

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

ESTRUCTURAS DE FUNDICIONES SOLDADAS CON DIFERENTES ELECTRODOS POR PROCESO DE GAS Y TUNGSTENO

Tesis en opción al título de Ingeniero Mecánico

Autor: Duniel Montero Tabera

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

Moa, 2018



Declaración de autoridad

Yo: Duniel Montero Tabera

Autor de este trabajo de diploma 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.

Duniel Montero Tabera

Dr. C. Tomás Fernández Columbié



Agradecimientos

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

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

A mis tutores por confiar en mí en la realización de este trabajo el Dr. C. Tomás Fernández Columbié y el Ms. C. Rodney Enrique Correa Suárez.

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

A mis amigos que siempre creyeron en mí.

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

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

A todos Muchas gracias.



Dedicatoria

Quiero dedicar este trabajo a mis familiares.

***A mi padre y mi madre: Rogelio Montero Borges y
Idalmis Tabera Barallobre.***

A mi hermana: Iliannis Montero Tabera.

A mí querido y estimado abuelo:

Jobino Tabera Labañino.

***A mis amigos que estuvieron a mi lado durante los 6
años de mi carrera.***

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



RESUMEN

El trabajo tiene como objetivo establecer el comportamiento microestructural de la unión disímil hierro fundido 24 y la aleación termo resistente HK 40 a través del proceso de gas y tungsteno, con electrodos UTP 65, UTP 86 FN y E 275. Para realizar la unión de las muestras se seleccionó electrodos de 3,2 milímetros en cada caso para evitar la introducción de esfuerzos térmicos ya que ambos materiales base se obtuvieron por fundición. 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 (FA), que garantiza una unión soldada libre de fisuración. En los perfiles de dureza analizados en cada uno de los depósitos, el que mejor propiedad mecánica presenta es el UTP 65 con un valor de 435 HV. Por último se realiza la valoración económica, así como el impacto ambiental de los procesos de fundición y soldadura.



ABSTRACT

The work has as objective to establish the behaviour microestructural of the union dissimilar fused iron 24 and the alloy resistant heat HK 40 through the process of gas and tungsten, with electrodes UTP 65, UTP 86 FN and E 275. To carry out the union of the samples it was selected electrodes of 3.2 millimetres in each case to avoid the introduction of thermal efforts since both materials base they were obtained by foundry. When establishing the behaviour microstructure of both alloys, they are obtained structure in the field austenítico with solidification austenita - ferrite with the electrodes UTP 86 FN and E 275, not being this way with the electrode UTP 65 that it presents a solidification ferrite - austenita (FA) that guarantees a welded union free of cracking. In the profiles of hardness analyzed in each one of the deposits, the one that better mechanical property presents is the UTP 65 with a value of 435 HV. Lastly he is carried out the economic valuation, as well as the environmental impact of the foundry processes and welding.



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
1.3. Soldadura como proceso de unión	8
1.4. Soldadura de materiales disímiles	9
1.5. Solidificación y transformaciones de fase en la soldadura	12
1.6. Generalidades de las aleaciones termo resistentes	13
1.7. Generalidades de las fundiciones	16
1.7.1. Clasificación de los hierros de elevada aleación	18
1.8. Conclusiones del capítulo 1	20
CAPÍTULO 2: MATERIALES Y MÉTODOS	
2.1. Introducción	21
2.2. Composición química de las aleaciones	21
2.3. Plan experimental	22
2.3.1. Máquina de soldar empleada en la soldadura	23
2.3.2. Electrodo consumibles para la soldadura	24
2.3.3. Diagrama de Schaeffler	25
2.4. Preparación metalográfica	27
2.4.1. Ensayo de dureza aplicado a las muestras	30
2.5. Cálculo del ciclo térmico	30
2.5.1. Cálculo de la velocidad de enfriamiento del cordón	32
2.6. Cálculo de costo del proceso de soldadura	33
2.7. Procesamiento estadístico de los datos	35
2.7.1. Determinación de los coeficientes de regresión	36
2.7.2. Cálculo de la varianza	37
2.8. Conclusiones del capítulo 2	38



CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción	39
3.2. Análisis de la composición química	39
3.3. Determinación de la composición química del cordón resultante	40
3.4. Análisis del ciclo térmico	42
3.5. Determinación de los cálculos en los costos de soldadura	45
3.6. Comportamiento microestructural con el electrodo UTP 65	47
3.6.1. Análisis de las microestructuras con electrodo UTP 86 FN	48
3.6.2. Análisis de las microestructuras con electrodo E 275	50
3.7. Comportamiento de la dureza	52
3.7.1. Procesamiento estadístico de los datos	53
3.8. Valoración económica	54
3.9. Impacto medio ambiental	55
3.10. Conclusiones del capítulo 3	57

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.

Hipótesis

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

El objeto de la investigación: aleaciones fundidas hierro 24 y acero termoresistente HK-40, soldada por gas y tungsteno.

Campo de acción: comportamiento microestructural y dureza en las zonas de la unión soldada.

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 de gas y tungsteno con diferentes aportes austenítico.

Objetivos específicos

1. Definir las particularidades generales que presenta 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 metalúrgica la continuidad en el cordón con los diferentes materiales de aporte con el empleo de la soldadura de gas y tungsteno.

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

CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO- METODOLÓGICO DE LA INVESTIGACIÓN

1.1 Introducción

La necesidad de unir aceros disímiles mediante procesos de soldadura por arco eléctrico es una práctica muy poco común, pero que, en algunos casos, se hace necesario por la complejidad de algunos equipos y máquinas (como calderas recuperadoras de calor, turbinas, intercambiadores de calor) requeridos en la industria. Las uniones más usuales son entre aceros de baja aleación o no aleados, con aceros de alta aleación (como los aceros inoxidables austeníticos). Lo anterior requiere que se elijan cuidadosamente los procesos, los metales de aporte y los métodos de aplicación de las soldaduras para que esta quede lo más cercana posible a la naturaleza de los aceros a unir. Aunque los parámetros utilizados en cada aplicación, son los adecuados para la soldadura de un material en particular, es recomendable, la realización de muestras con la variación de estos parámetros, 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).

Según Aguirre (2006), la soldadura por arco de tungsteno y gas (GTAW), conocida como soldadura Heliarc, es un proceso de soldadura por arco eléctrico, 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). 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".

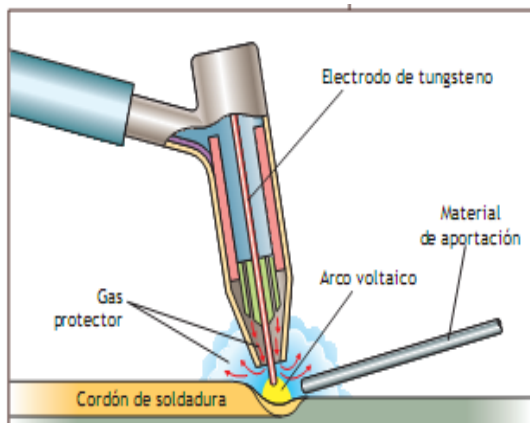


Figura 1.1. Proceso de soldadura GTAW. Fuente: Méndez y Eagar (2001).

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.

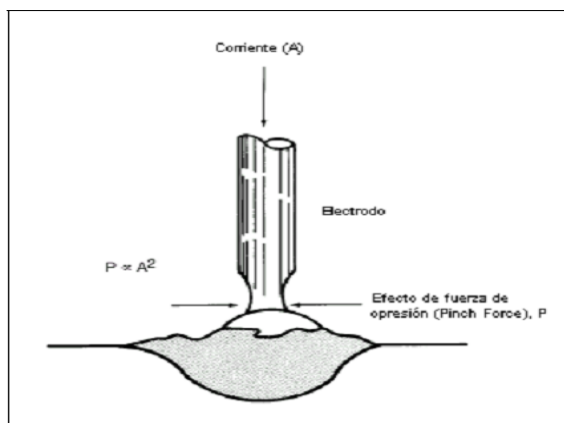


Figura 1.2. Modelo de transferencia metálica según la teoría de la opresión inestable. Fuente: The Aluminum Association (1997).

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 baja, 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 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. Es necesario por lo tanto, tener razonable cuidado durante el proceso de soldadura para minimizar o prevenir cualquier efecto de deterioro que pueda ocurrir y preservar el mismo grado de resistencia a la corrosión y esfuerzo en la zona soldada que es una parte inherente del metal base. En la figura 1.3 se observa un proceso de soldadura de gas y tungsteno.



Figura 1.3. Proceso de soldadura de gas y tungsteno. Fuente: Capdevila (2008)

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.

Coy (2006) refiere que en la actualidad existen aleaciones metálicas diferentes que sirven como materiales de construcción, los diseñadores pueden escoger el material que mejor se comporte de acuerdo a las necesidades particulares. Estos materiales no sólo difieren de su composición sino también en la forma como han sido manufacturados; lo que los hace más o menos soldables creándose, la necesidad de evaluar a fondo las formas disponibles para su soldadura.

Por otro lado plantea Cui *et al.* (2007) que dentro de la gama de aceros, se encuentran los aceros inoxidables austenítico, los cuales por sus características, constituyen la familia más grande de acero inoxidable en términos de tipo de aleación y se utilizan en diversas condiciones corrosivas sobre temperaturas que van desde criogénico hasta elevadas. Son, en general, considerados como materiales fácilmente soldables sin el riesgo de grietas y con gran tolerancia de las variaciones en las condiciones de soldadura. La resistencia a la corrosión y otras propiedades de los aceros inoxidables se incrementan con una cantidad mayor de cromo, molibdeno, níquel y nitrógeno, que es lo que afecta los costos de los aceros inoxidables.

Específica EURO/INOX (2003) que ninguno de estos aceros es completamente inmune a toda clase de ataques corrosivos. Unos resisten bien a ciertos ácidos y otros a determinadas soluciones, otros resisten el calor. Por eso es conveniente, en cada caso, estudiar cual es el más adecuado. En la fabricación de equipos y máquinas destinados a la transformación de energía, es cada vez más frecuente las aplicaciones de soldadura en aceros distintos, así también como es pretendido en aplicaciones estructurales. Esto lleva a que se tenga que investigar y ensayar cuidadosamente con el fin de descubrir las mejores condiciones bajo las cuales se deban efectuar dichas uniones.

Para los aceros inoxidables es necesario hacer un mejor análisis cuando de materiales distintos se trata y en especial aceros inoxidables, este análisis parte del estudio e interpretación del diagrama de Schaeffer, con el cual, partiendo del níquel y el cromo equivalente del material base y de los materiales de aporte, es posible predecir la estructura de aleación metálica de soldadura depositado en una unión de aceros distintos, o de aceros inoxidables con aceros al carbono (Ospina *et al.*, 2007).

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. Soldadura de materiales disímiles

Reporta Sun y Karppi (1996) y Kurt (2007), que la unión de aceros inoxidables austeníticos y aceros al carbono han sido ampliamente experimentadas para aplicaciones en industrias de energía térmicas y otras aplicaciones, debido a razones económicas y técnicas. La adopción de combinación de metales distintos provee posibilidades para un diseño flexible de un producto para el uso eficiente de cada material, beneficiando las propiedades específicas de cada material en una forma funcional.

Según Sun y Karppi (1996), la soldadura por fusión es uno de los métodos ampliamente usados para la unión de metales distintos, las consideraciones más importantes son las propiedades y la composición del metal de soldadura. Esta última depende sobre las composiciones de los metales base, del metal de aporte y de la dilución relativa de estos. La composición del metal soldado es generalmente no uniforme, en particular con pasadas múltiples de soldadura, y posiblemente un gradiente de composición puede existir en la parte adyacente metal de soldadura en cada metal base.

Por otro lado es del criterio Kotecki (2005) 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 fácilmente 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.

La cronología del uso de uniones disímiles, revela la primera aplicación de un material de aporte tipo austenítico como protección sobre un acero al carbono, lo cual fue desarrollado por Krupp hace más de 70 años (Klueh *et al.*, 1983). En 1940, las uniones disímiles fueron empleadas para el uso de calderas e intercambiadores de calor las cuales fueron hechas con un material de aporte de acero inoxidable austenítico. En la década de los cincuentas y sesentas se presentó un incremento en su uso en calderas en servicio, especialmente en donde la temperatura del vapor alcanzaba 566 °C. Las primeras fallas de este tipo de uniones fueron encontradas en 1950 y desde entonces, se realizaron esfuerzos para mejorar su comportamiento y entender el fenómeno de falla. Posteriormente, en los setentas y ochentas se incrementó el uso de las uniones disímiles y por consiguiente, la presencia de fallas (Lundin, 1982).

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.

La soldadura de materiales disímiles impone un reto para los ingenieros relacionado con la integridad estructural de las uniones disímiles debido a su diferencia en términos de microestructura, propiedades mecánicas, térmicas y propiedades de fractura (Samal *et al.*, 2009). La aplicación industrial ha experimentado fallas en la zona de transición entre los materiales debido a las diferencias en los coeficientes de expansión térmica por los metales base y el material de aporte) (Klueh *et al.*, 1983; Celik y Alsaran, 1999; Joseph *et al.*, 2005), reportado en Lezcano (2016) y Andalia (2017), estas fallas pueden presentarse después de 15 ó 20 años de operación o cuando la vida útil ha sido cumplida.

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

1.5. Solidificación y transformaciones de fase en la soldadura

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 austenítico, 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 importantes 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 inoxidables austeníticos. Estos generalmente se formaran 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).

1.6. Generalidades de las aleaciones termoresistentes

De acuerdo con Grabke y Jakobi (2002), las aleaciones destinadas para elaborar piezas, mecanismos e instalaciones que trabajan a altas temperaturas deben de satisfacer simultáneamente dos condiciones: tienen que ser resistentes a la oxidación, que necesariamente tendrá lugar a esas elevadas temperaturas y por otra parte mantener sus propiedades de resistencia mecánica a un nivel que garantice su estabilidad durante la explotación. El primero de los requisitos resulta del hecho de que la oxidación implica el deterioro paulatino de la superficie y su transformación en capas de óxido de propiedades bien distantes, en lo que a resistencia mecánica se refiere, de las del material original.

Por otro lado Hernández y Castellano (2009) son del criterio de que la pérdida de la sección efectiva de las piezas como resultado de la oxidación, que avanza desde la superficie hacia la profundidad, haría necesario un sobre dimensionamiento de las mismas y la predicción de vida útil sería relativamente corta. Con el segundo requisito, desde que se conoce la reducción en la resistencia mecánica que tiene lugar en los aceros comunes con la elevación de la temperatura en solo unos cientos de grados. Los mecanismos de difusión que tienen lugar en los metales y aleaciones (principalmente la autodifusión) se activan considerablemente al elevarse la temperatura, aumenta la movilidad de los átomos que participan en los mecanismos de deslizamiento, que en definitiva son los responsables de que la capacidad de los materiales para soportar cargas se reduzca muy sensiblemente.

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.

En los trabajos de Pavlov *et al.* (1967) y Zéger (1960) se estudió la naturaleza del endurecimiento de soluciones sólidas binarias de níquel (de composición equiatómica) con Al, Mo, Cr, Nb y W. En calidad de características de fuerza se valoraron el cambio del módulo de elasticidad E, y el módulo de cizalladura G en un amplio intervalo de temperaturas y se determinó la probabilidad de formación de defectos de empaquetamiento en las aleaciones.

Sourmail (2001) y Almeida *et al.* (2003) estudiaron el efecto del cromo molibdeno y wolframio en el endurecimiento del níquel a altas temperaturas y establecieron la dependencia que sigue el cambio de las propiedades mecánicas (termoresistencia y dureza en caliente) de las aleaciones al alear el níquel con elementos del grupo VI^A. La sustitución del cromo en las soluciones de níquel por molibdeno (para iguales concentraciones atómicas) conlleva a un significativo aumento de la termoresistencia de las aleaciones durante la sustitución del molibdeno por wolframio esta disminuye.

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).

Un gran número de trabajos ha sido dedicado al estudio de la influencia el contenido de estos elementos sobre la resistencia a alta temperatura de las aleaciones del sistema Ni-Cr-Mo-W y en particular a la búsqueda de las cantidades óptimas para el contenido total y la relación entre estos elementos. En el trabajo de Paulik y Paulik (1971) referenciado en Lezcano (2016) se investigó el comportamiento durante la termofluencia de la aleación de níquel con 20 % de Cr con diferente contenido de wolframio (hasta el 20 %). El ensayo se llevó a cabo en el aire a 900 - 1000 °C bajo tensiones de 14,7 – 49,0 MPa y en vacío a 900 °C y 34,3 – 49,0 MPa. Las aleaciones que contenían menos de 15 % de Cr tenían una significativa diferencia en las velocidades de termofluencia en diferentes medios.

Resultados similares fueron obtenidos en el trabajo de Atxaga *et al.* (2000) al investigar la influencia del wolframio (hasta el 20 %) en la resistencia a la termofluencia de la aleación termoresistente Ni-20 % Cr,

exponen que la velocidad de termofluencia disminuye sensiblemente con el aumento del contenido de wolframio. La influencia del contenido de molibdeno y wolframio sobre la termoresistencia de las aleaciones conteniendo cerca de 15 % de cromo se estudió en el trabajo de Görnerup *et al.* (2004). En este caso las aleaciones contenían desde 5,29 hasta 24,74 % de wolframio y desde 2,3 hasta 21,1 % de molibdeno.

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.

Henderson *et al.* (2004) determinaron un conjunto de propiedades de las aleaciones de níquel que contenían 10 – 25 % de Cr, 0 – 35 % de W, 0,07 % de C, 0,004 % de B, 0,03 % de Zr, luego de revenirlas a 900 y 1000 °C durante 500 horas. El aumento del cromo hasta 25 % influye favorablemente sobre la resistencia prolongada. El valor máximo corresponde a 5 % atómico de Mo + W. A diferencia de emplear un solo componente, ya sea molibdeno o wolframio, en las aleaciones del sistema Ni-Cr-Mo-W, la aleación conjunta con estos elementos influye enormemente en la sensibilidad a la aparición de grietas en caliente.

García-Pontes *et al.* (2006) analizaron la influencia de la composición química sobre la termoresistencia de un grupo de aleaciones en base a níquel utilizadas en la URSS y EE.UU. Como criterio para la evaluación de la termoresistencia empleó la temperatura que correspondía a la resistencia prolongada de 100 horas de ensayo con carga de $\sigma_{100} = 196$ MPa. Él concluyó que la termoresistencia óptima se alcanza con el contenido total de molibdeno y wolframio de 6 a 9 %. Con el aumento de la relación W/Mo las propiedades termoresistentes se elevan y la relación más satisfactoria resulta ser $W/Mo \geq 2$. La influencia del contenido total de cromo, cobalto, wolframio, molibdeno y elementos formadores de fases intermetálicas (Ti, Al, Nb, Ta) aparece claramente. El contenido total óptimo de elementos aleantes es de 30 – 40 % y de los formadores de fases de 8 – 10 %, aunque su aumento hasta 16 % eleva un poco la termoresistencia.

Velázquez *et al.* (2001) evaluaron el comportamiento de los aceros austeníticos fundidos AISI HH y HK 40 (de producción nacional) ante los procesos de carburización y nitruración en los rangos de temperaturas desde 750 hasta 1 000 °C. Se estudia la cinética y la termodinámica de las posibles reacciones y los productos de las mismas se caracterizan mediante técnicas de Microscopía Óptica, Microscopía Electrónica de Barrido y Microanálisis (MEB-EDAX). En el análisis microscópico observaron la formación de carburos de cromo después de la carburización, mientras que la nitruración dio lugar a la formación de nitruros de cromo. Se concluye que la aleación AISI HK 40 posee una elevada resistencia intrínseca a la carburización y a la nitruración, que hace factible su empleo en componentes de hornos de soleras múltiples para la reducción de minerales lateríticos.

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 cromo, el níquel y el silicio son elementos que desempeñan un papel importante en la reducción de los valores de las profundidades de capas durante la carburización. La efectividad del cromo es válida para cantidades no menores del 20 % del contenido de aleación (Tjoro *et al.*, 1991). Al aumentar el contenido de níquel se reducen los valores de la carburización, y alcanza el valor óptimo para la relación Fe/Ni⁴. Cuando la cantidad de silicio aumenta, los valores de la carburización disminuyen debido a que la presencia de elementos disueltos (Ni y Si) es mayor y, por consiguiente, existen menos espacios vacantes en la matriz austenítica que faciliten la disolución del carbono.

1.7. Generalidades de las fundiciones

Las fundiciones son aleaciones de hierro y carbono, donde el porcentaje de carbono está entre el 2,08 % y el 6,67 %, con cantidades de silicio del 1 al 4 %, de manganeso hasta 1 %, bajo azufre y fósforo, donde el carbono puede estar en forma de grafito, con diferentes formatos o conformando carburos como la cementita. Sin embargo, la relación entre el carbono y silicio, principalmente (denominado carbón equivalente), permite obtener en estos materiales un contenido total de estos dos elementos cercano a 4,26 % (punto eutéctico en el diagrama FeC estable).

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

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).

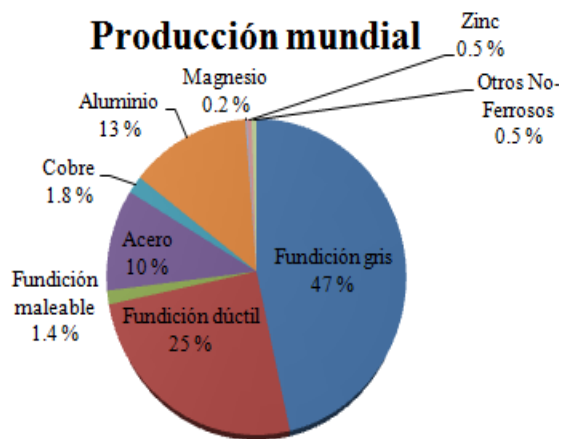


Figura 1.4. Producción mundial de un total de 98,6 millones de toneladas métricas.

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.

1.7.1. 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 %.

Petty (1968); Sy (1959) y Krause (1969) y entre los que se encuentra un artículo de Key-to Steel (2002) señalan que los elementos como el cobre y el níquel tiene un efecto grafitizante durante la transformación eutéctica, sin embargo durante la transformación eutectoide dificultan la difusión del carbono promoviendo la formación de carbono combinado; mientras otros elementos como el cromo y el molibdeno son formadores de carburos y aumentan su estabilidad. El manganeso favorece la formación de carbono combinado, además de tener una afinidad especial con el azufre, lo cual le proporciona una aplicación insustituible.

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

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.

1.8. Conclusiones del capítulo 1

-  La soldadura con protección gaseosa es un proceso que se emplea para unir diferentes tipos de materiales, donde los gases empleados permiten la protección del cordón del medio con el objetivo de evitar soldaduras frágiles y duras.
-  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

CAPÍTULO 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

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

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

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

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

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

Al determinar la composición química de la aleación HK 40, se puede apreciar que 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 Fe_3P .

2.3. Plan experimental

Para el desarrollo del plan experimental se prepararon doce 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° , como se muestra en la figura 2.1, 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.

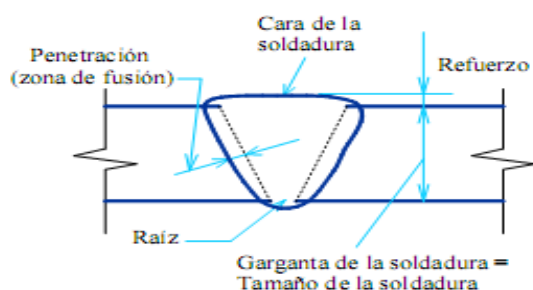


Figura 2.1. Preparación de la unión para la soldadura.

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

El electrodo consta de un revestimiento a base de sustancias químicas que cumple varias funciones y posee además un extremo no revestido que permite fijarlo en el portaelectrodo. 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 moneles. Reparación de piezas tales como bloques de motores, bases y soportes de máquinas, carcasas e impelentes de bombas, cajas de reductores, matrices de fundición, moldes para la industria del vidrio. En soldadura de piezas medianas y livianas de paredes delgadas, cuando el contenido de fósforo no supera el 0,20 %, éste electrodo produce la máxima calidad de soldadura. En la tabla 2.5 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. Es un electrodo especial austenítico ferrítico 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.

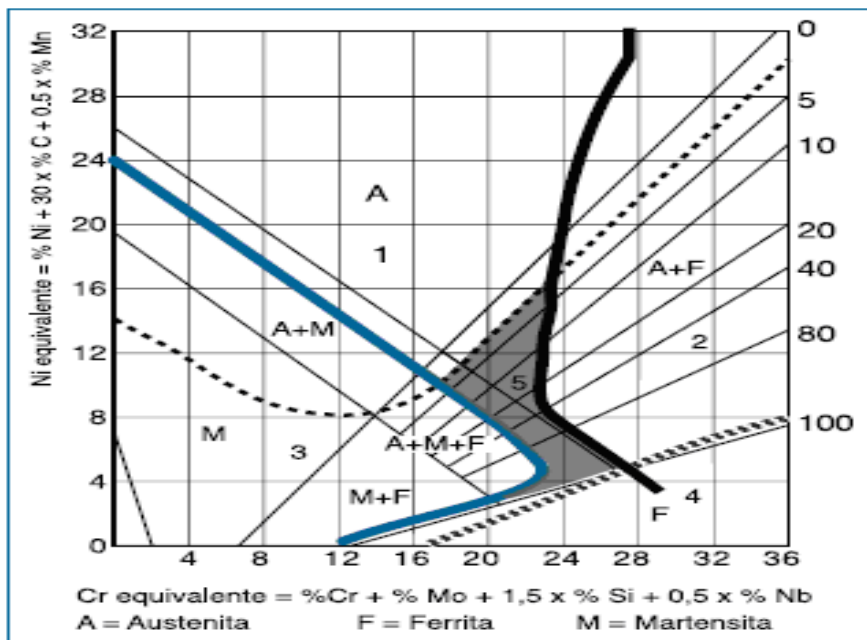


Figura 2.2. Zonas críticas según el diagrama de Schaeffler.

Leyenda:

- 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 solicitaciones 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.

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.

Las operaciones de corte para la toma de las probetas, se realizaron en una fresadora del tipo 6 M 12 L, los regímenes de corte empleados son de números de revoluciones de 40 rev/min y avance de 25 mm/rev, las dimensiones de las muestras son de 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. 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, buena 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: 150, 220, 280, 320, 400, 500 y 600, luego de lo cual se lavaron las probetas con agua abundante. Las características de la máquina son las siguientes

Voltaje: 250 V

Corriente: 2,5 Amp

Número de revoluciones: 300 – 1 000 rev/min

Potencia del motor: 3,7 kW

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 como se muestra en la figura 2.4, 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.



Figura 2.4. Microscopio óptico NOVEL modelo NIM - 100.

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.

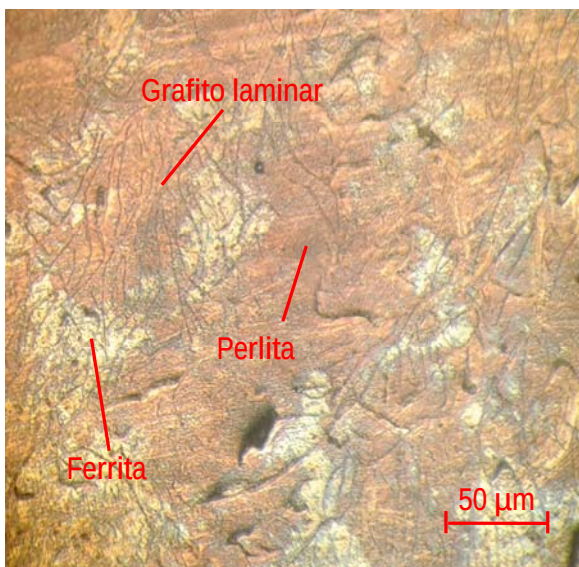


Figura 2.5. Estructura del hierro fundido 24.

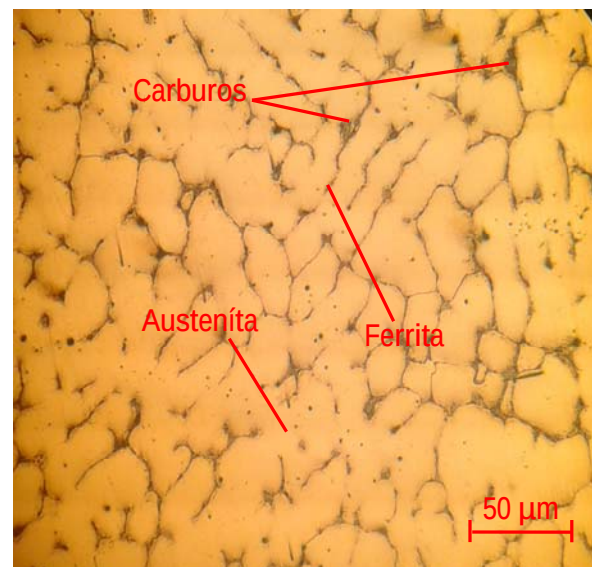


Figura 2.6. Estructura de la aleación HK 40.

La microestructura de la figura 2.5 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 2.6 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. La superficie de las probetas se prepararon de igual forma que para el análisis microestructural (desbaste y pulido). El número de dureza HV se determinó por el tamaño de las huellas igualmente que la dureza Vickers. Para determinar la microdureza (HVN) de las probetas de análisis se realizó 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:

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

Donde:

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:

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

Donde:

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:

$$Q = q \cdot l \quad (2.9)$$

Donde:

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:

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

Donde:

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)

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

Donde:

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.

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

Donde:

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

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

F_o - factor operador; (%)

En la soldadura eléctrica manual es de 5 – 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:

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

Donde:

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).

$$C_{ee} = \left(\frac{Te \cdot U_a \cdot I_s \cdot P_{md}}{1000 \cdot V_d \cdot F_o \cdot E_{fe}} \right) \quad (2.18)$$

Donde:

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

P_{md} - peso del material depositado; kg/m

V_d - velocidad de depósito; kg/h

E_{fe} - 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:

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

Donde:

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).

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

Donde:

$Ct_{kgmetaldepositado}$ - 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

Las técnicas estadísticas del diseño experimental tienen su razón de ser en la investigación empírica que trata de indagar cómo ciertas variables, conocidas como factores, actúan sobre una variable respuesta registrada tras la realización del experimento. Es importante hacer destacar que los factores que influyen sobre el valor de la variable respuesta sólo pueden tomar un número finito de estados o niveles. La ciencia de la estadística ofrece numerosos métodos para revelar y presentar las asociaciones entre dos y hasta más variables. Los medios más simples son los medios de presentación gráfica y tabulación.

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

	UTP 65				UTP 86 FN				E 275			
D	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:

$$D_1 = b_0 + b_{1X_1Y_1Z_1} + b_{2X_2Y_2Z_2} + b_{12X_1X_2Y_1Y_2Z_1Z_2} \quad (2.21)$$

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 2

- ✓ 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 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 analizar 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 chispas para obtener el promedio de cada una de ellas, se realizó en un espectrómetro cuántico de masa, ESPECTROLAB 230, con electrodo de carbón bajo arco sumergido en atmósfera de argón, ubicado en el laboratorio del taller de fundición de la empresa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”, Moa. En la tabla 3.1 se muestra la composición química 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.

Considerando 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.

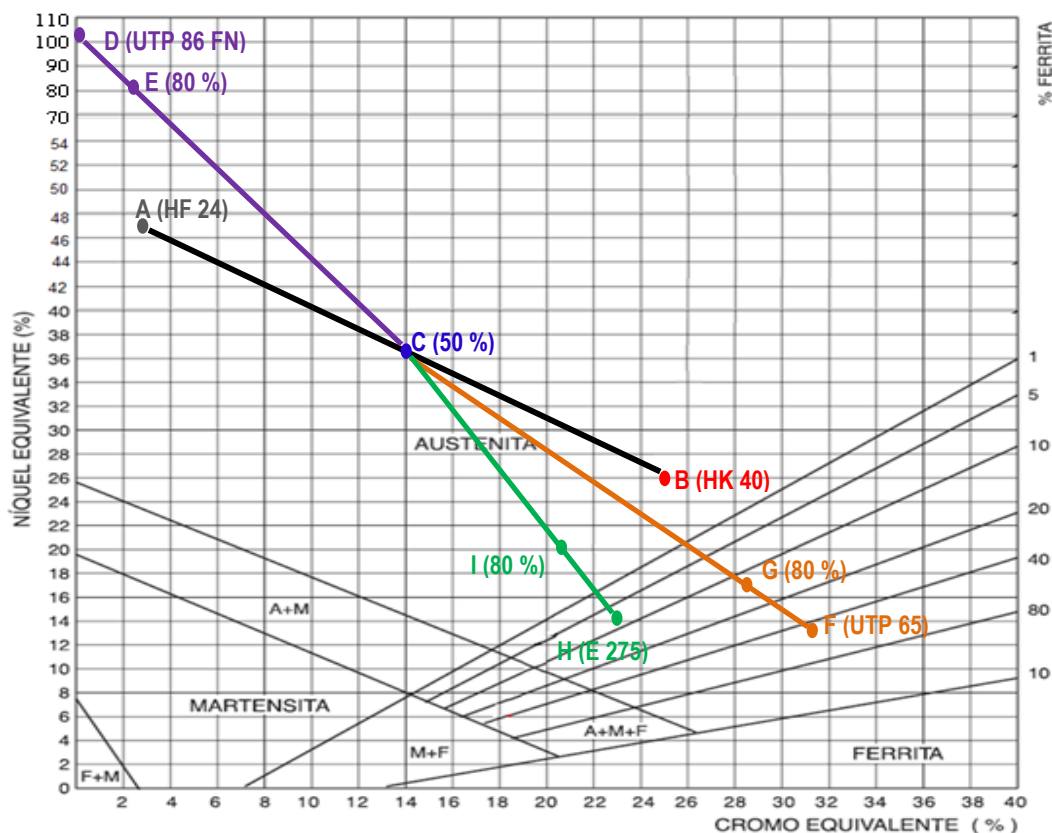


Figura 3.1. Composición química resultante de los materiales de aporte.

- 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 fisuración, como la disminución de la resistencia a la corrosión, por lo que se pronostica que pueda generarse la fisuración en caliente, la fisuración en frío y el crecimiento de los granos y 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.

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 inoxidables (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, a la cual solidifica el hierro fundido unido 24, por soldadura 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 cálculos en 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 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.

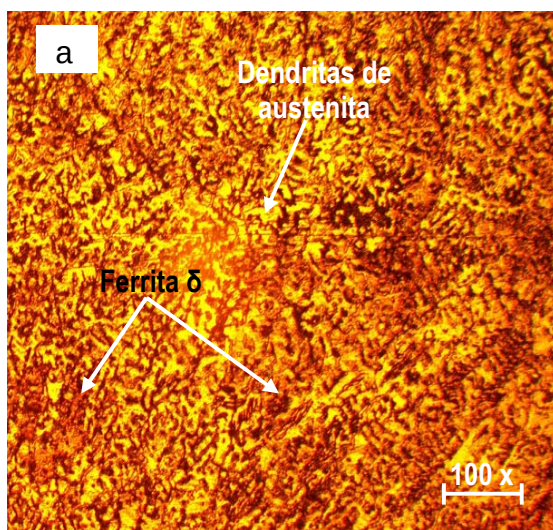


Figura 3.2a. Zona fundida.

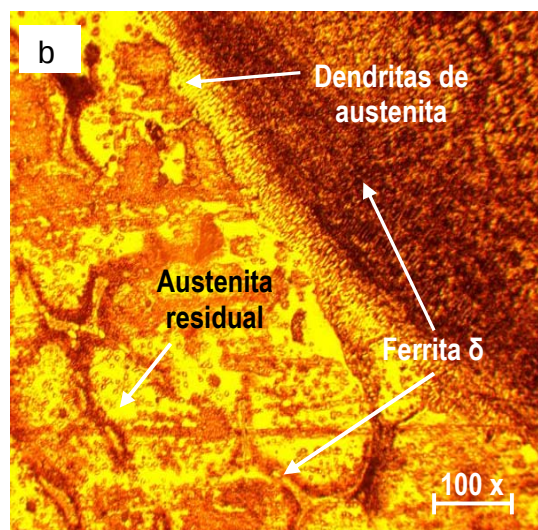


Figura 3.2b. Interfase del cordón.

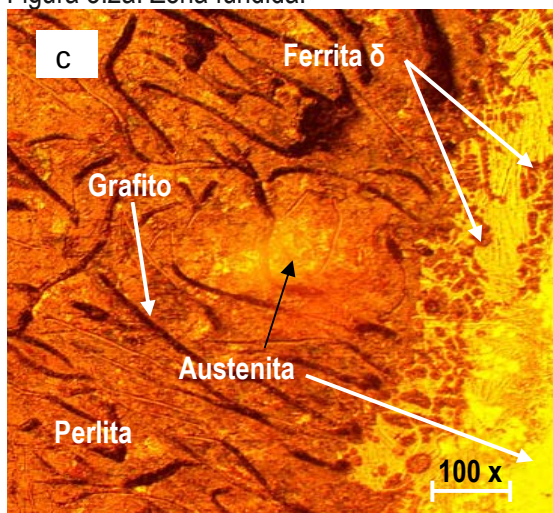


Figura 3.2c. ZAT HF 24.

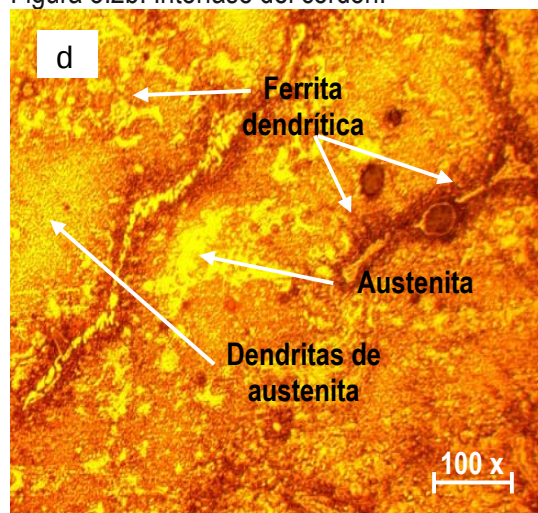


Figura 3.2d. ZAT HK 40.

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 peritéctica - eutéctica y está en los límites de la ferrita solidificada.

3.6.1. Análisis de las microestructuras con electrodo UTP 86 FN

Las figura 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.

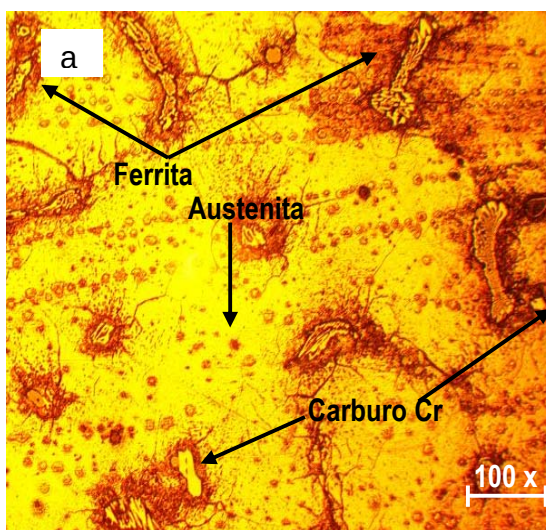


Figura 3.3a. Zona fundida.

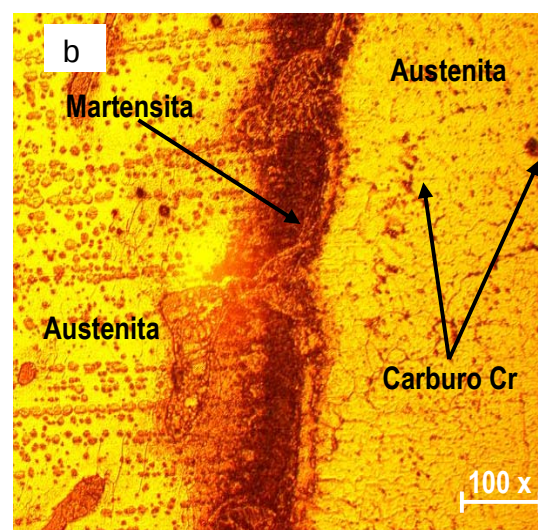


Figura 3.3b. Interfase del cordón.

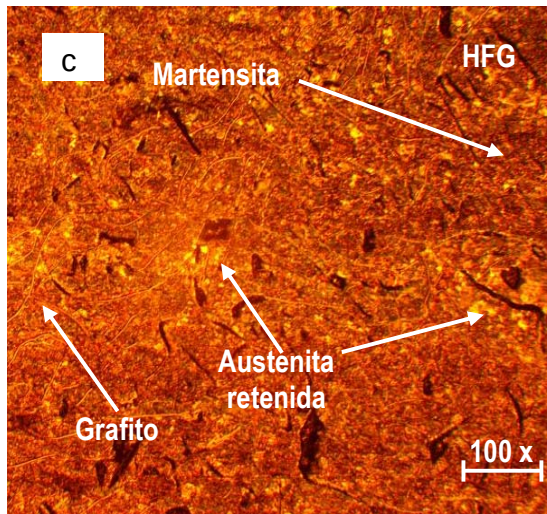


Figura 3.3c. ZAT HF 24.

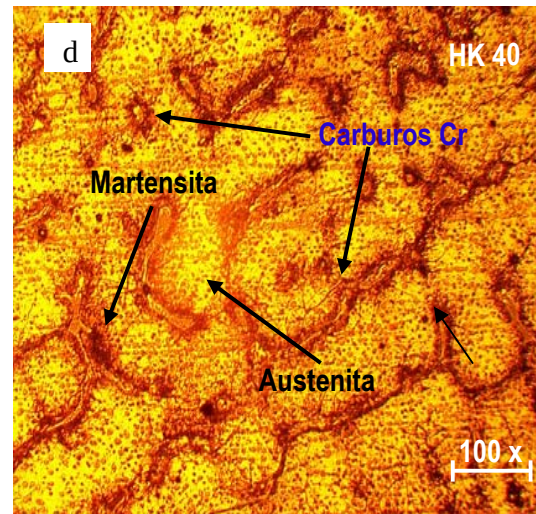


Figura 3.3d. ZAT HK 40.

En la zona fundida, figura 3.3a se observa una matriz austenítica, con ferrita intragranular, así como la presencia de carburos de cromo 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 y observada en la 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. Análisis de las microestructuras 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.

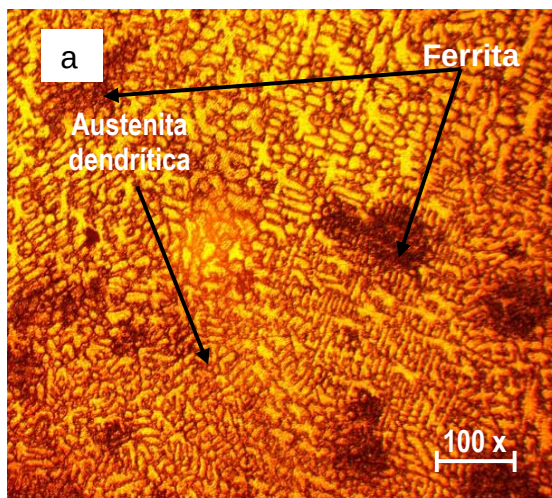


Figura 3.4a. Zona fundida.

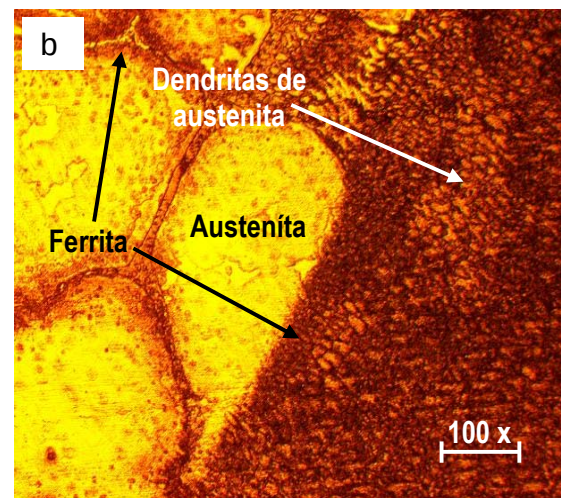


Figura 3.4b. Interfase del cordón.

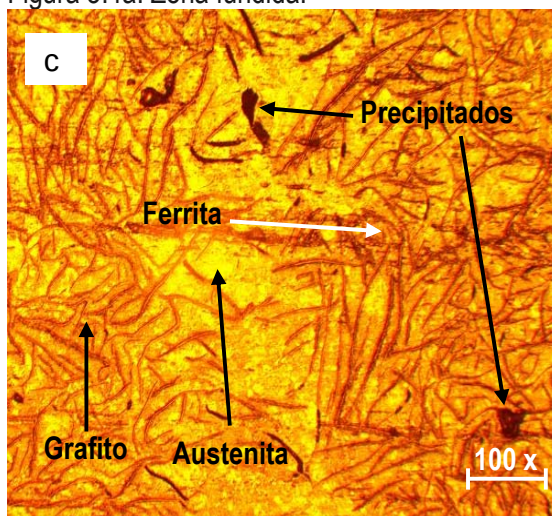


Figura 3.4c. ZAT HF 24.

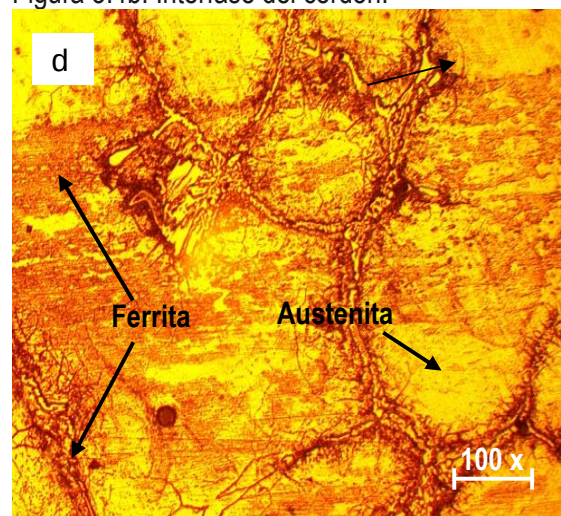


Figura 3.4d. ZAT HK 40.

En la zona fundida (figura 3.4a) de la unión disímil entre el hierro fundido gris 24 y el acero termoresistente HK 40, 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 $\rightarrow$ 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 intergranular. 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 inoxidables 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

En la figura 3.5, se muestran los resultados obtenidos 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.

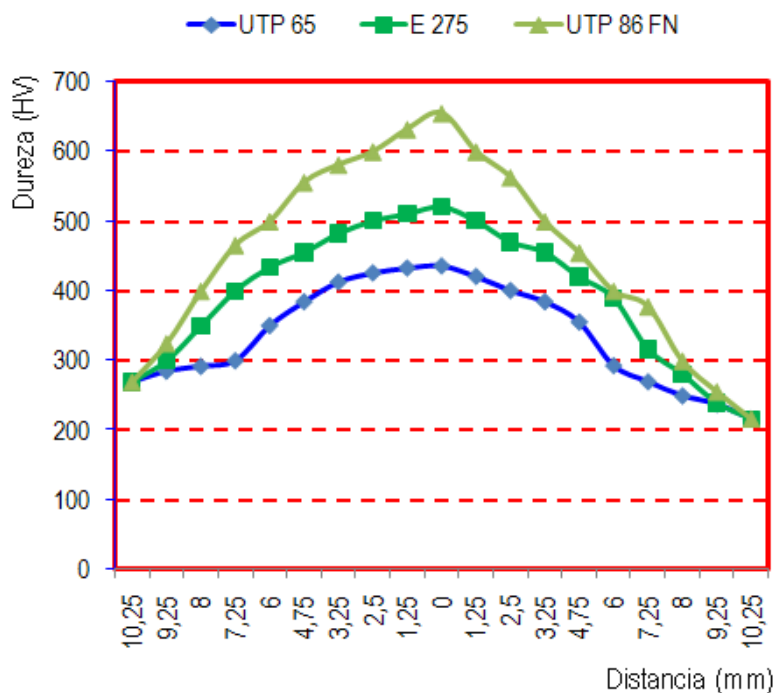


Figura 3.5. Comportamiento de las durezas en las diferentes zonas.

Según los resultados obtenidos del barrido de la dureza en las zonas de la unión soldada con los diferentes electrodos, se obtiene que 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 presencia 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	Estimación	estándar	T	P-Valor	
CONSTANTE	18,3217	1,75578	10,4351	0,0000	
E 275	-0,00673569	0,0167413	-0,402339	0,6931	
UTP 65	-0,0209028	0,0142652	-1,4653	0,1635	
UTP 86 FN	-0,00675902	0,0118932	-0,568308	0,5782	
Análisis de Varianza					
Fuente	Suma de cuadrados	GL	Cuadrado medio	Cociente-F	P-Valor
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 91,819 % 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, tenga 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 del 90 % 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.

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.

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 de realización de los ensayos.

Tabla 3.4. Costos de realización de los ensayos.

		Precio unitario	Precio total
Denominación	Cantidad	CUC	CUC
AWS E 275 Ø 3,2 (kg)	1	5,42	5,42
AWS UTP 65 Ø 3,2 (kg)	1	22,20	22,20
AWS UTP 86 FN Ø 3,2 (kg)	3	17,62	52,86
Precio preparación	1	36,82	36,82
Fundición probeta HK 40 (h)	1	574,52	574,52
Análisis Lab. probeta HK 40	1	18,29	18,29
Análisis microestructural	1	5,84	5,84
Proc. Maq. Prob. HK 40	1	335,2	335,20
Proceso de soldadura	1	6,3	6,30
Corte de los cupones	1	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			1 172,28

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 1 172,28 CUC.

Además se puede lograr una calidad en la unión soldada, ya que los resultados obtenidos durante la investigación permiten predecir la obtención de una estructura favorable en la unión disímil entre el HF 24 y el acero inoxidable austenítico HK 40.

3.9. Impacto medio ambiental

En la soldadura, de forma general, el desafío consiste en la continuidad del material, o lo que llamamos la ausencia de defectos físicos y topoquímicos; también en la productividad a lograr en los distintos procesos y en muchos casos se le suma a lo anterior la necesidad de acercarse todo lo posible a la homogeneidad química y mecánica de la junta respecto al material a soldar.

Para lograr estas metas ya existe un elevado nivel de conocimiento y experiencias dentro de todas las ramas de la técnica que intervienen en el proceso de soldadura, tales como el equipamiento, los

materiales para soldar y los procedimientos a seguir. Además pudiera añadirse que se cuenta con abundante literatura científica en estos campos.

Si se hace este análisis tomando como centro al soldador, se puede decir que a pesar de que se ha avanzado mucho en su calificación, lo que aumenta su cultura y profesionalismo, aún no se puede ser tan optimista en lo que a su salud y seguridad se refiere. Esto se debe a que, por causas económicas o de desconocimiento, en muchas ocasiones no se tienen en cuenta los riesgos que impone la realización de los procesos de soldadura, ni se toman las medidas de seguridad para la protección de los soldadores y demás operarios.

Son alarmantes los datos acerca de los riesgos a la salud humana que trae consigo la realización, sin la protección necesaria, de la labor de soldadura. Son también impresionantes las cifras de dolencias y el número de soldadores que las padecen debido, sobre todo, a la ausencia de utilización de la protección necesaria para este trabajo.

Debido a los riesgos de enfermedades profesionales a que están sometidos los soldadores, ellos se incluyen dentro de un grupo llamado de sobre riesgo, con una elevada tasa de jubilación temprana a causa de las dolencias adquiridas en la ejecución de su trabajo. Esto también provoca la escasez de soldadores calificados que se mantengan de forma estable, con lo que se afecta 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.

Las partículas de arena de moldeo por debajo de $0,018\ \mu\text{m}$ están en suspensión en el taller, introduciéndose en los pulmones de los trabajadores y provocan enfermedades como la silicosis. En el proceso de maquinado se produce gran cantidad de desechos sólidos, estos desechos en forma de virutas al ser depositados en un lugar específico alteran el equilibrio de ese pequeño ecosistema.

Para que el ambiente de trabajo del taller sea el adecuado se debe mantener una buena higiene y reducir la generación de contaminantes al medio, por lo que es necesario tener en cuenta unas series de medidas lo cual evitará al entorno laboral y a la atmósfera la emisión de los mismos. Para esto se debe reducir la generación de sustancias de desechos y el ruido producido por las máquinas que están en operación, las cuales pueden provocar efectos nocivos sobre la salud del trabajador.

3.10. Conclusiones del capítulo 3

- ✓ Se determinó por el diagrama de Schaeffler la composición química resultante de los cordones de soldadura por el proceso de gas y tungsteno, 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.
- ✓ Al realizar 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 91,819 % de la variabilidad según las distancias consideradas.

CONCLUSIONES GENERALES

- ❖ Al realizar la unión soldada 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, se obtienen para los dos primeros solidificación ferrita austenita (FA), con la presencia de carburos, estructura con tendencia a la fisuración por encima de 1 150 °C, no así para el UTP 65, donde se obtiene una solidificación ferrita austenita (FA).
- ❖ 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 1 172,28 CUC.



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. Andersson, R.; Deformation characteristics of stainless steels, 2005.
7. Ares, A.; Caram, R.; Jaime, M.; Ferrandini, A.; Dutra, P.; Gueijman, A.; Schvezov, C. Solidificación y microestructura de un acero inoxidable austenítico, 2005.
8. ASTM A 352
9. ASTM 2000
10. Atxaga, G.; Erauzkin, E.; Irisarri, A. Análisis microestructural de dos superaleaciones base níquel moldeadas. 1ª Jornada de Metalografía. San Sebastián, Marzo, 2000.
11. Baldissin, D.; Palumbo, M.; Battezzati, L. Modelling and experiments of solidification of AISI 304, 2007.
12. 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.
13. 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.
14. Bochvar, A.; Izvestia, A. AN URSS, No 10, 1369-1375.1977.
15. Box, G.; Hunter, W.; Hunter, J. Estadística para experimentadores. Editorial Reverté. Barcelona, 1989.
16. Burgos, J. Tecnología de la soldadura. Editorial Pueblo y Educación. 1987.



17. Brooks, J.; Goods, S.; Robino, C. Weld properties of AISI 303 free-machining stainless steel, 2003.
18. 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.
19. Cary, H. Modern Welding Technology, 4th ed. Prentice Hall. Ohio. USA. 1998. pp. 107-204.
20. Celik A., Alsaran A. Mechanical and structural properties of similar and dissimilar steel joints, Materials Characterization, 43 (9): 311-318, 1999.
21. Cerjak, H. Mathematical Modelling of Weld Phenomena 4. Materials Modelling Series. Primera edición. 1998.
22. Coy, A. Evaluación de la modificación de Elementos (Mo, Mn, Ti) en el comportamiento frente a la corrosión de aceros inoxidables austeníticos. 2006.
23. Cui, Y.; Lundin, Carl D. Creep behaviour of austenitic stainless steel weld metals as a function of ferrite content, 2007.
24. 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.
25. Craig, D.; Hornung, M.; McCluhan, T. In ASM Metals HandBook Volume 15, Casting. Metals Park, OH: ASM International. 2002.
26. Doddy, T. Intermediate mixed zones in dissimilar metal welds for sour service, Welding Journal, 71 (3): 47-54, 1992.
27. Dutra, J.; De Paola, O. Comparacao entre o proceso MIG/MAG convencional e pulsada. XXII ENTS- Blumeneau/ S.C, 1996, 239-243.
28. EURO/INOX., La correcta fabricación del acero inoxidable para arquitectura, 2003.
29. 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.
30. 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.
31. Fosca, C. Introducción a la Metalurgia de la Soldadura. Séptima Edición. Pontificia Universidad Católica del Perú, 2007.



32. 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.
33. Garin, J.; Mannheim, Rodolfo, L.; Cisternas, V.; Héctor, M. Caracterización microestructural de uniones soldadas de aceros refractarios fundidos. CONAMET/SAM 2006.
34. 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.
35. Grabke, H.; Jakobi, D. High temperatures corrosion of cracking tubes. Materials and corrosion, 53 (7): 494-499, 2002.
36. Guirao, J., Rodríguez, 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.
37. Hall, D.; Jones, J. High Temperature Alloys Their Exploitable Potential, Applied Science 54 (3):113-124, 1986.
38. 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.
39. Hernández, A.; Castellano, L. Diseño de una aleación termoresistente. Suplemento de la Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales, S1 (2): 685-693, 2009.
40. 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.
41. 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.
42. 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.
43. Howard, B., Manual de soldadura moderna. Tomo 3. Prentice Hall. Segunda edición. 1992.
44. Joseph, A.; Sanjai, K.; Jayakumar, T.; Murugan, N. International journal of pressure vessel and piping, 82 (20): 700-705, 2005.

45. 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.
46. 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.
47. Key to Steel. Influence of alloying elements on steel microestructure. Key to steel web site. 2002. Disponible en la World Wide Web en: <http://www.key-to-steel.com/>
48. Kim, Y.; Eagar, T., Analysis of Metal Transfer in Gas Metal Arc Welding. *Welding Journal* 2 (6): 269 - s a 278 - s, 1993.
49. 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.
50. 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.
51. Kotecki, D. *Welding metallurgy and weldability of stainless steel*. EE.UU: John Wiley & Sons Inc, 8-19, 2005.
52. 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.
53. Kou, S. *Welding metallurgy*, Second edition, 2003.
54. Kurt, B. *Journal of Materials Processing Technology*, 190 (45): 138-141, 2007.
55. Klueh, R.; King, J.; Griffith, J. A simple test for dissimilar-metal welds, *Welding Journal*, 62 (6): 154s-159s, 1983.
56. Krause, D. *Gray iron - a unique engineering material*. ASTM, Special Technical Publications 455, Philadelphia, 1969 pp 3-28.
57. Lesnewich, A., Control of melting rate and metal transfer in gas-shielded metal arc welding: part Ò control of metal transfer. *Welding Journal* 37 (9): 418 - s a 425 - s, 1958.
58. 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.
59. 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.



60. López, F.; Peña, M.; López-Delgado, A., Hydrolysis and Heat Treatment of Aluminium Dust. J. Air & Waste Manage. Assoc, 51 (11): 903-912, 2001.
61. Lundin, D. Dissimilar metal welds transition joints literature review, Welding Journal, 61 (2): 58s-63s, 1982.
62. Marulanda, J.; Zapata, A.; Mesa, D. Fundamentos de la soldadura de metales. Universidad Tecnológica de Pereira. 2007.
63. Mendez, P.; Eagar, T., Welding processes for aeronautics. Advanced materials & processes, May 2001. Massachussets, 2001.
64. Mesa, D. Fundiciones. Universidad Tecnológica de Pereira, 2003.
65. Ospina, R.; Aguirre, C.; Parra, L. Soldabilidad en aceros inoxidable y aceros disímiles, 2007.
66. Pavlov, V.; Noskova, N.; Kuznetsov, P. Fizika Metallov y Metallovedenie, 24 (5): 947-952, 1967.
67. Paulik, J.; Paulik, F. Thermochemica. Acta, 3 (1): 13-15, 1971.
68. Petty, E. Physical metallurgy of engineering materials. George Allen and Unwin Ltd. Londres, 1968. p 109.
69. 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.
70. Prokochkin, D.; Vasileva, E. En selección: Investigaciones físico-químicas de las aleaciones termoresistentes. Moscú, Nauka. 313 p. 1968.
71. 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.
72. Radhakrishnan, V. Hot cracking in austenitic stainless steel weld metals. Science and Technology of welding and Joined Magazine. 5 (1): 25-32, 2000.
73. Rappaz, M.; Bellet, M.; Deville, M. Numerical modeling in materials science and engineering. Berlin, Heidelberg, New York: Springer-Verlag. 2010.
74. Rivera, G.; Boeri, R.; Sikora, J. Solidification of gray cast iron. Scripta Materialia, 50 (3): 331-335, 2004.
75. Rodríguez, H. Metalurgia de la soldadura. Editorial Pueblo y Educación. La Habana. Cuba. 1987. pp 134-154.



76. Rowe, R.; Jeffeys, L. Manual de Soldadura GMAW (MIG – MAG). Paraninfo Ediciones. España. 2008.
77. 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.
78. Sun, Z.; Karppi, R. Journal of Materials Processing Technology, 59 (12): 257-267, 1996.
79. Sourmail, T. Precipitation in creep resistant austenitic stainless steels. Mat. Scien. and Technol., 17 (2): 1-16, 2001.
80. Shankar, V.; Gill, T.; Mannan, S.; Sundaresan, S. Solidification cracking in austenitic stainless steel welds, 2003.
81. 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.
82. Sy, A. Copper in cast iron. Principal considerations. AFS Transactions. 67 (7): 321-328, 1959.
83. Tabrett, C.; Sare, I. Fracture Toughness of High-Chromium White Irons: Influence of Cast Structure Journal of Materials Science, 3 (1): 2069-2077, 2000.
84. Talero, J.; Muñoz, M. Introducción al cálculo de estructuras metálicas según Eurocódigo 3. 1era Edición corregida. España. 2000.
85. 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.
86. Velez, F., Conferencia sistemas de moldeo modernos. Patrocinado por: INTERQUIM SA y el SENA, 2006.
87. Villa-Rabasa, A.; Hernández, K. Apuntes de metalurgia de soldadura. SEPI-ESIME-IPN. 1999.
88. 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.
89. Watanabe, R.; Yoshitaka, Ch. Journal of Iron and Steel Institute of Japan. 63 (1): 118-124, 1973.
90. Walton, C. Castings iron handbook. Iron casting Society, Inc. 1981.
91. Weman, K. Welding processes handbook. New York: CRC Press LLC. ISBN 0-8493-1773-8, 2003.



92. 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.
93. Zéger, A. En la selección: Dislocaciones y propiedades mecánicas de los cristales. Ed. Leningrado, 179.1960.