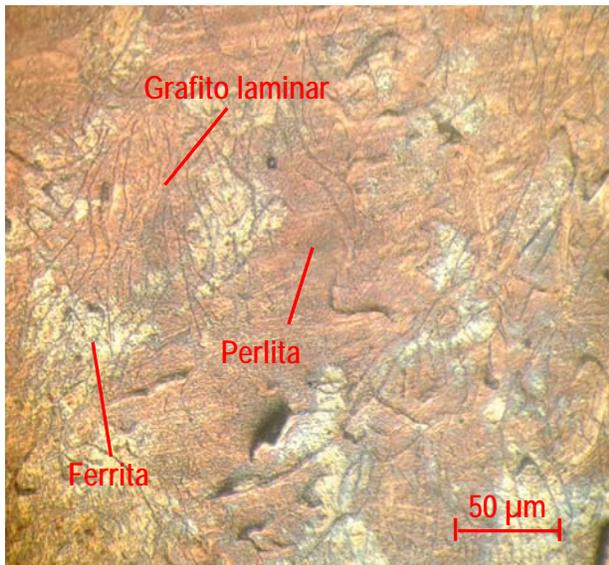


Figura 2.4. Estructura del hierro fundido 24.

Figura 2.5. Estructura de la aleación HK 40.

La microestructura de la figura 2.4 se corresponde con la muestra patrón de la fundición después del ataque, se distinguen las hojuelas de grafito en una matriz perlítica. La hojuela presente en la microestructura es del tipo A, la cual para la mayoría de las aplicaciones se prefieren este tipo que es de tamaño “pequeño”, los tamaños grandes reducen la resistencia y ductilidad del hierro como resultado de interrumpir seriamente la continuidad del material.

La figura 2.5 se corresponde con la estructura de la aleación HK 40, la cual presenta una microestructura caracterizada por carburos alargados del tipo M_7C_3 , preferencialmente ubicados en bordes dendríticos; por un lado en forma de collar rodeando a la fase austenítica y en bordes de grano, mostrando una precipitación parcial.

2.4.1. Ensayo de dureza aplicado a las muestras

El ensayo de dureza 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 de Moa. Las superficies 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 para una carga de 50 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 ocho puntos de prueba seleccionados aleatoriamente en la superficie.

2.5. Cálculo del ciclo térmico

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

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

$$I_s = 2,5d_e^2 + 35,5d_e - 18 \quad (2.5)$$

Donde:

I_s - intensidad de corriente de soldadura; A

d_e - diámetro del electrodo; mm

La tensión de arco no influye significativamente en el ancho del cordón; influye notablemente en el refuerzo (forma cóncava o convexa del mismo), teniéndose soldaduras planas (con tensiones altas) y abultadas (con tensiones bajas), pero siempre en el rango de tener un arco estable y según Rodríguez (1987) se determina como:

$$U_a = 0,05 \cdot I_s + 10 \quad (2.6)$$

Para:

U_a - tensión del arco; V

La velocidad de soldadura es el desplazamiento del electrodo a una velocidad adecuada donde se funde constantemente una porción del material base y se adiciona material de aporte producto de su propia fusión. En la medida que el proceso se desarrolla el baño metálico va solidificando y formando el material de la costura, según Rowe y Jeffeus (2008) se determina como:

$$V_s = \frac{\alpha_d \cdot I_s}{F \cdot \rho} \quad (2.7)$$

Por tanto:

- V_s - velocidad de soldadura; m/s
- α_d - coeficiente de aporte; g/A. h ($\approx 10 \% I_s$)
- F - área de la sección del cordón, cm²
- ρ - densidad del material fundido; g/cm³

Para determinar el cálculo de la energía lineal del proceso de soldadura se tiene en cuenta que, cuando se deposita una pasada de soldadura sobre la superficie de una placa, el flujo de calor afecta cada punto produciendo tensiones en función de la distancia a la fuente de calor, Talero y Muñoz (2000) proponen la siguiente ecuación:

$$E_L = 60 \cdot \eta \frac{U_a \cdot I_s}{V_s} \quad (2.8)$$

- E_L - energía lineal; J/m
- η - eficiencia de la fuente de calor; %

La eficiencia (η) del proceso de soldadura SMAW oscila entre 0,8 a 0,9 (Cary, 1998). A los efectos de los cálculos realizados, se asumió una eficiencia de 0,9.

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

$$Q = q \cdot l$$

Como: (2.9)

- q - energía de calor en Julio por metro lineal de soldadura; J/m
- l - longitud a soldar; m

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

$$q = \frac{I_s \cdot U_a}{V_s} \eta \quad (2.10)$$

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

$$Q_{gas} = 3,3 \cdot 10^{-3} \cdot (I_s)^{0,75} \quad (2.11)$$

Q_{gas} - consumo del gas protector; m³/s

2.5.1. Cálculo de la velocidad de enfriamiento del cordón

El método más usual es determinar la velocidad de enfriamiento sobre la línea central de soldadura en un instante en el cual el material pasa a través de una temperatura de interés T_c . Si esta temperatura es inferior a la de fusión la velocidad de enfriamiento en la soldadura y en la zona afectada por calor inmediata es sustancialmente independiente de la posición. Weman (2003) propone determinar la velocidad de enfriamiento del cordón a partir del parámetro adimensional "espesor relativo de la placa" el cual permite determinar, cuando considerar un flujo en dos o tres dimensiones y del tipo de placa, su expresión matemática es:

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

Donde:

τ - parámetro adimensional de espesor relativo de la placa

d - espesor de la placa: m

C_e - calor específico; J/kg K

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

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

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

$$t = \eta \frac{I_s^{(1,24+0,0005T_c-0,005v_s)} \cdot U_a^{0,59}}{108 \cdot V_s^{(0,78-0,0005T_c)}} \quad (2.14)$$

2.6. Cálculo de costo del proceso de soldadura

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

$$C_g = \left(\frac{P_g \cdot C}{v_s} \right) \quad (2.15)$$

Para:

C_g - costo del gas; \$/m

P_g - precio del gas; \$/m³

C - caudal; m³/h

La base para calcular el costo de mano de obra en peso por metro aparece en la ecuación (2.15). El factor operador que se muestra es el mismo que el ciclo de la jornada, que es el porcentaje del tiempo de arco contra el tiempo total pagado.

$$C_{mo} = \left(\frac{T_{ps}}{v_s \cdot F_o} \right) \quad (2.16)$$

Por tanto:

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

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

F_o - factor operador; (%)

En la soldadura eléctrica manual es de 5 – 30.

Cuando se realiza una construcción soldada hay dos tiempos que se deben tomar en cuenta, estos son el tiempo en el que el operador está efectivamente depositando material y los tiempos accesorios. Al primero se le conoce como duración de arco, y viene a ser el tiempo en que el soldador está depositando material en la

junta. Entre los tiempos accesorios se tiene: tiempo de ensamble, de posicionamiento y de preparación de la junta. Cuando retira un montaje de su posición o limpia una soldadura, él está necesariamente ejecutando “reiteradas” operaciones, según Burgos (1987) se determina como:

$$t_o = \frac{\rho(S)l}{kH \cdot I_s} \quad (2.17)$$

Para:

t_o - tiempo principal de soldadura; min

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

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

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

$$C_{ee} = \left(\frac{Te \cdot U_a \cdot I_s \cdot Pmd}{1000 \cdot Vd \cdot Fo \cdot Efe} \right) \quad (2.18)$$

Como:

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

Pmd - peso del material depositado; kg/m

Vd - velocidad de depósito; kg/h

Efe - eficacia de la fuente de energía; %

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

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

$$C_E = \frac{S \cdot l \cdot \rho}{10^6} \cdot 1,2 \quad (2.19)$$

Teniendo:

C_E - cantidad de electrodos; kg

10^6 - factor de conversión

1,2- pérdidas por salpicaduras, calentamiento, aprovechamiento del electrodo

Para el cálculo de costo definimos una fórmula de cálculo que contemple las variables principales, así como la incidencia de cada proceso de soldadura a través de los distintos consumibles que participan y los rendimientos que afectan a cada uno de ellos (AWS, 1996).

$$C_{t_{kgdepositado}} = \frac{M}{\eta} + \frac{C}{Vd \cdot Fo} + \frac{G \cdot Q}{Vd} + \frac{E \cdot U_a \cdot I_s}{1000 \cdot Vd} + \frac{A}{Vd \cdot Fo} + F \cdot R \quad (2.20)$$

Donde:

$C_{t_{kgdepositado}}$ - costo total por kg de material depositado; \$/kg

M - costo del material de aporte; \$/kg

C - costo de la mano de obra (MO) directa; \$/h

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

G - costo del gas de protección; \$/m³

E - costo de la energía eléctrica; \$/kWh

R - relación fundente/alambre

2.7. Procesamiento estadístico de los datos

Para comprobar la idoneidad del método y los modelos propuestos se desarrolló el tratamiento estadístico de los resultados, tanto los simulados como los experimentales, se realizaron con la utilización del tabulador Microsoft Excel 2003 y el paquete estadístico STATGRAPHICS Plus 5.1, que permitió establecer la correspondencia entre las observaciones teóricas y las experimentales. La tabla 2.10 muestra la matriz de planificación de experimentos para evaluar el comportamiento de la dureza con respecto a las distancias en las diferentes zonas de la unión soldada con diferentes electrodos.

Tabla 2.10. Planificación de experimentos

D	UTP 65				UTP 86 FN				E 275			
	HV1	HV2	HV3	Prom	HV1	HV2	HV3	Prom	HV1	HV2	HV3	Prom
0,0	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP
0,25	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP
0,5	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP
0,75	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP
1,0	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP
1,25	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP
1,5	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP
1,75	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP
2,0	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP
2,25	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP

Como se muestra en la tabla se realizó un barrido de dureza en las muestras soldadas, para cada uno de los electrodos, en este barrido se consideró las zonas que se obtienen del proceso de soldadura, la zona fundida (ZF), la interfase del cordón de soldadura, la zona de influencia térmica (ZIT) y el material base (MB). Al menos se realizaron tres ensayos de dureza en cada zona, las que fueron promediadas. Se realizó nueve mediciones en el barrido a diferentes distancias.

2.7.1. Determinación de los coeficientes de regresión

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

$$D_1 = b_0 + b_{1X_1Y_1Z_1} + b_{2X_2Y_2Z_2} + b_{12X_1Y_1Z_1Z_2} \quad (2.21)$$

Donde D_1 es la distancia medida en las diferentes zonas de la unión soldada, en mm; X_1 es la dureza del electrodo UTP 65, en HV; Y_1 es la dureza para el electrodo UTP 86 FN, en HV y Z_1 es la dureza para el electrodo E 275, en HV.

2.7.2. Cálculo de la varianza

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

$$J_y^2 = \frac{\sum_{i=1}^{n_o} J_{yi}^2}{N_o} \quad (2.22)$$

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

$$J_{aj}^2 = \frac{\sum_{i=1}^{n_o} (y - y^{\text{mod}f})^2}{N_o - K_o - 1} \quad (2.23)$$

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

Por la ecuación 2.23 se calcula el coeficiente de fisher (F_{cal}) y se compara con el fisher tabulado (F_{tab}) según los grados de libertad del numerador y del denominador:

$$F_{cal} = \frac{J_{aj}^2}{J_y^2} \quad (2.24)$$

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

2.8. Conclusiones del capítulo

- ✓ Quedó establecido el procedimiento metodológico para realizar la unión soldada entre el hierro fundido 24 y de la aleación HK 40, así como las máquinas y equipos a emplear en la experimentación, las cuales están certificadas por normas que garantizan la confiabilidad de los resultados.
- ✓ Con el empleo del diagrama de Schaeffler que considera el Cr y el Ni equivalente de los materiales bases, así como los de aportes, se establecerá la composición química del cordón resultante y se podrá definir el tipo de solidificación que se obtiene con cada uno de ellos según el campo o la zona donde se encuentren ubicados.
- ✓ Al establecer el comportamiento microestructural de ambas aleaciones, que luego serán empleadas para compararlas con los resultados obtenidos del ciclo térmico, se determinó que el HF 24 está compuesto por una matriz de ferrita - perlita y la presencia de grafito, y la aleación HK 40, una matriz austenítica en forma de collar, ferrita y carburos alargados del tipo M_7C_3 de forma intergranular.

Capítulo 3

Análisis de los resultados

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS Y VALORACIÓN DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción

Los materiales objeto de estudio son fabricados como productos fundidos y en ese proceso es donde se dan las condiciones que dan lugar a la estructura final. Por tanto, el mejor conocimiento de los mecanismos de nucleación y solidificación, así como los de transformación en estado sólido nos darán las bases para estudiar los caminos que nos llevarán a obtener la estructura más adecuada al uso que se busque. Aquí también se cumple el principio que rige en el caso de los aceros al carbono aleados: los elementos de aleación son factores que permiten obtener las mejores propiedades del acero en cuanto a conseguir las condiciones en que el carbono se manifiesta como el verdadero elemento de aleación. Es decir, los aleantes son elementos acondicionadores de la acción del carbono en el acero.

El objetivo del capítulo es determinar las estructuras resultantes de la soldadura de la aleación HK 40 y el hierro fundido con diferentes electrodos, así como la dureza que se obtienen en la zona fundida y la zona de influencia térmica luego de realizado el proceso de soldadura.

3.2. Análisis de la composición química

La composición química se tomó como resultados de tres réplicas para obtener el promedio de cada una de ellas, se realizó en un espectrómetro cuántico de masa, ESPECTROLAB 230, con electrodo de carbón bajo arco sumergido en atmósfera de argón, ubicado en el laboratorio del taller de fundición de la empresa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”, Moa. En la tabla 3.1 se muestra la composición química de la aleación HK 40.

Tabla 3.1. Composición química del material HK 40, en %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al
0,44	0,54	0,39	0,02	0,04	24,1	0,07	19,5	0,39

Tabla 3.2. Composición química del hierro fundido, en %

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

En correspondencia con la composición química establecida por las normas y la determinada por análisis espectral, se puede plantear que en la aleación HK 40, luego del proceso de fundición, ha existido variaciones en los elementos químicos silicio y manganeso, sin embargo, los demás están en los contenidos establecidos.

Al analizar la composición química estándar del hierro fundido gris y compararlo con la composición química obtenida en el espectrómetro de masa, se puede observar que el C, el silicio y el Mn, se pueden considerar dentro del rango establecido para este tipo de aleación.

3.3. Determinación de la composición química del cordón resultante

El grado de la austenita tiene un contenido en carbono bajo ($C < 0,08 \%$), un contenido de cromo de 16 a 28 % y 3,5 a 32 % de níquel. Los elementos de aleaciones son divididos entre los estabilizadores austeníticos y ferríticos, donde el cromo es un estabilizador ferrítico y el níquel un austenítico. El diagrama de Schaeffler permite conocer la estructura de la austenita a la temperatura ambiente a partir de la composición química. Los aceros inoxidable austeníticos se encuentran cerca de la zona de la martensita, son susceptibles a la transformación martensítica. Así, se llaman aceros inoxidable austeníticos metaestables.

Se consideraron las ecuaciones 2.1, 2.2, 2.3 y 2.4 se ubica en el diagrama de Schaeffler la composición química de los electrodos, UTP 86 FN, UTP 65, E 275, empleados en la unión disímil entre el HF 24 y el HK 40. En la figura 3.1 se muestran los resultados.

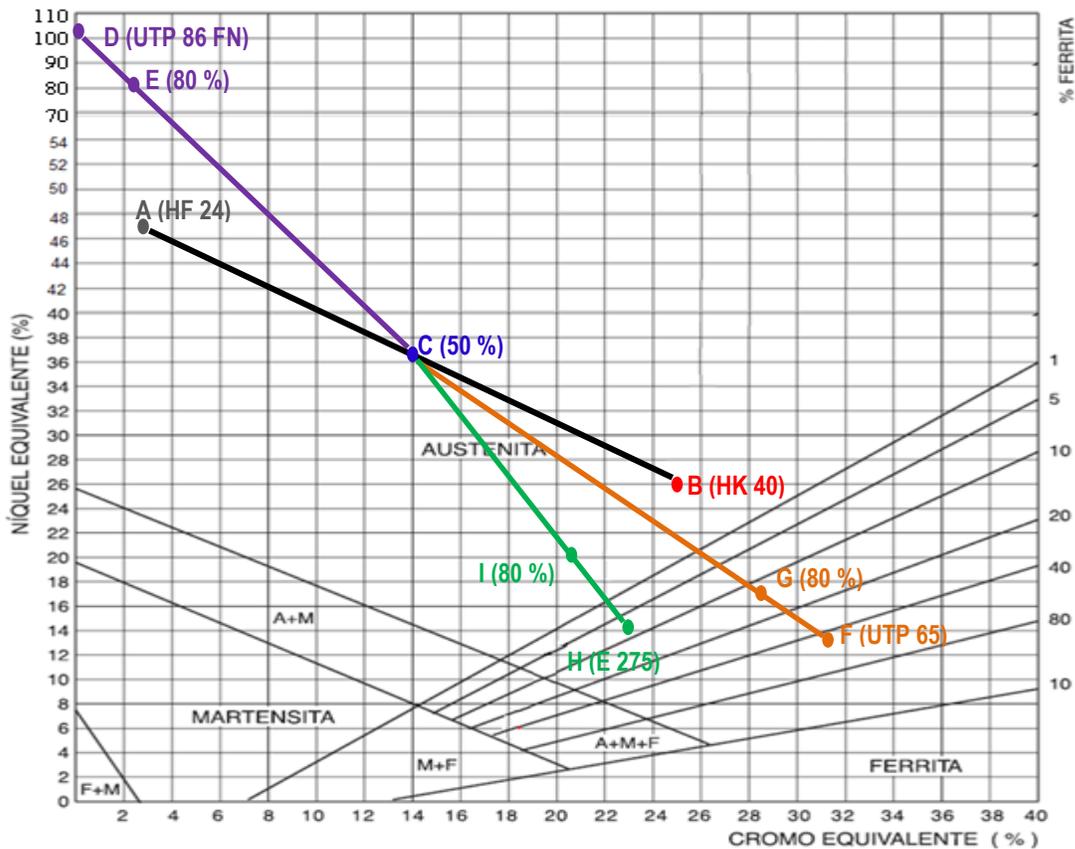


Figura 3.1. Composición química resultante de los materiales de aporte.

- El punto A le corresponde al hierro fundido 24.
- El punto B le corresponde a la aleación A 351 grado ACI HK 40.
- El punto C representa la participación de ambos materiales base en la soldadura.
- El punto D es el depósito con el electrodo UTP 86 FN.
- El punto E es el contenido de ferrita depositado por el electrodo UTP 86 FN.
- En punto F es el depósito con el electrodo UTP 65.
- El punto G es el contenido de ferrita depositado por el electrodo UTP 65.
- En punto H es el depósito con el electrodo E 275.
- El punto I es el contenido de ferrita depositado por el electrodo E 275.

La eficiencia de la fuente en el proceso GTAW (DCSP)* está entre 0,50 y 0,80 %; para la ubicación de la composición química en nuestro trabajo se consideró el 80 %. Los datos de diferencial de potencial, intensidad de corriente, velocidad de soldadura, están basados en estudios de la eficiencia del proceso y estos a su vez están basados en las pruebas de soldadura de la AWS.

* Soldadura de gas y tungsteno con corriente directa y soldadura plana (GTAW (DCSP)*

Al ubicar la composición química de los diferentes materiales de aporte que se emplean en la unión disímil del HF 24 y de la aleación termoresistente ACI HK 40, los electrodos UTP 86 FN y E 275, se encuentran ubicados en el campo 1, el campo de la austenita, en este campo, existe fisuración en caliente por encima de 1 250 °C, con tendencia en la estructura de aparecer la transformación de la fase sigma entre 500 y 900 °C, lo cual aumenta los riesgos de grietas, como la disminución de la resistencia a la corrosión, por lo que se pronostica que pueda generarse el agrietamiento en caliente, la fisuración en frío y el crecimiento de los granos y temple por debajo de los 400 °C, sin embargo, por la ubicación del electrodo UTP 65, existe un depósito de soldadura óptimo respecto a sollicitaciones mecánicas.

Según el campo en que se encuentran ubicados los electrodos UTP 86 FN y E 275, la aparición de la ferrita δ es poco probable, ya que en los aceros con modo de solidificación austenítico, las regiones interdendríticas están ligeramente enriquecidas en cromo y níquel. Para el modo de solidificación austenítico-ferrítico (AF), la austenita solidifica primero y la ferrita delta se forma del líquido retenido entre las dendritas de austenita, presentando un significativo enriquecimiento de cromo y carencia de níquel.

Cuando los modos FA y F toman lugar, como el caso del electrodo UTP 65, el núcleo dendrítico está significativamente enriquecido en cromo y carente de níquel. Los núcleos de ferrita en las zonas ricas en cromo y carentes de níquel se presentan como una fase en no-equilibrio. La segregación del cromo a

ferrita y del níquel a austenita juega un rol principal en estabilizar la ferrita en la subsiguiente transformación en estado sólido (posterior a la solidificación).

La mejor composición química obtenida en el proceso de fusión con los diferentes tipos de electrodos, luego de ser evaluado a través del diagrama de Schaeffler es con el electrodo UTP 65, lo cual está relacionado con la composición química del metal de aporte, resultados que ha sido reportado también por Fernández-Columbié *et al.* (2014).

3.4. Análisis del ciclo térmico

El análisis del comportamiento térmico del fenómeno físico es muy importante en el proceso y es crucial entenderlo por la formación de la geometría de la soldadura, cambios microestructurales en el metal base afectado térmicamente y la distribución de esfuerzos residuales en la unión. Conocer la intensidad de calor de entrada y la temperatura de gradientes en la pieza de trabajo, es extremadamente importante en el estudio de procesos de soldadura. Además, da la proporción entre el calor efectivo entregado al poder eléctrico consumido, es un indicativo de la ejecución de proceso.

En el proceso GTAW ó TIG, se forma un arco continuo de bajo voltaje y alto amperaje entre el electrodo de tungsteno de la pistola de soldar y la pieza de trabajo a través de una atmósfera de gas inerte (argón o helio). El intenso calor que produce este arco, aproximadamente 5 500 °C funde la superficie del metal base, formando un charco de soldadura. Por la ecuación 2.5 se determinó que, para un diámetro de electrodos de 3,2 milímetros, la intensidad de corriente es de 110 A y que la tensión a emplear en esta unión por la ecuación 2.6, según la intensidad es de 16 V.

Para optimizar el proceso GTAW es de gran importancia conocer la intensidad de calor entrante y la temperatura en gradientes en la pieza de trabajo. Además, el cociente entre el calor eficaz al objeto y la energía eléctrica consumida, es un buen indicativo del funcionamiento de proceso. Baja intensidad de corriente, con electrodos de menor diámetro, cordones cortos y enfriados después de cada pasada reduciendo el tiempo en que la zona afectada térmicamente (ZAT) queda expuesta al rango de temperatura de sensibilización (426 a 871 °C). La corriente de soldadura, es el amperaje seleccionado en la consola de la máquina, el cual tiene la función de lograr el charco de soldadura.

El acero inoxidable (HK 40) muestra una conductividad térmica relativa y alta resistencia eléctrica, por lo que el sobrecalentamiento debido a amperaje excesivo, debe evitarse. El argón es generalmente la mejor elección para acero inoxidable en diferentes espesores. Cuando se suelda utilizando tungstenos, el flujo

de argón debe ser más lento para evitar la turbulencia sobre el área soldada. Usualmente se utiliza el 2 % de Tungsteno Torio.

Para realizar la soldadura disímil entre la aleación HK 40 y el hierro fundido 24 se tienen dos temperaturas de fusión, de 1 450 °C para el primero y 1 200 para el segundo, se consideró la del HK 40 por ser mayor, la temperatura ambiente que se tuvo en cuenta fue de 32 °C.

Por la ecuación 2.7 se determinó la velocidad de soldadura, el coeficiente de aporte (α_d) de 11 g/A·min, un área de sección transversal del cordón de 0,075 cm² y una densidad del material fundido de 8,6 g/m³, se obtuvo que este parámetro es de 0,0051 m/s.

En la soldadura de GTAW, se puede trabajar a velocidades más altas y con menos deformación en comparación con otro proceso. En la medida en que se aumenta la velocidad de avance, la cantidad de energía térmica por unidad de longitud de soldadura transferida desde el arco hacia el metal base al principio se aumenta, ya que el arco actúa más directamente sobre el metal base. Con un aumento adicional en la velocidad de avance, se transferirá hacia el metal base menos energía térmica por unidad de longitud de soldadura. Por lo tanto, la fusión del metal base primero se aumenta y luego se disminuye cuando se incrementa la velocidad de avance.

La energía lineal del proceso de soldadura se calculó por la ecuación 2.8, con una tensión del arco de 16 V, la intensidad de corriente de 110 A, la velocidad de soldadura de 0,0051 m/s y el rendimiento del proceso de soldadura, que para la soldadura SMAW es de 0,8. El valor obtenido para la energía lineal es de 16 564, 7 J/m.

El valor de la energía lineal alcanzado en cada punto está relacionado con varios factores, como por ejemplo la distancia a que se encuentra la fuente, la velocidad de traslación e intensidad de la misma, donde para el caso correcto de la distancia, según la literatura consultada (Radhakrishnan, 2000) plantea que la temperatura lograda en un punto determinado guarda una relación inversa con la separación desde la línea de aplicación del calor.

Los efectos más graves, en el material base serán en las zonas cercanas al cordón, debido a la disipación del calor. Esta zona alcanza temperaturas mayores a la de fusión del propio material y por lo comentado anteriormente, la estructura del acero dúplex varía proporcionalmente a la zona afectada por el calor. Los cambios microestructurales que en esta región se producen, son debidos a la energía calorífica aportada por la soldadura donde el ciclo térmico genera productos de transformación, que dependen

fundamentalmente de la temperatura alcanzada, velocidad de enfriamiento y composición química del metal base.

En adecuación a la ecuación 2.9 se calculó la energía entrante, sustituyendo en la ecuación 2.10 los valores calculados en las ecuaciones 2.5, 2.6 y 2.7 y se obtuvo un valor para la energía aportada de 276 078,4 J/m, luego se calculó la energía entrante que fue de 27 607,44 J/m.

La temperatura alcanzada en el calentamiento es importante, desde un punto de vista de disolución y crecimiento de los precipitados y consecuentemente, sobre el tamaño de grano. Las temperaturas de recristalización y transformación son las que pueden afectar al cambio de microestructura. Comparado con la soldadura real puede variar considerablemente el grado de calentamiento pues, en una soldadura por arco eléctrico y electrodo revestidos, con una alta energía aportada, puede tardar varios minutos en alcanzar la temperatura pico, para grandes espesores de chapas.

El consumo del gas protector depende de la intensidad de corriente, se determinó por la ecuación 2.11. La cantidad de gas que se requiere para ejecutar el proceso de soldadura es de 0,11 m³/s.

El caudal de gas determinado permite que la superficie del baño permanezca perfectamente brillante y que ningún depósito de óxido aparezca a lo largo del cordón de soldadura ya que en temperaturas de 500 y 900 °C, en los aceros inoxidable (HK 40), existe la tendencia en la estructura de aparecer la transformación de la fase sigma, la soldadura del HF 24 con el HK 40, bajo atmósfera protectora, tenderá a minimizar el coeficiente de expansión térmica y de conductibilidad.

Los materiales que tienen difusividad térmica elevada provocan velocidades de enfriamiento grandes en el ciclo térmico de una costura soldada, tal es el caso del HF 24 con el HK 40. Esto ocasiona que la temperatura en la superficie del metal sea menor producto que del calor que se transfiere por conducción más rápidamente el resto de la masa del metal dificultando la realización del proceso de soldadura, criterio que ha sido referido por Kim (1989).

El parámetro espesor relativo de la placa τ , donde se tuvo en cuenta una densidad de 8,6 g/m³, un calor específico de 503 J/kg K y la temperatura de fusión y ambiente, el resultado de este parámetro es de 1,15; se considera como espesor de placa gruesa.

Los parámetros establecidos para considerar placas finas están entre 0,6 y 0,9; por lo que las condiciones establecidas para la soldadura del HF 24 y del HK 40, se considera placa gruesa. La distinción entre chapa gruesa y fina se refiere al flujo de calor, cuando el flujo es fundamentalmente lateral y por la

diferencia de temperaturas entre la superficie y la base que sean pequeña en comparación con la temperatura de fusión, reportado por Dutra y De Paola (1996).

La velocidad de enfriamiento del cordón, que solidifica el hierro fundido unido 24, unido con la aleación A 351 Grado HK 40 es de 0,4 °C/s, por lo que el tiempo de enfriamiento del cordón será de 5,6 min.

El charco de soldadura se crea abajo del arco eléctrico, hasta que el calor agregado al metal iguala al perdido debido a conducción, radiación, convección y vaporización; además, el fluido del charco es manejado por flotabilidad, electromagnetismo y fuerzas de tensión superficial. En cambio, cuando el charco de soldadura se vuelve negativo, no podrá suministrar electrones, a menos que el voltaje se eleve lo suficiente para iniciar una emisión de cátodo frío. Sin este voltaje, el arco se vuelve inestable, según ha sido reportado por Cerjak (1998).

La longitud del charco puede ajustarse para transferir material fundido desde el electrodo hasta la pieza de trabajo, para remover películas superficiales que pudieran existir sobre la pieza de trabajo y promover reacciones complejas entre la escoria, el material base, y el gas protector de tal forma que se puedan crear cambios metalúrgicos significativos en la junta, ha sido reportado en los trabajos de Villa-Rabasa y Hernández (1999); Fosca (2007).

3.5. Determinación de los costos de soldadura

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

El costo del gas necesario se determinó por la ecuación 2.15. Los precios establecidos están regidos por las normas de consumo de la empresa "Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche" que considera un costo del gas de 32,14 \$/m, el precio del gas es de 0,227 248 \$/m³, el caudal del gas es de 0,99 m³/s, según la AWS (1996) y con una velocidad de soldadura determinada por la ecuación 2.3 (0,0051 m/s), se obtuvo que el consumo del gas es de 0,11 m³/s. Para 496,27 mm de longitud del cordón tendrá un costo de \$ 15,95.

El resultado del consumo del gas obtenido, permite ajustar el arco para transferir material fundido desde el electrodo hasta la pieza de trabajo, para remover películas superficiales que pudieran existir sobre la pieza y promover reacciones complejas entre la escoria, el material base y el gas protector de tal forma

que se puedan crear cambios metalúrgicos significativos en la junta al solidificar dentro del pozo, así no se destruiría la resistencia mecánica y la tenacidad de la unión, lo que coincide con Marulanda *et al.* (2007).

El costo de la mano de obra se determinó por la ecuación 2.16, la tarifa del pago del soldador, según la tarifa salarial de la empresa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”, un soldador con categoría de homologado devenga \$ 3,20 por hora, el factor operador escogido fue 24, el costo de la mano de obra estimado para realizar el proceso de soldadura de un metro de soldadura es de 19,05 \$/m. para la soldadura del HF 24 y del HK 40, el costo de la mano de obra será de \$ 3,34.

Por la ecuación 2.17 se calculó el tiempo principal de soldadura donde se tuvo en cuenta el peso específico de la aleación HK 40, el área de la sección transversal del cordón, la longitud del cordón de soldadura, la intensidad de corriente y el coeficiente de depósito, por lo que el tiempo de soldadura es de 21,17 min.

Para determinar el costo de la energía eléctrica se tuvo en cuenta la tarifa de pago del MINBÁS a la UNE. La tarifa del MINBÁS es tarifa A1, que es el pago en CUC, con una demanda contratada de 1 500 kW para obtener este servicio de pago de \$ 3,00. Para los diferentes horarios (pico, normal y madrugada) se establece una tarifa de pago, siendo el precio de \$ 0,04 la tarifa eléctrica establecida en horario normal. El costo de la energía eléctrica determinado por la ecuación 2.18 permitió establecer que el costo es de 272,9 \$/m. Para 496,27 mm de longitud de cordón se tendrá un costo de \$ 135,43.

La cantidad de electrodos necesarios calculado por la ecuación 2.19, donde se consideró el área de la sección transversal de la junta, la longitud a soldar, la densidad del material de aporte; será 0,08 kg de electrodos.

Para determinar el costo total por peso de kilogramo depositado, se empleó la ecuación 2.20, la cual tiene en cuenta el costo del material de aporte, el costo de la mano de obra, los costos indirectos, el costo del gas de protección, el costo de la energía eléctrica, la velocidad de deposición, la eficiencia del proceso y el factor de marcha u operatividad. En el proceso de soldadura se incurre en un costo en peso por kilogramo de 72,81 \$/kg, donde se han incluidos todos los elementos de costos para una unión soldada.

3.6. Comportamiento microestructural de las uniones soldadas con el electrodo UTP 65

Las microestructuras de las uniones soldadas disímiles con preparación a 60° y con electrodo UTP 65, en la región de la ZAT del hierro fundido y de la aleación HK 40, son mostradas en las figuras 3.2a, 3.2b, 3.2c y 3.2d, 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 del ciclo térmico impuesto por el proceso de soldadura.

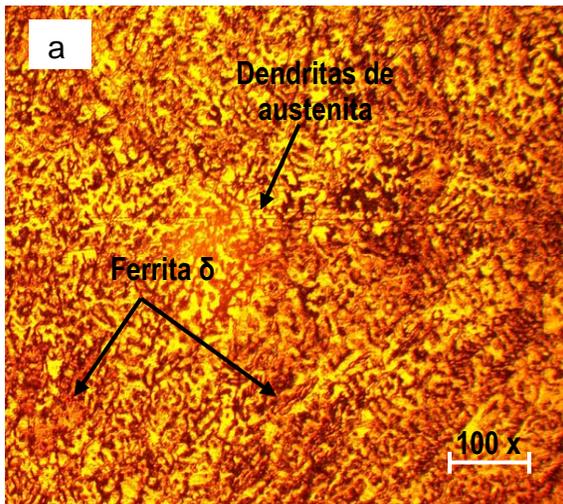


Figura 3.2a. Zona fundida.

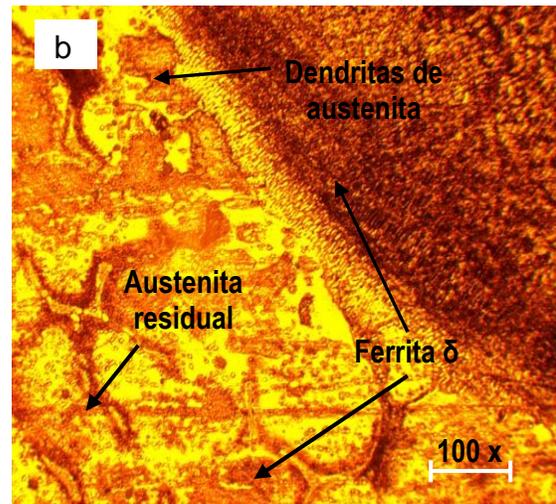


Figura 3.2b. Interfase del cordón.

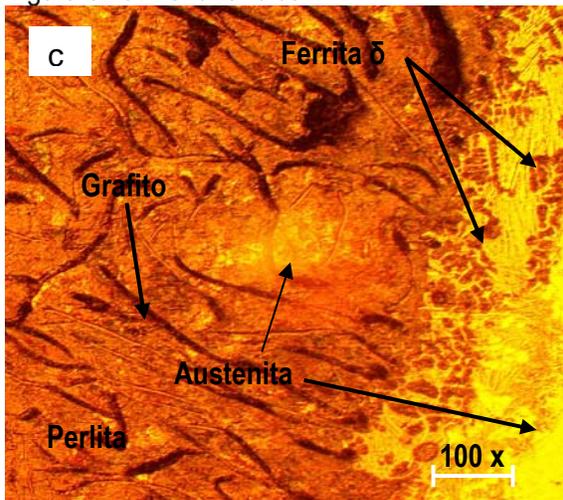


Figura 3.2c. ZAT HF 24.

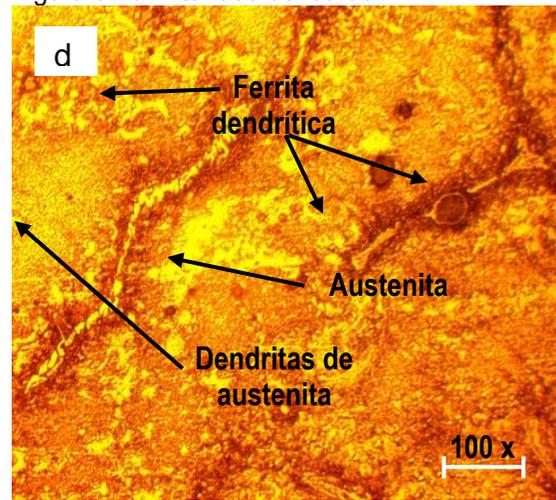


Figura 3.2d. ZAT HK 40.

En la zona de fusión como se observa en la figura 3.2a presenta una solidificación del tipo ferrita austenita (FA), la austenita es del tipo dendrítica, la formación de la ferrita es por la presencia del contenido de carbono. En la zona fundida se evidencia el crecimiento y refinación del grano ferrítico, donde esta cantidad de ferrita δ , mayor al 5% (determinado por el diagrama de Schaeffler) disminuyen la susceptibilidad al agrietamiento en caliente.

La figura 3.2b, la interfase del cordón, muestra la microestructura del metal de soldadura depositado, en donde el lado superior y a todo lo largo de la costura, solidifica como dendritas de austenita con la presencia de la austenita residual, mientras que del lado inferior solidifica con una estructura de ferrita δ , ubicada preferencialmente de forma intergranular.

En la zona afectada térmicamente del hierro fundido (HF 24), figura 3.2c, presenta en la línea de fusión morfología del tipo austenítica y la ferrita δ , así como el grafito laminar, la presencia de la austenita retenida se debe a la composición del metal de aporte que presenta un 9,10 % de níquel.

En la figura 3.2d y que se corresponde con la zona afectada térmicamente del HK 40, presenta una matriz compuesta por granos de ferrita, con una fina distribución intergranular de partículas de austenita, formada durante el enfriamiento de esta ZAT del acero, la solidificación es del tipo ferrita – austenita (FA), posee ferrita eutéctica en esta matriz austenítica. Cuando la solidificación va desde ferrita primaria hay dos posibilidades. Si al final existen formas austeníticas en la solidificación se denomina tipo FA. Esta austenita se forma por una reacción peritética - eutéctica y está en los límites de la ferrita solidificada.

3.6.1. Comportamiento de la soldadura con electrodo UTP 86 FN

Las figuras 3.3a, 3.3b, 3.3c y 3.3d, muestran el comportamiento microestructural del hierro fundido y la aleación HK 40 con el electrodo UTP 86 FN.

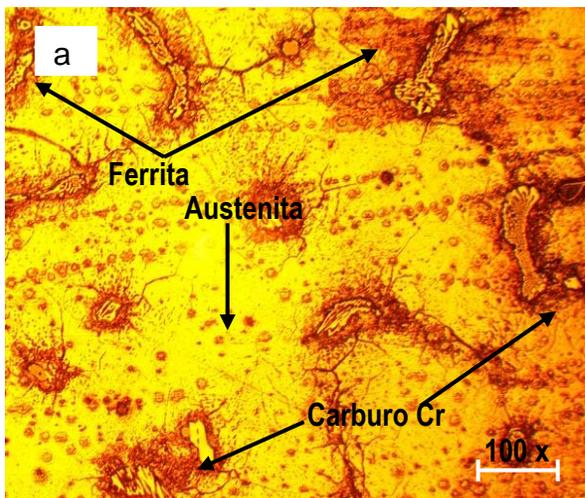


Figura 3.3a. Zona fundida.

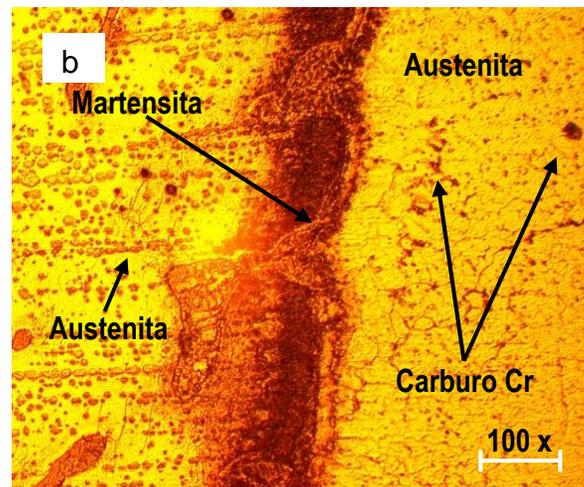


Figura 3.3b. Interfase del cordón.

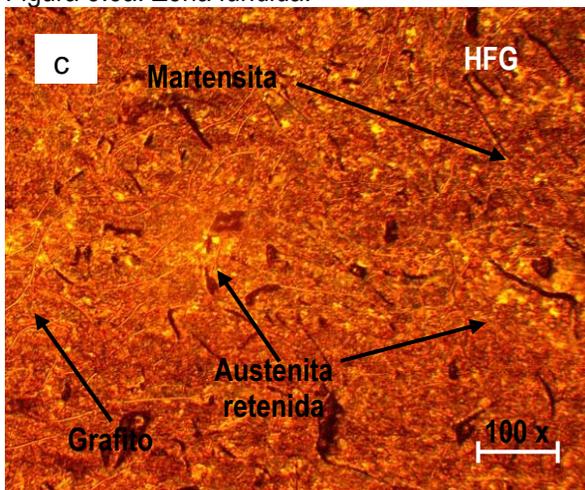


Figura 3.3c. ZAT HF 24.

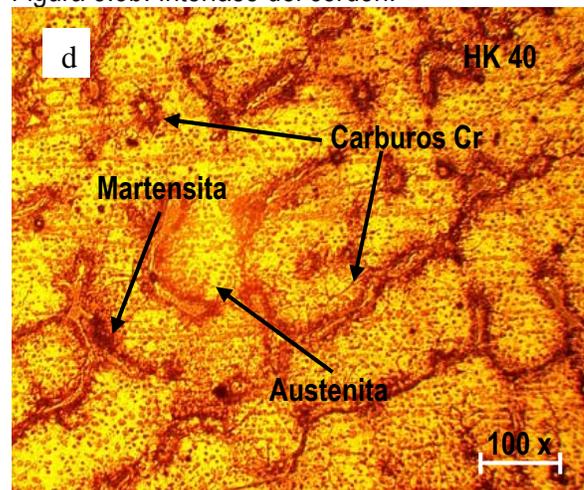


Figura 3.3d. ZAT HK 40.

En la zona fundida, figura 3.3a se observa una matriz austenítica, con ferrita intragranular, así como la presencia de fases secundarias precipitadas al borde de los granos que pudieran ser del tipo M_7C_3 , de estructura imperfecta, en regiones interdendríticas, que favorece el endurecimiento por precipitación. La formación de esta estructura luego del ciclo térmico impuesto por el electrodo UTP 86 FN, ya que ha ocurrido por la suficiente distribución de los elementos formadores de ferrita (principalmente Cr y Mo) en la solidificación de los límites de subgranos durante la solidificación para promover la formación de ferrita como un producto final de la solidificación.

En la microestructura de la interfase como se observa en la figura 3.3b, se ha obtenido una mezcla de austenita y martensita localizada en el borde de la soldadura entre ambos materiales. La martensita es producto de la transformación de la perlita y ferrita a austenita ya que el enfriamiento rápido suprime la transformación austenita - ferrita, que disminuye la difusión de los átomos de carbono. Este tipo de solidificación se da al final del proceso de solidificación de la austenita primaria vía reacción eutéctica. La ferrita que se forma se halla en los límites de la austenita, es relativamente estable y resiste la transformación en austenita durante el enfriamiento de la soldadura desde que ha sido enriquecida por los elementos promotores de ferrita.

En la zona afectada térmicamente del hierro fundido gris 24 (figura 3.3c), se ha obtenido una porción del microconstituyente martensita en una estructura de grafito laminar y matriz perlítica. La formación de martensita en las fundiciones, después de un tratamiento térmico, está constituida por una capa exterior periférica dura y resistente al desgaste con un corazón blando de fundición gris. La ZAT del HK 40 (figura 3.3d) muestra una distribución austenítico-martensítica con presencia de carburos y una tendencia a la fase sigma σ en regiones intergranular, con características similar a la que se describen en la zona de fusión, aunque con partículas de menor tamaño debido a las diferentes condiciones térmicas de esa parte.

La precipitación de carburos en la microestructura aumenta considerablemente la resistencia mecánica a altas temperaturas, mientras que la formación de fase sigma, puede resultar particularmente perjudicial en muchas aplicaciones industriales, debido a que reduce notablemente la tenacidad y resistencia a la corrosión de las aleaciones a temperatura ambiente, así como también la resistencia a la termofluencia a altas temperaturas, de modo creciente con el tiempo y temperatura de exposición, en su rango de formación, según lo expuesto por Garin *et al.* (2006).

3.6.2. Microestructuras obtenidas en la unión con electrodo E 275

Las figuras 3.4a, 3.4b, 3.4c y 3.4d, muestran el comportamiento microestructural de la fundición de hierro gris 24 y de la aleación HK 40 con el electrodo E 275.

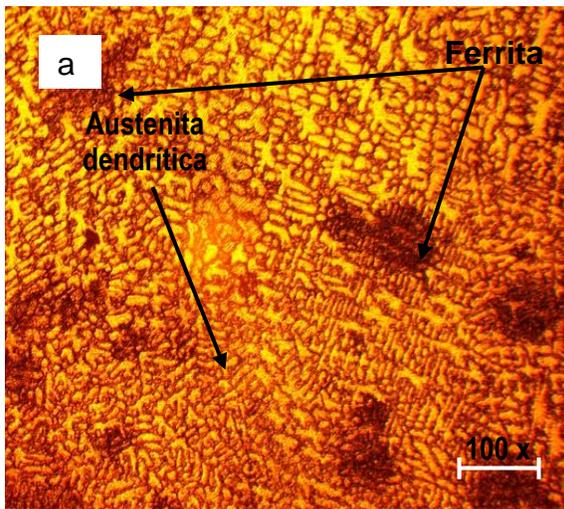


Figura 3.4a. Zona fundida.

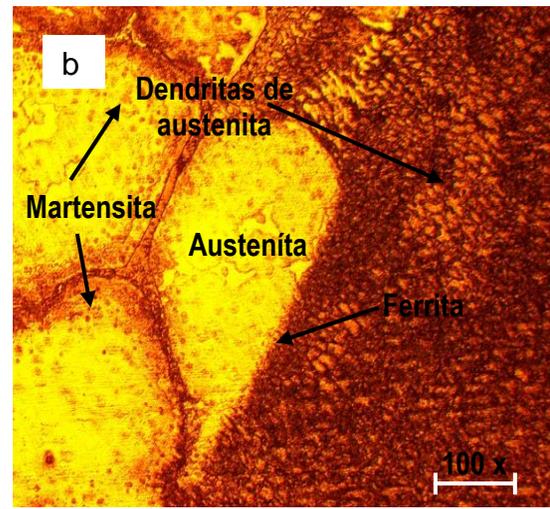


Figura 3.4b. Interfase del cordón.

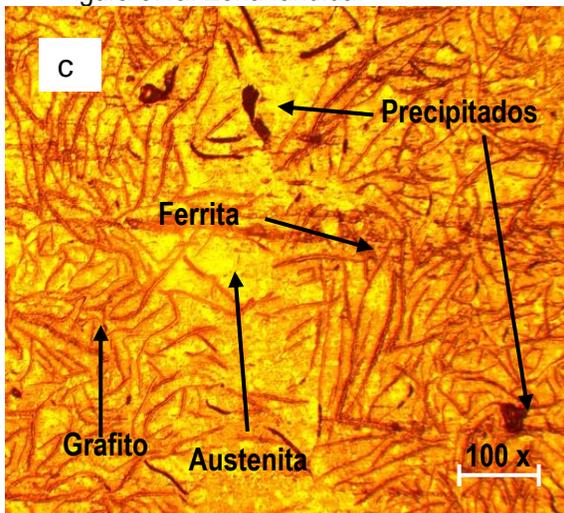


Figura 3.4c. ZAT HF 24.

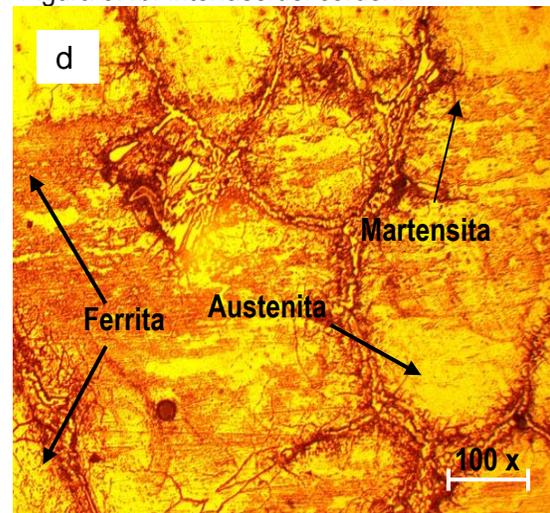


Figura 3.4d. ZAT HK 40.

En la zona fundida (figura 3.4a) de la unión disímil, se observa la formación de la fase austenita y ferrita en formas de dendritas, rodeada de ferrita en bordes de granos. La región que solidifica inicialmente con dendritas de austenita, producirá la solidificación austenita - ferrita (AF). La ferrita sufre transformaciones en estado sólido a austenita cuando la temperatura disminuye. La austenita nuclea en los límites de grano de la ferrita y desarrolla una estructura de grano austenítico del tipo columnar, los cuales se asemejan fuertemente a los granos de ferrita en el inicio de la solidificación.

En la zona de la interfase (figura 3.4b), la solidificación que se obtiene es de austenita con la presencia de la ferrita en la línea central del cordón (estructura obtenida por el diagrama de Schaeffler), la presencia de este microconstituyente es promovida fundamentalmente por el elemento níquel presente en la aleación HK 40 (19,5 %) y el material de aporte E 275 (13,5 %), sin embargo, para las condiciones de enfriamientos rápidos experimentados durante la soldadura, esta transformación es suprimida y algo de

ferrita quedará atrapada en la microestructura. Cuando la nucleación de la fase ferrita toma lugar en los bordes de grano de la fase austenita, la transformación austenita → ferrita es facilitada al incrementarse las áreas de los bordes de grano de la fase austenita.

La figura 3.4c que se corresponde con la zona afectada térmicamente, existe la presencia de una estructura con matriz austenítica y de de grafito laminar disperso sobre la matriz, los cuales, con relación a la muestra patrón, se han incrementado luego del calentamiento impuesto por el ciclo térmico, se observa además la presencia de la ferrita cerca de la línea de fusión.

Para la zona afectada térmicamente en la aleación HK 40 (figura 3.4d), se observa una matriz completamente austenítica, con la ferrita distribuida sobre la matriz e intregranular. La solidificación ocurre desde ferrita, esta ferrita es estable en el estado sólido sobre algunos rangos de temperatura. Con el enfriamiento alguna austenita se forma a elevada temperatura en los bordes de grano de ferrita. Luego esta austenita se transforma en ferrita en la zona de fusión por el enfriamiento hasta la temperatura ambiente.

Cuando la ZAC es calentada a temperaturas que aprovechan la línea de solidus de la aleación muchos de los precipitados que están presentes en el metal base pueden disolverse. Esto puede conducir a la supersaturación de la matriz de austenita durante el enfriamiento resultando en la formación de varios precipitados. Los precipitados más comunes que se forman en la ZAC de los aceros inoxidable austenítico son carburos y nitruros. Estos se forman generalmente a lo largo de los bordes de grano o en la interfase ferrita - austenita.

Según los materiales empleados en la unión disímil hierro fundido y la aleación HK 40, el que mejor deposición presenta luego del ciclo térmico de soldadura por su solidificación, es el UTP 65 (FA), ya que se ha logrado la presencia de la ferrita que ayuda a obtener buenas propiedades mecánicas en la junta, luego el E 275 (AF) y por último el UTP 86 FN (AF).

Cuando las tasas de enfriamiento son moderadas y la relación Cr equiv / Ni equiv es baja pero aún se encuentran dentro de los rangos FA resulta en una morfología columnar (figura 3.3d). Esta es una consecuencia del avance de la austenita consumiendo la ferrita hasta que la ferrita es suficientemente enriquecida por elementos promotores (Cr y Mo) y agota en elementos promotores de austenita (Ni, C y N) que es estable a bajas temperaturas donde la difusión es limitada. En la ZAT la formación de ferrita a lo largo de la frontera del grano restringirá el crecimiento y minimizará la susceptibilidad a las fisuras, criterios reportados por Fernández *et al.* (2014) y Lezcano (2016).

3.7. Comportamiento de la dureza

Se hizo un análisis del barrido de dureza, en las zonas de las uniones soldadas (zona metal base no afectada, zona afectada por el calor y zona de fusión), con los diferentes materiales de aportes. En la figura 3.5, se muestran los resultados obtenidos.

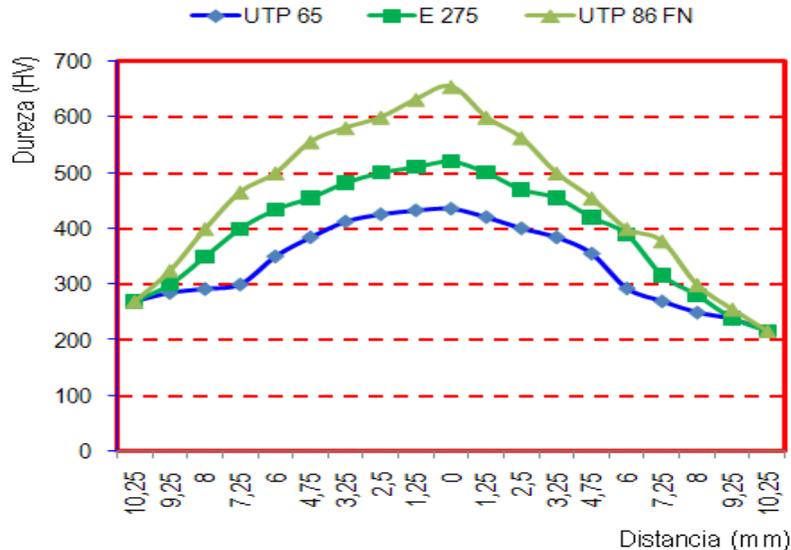


Figura 3.5. Comportamiento de las durezas en las diferentes zonas.

Según los resultados obtenidos del barrido de la dureza en las zonas de la unión soldada con los diferentes electrodos, para dureza inicial de 217 HV en el hierro fundido 24 y de 270 HV en el HK 40, en la zona fundida, con el electrodo UTP 65 (curva azul) se obtiene una dureza de 435 HV, con el electrodo E 275 (curva verde oscuro), existe un incremento en esta zona de hasta 520 HV y para el electrodo UTP 86 FN (curva verde claro), es de 655 HV. Durezas que en todos los materiales de aporte se incrementa en la medida que se acerca a la zona de fusión. El incremento de la dureza en los cordones, fundamentalmente con los electrodos UTP 86 FN y el E 275, está vinculado con la presencia de los carburos de cromo del tipo M_7C_3 en las diferentes zonas de la unión soldada, además por la formación de la martensita. Elementos como el cromo, el molibdeno, el manganeso y el carbono en la composición química del material base y el de aporte, los cuales son formadores de carburos, provocan la formación de estructuras frágiles en las soldaduras por los prolongados ciclos de calentamiento y enfriamiento introducido por el proceso.

3.7.1. Procesamiento estadístico de los datos

A través del análisis de regresión se determinó la variación de la dureza a diferentes distancias según las zonas que se obtienen en la unión soldada. En la tabla 3.3 se muestran los resultados.

Tabla 3.3. Resultados del análisis de regresión.

Análisis de Regresión múltiple					
Variable dependiente: Distancia					
Error estadístico					
Parámetro Valor	Estimación	estándar	T	P-	
CONSTANTE 0,0000	18,3217	1,75578	10,4351		
E 275 0,6931	-0,00673569	0,0167413	-0,402339		
UTP 65 0,1635	-0,0209028	0,0142652	-1,4653		
UTP 86 FN 0,5782	-0,00675902	0,0118932	-0,568308		
Análisis de Varianza					
Fuente Valor	Suma de cuadrados	GL	Cuadrado medio	Cociente-F	P-
Modelo	172,608	3	57,5359	56,12	0,0000
Residuo	15,3793	15	1,02528		
Total (Corr.)	187,987	18			
R-cuadrado = 91,819 porcentaje					
R-cuadrado (ajustado para g.l.) = 90,1828 porcentaje					
Error estándar de est. = 1,01256					
Error absoluto medio = 0,839824					
Estadístico de Durbin-Watson = 0,222291 (P=0,0000)					
Auto correlación residual en Lag 1 = 0,828816					

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

$$Dis\ tan\ cia = 18,32 - 0,0067 \cdot E\ 275 - 0,0209 \cdot UTP\ 65 - 0,0067 \cdot UTP\ 86FN$$

Dado que el p-valor en la tabla ANOVA es inferior a 0,01; existe relación estadísticamente significativa entre las variables para un nivel de confianza del 99 %. El estadístico R-cuadrado indica que el modelo explica un 91,82 % de la variabilidad en la distancia. El estadístico R-cuadrado ajustado, que es más conveniente para comparar modelos con diferentes números de variables independientes, es 90,18 %. El error estándar de la estimación muestra la desviación típica de los residuos que es 1,01256. Este valor puede usarse para construir los límites de dureza en las nuevas observaciones. El error absoluto medio (MAE) de 0,839 es el valor medio de los residuos. El estadístico Durbin-Watson (DW) examina los residuos para determinar si hay alguna correlación significativa basada en el orden en el que se han

introducido los datos en el fichero. Dado que el p-valor es inferior a 0,05; hay indicio de una posible correlación serial.

Para decidir la simplificación del modelo, se tiene en cuenta que el p-valor más alto en las variables independientes es 0,6931; perteneciendo a E 275. Puesto que el p-valor es superior o igual a 0,10; este término no es estadísticamente significativo para un nivel de confianza superior del 95 % o superior. Por tanto, se considera que durante la soldadura del HF 24 y el HK 40 mediante el proceso de gas y tungsteno, no se recomienda emplear este tipo de electrodo.

3.8. Valoración económica

En la evaluación de los distintos materiales aplicables en un proyecto, se debe tener en cuenta no solo el costo de adquisición, sino también el de mantenimiento, reparación eventualmente y el de recambio. El hierro fundido 24 y el HK 40, por ser materiales obtenidos por proceso de fundición y el equipamiento que se utiliza, implica una mayor inversión inicial; sin embargo, cuando se analiza el costo, considerando todo el ciclo de vida útil del mismo, ambos materiales resultan económico.

Para realizar la valoración económica, también se tuvo en cuenta los ensayos realizados por conceptos de mano de obra, materiales, sustancias químicas, materiales de aporte y energía eléctrica. Se considera el proceso de fundición de las muestras empleadas. En la tabla 3.4 se muestran los costos.

Tabla 3.4. Costos de realización de los ensayos.

		Precio unitario	Precio total
Denominación	Cantidad	CUC	CUC
AWS E 275 Ø 3,2 (kg)	6	5,42	5,42
AWS UTP 65 Ø 3,2 (kg)	6	22,20	22,20
AWS UTP 86 FN Ø 3,2 (kg)	6	17,62	52,86
Precio preparación	1	36,82	36,82
Fundición probeta HK 40 (h)	3	574,52	574,52
Análisis Lab. probeta HK 40	3	18,29	18,29
Análisis Lab. probeta HF 24	3	18,29	18,29
Análisis microestructural	3	17,52	17,52
Proc. Maq. Prob. HK 40	1	335,2	335,20
Proceso de soldadura	3	18,9	18,9
Corte de los cupones	3	23,86	23,86
Gas (argón-helio) \$/m	0,11 m ³ /s	32,14	32,14
Máquinas kW/h	3	59,03	59,03
Sub-total			1 215,1

Durante la preparación de las probetas metalográficas, fue empleada la máquina herramienta fresadora modelo 6 H 82 Г, las mismas fueron ejecutadas en un tiempo de 8,0 h, con un gasto en salario de 21,12 CUP, en mano de obra de 35,73 CUP para un costo total de 56,85 CUP.

Una vez realizado el trabajo se tuvo en cuenta una estimación del costo de inversión del mismo, además de algunos gastos, tanto de materiales como de materia prima. Según los tiempos estimados, el mayor consumo de energía está asociado al horno de arco para el proceso de fundición. Al considerar los costos de realización donde intervienen los renglones relacionados en la tabla 3.4 es de 1 215,1 CUC.

3.9. Valoración del impacto medio ambiental

La problemática ambiental cubana está condicionada por una difícil situación económica, y caracterizada, por un lado, por una aún insuficiente conciencia ambiental de los factores económicos y sociales, por ello se requiere de un manejo racional basado en la armonía entre la conservación de las conquistas sociales alcanzadas y la protección sostenible de nuestros recursos naturales, y para ello se necesita de una población capacitada, que conscientemente incorpore en su vida cotidiana la dimensión ambiental.

Toda soldadura entraña riesgos de incendio, quemaduras, calor radiante (radiación infrarroja) e inhalación de humos metálicos y otros contaminantes. Otros riesgos inherentes a procesos de soldadura específicos son los riesgos eléctricos, ruidos, radiación ultravioleta, ozono, dióxido de nitrógeno, monóxido de carbono, fluoruros, botellas de gas a presión y explosiones. Muchas soldaduras no se realizan en talleres donde, generalmente, pueden llevarse a cabo en condiciones controladas, sino sobre el terreno, en la construcción o reparación de grandes estructuras y maquinarias.

Durante el proceso de soldadura se producen humos y se emiten radiaciones ultravioletas, infrarrojas, térmicas y electromagnéticas. Es importante para los soldadores proteger su vista contra las radiaciones nocivas, usar ropas protectoras para el calor y las salpicaduras. Pero en cambio la protección contra los humos no es una preocupación presente, a pesar de que se conoce que estos humos contienen sustancias contaminantes que pueden causar lesiones en las vías respiratorias, los pulmones, el sistema nervioso central y en algunos casos pueden llegar a ocasionar enfermedades crónicas como el asma y el cáncer.

Distintos factores como los mencionados anteriormente ocasionan determinadas enfermedades profesionales en los soldadores, lo que hace que estos se incluyan dentro de un grupo llamado de sobre-riesgo, con una elevada tasa de jubilación temprana, a causa de los padecimientos adquiridos en la

ejecución de su labor. También esto trae consigo la escasez de soldadores calificados, que se mantengan de forma estable en su trabajo, afectando seriamente el proceso de producción.

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

3.10. Conclusiones del capítulo

- ✓ Se determinó por el diagrama de Schaeffler que la composición química resultante de los cordones de soldadura por el proceso de gas y tungsteno está ubicada en el campo 1, con una eficiencia de la fuente de un el 80 %, comprobado a través de su comportamiento microestructural, las diferentes zonas obtenidas por el ciclo térmico de soldadura.
- ✓ Se logró realizar la unión disímil entre el hierro fundido 24 y el acero termoresistente HK 40, independientemente de la composición química de ambas aleaciones y de los materiales de aporte empleados, teniendo en cuenta que una cantidad excesiva del elemento Ni (95 % UTP 86 FN) provoca la formación de estructura austenítica.
- ✓ El procesamiento estadístico de los datos a través del análisis de regresión, donde se consideró la dureza en cada una de las zonas de los cordones de soldadura, el estadístico R-cuadrado indica que el modelo explica un 91,82 % de la variabilidad según las distancias consideradas.

CONCLUSIONES GENERALES

- ✓ En la unión entre el hierro fundido 24 y la aleación HK 40 con proceso de soldadura de gas y tungsteno (GTAW) y los electrodos el UTP 86 FN, el E 275 y el UTP 65, la energía lineal del proceso de soldadura es de 16 564, 7 J/m con una energía aportada de 276 078,4 J/m y la energía entrante de 27 607,44 J/m, que permite obtener para los dos primeros temperatura por encima de 1 150 °C, no así para el UTP 65.
- ✓ Con dureza inicial de 217 y 270 HV, para el hierro fundido 24 y la aleación HK 40, luego del ciclo térmico de soldadura, esta propiedad se incrementa en la zona fundida para cada uno de los materiales de aporte, 435 HV para el UTP 65, 520 HV para el E 275 y de 655 HV con el UTP 86 FN, siendo la más favorable con el primero.
- ✓ La presencia de carburos del tipo M_7C_3 en regiones interdendríticas de la estructura austenítica obtenidos con el electrodo UTP 86 FN y el E 275, provocan la susceptibilidad al agrietamiento de la unión soldada, así como la tendencia al fallo de la unión en condiciones de servicio.
- ✓ Al realizar la valoración económica del proceso de soldadura de la unión disímil del hierro fundido y de la aleación HK 40 donde interviene mano de obra, materiales, máquinas y equipos, se incurre en un costo de 1 215,1CUC.

RECOMENDACIONES

- ✓ Determinar la presencia de las fases componentes en las uniones soldadas mediante identificación por difracción de rayos X.
- ✓ Emplear el software imagen para determinar el porcentaje de los microconstituyentes en cada una de las zonas analizadas, con los diferentes tipos de electrodos.

Referencias bibliográficas

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. A Modern Casting Staff. 46th Census of World Casting Production. *Modern Casting*, 12 (2): 25-29, 2012.
2. Almeida, A.; Ribeiro, F.; Le May, I. Microstructural characterization of modified 25Cr-35Ni centrifugally cast steel furnace tubes. *Materials Characterization* 49 (14): 219-229, 2003.
3. Alp, T.; Wazzan, A.; Yilmaz, F. Microstructure-Property Relationships in Cast Irons. *The Arabian Journal for Science and Engineering*, 30 (2B): 163-175. 2005.
4. 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.
5. Aguirre, I., Modelado del proceso de soldadura MIG/MAG. III congreso Boliviano de Ing. Mecánica y electromecánica, S.C.- Bolivia, septiembre de 2006.
6. American Welding Society. 2010.
7. Andersson, R.; Deformation characteristics of stainless steels, 2005.
8. Ares, A.; Caram, R.; Jaime, M.; Ferrandini, A.; Dutra, P.; Gueijman, A.; Schvezov, C. Solidificación y microestructura de un acero inoxidable austenítico, 2005.
9. ASME SFA 5.28, 2006).
10. ASTM A 352
11. ASTM 2000
12. Atxaga, G.; Erauzkin, E.; Irisarri, A. Análisis microestructural de dos superaleaciones base níquel moldeadas. 1ª Jornada de Metalografía. San Sebastián, Marzo, 2000.
13. Basso, A.; Caldera, M.; Rivera, G.; Sikora, J. High silicon ductile iron: possible uses in the production of parts with "dual phase adi" microstructure. *ISIJ International*, 52 (6): 1130-1134, 2012.
14. Bedolla-Jacuinde, A.; Arias L.; Hernández, B., Kinetics of Secondary Carbides Precipitation in a High-Chromium White Iron *Journal of Materials Engineering and Performance*, Volume 12 (4) 371 - 382, 2003.
15. Bochvar, A.; *Izvestia, A. AN URSS*, No 10, 1369-1375.1977.
16. Bott I.S., Souza, L.F.G., Teixeira J.C.G., Rios, P.R. High-strength steeldevelopment for pipelines: a Brazilian perspective, *Metallurgical and Materials Transaction*, 36(2), 443-454, 2005.

17. Box, G.; Hunter, W.; Hunter, J. Estadística para experimentadores. Editorial Reverté. Barcelona, 1989.
18. Burgos, J. Tecnología de la soldadura. Editorial Pueblo y Educación. 1987.
19. *Blunt*, Jane ; *Nigel*/C. Balchin Health and Safety in Welding and Allied Processes 2002.
20. Brooks, D.; Palumbo, M.; Battezzati, L. Modelling and experiments of solidification of AISI 304, 2007.
21. Brooks, J.; Goods, S.; Robino, C. Weld properties of AISI 303 free-machining stainless steel, 2003.
22. Camacho Trujillo Rosario, Serna Claudia., Influencia de los parámetros de lasoldadura para el proceso SMAW en la formación de Ferrita delta durante la Soldadura de Aceros Inoxidables Austeníticos., Universidad de Antioquia., 2013.p
23. Capdevila Montes, Carlos. PhD Thesis Modeling Of Diffusional Phase Transformation During The Isothermal Decomposition Of Austenite In A Carbon Manganese (0.37C-1.5Mn) Microalloyed With Vanadium And Titanium, 2008.
24. Cary, H. Modern Welding Technology, 4th ed. Prentice Hall. Ohio. USA. 1998. pp. 107-204.
25. Celik A., Alsaran A. Mechanical and structural properties of similar and dissimilar steel joints, Materials Characterization, 43 (9): 311-318, 1999.
26. Cerjak, H. Mathematical Modelling of Weld Phenomena 4. Materials Modelling Series. Primera edición. 1998.
27. Coy, A. Evaluación de la modificación de Elementos (Mo, Mn, Ti) en el comportamiento frente a la corrosión de aceros inoxidables austeníticos. 2006.
28. Cui, Y.; Lundin, Carl D. Creep behaviour of austenitic stainless steel weld metals as a function of ferrite content, 2007.
29. Choi, S.; Yoo, C.; Kim, Y., Dynamic Simulation of Metal Transfer in GMAW, Part 2: Short-Circuit Transfer Mode. Welding Journal 1 (1): 45 - s a 51 - s, 1998.
30. Craig, D.; Hornung, M.; McCluhan, T. In ASM Metals HandBook Volume 15, Casting. Metals Park, OH: ASM International. 2002.
31. Darmadi, J. Norrish y A. Kiet Tieu, «Analytic and finite element solutions for temperature profiles in welding using varied heat source models,» World Academy of Science, Engineering and Technology, 2011.

32. Davies, J.R., Heat Resistant Materials, American Society for Metals Specialty Handbook, Materials park, 1997, 87.
33. Delgado, J.; Ambriz, R.; Cuenca-Álvarez, R. Norma Alatorrea, Francisco F. Curielb Heat input effect on the microstructural transformation and mechanical properties in GTAW welds of a 409L ferritic stainless steel. *Revista de Metalurgia* 52(2): 1-10, 2016.
34. Doddy, T. Intermediate mixed zones in dissimilar metal welds for sour service, *Welding Journal*, 71 (3): 47-54, 1992.
35. Dutra, J.; De Paola, O. Comparacao entre o proceso MIG/MAG convencional e pulsada. XXII ENTS-Blumeneau/ S.C, 1996, 239-243.
36. Easterling K. 'Introduction to the physical metallurgy of welding', 2nd ed, 183 – 187; 1992, Oxford, Butterworths.
37. EURO/INOX., La correcta fabricación del acero inoxidable para arquitectura, 2003.
38. Fernández, T.; Rodríguez, I.; Correa, R.; Alcántara, D. Junta de soldadura disímil de la aleación HK – 40 y del hierro fundido 24. *Ingeniería Mecánica*. 17 (2): 98-107, 2014.
39. Fernández-Columbié, T.; Alcántara-Borges, D.; Rodríguez-González, I.; Sablón-Pérez, L. Deposición de un recubrimiento base níquel para la unión metalúrgica del acero al carbono y el hierro fundido. *Minería y Geología*, 32 (3): 159-174, 2016.
40. Fosca, C. Introducción a la Metalurgia de la Soldadura. Séptima Edición. Pontificia Universidad Católica del Perú, 2007.
41. Flores, B. "Caracterización microestructural y mecánica de un soldadura disímil de aceros inoxidables 316L/AI-6XN" *Rev. LatinAm. Metal. Mat.*2014, 34(2): 306-315.
42. Francis, H.K.D.H. Badeshia, P.J. Winters, *Materials Science and Technology*, 23 (2007) 1009-1020.
43. García-Pontes, J.; Glez, J.; Rodríguez, E.; Herrera. J. Rotura retardada del acero inoxidable. 17-7. *Anales de Mecánica de la Fractura Vol. I* 2006.
44. Garin, J.; Mannheim, Rodolfo, L.; Cisternas, V.; Héctor, M. Caracterización microestructural de uniones soldadas de aceros refractarios fundidos. CONAMET/SAM 2006.

45. Görnerup, M.; Hayashi, M.; Däcker, C.; Seetharaman, S. Mould fluxes in continuous casting of steel – characterization and performance tuning. VII International Conference on molten slags fluxes and salts. The South African Institute of Mining and Metallurgy, 2004.
46. Gómez, O., Soldadura de Metales. Universidad Industrial de Santander, 1993.
47. Guirao, J., Rodriguez, E., Bayón, A., Bouyer, F., Pistono, J.; Jones, L. Determination through the distortions analysis of the best welding sequencing longitudinal welds VATS electron beam welding FE simulation". Fusion Engineering and Design. 85 (15): 766-779, 2010.
48. Grabke, H.; Jakobi, D. High temperatures corrosion of cracking tubes. Materials and corrosion, 53 (7): 494-499, 2002.
49. Hall, D.; Jones, J. High Temperature Alloys Their Exploitable Potential, Applied Science 54 (3):113-124, 1986.
50. Haze T. and Aihara S. "Metallurgical factors controlling HAZ toughness in HT50 steels". Publ. IIW Doc IX-1423-86. 2010.
51. Henderson, M.; Arrell, D.; Heobel, M.; Larsson, R.; Marchant, G. Nickel-based superalloys welding practices for industrial gas turbines applications. Science and technology of welding and joining, 9 (1): 13-21, 2004.
52. Hernández, A.; Castellano, L. Diseño de una aleación termoresistente. Suplemento de la Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales, S1 (2): 685-693, 2009.
53. Hernández, A.; Shmatko, O. Influencia de las proporciones relativas de molibdeno y wolframio en la cinética de la oxidación de las aleaciones del tipo Ni-15Cr-5Fe-Mo-W. Anuario Científico de la Universidad de Cienfuegos, 2002.
54. Holmgren, D.; Diószegi, A.; Svensson, I. Effects of carbon content and solidification rate on thermal conductivity of grey cast iron. China Foundry, 4 (3): 210-214, 2007.
55. Holzhauser, J.; Spitzer, K.; Schwerdtfeger, K., Laboratory study of heat transfer through thin layers of casting steel: minimization of the slag/probe contact resistance. Steel Research. 70 (10): 430-436, 1999.
56. Howard, B., Manual de soldadura moderna. Tomo 3. Prentice Hall. Segunda edición. 1992.

57. Hunt, A.O. Klucken, G.R. Edwards, *Welding Journal*, 73 (1994) 9-15.
58. Janowak, J.; Gundlach, R., *Fundiciones Grises Aleadas (y2) Fundición XXXIII (22)*, 1987.
59. Joseph, A.; Sanjai, K.; Jayakumar, T.; Murugan, N. *International journal of pressure vessel and piping*, 82 (20): 700-705, 2005.
60. Ju Seok Kang. Characterization of bainitic microstructures in low carbon HSLAsteels, *International Journal of Moder Phisics B*, 22(31) 5965-5970, 2008.
61. Kang, M.; Kim, Y.; Ahn, S.; Rhee. S. Spatter rate estimation in the Short-Circuit transfer región of GMAW. *Welding Journal*, 82 (9): 125-133, 2003.
62. Kermanpur, A.; Mahmoudi, S.; Hajipour, A. Numerical simulation of metal flow and solidification in the multi-cavity casting moulds of automotive components. *Journal of Materials Processing Technology*, 206 (1-3): 62-68, 2008.
63. Key to Steel. Influence of alloying elements on steel microstructure. Key to steel web site. 2002. Disponible en la World Wide Web en: <http://www.key-to-steel.com/>
64. Kim, Y.; Eagar, T., Analysis of Metal Transfer in Gas Metal Arc Welding. *Welding Journal* 2 (6): 269 - s a 278 - s, 1993.
65. Kim, S.; Cockcroft, S.; Omran, A. Optimization of the process parameters affecting the microstructures and properties of compacted graphite iron. *Journal of Alloys and Compounds*, 476 (1): 728-732, 2009a.
66. Kim, S.; Cockcroft, S.; Omran, A.; Hwang, H. Mechanical, wear and heat exposure properties of compacted graphite cast iron at elevated temperatures. *Journal of Alloys and Compounds*, 487 (1): 253-257, 2009b.
67. Kotecki, D. *Welding metallurgy and weldability of stainless steel*. EE.UU: John Wiley & Sons Inc, 8-19, 2005.
68. Kotecki, D.; Siewert, T. Constitution diagram for stainless steel weld meta: a modification of the WRC 1988 diagram, *Welding Journal*, 71 (5): 171s-178s, 1992.
69. Kou, S. *Welding metallurgy*, Second edition, 2003.
70. Kurt, B. *Journal of Materials Processing Technology*, 190 (45): 138-141, 2007.

71. Klueh, R.; King, J.; Griffith, J. A simple test for dissimilar-metal welds, *Welding Journal*, 62 (6): 154s-159s, 1983.
72. Krause, D. Gray iron - a unique engineering material. ASTM, Special Technical Publications 455, Philadelphia, 1969 pp 3-28.
73. Lesnewich, A., Control of melting rate and metal transfer in gas-shielded metal arc welding: part 0 control of metal transfer. *Welding Journal* 37 (9): 418 - s a 425 - s, 1958.
74. Lezcano, A. Comportamiento microestructural de la soldadura disímil HK 40 con hierro fundido 24." Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa "Dr. Antonio Núñez Jiménez", 2016.
75. Li, C.; Zhu, Z.; Liu, T., Microhardness of pore walls in porous titanium prepared with novel powder metallurgy. *Powder Metallurgy*, 48 (3): 237-240, 2005.
76. López, F.; Peña, M.; López-Delgado, A., Hydrolysis and Heat Treatment of Aluminium Dust. *J. Air & Waste Manage. Assoc*, 51 (11): 903-912, 2001.
77. Lozano J., Moreda P., C. Llorente L. y Bilmes P.D. (2000) Características de Fusión de Soldaduras GMAW de Aceros Inoxidables Austeníticos.
78. Luddey, J.; Marulanda, A.; Mesa, D. Recuperación y soldabilidad de fundición de hierro *Scientia Et Technica*, Universidad Tecnológica de Pereira. Colombia. XIII (037), 237-242, 2007.
79. Lundin, D. Dissimilar metal welds transition joints literature review, *Welding Journal*, 61 (2): 58s-63s, 1982.
80. Madhusudhan Reddy, T.Mohandas, A.Sambasiva Roa. Influence of welding processes on microstructure and mechanical properties of dissimilar austenitic ferritic stainless steel welds. *Materials and Manufacturing Processes*, 2005.
81. Marulanda, J; Zapata, A.; Mesa, D. Fundamentos de la soldadura de metales. Universidad Tecnológica de Pereira. 2007.
82. Martinez, E., Estrems., M & Miguel, V. Desarrollo de un modelo matemático de diferencias finitas para el análisis del campo de temperaturas en la soldadura por arco de chapas finas. Madrid. 2012, p.512.
83. Mendez, P.; Eagar, T., *Welding processes for aeronautics. Advanced materials & processes*, May 2001. Massachussets, 2001.
84. Mesa, D. Fundiciones. Universidad Tecnológica de Pereira, 2003.

85. Messler, Joining of materials and structures from pragmatic process to enabling technology, New York, 2004.
86. Ospina, R. Aguirre, H. Parra. H. "Soldabilidad en aceros inoxidable y aceros disimiles" Scientia et Technica Año XIII, No 34, Mayo de 2007. Universidad Tecnológica de Pereira. ISSN 0122-1701
87. *Ostle*, Bernard; Richard W. Mensing. Statistics in Research: Basic Concepts and Techniques for Research Workers 1975.
88. Pavlov, V.; Noskova, N.; Kuznetsov, P. Fizika Metallov y Metallovedenie, 24 (5): 947-952, 1967.
89. Paulik, J; Paulik, F. Thermochemica. Acta, 3 (1): 13-15, 1971.
90. Petty, E. Physical metallurgy of engineering materials. George Allen and Unwin Ltd. Londres, 1968. p 109.
91. Plaza, L.; Irisarri, A.; Eizaguirre, I.; Santamaría, F., Estudio del Comportamiento a la Fractura de Uniones Soldadas de Titanio de Fuerte Espesor. Novena Jornada Técnicas de Soldadura. Madrid, 1992.
92. Prokochkin, D.; Vasileva; E. En selección: Investigaciones físico-químicas de las aleaciones termoresistentes. Moscú, Nauka. 313 p. 1968.
93. Quintero, M.; Cerpa, S.; Mejias, G.; León, J.; Quintero, A. Soldadura de un acero inoxidable dúplex 2205 por el proceso de soldadura GTAW. Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales. 56 (4): 1-3, 2006.
94. Radhakrishnan, V. Hot cracking in austenitic stainless steel weld metals. Science and Technology of welding and Joined Magazine. 5 (1): 25-32, 2000.
95. Ragu Nathan S., Balasubramanian V., Malarvizhi S., Rao, A. G., Effect of welding processes on mechanical and microstructural characteristics of high strength low alloy naval grade steel joints. Department of Manufacturing Engineering, Annamalai University, Annamalai Nagar, 608 002, India Centre for Materials Joining & Research (CEMAJOR), Naval Materials Research Laboratory (NMRL), Ambarnath, Mumbai, 421 506, Maharastra, India 2015.
96. Ramos, F.; Pozo, J.; Díaz, E.; Velásquez, E. Reparación por soldadura detapas, agrietadas, de hierro fundido. Revista Facultad de Ingeniería Universidad de Antioquia, Colombia. 034, 35-41, 2005.
97. Rappaz, M.; Bellet, M.; Deville, M. Numerical modeling in materials science and engineering. Berlin, Heidelberg, New York: Springer-Verlag. 2010.

98. Rivas, E.Vidal, H.D' Armas, S Faneyt E. Villamisar and C. Molina.Comportamiento mecánico de un acero 5Cr-0.5Mo soldado con un acero inoxidable austenítico 309Mo. Anales de mecánica de la fractura, Vol. 19, 2002.
99. Rivera, G.; Boeri, R.; Sikora, J. Solidification of gray cast iron. Scripta Materialia, 50 (3): 331-335, 2004.
100. Rodríguez, H. Metalurgia de la soldadura. Editorial Pueblo y Educación. La Habana. Cuba. 1987. pp 134-154.
101. Rowe, R.; Jeffeus, L. Manual de Soldadura GMAW (MIG – MAG). Paraninfo Ediciones. España. 2008.
102. SAGER S.A. Manual de soldadura, SAGER, Cali. 2004.
103. Samal, M.; Balani, K.; Seidenfuss, M; Ross, E. An experimental and numerical investigation of fracture resistance behaviour of a dissimilar metal welded joint, Journal of Mechanical Engineering Science, 223 (123): 1502-1523, 2009.
104. Sara, A.; Ramón Tabares, and Claudia Serna Patricia, "Microstructural Transformations of Dissimilar Austenite-Ferrite Stainless Steels Welded Joints." Journal of Materials Physics and Chemistry 1, no. 4 (2013): 65-68. doi:10.12691/jmpc-1-4-2.
105. Sarache, A Aportes a la industria de la confección 2004.
106. Sarafan, F. A. (2012). Effects of welding direction and position on susceptibility to weld metal transverse cracking in welding high-strength pipeline steel with cellulosic electrodes. Welding Journal, 182 - 185.
107. Sasmal, B., Metal. Mater. Trans. 30A (1999) 2791-2801.
108. Sun, Z.; Karppi, R. Journal of Materials Processing Technology, 59 (12): 257-267, 1996.
109. Sourmail, T. Precipitation in creep resistant austenitic stainless steels. Mat. Scien. and Technol., 17 (2): 1-16, 2001.
110. Shankar, V.; Gill, T.; Mannan, S.; Sundaresan, S. Solidification cracking in austenitic stainless steel welds, 2003.
111. Stefanescu, D. Classification and basic metallurgy of cast iron. En ASM Metals Hand Book Volume 1, Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys. Metals Park, OH: ASM International. 2005.
112. Sy, A. Copper in cast iron. Principal considerations. AFS Transactions. 67 (7): 321-328, 1959.

113. Tabrett, C.; Sare, I. Fracture Toughness of High-Chromium White Irons: Influence of Cast Structure
Journal of Materials Science, 3 (1): 2069-2077, 2000.
114. Talero, J.; Muñoz, M. Introducción al cálculo de estructuras metálicas según Eurocódigo 3. 1era Edición corregida. España. 2000.
115. The Aluminum Association .1997.
116. Velázquez-Del Rosario; Mariño-Cala; Brindis, E; Feliú-Rosado, M. Comportamiento de las aleaciones termorresistentes AISI HH y HK-40 ante los procesos de carburización y nitruración. Revista Minería y Geología Vol. XVII I, No. 1, 2001.
117. Velez, F., Conferencia sistemas de moldeo modernos. Patrocinado por: INTERQUIM SA y el SENA, 2006.
118. Villa-Rabasa, A.; Hernández, K. Apuntes de metalurgia de soldadura. SEPI-ESIME-IPN. 1999.
119. Wang, J.; Li, C.; Liu, H.; Yang, H.; Shen, B.; Gao, S.; Huang, S., The precipitation and transformation of secondary carbides in a high chromium cast iron. Materials Characterization; 56 (13) 73-78, 2006.
120. Watanabe, R.; Yoshitaka, Ch. Journal of Iron and Steel Institute of Japan. 63 (1): 118-124, 1973.
121. Walton, C. Castings iron handbook. Iron casting Society, Inc. 1981.
122. Weman, K. Welding processes handbook. New York: CRC Press LLC. ISBN 0-8493-1773-8, 2003.
123. Xiaodan WU, Hakcheol Lee, Young Min and Nack J. Kim. Effects of processing parameters on microstructure and properties of ultrahigh strength linepipe steel. JMST. ELSEVIER. Science Direct. Korea. 2012.
124. Yamauchi, A.; Sorimachi, K.; Sakuraya, T., Effect of solidus temperature and crystalline phase of mould flux on heat transfer in continuous casting mould. Ironmaking and Steelmaking. 29 (3) 203-207, 2002.
125. Zamora Rangel, A.L. Medina Almazan, C. Rivera Rodriguez and A.S. Rojas Salinas. Evaluación de una soldadura disimilar de aceros inoxidable AL6XN y AISI 316L. El hombre y la maquina No 37, 2011.
126. Zéger, A. En la selección: Dislocaciones y propiedades mecánicas de los cristales. Ed. Leningrado, 179.1960.
127. Zheng, Q. Wu, Q. Huang, S. Liu, Y. Han, Fusion Engineering and Desing, 86 (2011) 2616-2619.

ANEXOS

PROYECTO DE TESIS

ESPECIFICACION DEL PROCEDIMIENTO DE SOLDADURA (WPS)

Especificación de Procedimiento de Soldadura	No: <u>001</u>	Revisión No. <u>00</u>	Fecha:
Proceso de Soldadura: <u>GTAW</u>	Tipo: <u>Manual</u>		
Soportado por (PQR No.): <u> </u>	Revisión No: <u>01</u>	Fecha:	

<p>Unión (QW-402)</p> <p>Diseño de la Junta: <u>Ranura en "V"</u> Respaldo Si <u>X</u> No <u>X</u> Material de respaldo. <u>ARGÓN</u> - _____</p>	
<p>Nota: Los rangos no especificados están en mm</p>	

<p>Metal Base (QW-403)</p> <p>P. No. Grupo No <u> </u> con P. No. Grupo No. <u> </u> Especificación. <u>Ta RO 5200</u> (Tipo y Grado) Análisis Quim. y Prop. <u> </u> - _____ Mecánicas. <u> </u> - _____ Rango de Espesores calificados (QW 451.1 Y QW 451.4) Metal base: Ranura: <u>1.6 mm – 12 mm</u> En Angulo: <u>Todos</u> Rango Dia. Tub. : Ranura: <u>Todos</u> En Angulo: <u>Todos</u> Otros: <u>Los pases no deben ser >de 1/2" de espesor (QW 403.9)</u></p>	
---	--

Metal de aporte (QW-404)		
Especificación SFA No.	N/A	
Clasificación AWS.	N/A	
No. F	N/A	
No. A	N/A	
Diámetro de la Varilla	2.5	
Diámetro del electrodo de Tungsteno	2.5mm/3.2 mm	
Espesor del Depósito Calificado	Hasta 2 t	

*El metal de aporte a emplear va ser del propio metal base a soldar

