

**República de Cuba
Ministerio de Educación Superior
Instituto Superior Minero Metalúrgico
“Dr. Antonio Núñez Jiménez”
Facultad Metalurgia-Electromecánica
Departamento Mecánica**

**DETERMINACIÓN DE LAS VARIACIONES
MICROESTRUCTURALES DE UN HIERRO FUNDIDO GRIS
Y UNO REFRACTARIO CON DIFERENTES ELECTRODOS**

Tesis en opción al título de Máster en Electromecánica

Autor: Héctor Manuel Linares Campos

Moa - 2018

**República de Cuba
Ministerio de Educación Superior
Instituto Superior Minero Metalúrgico
“Dr. Antonio Núñez Jiménez”
Facultad Metalurgia-Electromecánica
Departamento Mecánica**

**DETERMINACIÓN DE LAS VARIACIONES
MICROESTRUCTURALES DE UN HIERRO FUNDIDO GRIS
Y UNO REFRACTARIO CON DIFERENTES ELECTRODOS**

Tesis en opción al título de Máster en Electromecánica

Autor: Ing. Héctor Manuel Linares Campos

**Tutores: Prof. Tit. Tomás H. Fernández Columbié, Dr. C.
Prof. Tit. Isnel Rodríguez González, Dr. C.**

Moa - 2018

Declaración de autoridad:

Yo: Héctor Manuel Linares Campos

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

Héctor Manuel Linares Campos

Dr. C. Tomás H. Fernández Columbié

Dr. C. Isnel Rodríguez González

Agradecimientos:

A Dios por darme las fuerzas necesarias para lograr que este trabajo consumara.

A mi tutor o padre Dr. C. Tomás Fernández Columbié y su querida esposa Mari por confiar en mí en la realización de este trabajo.

A mi hijo Héctor Luis Linares Llorente que le sirva de ejemplo para que el futuro se bautice como profesional.

A mis queridos padres Héctor José Linares De Paz y Pilar María Campos Feijoó que me apoyaron en los momentos de mi vida en que más lo necesitaba.

A mi querida hermana Yanet Linares Campos que sirva de ejemplo y guía para su vida.

A los que de una forma u otra me apoyaron y ayudaron en la realización de este trabajo como mi primo Graciela Andalia Linares.

A mis amigos que siempre creyeron en mí.

A la Revolución, por darme la oportunidad de servirle.

A todos:

Muchas Gracias.

Dedicatoria

A todos los centros de investigación de materiales.

A las nuevas generaciones que les sirva de ejemplo para emprender sus desafíos.

A nuestra Revolución, por las posibilidades y oportunidades que me ofrece.

Pensamiento

El mundo está en las manos de aquéllos que tienen el valor de soñar, y correr el riesgo, de vivir, sus propios sueños.

Pablo Faholo Cuelho

TABLA DE CONTENIDOS

Resumen	Pág.
Introducción	1
CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS	
1.1. Introducción	5
1.2. Soldadura como proceso de unión	5
1.2.1. Proceso de soldadura de materiales disímiles	6
1.3. Solidificación y transformaciones de fase en la soldadura	9
1.4. Características generales de las aleaciones termoresistentes	12
1.4.1. Acero inoxidable de la serie HK 40	15
1.5. Características de las fundiciones	15
1.5.1. Clasificación de los hierros de elevada aleación	17
1.6. Características del desgaste abrasivo	18
1.6.1. Manifestaciones del desgaste abrasivo	19
1.6.2. Desgaste por partículas abrasivas	23
1.7. Procesos de simulación de temperaturas en piezas fundidas	24
1.7.1. Consideraciones sobre la fuente de calor en la soldadura	25
1.8. Conclusiones del capítulo 1	29
CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS	
2.1. Introducción	30
2.2. Deterioro de los soportes de los anillos de desgaste de las bombas Hazleton	30
2.2.1. Propuesta tecnológica para la reparación	31
2.3. Composición química de la aleación HK 40 y el hierro fundido 24 en %	31
2.4. Plan experimental	32
2.4.1. Máquina de soldar empleada en la soldadura	33
2.4.2. Electrodo consumibles para la soldadura	34
2.4.3. Diagrama de Schaeffler	35
2.5. Preparación metalográfica	37
2.6. Cálculo del ciclo térmico	40
2.6.1. Cálculo de la energía lineal del proceso de soldadura	41
2.6.2. Cálculo de costo del proceso de soldadura	42
2.7. Verificación experimental	44

2.7.1. Conducción del calor en la pieza	45
2.8. Conclusiones del capítulo 2	48
CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS	
3.1. Introducción	49
3.2. Análisis de la composición química	49
3.3. Análisis del ciclo térmico	50
3.4. Análisis de las microestructuras	52
3.4.1. Análisis de las microestructuras con electrodo E 309 L – 16	52
3.4.2. Análisis de las microestructuras con electrodo UTP 65	54
3.4.3. Análisis de las microestructuras con electrodo UTP 86 FN	56
3.4.4. Análisis de las microestructuras con electrodo E 275	58
3.5. Análisis de la composición química de los cordones depositados	60
3.6. Comportamiento de la dureza	62
3.6.1. Análisis de regresión múltiple	63
3.7. Análisis de las tensiones de soldadura con electrodo E 309L-16	65
3.8. Análisis de las tensiones de soldadura con electrodo E 275	67
3.9. Análisis de las tensiones de soldadura con electrodo UTP 65	69
3.10. Análisis de las tensiones de soldadura con electrodo UTP 86 FN	71
3.11. Valoración económica	74
3.12. Impacto medio ambiental	75
3.13. Conclusiones del capítulo 3	77
Conclusiones Generales	I
Recomendaciones	II
Bibliografías	
Anexos	

Resumen

El trabajo tiene como objetivo establecer el comportamiento microestructural y las tensiones que surgen de la unión disímil hierro fundido 24 y la aleación HK 40 con electrodos revestidos E 309 L - 16, UTP 65, UTP 86 FN y E 275 a través del método de los elementos finitos. 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 la soldadura disímil hierro fundido 24 con la aleación HK 40 con los electrodos E 309L - 16, UTP 65 y E 275 se obtienen estructura en el campo austenítico del tipo Austenita Widmanstätten, agujas de martensita y cementita, todas ellas estructuras frágiles que provocan agrietamiento, sin embargo el depósito con el electrodo UTP 86 FN se obtuvo estructuras del tipo ferrita delta, dendritas de austenita y un porción de martensita con austenita retenida que garantizan una solidificación ferrita austenita (FA) libre de fisuración. Los perfiles de dureza analizados en cada uno de los depósitos se incrementan desde 153 hasta HV 455 para el hierro fundido y desde 270 hasta HV 465 en la aleación HK 40 con el electrodo UTP 65. Por último, se realiza la valoración económica, así como el impacto ambiental de los procesos de fundición y soldadura.

Abstract

The objective of this paper is to establish the microstructural behavior, as well as the tensions that arise from the several joint cast iron 24 and the alloy HK 40 with lined electrodes E 309 L - 16, UTP 65, UTP 86 FN and E 275 through the method of the finite elements. 3.2 millimeter electrodes were selected in each case to carry out the joint of the samples to avoid the introduction of thermal efforts since both base materials were obtained by smelting. When establishing the microstructural behavior of the dissimilar welding of cast iron 24 with the alloy HK 40 with electrodes E 309L - 16, UTP 65 and E 275 some austenitic structures type Widmanstätten Austenite, martensite and cementite needles were obtained, they are all fragile structures that cause cracking. Nevertheless, structures of delta ferrite, austenite ferrite and a portion of martensite with retained austenite that ensures a free of crack austenite ferrite solidification were obtained with the electrode UTP 86 FN deposit. The hardness profiles analyzed in each deposit increased from 153 to HV 455 for the cast iron and from 270 to HV 465 in the HK 40 alloy with the UTP 65 electrode. Finally, the economic assessment was performed, as well as the environmental impact of the casting and welding processes.

INTRODUCCIÓN

El proceso de soldadura es definido como la unión de dos o más piezas de metal por aplicación de calor, presión, o una combinación de ambos, con o sin metal de aportación. Debido a la intensa concentración de calor que se genera, las regiones cercanas al cordón de la soldadura sufren severos ciclos térmicos. Estos ciclos térmicos causan calentamientos y enfriamientos no-uniformes en el material, generando deformaciones plásticas y tensiones residuales en la soldadura.

En la actualidad la soldadura es uno de los procesos más ampliamente usados para la fabricación y reparación de diversos componentes en todo el campo de la ingeniería. En las construcciones metálicas obtenidas mediante la aplicación de soldadura, está presente la posibilidad en mayor o menor grado de la pérdida de la forma geométrica de la estructura, la no coincidencia de bordes, desplazamientos apreciables, debido al calentamiento no uniforme que se manifiesta durante la realización de la junta en el cordón y zonas próximas al mismo.

Al emplear una fuente de calor móvil fuertemente concentrada, como puede ser un arco eléctrico, ocurren procesos físico-químicos, estructurales y termo-deformacionales de diversa índole que provocan la aparición de tensiones residuales, particularmente en el cordón y en la zona afectada térmicamente (ZAT). En diversas aplicaciones, las tensiones residuales inducidas por soldadura tienen un impacto considerable en la integridad de las construcciones soldadas. Las tensiones residuales de tracción pueden favorecer la corrosión bajo tensión, la rotura frágil y reducen la vida a fatiga en servicio, lo que influye en el diseño del componente debido a las concentraciones de tensiones críticas dentro del mismo.

En décadas pasadas se han realizado múltiples investigaciones dirigidas a procedimientos analíticos que simulen con más precisión los procesos de soldadura. El proceso de soldeo es bastante complejo e implica: el movimiento de una fuente de calor, depósito de material (si lo hay), propiedades termo-dependientes, transferencia de calor transitoria con complicadas condiciones de frontera, transformaciones de fase y estados de tensiones y deformaciones complejos, entre otros.

La industria minero metalúrgica se ha convertido en uno de los pilares en los que se sustenta el desarrollo económico industrial del país y es una de las que enfrenta en la actualidad el reto del perfeccionamiento empresarial, ruta para lograr un nivel competitivo mundial. Este perfeccionamiento como proceso integral no puede obviar el perfeccionamiento tecnológico a partir de una aplicación consecuente de los avances de la ciencia y la técnica. Cuba es uno de los países

privilegiados en cuanto a lo que este tema respecta, aunque no tan desarrollada como otras industrias, posee importantes minas, principalmente las de níquel, cobalto y cobre.

La empresa Comandante “Pedro Sotro Alba” consta con seis plantas de procesos tecnológicos, los cuales son imprescindibles para la producción de sulfuro de Ni + Co. El flujo tecnológico comienza con la extracción del mineral en minas a cielo abierto. La primera planta es la de Beneficio, la cual consiste en separar las serpentinas como mineral de rechazo de la limonita como producto de la planta, este mineral se traslada hacia la planta de Preparación de Pulpa por medio de la combinación de transportadores de esteras y bandas.

Esta tiene la función de clasificar el mineral a través de Cribas vibratorias y Lavadoras en dos trenes tecnológicos independientes, a una granulometría de aproximadamente 0,083 mm con un sólido desde 23 hasta 25 %, esta pulpa se transporta por gravedad a través de una línea de 1219,2 mm hacia la planta de espesadores donde se logra un sólido desde 45 hasta un 48 %. Distribuye la pulpa que llega desde la Planta de Pulpa hacia las cajas distribuidoras DI - 2 y DI - 3 a través de dos válvulas, luego pasa a los tanques espesadores denominados A, B, C y D, que posee nueve compartimientos. La caja también tiene como función, recircular la pulpa en el espesador y para transferir de un tanque a otro.

En la planta se espesa la pulpa desde 22 a 25 % hasta un 45 o un 46 % de sólidos, donde se recircula el agua de reboso hasta la Planta de Pulpa. En ocasiones se debe adicionar agua a los conos por el incremento del momento torsor en los mecanismos de los tanques por el contenido de sólido que está de 65 a 70 %, alta viscosidad que alcanza la pulpa. La pulpa alimentada no debe tener más de un 12 % de arena y la que se envía a Lixiviación debe tener menos de un 8 %. Cuando el tanque se está alimentando se empieza a recircular para que la arena no se concentre en el cono. En ocasiones también se hacen transferencias de 30 a 40 minutos a otros tanques para controlar el % de arena.

En la planta de espesadores se cuenta con bombas centrifugas del tipo Hazleton, que tienen como objetivo succionar el agua de reboso de los tanques de espesadores para planta de pulpa con el fin del ahorro de agua a la empresa y evitar su vertimiento al medio ambiente. Estos elementos se ven afectados por el elevado y continuo régimen de trabajo al que se encuentran expuestos y las condiciones extremadamente violentas que los rodean.

El desarrollo de un proceso de fabricación requiere la consideración de los costos que implica, recursos y calidad del producto. En muchas industrias, el procedimiento final será determinado tras

un costoso programa de pruebas experimentales. La producción y valoración de las probetas de prueba también implica un enorme consumo de tiempo y de recursos.

Por lo antes expuesto la situación problemática de la investigación la constituye las bombas centrifugas llamadas Hazleton, encargadas del envío del agua de reboso de los tanques de espesadores para la planta de pulpa, los soportes de los anillos fabricados de HF 24, por el trabajo continuo han venido presentando problemas de desgaste, lo cual conlleva a pérdidas constantes en la transportación del fluido, para mitigar el defecto se ha propuesto suplementar la superficie fatigada con una aleación del tipo HK 40, unión que se ha de realizar con el proceso de soldadura manual por arco eléctrico (SMAW), la cual mediante la simulación numérica, mediante el método de los elementos finitos, podemos evaluar los diferentes parámetros y condiciones, sin necesidad de hacer un gran número de ensayos, algo que para las aplicaciones industriales es muy importante. En el proceso de soldadura ocurren diferentes fenómenos físicos como consecuencia de la interacción del campo de temperatura (termodinámica), campo de esfuerzos y deformaciones (mecánica) y campo de estado microestructural (metalurgia). El campo de temperatura es función de muchos parámetros de soldadura, tales como potencia de arco, velocidad de soldadura, secuencia de soldadura y condiciones ambientales, elementos considerados durante la unión del HK-40 y el hierro HF-24 para mitigar el desgaste, la que luego de ser determinada las microestructuras de la unión con diferentes tipos de electrodos.

El problema a investigar: ¿Se podrá realizar la unión metalúrgica entre el HF 24 y la aleación HK 40 por el proceso de soldadura manual por arco eléctrico y lograr estructuras que mitiguen el efecto del desgaste de acuerdo a las condiciones de trabajo?

Como objeto de la investigación se establece: unión por soldadura disímil arco eléctrico manual de la aleación HK – 40 y la del HF 24.

El campo de acción es el comportamiento microestructural de la microdureza y de las tensiones de la aleación HK – 40 y de HF 24 con el empleo de la soldadura disímil manual por arco eléctrico con diferentes tipos de electrodos.

Sobre la base del problema a resolver se establece la siguiente hipótesis: al aplicar el ciclo térmico de soldadura con electrodos revestidos del tipo E 309L – 16, UTP 86 FN, UTP 65 y E 275 en la unión metalúrgica del HF 24 y la aleación HK – 40, es posible obtener la formación de una estructura que mitigue el efecto del desgaste en la espira de la bomba Hazleton que trabaja en ambiente de fluido abrasivo.

A partir de la hipótesis planteada, se define como objetivo del trabajo: determinar de las variaciones microestructurales de un hierro fundido gris y uno refractario con diferentes electrodos.

Se definen los siguientes objetivos específicos:

1. Caracterizar las propiedades físico metalúrgicas de la aleación del HF 24 y la aleación HK – 40 del proceso de soldadura, así como cuales permitan la determinación de la soldabilidad más adecuada de las aleaciones.
2. Realizar el procedimiento metodológico para determinar el estado tensional y las variaciones microestructurales de la unión disímil del HF 24 y la aleación HK – 40 sometido a proceso de soldadura y su posterior simulación por el Método de los Elementos Finitos.
3. Establecer a partir de las regularidades obtenidas como: comportamiento microestructural, estado dureza del proceso de soldadura, simulación por el Método de los Elementos Finitos, el comportamiento de la unión disímil.

Para lograr el cumplimiento del objetivo propuesto se plantean las tareas de trabajo siguientes:

1. Establecimiento del estado del arte y sistematización de los conocimientos y teorías relacionadas con el objeto de estudio.
2. Planificación, diseño y realización de experimentos.
3. Análisis de los resultados y obtención de las microestructuras de la unión disímil y el estado de dureza provocado por el proceso de soldadura.
4. Fundamentación de los cambios de las microestructuras provocado por el efecto del proceso de soldadura y del comportamiento de la simulación por el Método de los Elementos Finitos de la unión disímil.
5. Planteamiento de los efectos económicos, sociales y ambientales, así como de los que se generan en el proceso de soldadura.

Capítulo 1

Marco teórico. Antecedentes investigativos

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 austenítico). 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.

En el presente capítulo se establece como objetivo realizar una búsqueda relacionada con la soldadura de los aceros disímiles, fundamentalmente relacionado con uniones de aleaciones fundidas.

1.2. Soldadura como proceso de unión

La soldadura como proceso de unión de aleaciones metálicas es muy antigua (López *et al.*, 2000). 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.

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.

En la actualidad existen aleaciones metálicas diferentes que sirven como materiales de construcción (Coy, 2006); 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.

Dentro de la gama de aceros, se encuentran los aceros inoxidable 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 (Cui *et al.*, 2007). 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).

1.2.1. Proceso de soldadura de materiales disímiles

En la literatura se reporta que, la unión de aceros inoxidables austenítico 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 (Sun y Karppi, 1996; Kurt, 2007).

La soldadura por fusión es uno de los métodos ampliamente usados para la unión de metales distintos (Sun-Karppi, 1996), 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.

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 variedad de combinaciones de aleaciones metálicas distintas especificadas hasta la actualidad. Los aceros inoxidable 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 (Kotecki, 2005). 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). Este autor (Lundin, 1982) realizó un estudio sobre las uniones soldadas disímiles que data desde el año 1935, el cual fue basado en reportes de

fallas de empresas, investigaciones, entrevistas con fabricantes y diferentes usuarios de uniones disímiles con el objetivo de proveer información sobre estas, tal como se muestra en la tabla 1.1.

Tabla 1.1. Estadísticas del comportamiento de las uniones soldadas disímiles.

Fuente: Lundin (1982).

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

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

En la soldadura de materiales disímiles refiere Joseph *et al.* (2005), 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. 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 de este elemento, 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.

Fernández *et al.* (2014), 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 zona afectada térmicamente (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.

Con relación a la unión de soldadura disímil de aleación termoresistentes de la serie HK y del hierro fundido, 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), los autores exponen que por el efecto del ciclo térmico y la composición química de las aleaciones, existe la presencia de microestructuras que no son favorables desde el punto de la resistencia mecánica. Todo el comportamiento obtenido demostrado a través del diagrama de Schaeffler y el análisis de dureza Vickers.

1.3. Solidificación y transformaciones de fase en la soldadura

De acuerdo con varios estudios elaborados por diversos autores (Kotecki, 2005, Kou, 2003, Shankar, 2003, Ares *et al.*, 2005, Brooks *et al.*, 2003,) hay cuatro posibilidades de solidificación y transformación en estado sólido para uniones soldadas de aceros inoxidable austenítico. Estas reacciones se muestran en la tabla 1.1 relacionado con el diagrama de fase Fe-Cr-Ni. 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 (Kotecki, 2005).

Tabla 1.1. Tipos de solidificación, reacciones y microestructura resultantes. Fuente: Kotecki (2005).

Tipo de solidificación	Reacción	Microestructura
A	$L \rightarrow L + A \rightarrow A$	Completamente austenita, estructura de solidificación bien definida.
AF	$L \rightarrow L + A \rightarrow A + (A + F)_{eut} \rightarrow A + F_{eut}$	Ferrita en límites dendríticos y celulares.
FA	$L \rightarrow L + F \rightarrow L + F + (F + A)_{per/eut} \rightarrow F + A$	Ferrita lathy y/o Skeletal resultado de una transformación de ferrita a austenita.
F	$L \rightarrow L + F \rightarrow F \rightarrow F + A$	Ferrita acicular o una matriz de ferrita con austenita en el límite de grano y placas al lado de Widmanstätten.

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 la

figura 1.1 se puede observar que 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.

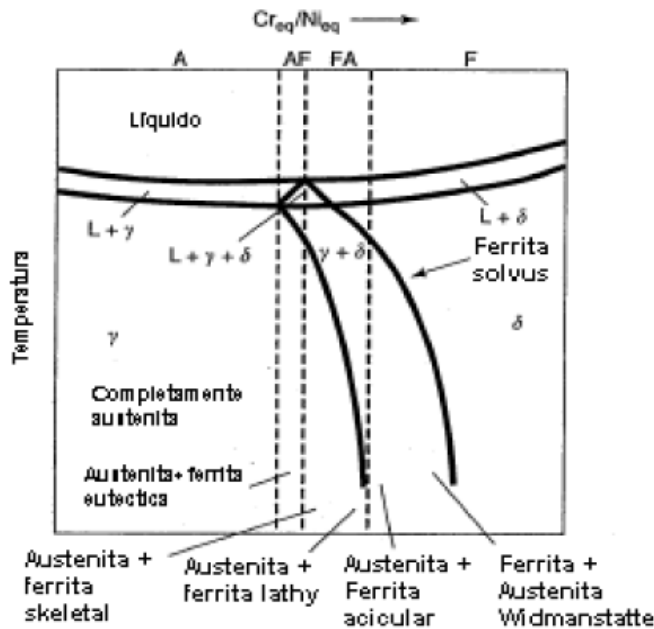


Figura 1.1. Relación C_{req}/N_{ieq} sobre el tipo de solidificación en un diagrama de fase pseudobinario. Fuente: Kotecki (2005).

Coinciden en plantear varios autores en los que se destacan Kou (2003); Shankar (2003); Ares *et al.* (2005); Brooks *et al.* (2003) que 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 inoxidable austenítico 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.

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 esta zona. 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.

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 (Kou, 2003). Se puede observar en la figura 1.2 el comportamiento de la microestructura en

un acero austenítico del tipo AISI 304. Las variaciones se analizan a partir de la 1.2a como muestra patrón. La recrystalización figura 1.2d) y el crecimiento del grano en la figura 1.2e) se ponen de manifiesto en la ZAC.

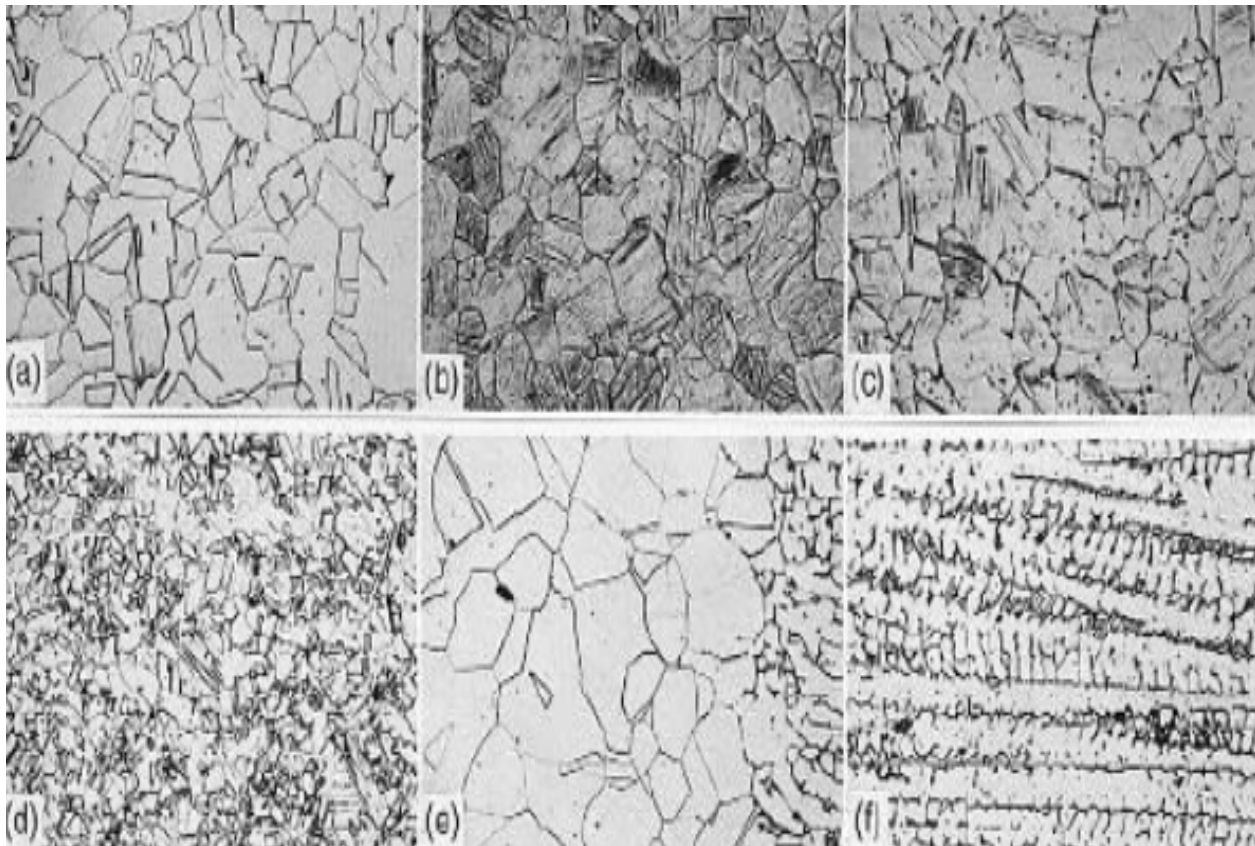


Figura 1.2. Microestructura transversal de la soldadura de un acero inoxidable 304 endurecido por trabajo. (a) Antes de endurecer por trabajo, (b) metal base, (c) precipitación de carburos en el límite de grano, (d) recrystalización, (e) crecimiento de grano enseguida del límite de fusión, (f) zona de fusión.

Exponen Kou (2003) y Andersson (2005), puesto que la ZAC es calentada a temperaturas cercanas a la temperatura de sólidos 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 formarán a lo largo del límite de grano o en la interfase de la ferrita-austenita (si la ferrita está presente).

Por otro lado, consideran Zinn y Scholtes (2002) que, para realizar adecuadamente un proceso de soldadura, se requiere conocer las leyes de dilatación y contracción de las aleaciones a soldar, fenómenos propios que sufren estos al ser calentados. Durante un proceso de soldadura, el calentamiento es localizado y no hay uniformidad en la temperatura de la pieza, además, las

diferentes formas y geometrías que pueden presentar las piezas, hacen que sea factible la distorsión de esta, debido a que, a medida que se va solidificando el cordón de soldadura este se contrae, generando esfuerzos en este y en la zona afectada térmicamente.

1.4. Características generales de las aleaciones termoresistentes

Las aleaciones destinadas para elaborar piezas, mecanismos e instalaciones que trabajan a altas temperaturas deben de satisfacer simultáneamente dos condiciones (Roach y Van Echo, 1981): 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.

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 (Roach y Van Echo, 1981).

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.

Según Vasileva (1968), 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) 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 temoresistencia de las aleaciones durante la sustitución del molibdeno por wolframio esta disminuye. 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 39 % de Cr y W (Hall y Jones, 1996).

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, 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.

Diferentes trabajos han sido dedicados 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) 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.

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 entre 900 y 1 000 °C durante cinco 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.

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 (2004). En este caso las aleaciones contenían desde 5,29 hasta 24,74 % de wolframio y desde 2,3 hasta 21,1 % de molibdeno.

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 de la serie 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. Estudiaron 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 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.

1.4.1. Acero inoxidable de la serie HK 40

La aleación inoxidable austenítica ACI 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. En 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).

Es importante destacar que 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. 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.

1.5. Características de las fundiciones

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

contenido de carbono es más elevado de lo que permite la relación de carbono equivalente, se obtienen fundiciones con una gran fragilidad, por tal motivo, la mayoría de estos materiales comerciales contienen una cantidad comprendida entre el 2,5 y el 4 % máximo de carbono (ASM HANDBOOK, 1992).

Exponen Mesa (2003); Çetinarslan y Genç (2014) que las fundiciones o hierros fundidos pueden ser divididos en dos grandes familias, los hierros fundidos ordinarios, a base de hierro, carbono, silicio, manganeso, fósforo y azufre y los hierros fundidos aleados, donde son adicionados otros elementos como cobre, Vanadio, titanio, cobalto, para mejorar propiedades mecánicas y de superficie. Como fundiciones ordinarias pueden ser clasificadas las fundiciones gris, la blanca, la nodular, la maleable, donde la diferencia en la microestructura depende básicamente de la forma de solidificación y de los procesos de grafitizado e inoculado utilizado.

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 autolubrificantes como en el caso de la fundición gris. Debido a sus propiedades, las fundiciones suelen utilizarse para la fabricación de bloques de motor, bancadas de máquinas herramienta, cuerpos de bombas (AFS, 1981; ASM HANDBOOK, 1992; Mesa, 2003).

Según Aguilar (2000), 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.

Refiere Waheed *et al.* (2015) que cuando el material se calienta, como en el caso de la realización de una soldadura, la matriz se puede enriquecer localmente de carbono y debido al enfriamiento rápido, en la zona afectada térmicamente, pueden llegar a formarse fases duras y frágiles que pueden causar agrietamiento. Debido a estos factores metalúrgicos, los hierros fundidos son más difíciles de soldar

que los aceros al carbono, además, las eficiencias (recuperación de las propiedades mecánicas de las piezas), en las juntas no alcanzan el 100 %. Para obtener soldaduras exitosas en estos materiales se debe desarrollar un buen procedimiento, además de contar con soldadores calificados para desarrollar este tipo de soldadura y electrodos de baja entrada de calor.

1.5.1. Clasificación de los hierros de elevada aleación

Walton (1981); Petty (1968); ASTM A 352, clasifican a los hierros de elevada aleación como un grupo independiente de aleaciones de hierro fundido, donde las propiedades dependen directamente de la influencia de los elementos de aleación. En estas aleaciones de hierro fundido, el contenido de aleación está por encima del 4 % y consecuentemente, no pueden ser producidos por aleación en cuchara, como el resto de las aleaciones conocidas. 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 por encima de 4 %.

Petty (1968); Sy (1959) y Krause (1969) y otros, 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, vainita o martensita y de ahí la formación de diferentes microestructuras. Petty (1968) y Key-to-steel (2002) señalan que entre los hierros de elevada aleación se destacan:

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

- Aleados con molibdeno: el molibdeno es el endurecedor más efectivo del hierro fundido. Se emplean niveles de 1 % generalmente y provoca la formación de estructuras aciculares con una elevada dureza, lo cual limita considerablemente su maquinabilidad.

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

1.6. Características del desgaste abrasivo

Bermúdez (2003) considera que el desgaste abrasivo, como fenómeno complejo de degradación de los materiales, está directamente relacionados con factores hidrodinámicos, mecánicos, metalúrgicos y químicos. Los mecanismos antes relacionados, cuando actúan de manera combinada, son los responsables de los enormes gastos de materias primas, materiales, consumo de energía, baja productividad y la contaminación del medio ambiente.

El fenómeno del desgaste está ubicado, según Archard (1953), en el quinto puesto de los mecanismos de degradación más importantes en los términos del coste por fallo prematuro ya que impacta sobre el equipamiento en todos los sectores industriales, tales como la industria naval, equipos de molienda y perforación en el sector minero, la industria del petróleo y la industria química en sentido general, acortando notablemente la vida útil de los materiales convencionales empleados.

La ASTM (1992) afirma que el desgaste abrasivo es debido a partículas o protuberancias duras que son forzadas y movidas a lo largo de una superficie de un sólido más blando, teniendo como resultado una pérdida de material o rayado de la misma, sin embargo autores como Márquez (2002); Hutchings (2000); Nam (1994) y Raymond (1994) plantean que esta apreciación resulta un tanto general; ya que afirman que la abrasión es generada por las partículas duras que se introducen entre dos superficies más blandas y al deslizarse interactúan mutuamente donde las partículas abrasivas pueden ser las propias asperezas de la superficie o bien el producto del desgaste de las mismas; que tienden a cortar y arrancar material de la superficie, generando virutas y causando deformación plástica severa (superficial y subsuperficial).

Si las partículas sólidas impacten las superficies, se le conoce como erosión; lo cual puede ser considerado como un mecanismo del desgaste abrasivo de acuerdo con los criterios de ASTM (1992) y Raymond (1994). Por otro lado, Bermúdez (2003) afirma que cuando dos superficies están en contacto y movimiento relativo, se presenta el fenómeno de desgaste en ambas, donde una de ellas, es más dañada que otra, esto no solo es debido a las propiedades del material y a las

condiciones superficiales; sino que también depende de la velocidad de contacto, el medio ambiente, el tipo de carga, así como la presencia y naturaleza del abrasivo.

1.6.1. Manifestaciones del desgaste abrasivo

Al abordar los efectos sobre el desgaste Archard (1953), manifiesta que el mismo es un proceso complejo que se produce en las superficies de los cuerpos debido a la fricción, trayendo por consecuencia la variación de la micro y macro geometría superficial; de la estructura y de las propiedades físico - mecánicas con o sin pérdida de material.

Bowden y Tabor (1950) propusieron que, para materiales dúctiles en deslizamiento, en los puntos de contacto individual (puntas de las asperezas) se generan altas presiones que causan soldadura local y las soldaduras formadas son cortadas subsecuentemente por deslizamiento relativo de las superficies, figura 1.3, a esto se le conoce como el mecanismo de adhesión.

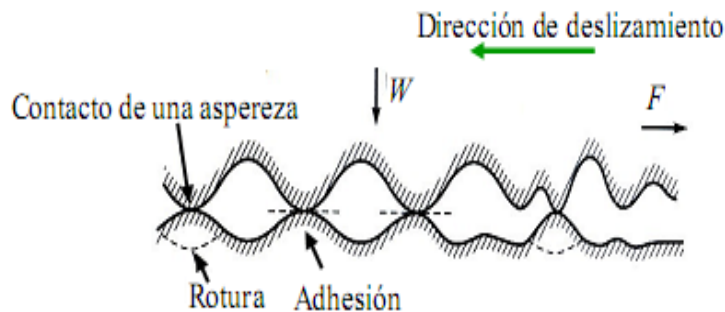


Figura 1.3. Mecanismo de fricción por adhesión durante el deslizamiento de dos superficies rugosas en contacto. Fuente: Bowden y Tabor (1950)

Como se puede observar en la figura, la rotura ocurre en las regiones más débiles en cualquier parte de la interfase o en uno de los cuerpos unidos. Después de romper los contactos existentes, se forman nuevos contactos. Debido a que la adhesión ocurre a partir de fuerzas moleculares entre las superficies, las fuerzas adhesivas son de la misma naturaleza e intensidad que las fuerzas que existen entre las moléculas del material en volumen.

Consideran Wang (1998); Kragelski (1982) que el desgaste abrasivo en la industria minera se clasifica en tres categorías de acuerdo al esfuerzo de trabajo al que son sometidas las superficies en contacto; la primera se conoce como abrasión de bajo esfuerzo, donde las partículas básicamente se deslizan sobre una superficie, sin sufrir grandes impactos; en tanto que la siguiente categoría, la abrasión de alto esfuerzo, resulta cuando el material de gran dureza es retenido entre dos superficies con el fin de tritarlo y la tercera es la abrasión severa, que se considera dentro del grupo de alto

esfuerzo, en la cual se puede observar a simple vista las ranuras o surcos, así como desplazamiento del material que se produce por la intensidad del proceso.

El incremento de la durabilidad de los elementos de máquinas está íntimamente relacionado con la velocidad del desgaste y por ende con la característica dinámica del desgaste. La variación del desgaste con el tiempo (dinámica del desgaste) en su forma más conocida se muestra en la figura 1.4.

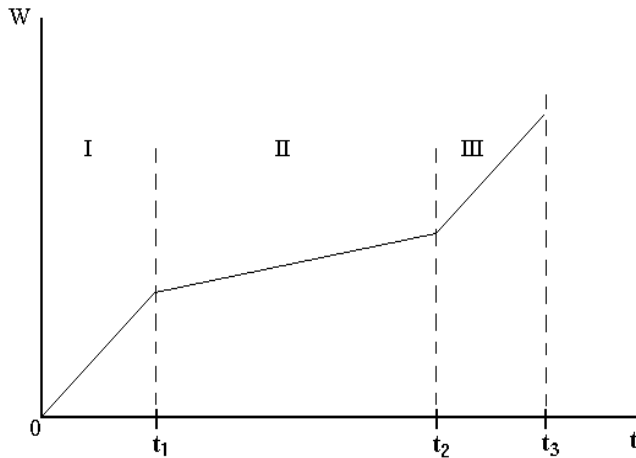


Figura 1.4. Dinámica del desgaste. Fuente: Archard (1953).

La primera etapa (I) es de asentamiento y se caracteriza por un área de contacto real muy pequeña lo que representa altas presiones reales; esto es debido a que solo entran en contacto los "picos" más altos de la rugosidad superficial. El desgaste durante este período es muy intenso y puede tener una influencia apreciable en la durabilidad

Durante el período de desgaste establecido (II), el área de contacto aumenta debido a la eliminación de los "picos" de la rugosidad superficial. Con el tiempo el desgaste va aumentando hasta llegar a un valor crítico o permisible (III). Cuando se llega a este valor del desgaste se inicia el período de avería de la pieza o unión tribotécnica, el cual se caracteriza por un incremento de la temperatura, un aumento del nivel de ruido, la presencia de cargas dinámicas (vibraciones), todo lo cual lleva si no se realiza el cambio de la pieza a un desgaste catastrófico.

Kragelski (1978) al estudiar el fenómeno de la fatiga superficial y partiendo de la doble naturaleza de la fricción, demostró la influencia de la presión sobre la intensidad del desgaste, concluye que si las superficies no están asentadas (superficies nuevas), la intensidad del desgaste es una función no lineal de la presión.

La influencia de la presión de contacto sobre la intensidad del desgaste también fue considerada por Fleischer (1985) quien considera que a partir de la fricción o el estado al que esté sometido la superficie, se diagnostica el tipo de desgaste predominante.

Consideran Verdeja y González (1996), que este es uno de los efectos más destructivos a que están sometidos los aceros, el cual se puede definir como el deterioro a que están sometidos los mismos como consecuencia del uso o del medio ambiente y puede considerarse como un fenómeno superficial donde los esfuerzos tangenciales aunque producen ruptura de los enlaces atómicos no ocasionan, en general, la ruptura del cristal metálico, pues la sencillez y regularidad de la distribución atómica da lugar a que la red se restablezca a cada avance de un espacio interatómico, con lo que la cohesión se restablece y el efecto de los sucesivos deslizamientos produce una deformación plástica, estos esfuerzos normales al vencer la cohesión producen la ruptura total de la red cristalina, ya que ningún restablecimiento de la cohesión es posible.

Se ha determinado que el comportamiento ante el desgaste de los materiales (Blau, 1992; Tylczak, 1992; Courtney, 2000; Hutchings, 2000 y Allen *et al.*, 2001) está influenciado tanto por parámetros externos característicos al sistema (velocidad, tamaño y forma del material abrasivo, condiciones ambientales, condiciones de carga), así como por parámetros internos, que dependen de las características mecánicas de los constituyentes del tribosistema (microestructura, módulo de elasticidad, dureza y la tenacidad de fractura), sin embargo, la abrasión también depende del ángulo de impacto del abrasivo.

La acción y penetración de partículas libres de alta dureza producto del medio o del mismo proceso de desgaste en las capas superficiales de los elementos de máquina bajo la acción de asperezas o partículas y dependiendo de la forma y dimensiones de las mismas; así como de la relación de dureza, resistencia a la rotura y fluencia, módulo de elasticidad; de las condiciones del medio y de trabajo, de la carga aplicada y del tipo de elemento, se pueden presentar diferentes mecanismos del desgaste abrasivo (Hutchings, 2000).

Numerosos son los trabajos que se han venido desarrollando con el propósito de determinar las causas relacionadas con el desgaste abrasivos en los materiales. Entre los temas más tratados, se encuentran el de Sagaró *et al.* (2007) quienes analizan el comportamiento al desgaste abrasivo del acero 65 Mn 4, con y sin tratamiento térmico, empleado en los martillos de molino, precisan que durante el proceso de abrasión, la deformación del material y la fractura eventual ocurren en áreas muy localizadas bajo condiciones de altas presiones y altas razones de deformación.

Un precedente sobre desgaste abrasivo fue el de Wirojanupatump (2000), quien realizó pruebas de desgaste, compara el fenómeno de abrasión en condición seca y húmeda, en un acero de medio contenido de carbono, el objetivo fundamental fue determinar el comportamiento de este material

cuando se varían los parámetros operaciones, tales como: carga, tamaño, forma y dureza del abrasivo.

Deuis *et al.*, (1998) realiza una comparación entre el comportamiento del desgaste abrasivo en un medio ambiente seco y un húmedo empleando abrasivos como la alúmina y arena sílica, el ensayo lo realizó en recubrimientos sobre aluminio, observando que el desgaste en un ambiente húmedo es menor que en el seco, esto lo justifica debido a la generación de calor y consideraciones hidrodinámicas, así como a diferencias en la arena abrasiva.

En relación con el desgaste abrasivo Gatzanis (1993), en sus estudios sobre el empleo de diferentes aleaciones en equipos para la minería, ha investigado las propiedades de abrasión y corrosión del acero al cromo 9 %. Las mediciones de dureza en la superficie desgastada y en el resto del volumen del material no sobrepasaron una diferencia de 2 - 5 %, reflejo de la reducida habilidad de endurecimiento por deformación del material, precisa en esta fuente que es importante establecer que, durante el proceso de abrasión, la deformación del material y la fractura eventual ocurren en áreas muy localizadas bajo condiciones de altas presiones y altas razones de deformación.

Por ejemplo, Ball (1983) y Lamparter (2000), han reportado que con un incremento de un 30 % en la dureza provoca, sin embargo, un decrecimiento de un 10 % en la resistencia relativa a la abrasión de aceros de mediano contenido de carbono, ya que el acero al presentar mayor dureza se hace más frágil. Por otro lado, Alcántara *et al.* (2008), analizan la influencia del desgaste abrasivo en los pasadores de las esteras, estableciendo que cuando entran en contacto el casquillo y el pasador, el proceso de desgaste origina diferentes capas, las que a su vez adquieren diferentes durezas en correspondencia al contacto mecánico entre las dos superficies modificando el tamaño del grano en la aleación.

En otra importante investigación Zum-Gahr (1981) ha identificado la influencia de las propiedades del material en el desgaste abrasivo, tales como la dureza, el endurecimiento por deformación, la ductilidad, la anisotropía de los cristales y la inestabilidad mecánica, al considerar, por ejemplo, que la resistencia a la deformación elástica/plástica determina el área de contacto entre la partícula abrasiva y el material.

Las curvas de dinámica de desgaste permiten establecer el período de incubación en el que transcurre el endurecimiento por deformación, y se acumula la suficiente energía para la fractura localizada, seguido de un periodo de desgaste acelerado donde ocurren las mayores pérdidas de material, y posteriormente el estado estacionario (Levin, 1995).

1.6.2. Desgaste por partículas abrasivas

Según Hein y Shewmon (1983) se supone que el desgaste en miembros de aceros deslizantes está causado por la presencia de partículas de perlita dispersa entre la ferrita. Estas partículas duras, inicialmente al nivel de la superficie, pueden incrustarse en la región de la ferrita por una cantidad proporcional a la presión aplicada. El efecto de esta presión es abatir la superficie de la ferrita, dejando que las partículas de perlita se proyecten hacia afuera. De esta manera, parece ser únicamente las partículas abrasivas de perlita y la ferrita incorporadas muy cercanas a la superficie, podrían ser removidas durante el principio de desgaste.

En subsecuentes etapas de operación, se forman adhesiones cuando las áreas de las superficies deslizantes se hacen comparables. El desgaste de acero contra acero en presencia de un lubricante es de carácter abrasivo por lo menos en las últimas etapas del pulido de las superficies a cargas altas. Han sido aceptados dos modelos estándar para las condiciones de contacto de materiales frágiles masivos. La teoría desarrollada por Evans *et al.* (1978), la cual considera condiciones de contacto dinámicas, asume que una partícula esférica penetra en un blanco sin distorsión y la presión de contacto es igual a la presión dinámica que ocurre cuando la partícula golpea la superficie.

Por otra parte, Wiederhon y Lawn (1979) y Lawn *et al.* (1979) indicaron que el impacto es análogo a un ensayo de indentación cuasi – estático, en el cual una carga impulsiva es entregada al blanco por una partícula aguda, vía contacto plástico. Ambos modelos asumen que la tasa de abrasión de estado estacionario sigue una relación tipo potencia lo que implica que la mayoría de las relaciones derivadas para la tasa de abrasión (Evans *et al.*, 1978; Lawn *et al.*, 1980; Gulden y Rosenblatt 1978).

Sin embargo, es importante mencionar que estos modelos no toman en cuenta las propiedades de la partícula abrasiva, las cuales se considera que tienen un efecto importante sobre la tasa de abrasión (Vaughan y Ball, 1991). Por lo que, Wada *et al.*, (1992) investigaron el efecto tanto de la dureza de la partícula abrasiva como de la tenacidad de fractura de la partícula abrasiva sobre la tasa de abrasión.

En el estudio se concluyó que este parámetro es fuertemente dependiente de las durezas, de modo que cuando la dureza del par más blando es afectado por la fricción es dominado por un mecanismo de fractura con la formación de grietas laterales (Feng y Ball, 1999), mientras que cuando se incrementan las protuberancias el desgaste abrasivo, el mecanismo de rayado es predominante, criterios análogos a otros investigadores (Shipway y Hutchings 1995, Wada *et al.*, 1992, Vaughan y Ball, 1991).

Los materiales que presentan abrasión es por la formación e intersección de fracturas frágiles, tales como vidrios inorgánicos impactados por partículas angulares duras que producen agrietamiento local, muestran el máximo de abrasión para un ángulo de incidencia normal (90^0) y una reducción estacionaria a medida que el ángulo disminuye. Sin embargo, esta conversión depende de las propiedades tales como densidad de la partícula y distribución de tamaño (Hutchings, 2000 y Janos *et al.*, 1999).

1.7. Procesos de simulación de temperaturas en piezas fundidas

Los modelos a escala micro pueden agruparse en métodos determinísticos y métodos estocásticos. Los modelos que incorporan análisis microestructural requieren mayor tiempo de cálculo y capacidad de almacenamiento. Durante la solidificación se pueden diferenciar tres etapas, como se observa en la figura 1.5 (Dardati *et al.*, 2009), una primera etapa en la que el metal se encuentra líquido dándose por tal motivo un contacto completo y la transferencia de calor por conducción.

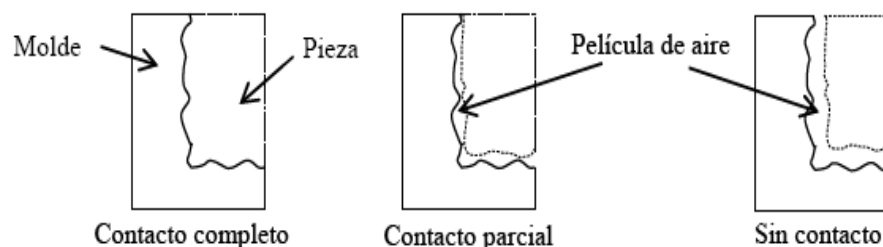


Figura 1.5. Variación del mecanismo de conducción de calor durante la solidificación.

La siguiente etapa ocurre al comenzar la solidificación en donde la superficie de la pieza comienza a solidificarse, teniendo un contacto intermitente por la formación de una película de aire discontinua. El calor ahora es transmitido por conducción sólida en las zonas de contacto, y por conducción y radiación en el aire, finalmente, el material ya solidificado continúa contrayéndose dando origen a la formación de una película de aire en la interface.

Según lo expuesto, el valor de coeficiente de transferencia de calor a usar depende de varios factores tales como temperatura, geometría y formación de espaciado (Stefanescu, 2009). El cambio en las condiciones de contacto y por lo tanto del mecanismo de transferencia de calor, da lugar a un cambio del coeficiente de transferencia de calor.

Especifica Dardati (2005), que la solidificación es uno de los procesos metalúrgicos que más frecuentemente interviene en la fabricación de piezas metálicas. El pasaje de líquido a sólido de un metal o de una aleación está presente en variados procedimientos industriales tales como la colada continua, la obtención de piezas por moldeo y la soldadura. Durante el enfriamiento, el material

experimenta sucesivos cambios de fase que serán los causantes de la microestructura final del mismo y cuyo conocimiento es fundamental para determinar las propiedades físicas del material y por ende, de la pieza. Variaciones en la composición química, el tratamiento del líquido y la velocidad de enfriamiento ocasiona cambios en la microestructura y su control permite, por lo tanto, adecuar las características mecánicas del producto a las necesidades preestablecidas en el diseño.

Estos modelos metalúrgicos microestructurales se acoplan a los modelos macroscópicos de transporte y mecánicos por diferentes métodos entre los que se pueden mencionar el método de la micro entalpía, el método del micro calor latente y el método del calor latente. Este último realiza un acoplamiento completo entre las dos escalas por lo que resulta más exacto, pero requiere mayor tiempo de cálculo, mientras que los dos primeros realizan sólo un acoplamiento parcial (Stefanescu, 2009).

En algunos materiales se produce una contracción de la pieza cuando se produce el cambio de fase durante el enfriamiento. Por este motivo el contacto entre la superficie del molde y de la pieza se reduce hasta poder alcanzar la separación. Esto lleva a que el mecanismo de transferencia de calor varíe en función de la temperatura y por lo tanto lo haga el coeficiente de transferencia de calor.

1.7.1. Consideraciones sobre la fuente de calor en la soldadura

Para la simulación de los efectos del calor de la soldadura de estructuras reales, se utiliza un modelo simplificado de conductividad del calor para obtener resultados estructurales, respetando los requerimientos industriales. El input térmico por unidad de longitud de la soldadura sirve como dato de entrada para la simulación estructural y debe corregirse una cierta dispersión. Es uno de los parámetros más importantes en la modelización, por lo que hay que asegurar que los valores se correspondan con las condiciones reales.

En las construcciones metálicas obtenidas mediante la aplicación de soldadura, está presente la posibilidad en mayor o menor grado de la pérdida de la forma geométrica de la estructura, la no coincidencia de bordes, desplazamientos apreciables, debido al calentamiento no uniforme que se manifiesta durante la realización de la junta en el cordón y zonas próximas al mismo Maxunawa (1992), al emplear una fuente de calor móvil fuertemente concentrada, como puede ser un arco eléctrico, ocurren procesos físico-químicos, estructurales y deformaciones térmicas de diversa índole que producen tensiones residuales, particularmente en el cordón y en la Zona Afectada Térmicamente (ZAT) Christensen *et al.* (1965).

El método clásico de resolver un problema de transmisión de calor Carslaw, *et al.* (1967) es aplicar las ecuaciones diferenciales generales a una porción infinitesimal del cuerpo con sus correspondientes condiciones de contorno y proceder a su integración, que dará como resultado la obtención de la función de distribución de temperaturas. Este proceso de resolución de la ecuación diferencial puede hacerse de forma analítica o numérica. En ambos casos se parte de la concepción clásica de resolución del problema, que es el planteamiento de las ecuaciones básicas a una porción elemental del sólido y su posterior integración.

Existe una gran variedad de métodos numéricos para resolver problemas de transmisión del calor (Gómez, 2003). Los métodos más populares en la actualidad son el método de diferencias finitas (MDF) (Goicolea *et al.*, 2003), el método de volúmenes finitos (MVF) y el método de elementos finitos (MEF) (Yancey y Shushi, 2004). El MDF tiene muchas ventajas, entre ellas, su simplicidad conceptual y su fácil implementación.

En el MDF se divide primeramente el dominio de análisis en un conjunto de celdas, luego se satisfacen directamente las ecuaciones diferenciales del problema en cada uno de los puntos de vértice de las celdas, aproximando las derivadas por expresiones en diferencias, en función de valores de la temperatura en cada vértice y los vértices que lo rodean (Gómez, 2003). El mayor inconveniente del MDF es que no es sencillo obtener esas expresiones en diferencias para formas irregulares de las celdas y tampoco es inmediato tratar las condiciones de contorno.

El MVF puede considerarse una extensión del MDF para tratar mallas irregulares (Jean-Pierre, 1997). Las ecuaciones en el MVF se obtienen expresando el balance de flujos sobre dominios de control que cubren todo el dominio de análisis (por ejemplo, elementos triangulares o cuadriláteros). Dichas ecuaciones son formas integrales que relacionan los flujos de calor generados en el interior del dominio por fuentes de calor externas con los flujos convectivo y conductivo a través de los lados del volumen de control.

Los flujos se expresan a su vez en función de valores de la temperatura en puntos adyacentes a cada lado, utilizan expresiones en diferencias o bien interpolaciones típicas del MEF (Burmeister, 1983). En algunos casos particulares las ecuaciones resultantes del MVF son idénticas a las del MEF.

El modelo de fuente de calor que se muestra en la figura 1.6 constituye uno de los más universalmente empleados en la simulación de soldadura. Este modelo combina dos fuentes, de manera que la mitad delantera está constituida por el cuadrante de una fuente elipsoidal y la mitad trasera por el cuadrante de otra. Dicho modelo matemático permite realizar el cálculo de la densidad

de calor o densidad de potencia térmica, que actúa en cada punto de interés que se encuentre dentro del volumen de la fuente, en un sistema de coordenadas cartesiano.

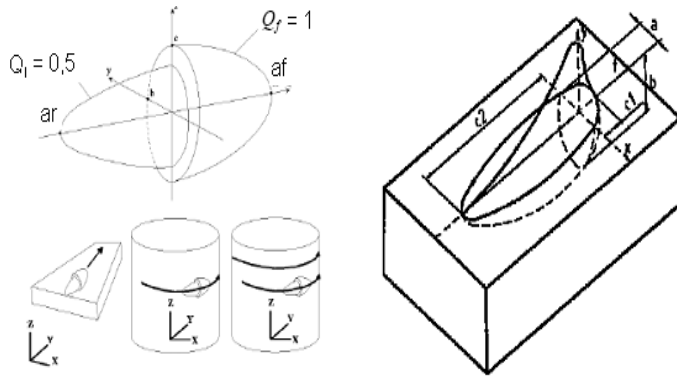


Figura 1.6. Modelo de fuente de calor doble elipsoide. Fuente: Gómez *et al.* (2003).

La distribución de calor en este modelo se describe mediante cinco parámetros. Uno es la eficiencia del arco η y cuatro que son parámetros dimensionales, a , b , $c1$ y $c2$. Debido a la equivalencia entre las dimensiones del modelo de fuente y la del baño de soldadura, los valores apropiados para a , b , $c1$ y $c2$, se obtienen en función de la geometría de la zona fundida de la soldadura, medidos directamente en la pieza o a través de la macrografía, donde a es el semiancho de la zona fundida, b la penetración y $c1$, $c2$ son el largo delantero y trasero del baño.

En estudio realizado por Heinze *et al.* (2011) consideran que es recomendable calibrar el modelo de doble elipsoide, que finalmente se empleará en las simulaciones, variando los parámetros η , a , b , $c1$ y $c2$ hasta ajustar las dimensiones de la zona fundida y las curvas de ciclo térmico, calculadas por el modelo, respecto a las determinadas experimentalmente. La concentración del calor también está definida por los parámetros de la fuente de calor:

- ✚ Una concentración mayor de energía implica una reducción de los parámetros a , b , $c1$ y $c2$, y un incremento de Qr y Qf , manteniendo constante la proporción de transferencia de calor total.
- ✚ Cuanto mayor sea la concentración de calor, mayor es el pico y el gradiente de temperatura en la zona fundida.
- ✚ La evolución de la temperatura en la ZAT depende fuertemente de los gradientes térmicos en la zona fundida.
- ✚ La evolución del campo de temperatura tiene una influencia decisiva en las tensiones residuales y deformaciones.

La trayectoria de la soldadura, la ruta y posición de la fuente de calor en la estructura (figura 1.7) se define mediante la línea de soldadura. Ésta consiste en una trayectoria creada a partir de elementos 1D, unidos a la malla y contiene información sobre la descripción de una trayectoria de soldadura

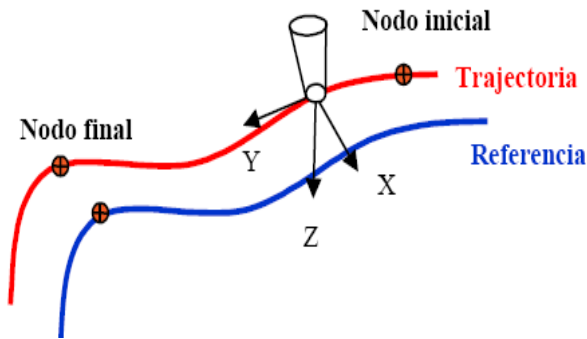


Figura 1.7. Líneas de trayectoria y referencia de soldadura

Para definir los parámetros de la descripción matemática de la fuente de calor como de la simulación del proceso de soldadura, es necesario que los resultados obtenidos se acerquen a los datos experimentales: mismo tamaño de la zona fundida, mismo tamaño de la zona afectada térmicamente (HAZ), mismos ciclos térmicos (si se posee dicha información) y misma dureza (si se posee dicha información).

1.8. Conclusiones del capítulo 1

- ✚ Las literaturas consultadas revelan que el desgaste abrasivo es debido a partículas o protuberancias duras que son forzadas y movidas a lo largo de una superficie de un sólido más blando y que tiene como resultado una pérdida de material o rayado de la misma.
- ✚ Las fundiciones son aleaciones de hierro y carbono que se emplean como materiales antidesgaste por presentar buenas propiedades ante este defecto, donde la serie H presenta características sobresalientes para trabajar en medios abrasivos y de alta temperaturas.
- ✚ El proceso de unión por soldadura presenta ventajas para realizar proceso de unión de materiales, el comportamiento final en este proceso radica en las transformaciones de fase que se originan producto del ciclo térmico.

Capítulo 2

Materiales y Métodos

2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Introducción

Las actuales exigencias tecnológicas ponen de manifiesto la necesidad de disponer de materiales metálicos con elevadas prestaciones bajo condiciones de servicio críticas, las matrices metálicas empleadas en los procesos metalúrgicos en la fabricación en frío y en caliente de los metales, necesitan alta tenacidad y elevada dureza superficial, especialmente a alta temperatura en algunos casos. Los modernos sistemas de transporte, con sus exigencias de rapidez, comodidad y economía, por una parte, las nuevas técnicas de fabricación para reducir costos y mejorar la calidad, por otra, obligan a tener en cuenta una serie de características en el momento de la elección y de los procesos mecánicos-metalúrgicos a seguir en las piezas o mecanismos que integran estos sistemas.

En este capítulo se plantea como objetivo establecer el procedimiento metodológico para realizar el proceso de soldadura de la aleación HK 40 y el hierro fundido 24 por el método SMAW con diferentes metales de aporte, así como de los parámetros para la simulación por el MEF.

2.2. Deterioro de los soportes de los anillos de desgaste de las bombas Hazleton

Las bombas Hazleton se emplean en el transporte de fluido desde los tanques de espesadores hasta la planta de pulpa de la empresa “Comandante Pedro Sotto Alba, las mismas se fabrican de hierro fundido 24, el fluido es el agua de rebose que se transporta. Estas turbomáquinas han presentado problemas de desgastes sobre los soportes de los anillos como se muestra en la figura 2.1 lo cual impide el funcionamiento de la misma.



Desgaste en los
soportes de los
anillos

Figura 2.1. Desgaste en el cuerpo de la bomba Hazleton.

El desgaste es asociado a la ocurrencia del fluido es agua de rebose, la cual contiene partículas sólidas en suspensión, como resultado del transporte, el flujo alcanza una elevada energía cinética y las partículas del agua en suspensión adquieren una cantidad de movimiento proporcional a la

velocidad angular. La elevada energía cinética de las partículas en suspensión incrementa los efectos de choque sobre los soportes de los anillos, que origina el desgaste del mismo dejando a la bomba Hazleton en avería. Una alternativa viable sería revestir el pedestal fabricado de hierro fundido 24 con una aleación termoresistentes del tipo HK 40, con el empleo para ello de una unión metalúrgica entre ambas por el proceso de soldadura con electrodos revestidos.

2.2.1. Propuesta tecnológica para la reparación

En la figura 2.2 se muestra la propuesta tecnológica para la sustitución del soporte de los anillos, donde la carcasa es de HF 24 y el soporte es fabricado de la aleación HK 40.

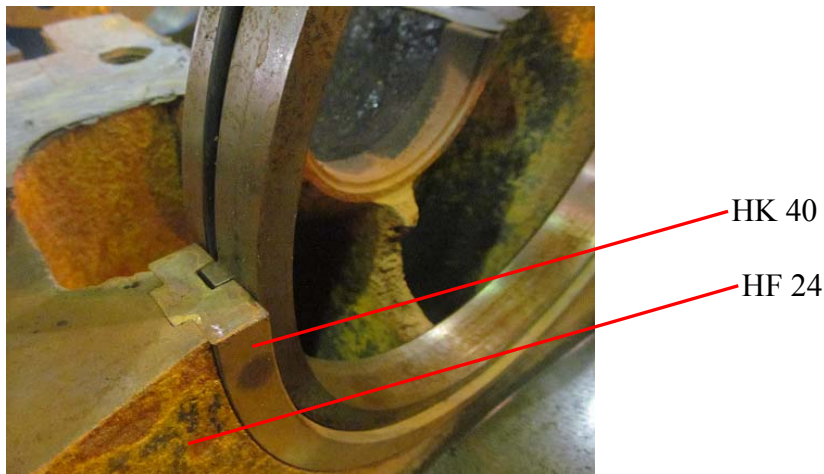


Figura 2.2. Caracterización de los materiales de la bomba Hazleton.

Como se muestra en la figura se debe realizar una unión disímil entre una fundición aleada con elevado contenido de cromo y de níquel, que la caracteriza como un acero termoresistente del tipo austenítico y una fundición gris, donde en la misma, el contenido de carbono define la soldabilidad metalúrgica entre ambas, por lo que será necesario establecer procedimientos tecnológicos que no provoquen el efecto del agrietamiento, dentro de los parámetros a considerar es la selección adecuado del ciclo térmico de soldadura, la elección del material de aporte, así como diagrama constitutivo para predecir la estructura resultante en la zona fundida, la zona de influencia térmica y la interfase del cordón de soldadura.

2.3. Composición química de la aleación HK 40 y el hierro fundido 24 en %

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

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

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

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 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, su combinación con el hierro forma la solución sólida Fe₃P.

2.4. 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 soldadura. En la figura 2.3 se muestra la preparación realizada.

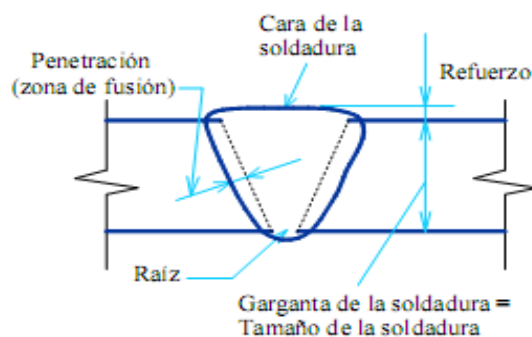


Figura 2.3. Preparación de la unión para la soldadura.

La unión se realizó a tope con preparación de los bordes a 60°, se soldaron con diferentes electrodos del tipo AWS E 309L - 16, AWS UTP 65, AWS UTP 86 FN, AWS E 275. En la tabla 2.3 se muestran los parámetros de soldadura empleados para la unión del HK 40 y el hierro fundido 24.

Tabla 2.3. Parámetros para la soldadura de las probetas

No	Electrodo	Amp	Veloc (m/s)	Parámetros	
1	E 309L - 16	110	X1	Diámetro del electrodo (mm)	3,2
2	E 309L - 16	110	X1	Longitud del arco (mm)	2
3	E 309L - 16	110	X1	Temperatura de fusión HK 40 (°C)	1 465
4	UTP 65	110	X2	Temperatura de fusión HF 24 (°C)	1 400
5	UTP 65	110	X2	Temperatura de ignición (°C)	34
6	UTP 65	110	X2	Rendimiento (%)	0,90
7	UTP 86 FN	110	X3	Conductividad térmica HK 40 (W/m °C)	12,8
8	UTP 86 FN	110	X3	Conductividad térmica HF 24 (W/m °C)	57
9	UTP 86 FN	110	X3		
10	E 275	110	X4		
11	E 275	110	X4		
12	E 275	110	X4		

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 puntlearla 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.

2.4.1. 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. Los rangos de amperaje 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.

2.4.2. 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. Los diferentes tipos de electrodos, 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 E 309L - 16 se emplea para unir acero Cr - Ni de similar análisis, de más baja aleación, estabilizado y no estabilizado, así como resistentes a la corrosión y el calor. Un campo especial de aplicación es el revestimiento (cladding) de aceros no aleados o de más baja aleación cuando en la primera capa se pretende lograr una aleación 18/8 CrNi. Las características sobresalientes que presenta es que está diseñado para resolver parte de los problemas que se presentan en la soldadura de aceros de alta y baja aleación, aceros fundidos e inoxidable de análisis químicos desconocidos, garantiza uniones de gran resistencia y altos valores mecánicos. En la tabla 2.4 se muestra la composición química del electrodo E 309L - 16.

Tabla 2.4. Composición química del electrodo E 309L - 16, en %

Electrodo	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr
E 309L - 16	0,03	1,0	0,02	0,02	0,50	13,5	23,0

Posee un revestimiento rutilico, lo que lo hace apto para soldar con CA o CC, electrodo positivo. Este electrodo se caracteriza por un arco estable de transferencia spray y cuyo depósito es de excelente forma y apariencia. En el depósito, la escoria se desprende fácilmente, además de tener muy buena reanudación de arco por lo que se aconseja usarlo en soldaduras intermitentes. El depósito es de acero inoxidable austenítico.

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

Tabla 2.5. Composición química del electrodo UTP 86 FN, en %

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

Es un electrodo revestido básico - grafitico con varilla de alma con alto contenido de níquel para la soldadura de fundición con baja intensidad de corriente. Dureza aproximada de 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.

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

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

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

Posee alta resistencia a la fisuración para metales bases difíciles de soldar, aceros austenítico y ferríticos, aceros al manganeso (Haffield) con aceros aleados y no aleados, aceros de alta resistencia, aceros aleados, aceros susceptibles de tratamiento térmico y acero de herramientas.

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 2.8. 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 en 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.

2.4.3. 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 inoxidable son el cromo, el molibdeno, el nitrógeno y el níquel, elementos alfaógenos y gammaógenos. Estos elementos permiten

la coexistencia de la ferrita y la austenita en el seno del acero. La figura 2.4 resume el efecto de los dos elementos mayores, el cromo (Cr) y el níquel (Ni) sobre las familias de los aceros inoxidable (Kotecki y Siewert, 1992).

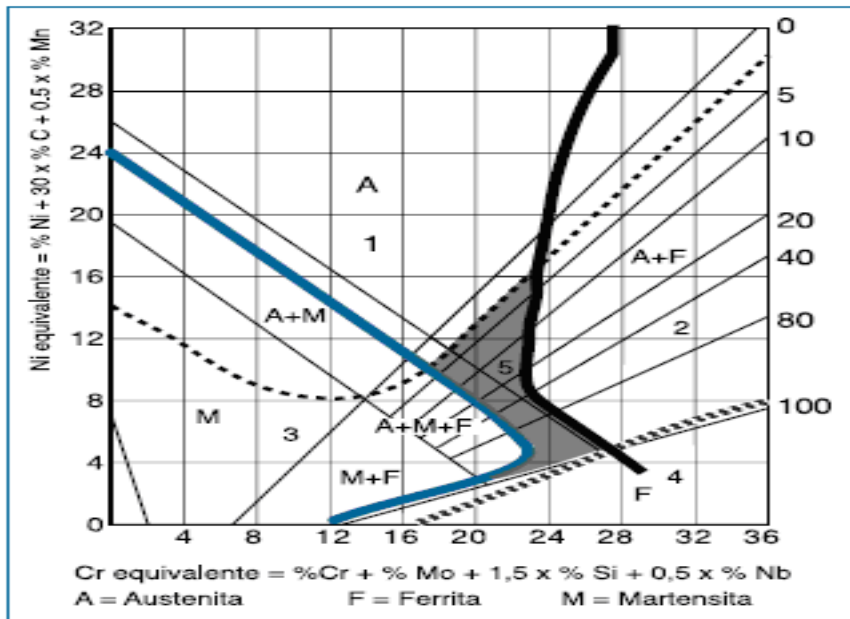


Figura 2.4. Diagrama de Schaeffler. Fuente: Kotecki y Siewert, 1992).

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 sollicitaciones mecánicas.

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

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

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

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

$$\text{Ferrita } \delta : 3(\text{C}_{\text{req}} - 0,93\text{Ni}_{\text{eq}} - 0,67) \quad (2.4)$$

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

2.5. 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 2.5 se muestra la selección de las muestras según la soldadura con los diferentes electrodos.



Figura 2.5. Preparación metalográfica de las muestras soldadas.

El tamaño 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. Las características fundamentales de la sierra circular que se empleó para el corte del semiproducto son: diámetro exterior de 710 mm, ancho de triscado de 7 mm y cantidad de segmentos dentados de 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 se realizó después del corte, se realizó en una devastadora 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: 280, 320, 400, 500, 800 y 1 000; luego se lavaron las probetas con agua abundante. Las características de la máquina son las siguientes:

- Voltaje: 250 V
- Corriente: 2,5 Amp
- Número de revoluciones: 300 – 1 000 rev/min
- Potencia del motor: 3,7 kW

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 % con una parte de ácido nítrico y tres partes de ácido clorhídrico en un tiempo de 15 segundos, se tomó la probeta con la pinza y se sumergió con la cara pulida hacia abajo en el reactivo contenido en el cristizador. Se extrajo, se lavó con alcohol y se secó con aire seco y caliente.

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

El análisis microestructural consistió en la observación de una muestra patrón de las aleaciones HK 40 y el HF 24, se seleccionó la zona del metal base, es decir lo más alejado de donde pudiera tener influencia el ciclo térmico de soldadura, el objetivo de este análisis fue obtener una muestra sin afectación en su estructura cristalina que permitiera determinar luego de la soldadura, posibles cambios ocurridos en la zona fundida (ZF), en la zona de influencia térmica (ZIT) y en la interfase del cordón. Las figuras 2.6 y 2.7 muestran las estructuras metalográficas de las diferentes probetas.

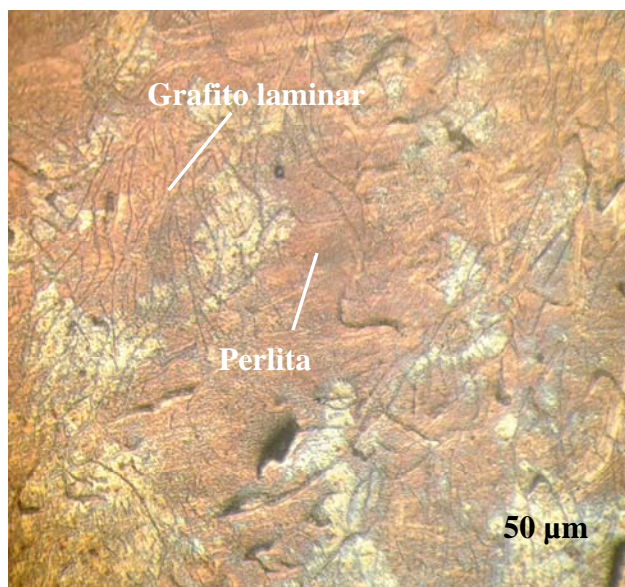


Figura 2.6. Estructura del hierro fundido 24.

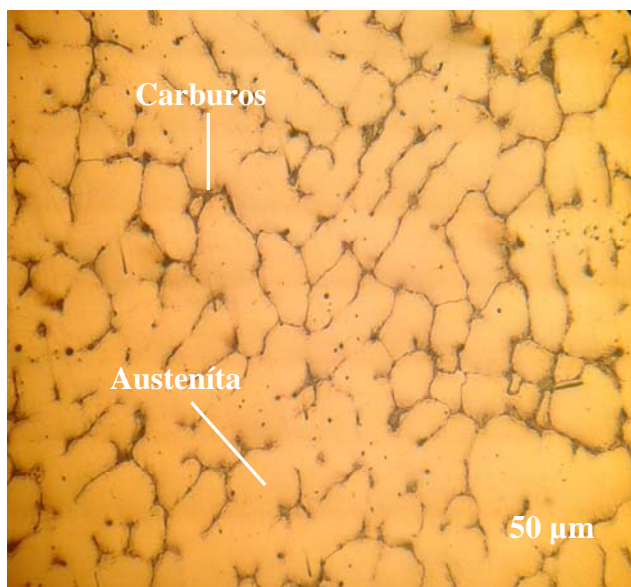


Figura 2.7. Estructura de la aleación HK 40.

La microestructura de la figura 2.6 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 2.7 se corresponde con la estructura de la aleación HK 40, la cual presenta una microestructura caracterizada por carburos alargados, 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.

El ensayo de microdureza se aplicó para determinar la dureza de volúmenes microscópicamente pequeños en la aleación. En el ensayo se utilizó un microscopio modelo PMT - 3 No 168, del laboratorio de microscopía de minas del ISMM 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 dos puntos de prueba seleccionados aleatoriamente.

2.6. 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

El desplazamiento del electrodo a una velocidad adecuada (velocidad de soldadura) 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, cm^2

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

2.6.1. Cálculo de la energía lineal del proceso de soldadura

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

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

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:

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

El método más usual es determinar la velocidad de enfriamiento del cordón 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:

$$\tau = d \sqrt{\frac{\rho C_e (T_c - T_0)}{q}} \quad (2.11)$$

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:

$$R = \frac{2\pi\lambda(T_c - T_0)^2}{q} \quad (2.12)$$

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

$$t = \eta \frac{I_s^{(1,24+0,0005T_c-0,005v_s)} \cdot U_a^{0,59}}{108 \cdot V_s^{(0,78-0,0005T_c)}} \quad (2.13)$$

2.6.2. Cálculo de costo del proceso de soldadura

La base para calcular el costo de mano de obra en peso por metro aparece en la ecuación (2.14). 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.

$$C_{mo} = \left(\frac{T_{ps}}{v_s \cdot F_o} \right) \quad (2.14)$$

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:

$$t_o = \frac{\rho(S)l}{kH \cdot I_s} \quad (2.15)$$

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).

$$C_{ee} = \left(\frac{Te \cdot U_a \cdot I_s \cdot Pmd}{1000 \cdot Vd \cdot Fo \cdot Efe} \right) \quad (2.16)$$

Donde:

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

Pmd - peso del material depositado; kg/m

Vd - velocidad de depósito; kg/h

Efe - eficacia de la fuente de energía; %

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

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

$$C_E = \frac{S \cdot l \cdot \rho}{10^6} \cdot 1,2 \quad (2.17)$$

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).

$$Ct_{kgmetaldepositado} = \frac{M}{\eta} + \frac{C}{Vd \cdot Fo} + \frac{G \cdot Q}{Vd} + \frac{E \cdot U_a \cdot I_s}{1000 \cdot Vd} + \frac{A}{Vd \cdot Fo} + F \cdot R \quad (2.18)$$

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. Verificación experimental

Las simulaciones se basan en la medición de temperaturas transitorias o en la microestructura resultante para aproximar el aporte de calor, debido a que no es posible hasta el momento, dados los parámetros de soldadura, hallar el calor neto. De esta manera, el calor neto utilizado en el modelo de elementos finitos se cambia hasta que lo simulado y lo medido coincide, en otras palabras, se realiza una calibración del modelo. En otros casos se miden además las deformaciones transitorias y residuales.

Se estableció un modelo en 3D para el estudio de la unión soldada entre el acero austenítico HK 40 y el hierro HF 24 como se muestra en la figura 2.8 y determinar la distribución de temperaturas y las tensiones. Esta simplificación se corresponde con las características del objeto real, donde las transformaciones de fase que ocurren en estado sólido influirán en la dilatación térmica y el comportamiento plástico del material de un modo que afectará a los esfuerzos residuales.

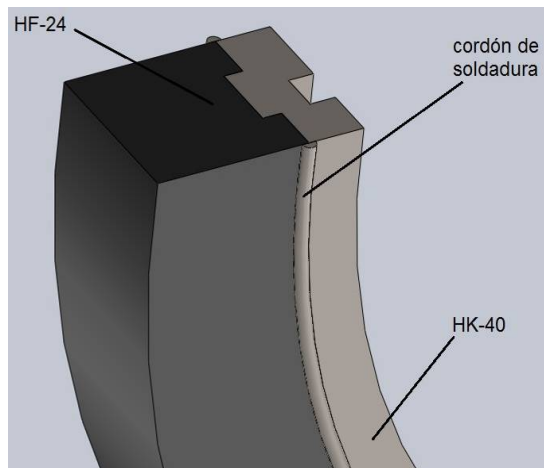


Figura 2.8. Modelo 3D de la unión soldada del HK 40, el HF 24 y el cordón de soldadura.

Elegir el modelo de comportamiento del material y obtener sus correspondientes parámetros es una tarea crucial para la simulación del proceso de soldadura. El modelado del material es, junto con el modelo de aporte de calor, uno de los principales problemas en la simulación de soldadura. El análisis térmico es, en general, más sencillo que el análisis termo-mecánico. Implica pocos problemas numéricos, con excepción del gran calor latente durante la transición sólido – líquido y es más fácil obtener las propiedades térmicas que las propiedades mecánicas de un sólido.

2.7.1. Conducción del calor en la pieza

El calor latente se tuvo en cuenta en el caso de transformaciones de la microestructura y la fusión/solidificación. Este calor influye en la formación del campo de temperatura transitorio. Para la simulación se modelizó las condiciones de contorno térmicas no lineales como la convección, la radiación. Se proporcionó un sistema especial para modelizar la deposición continua de elementos de soldadura con el movimiento de la fuente de calor.

El mallado se realizó con elementos sólidos tetraédricos, parabólicos, de 10 nodos, refinándose en la zona aledaña al cordón, empleando la opción *mesh control* que ofrece la herramienta CAT (SOLIDWORK), pues en esta zona es que se colocan los puntos en los que se va a determinar la temperatura máxima y la historia térmica en general (puntos denominados por el software y situados a 0,01; 0,03; 0,05 y 0,09 cm del centro del cordón respectivamente y a – 50 mm del punto de inicio de la soldadura). Las figuras 2.9 (a) y 2.9 (b) muestran las condiciones de fronteras y el modelo mallado para el electrodo E 309L-16.

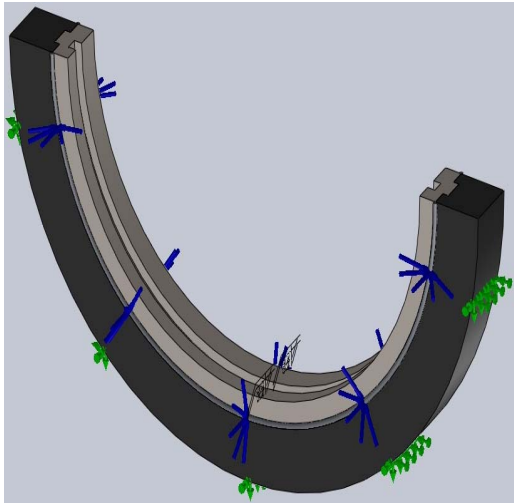


Figura 2.9 (a). Condiciones de fronteras.

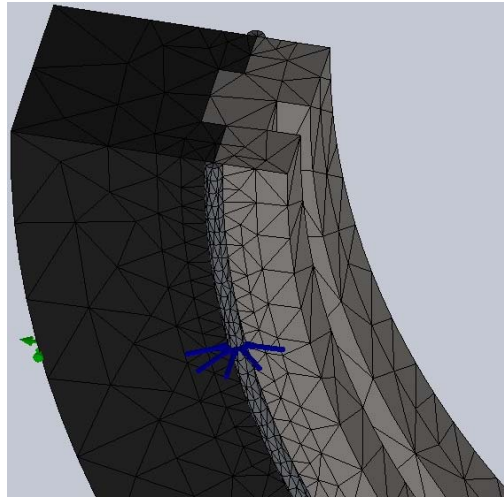


Figura 2.9 (b). Mallado del modelo.

Para obtener las tensiones en este proceso de simulación se consideró una temperatura de fusión del electrodo de 920 °C.

En las figuras 2.10 (a) y 2.10 (b) se muestran las condiciones de fronteras y el mallado del modelo para el electrodo E 275.

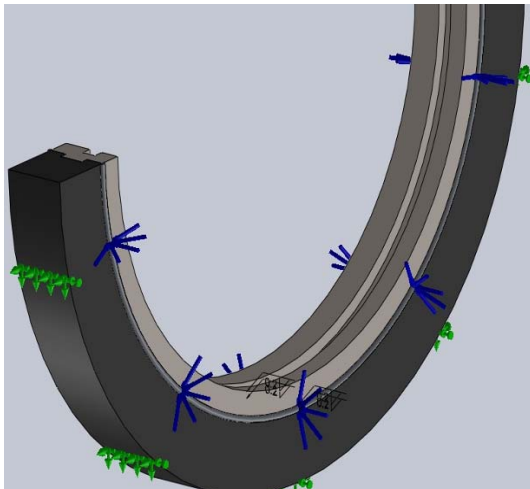


Figura 2.10 (a). Condiciones de fronteras.

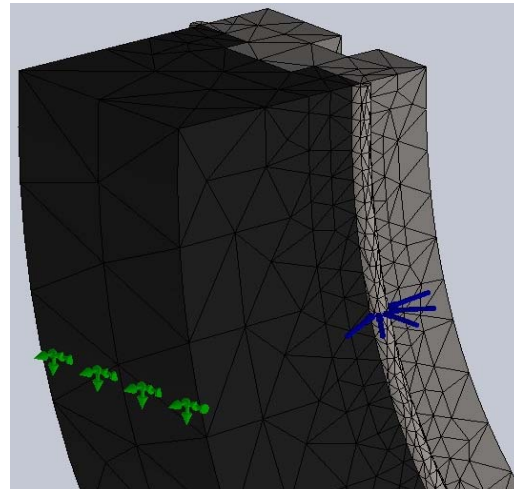


Figura 2.10 (b). Mallado del modelo.

La temperatura empleada para el electrodo E 275 fue de 900 °C.

Las condiciones de fronteras y de mallado del modelo para el electrodo UTP 65 se muestran en las figuras 2.11 (a) y 2.11 (b).

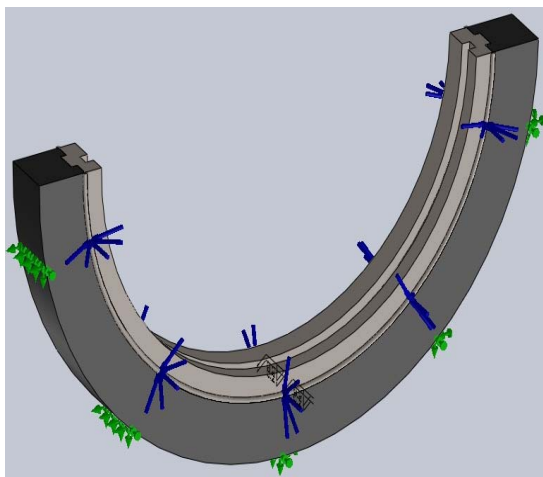


Figura 2.11 (a). Condiciones de fronteras.

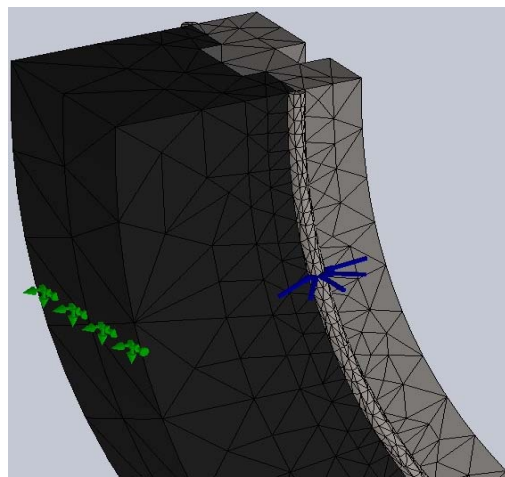


Figura 2.11 (b). Mallado del modelo.

La temperatura de fusión del electrodo que se consideró con este electrodo fue de 875 °C.

En las figuras 2.12 (a) y 2.12 (b) se muestran las condiciones de fronteras y el mallado del modelo para el electrodo UTP 86 FN.

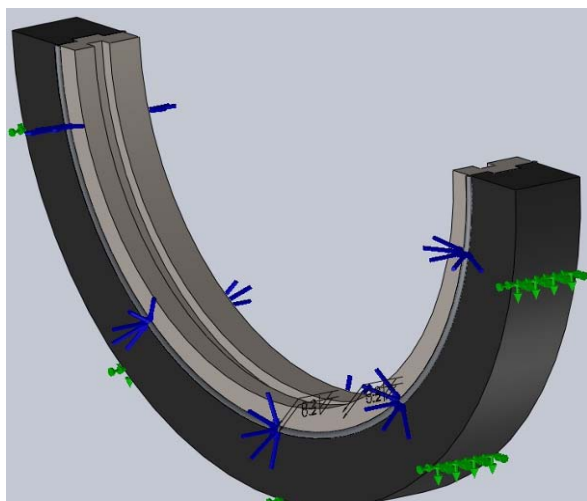


Figura 2.11 (a). Condiciones de fronteras.

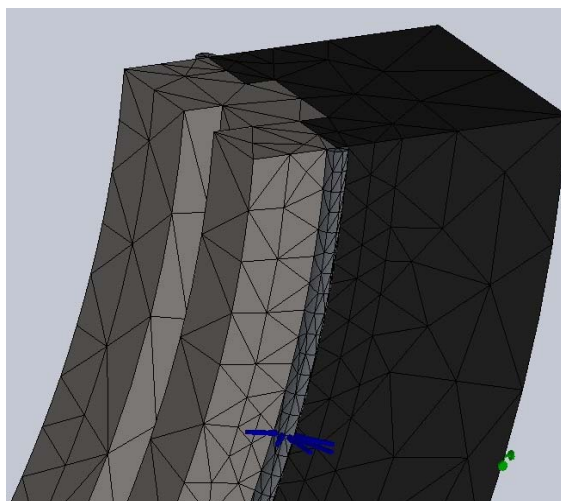


Figura 2.11 (b). Mallado del modelo.

El análisis de las transformaciones de la microestructura será directamente acoplado con el análisis térmico. Por un lado, las propiedades termo-físicas son dependientes de las fases, por otro lado, cada transición de fase se acopla al fenómeno térmico latente, por ejemplo, la energía térmica se libera o se queda atrapada en el caso de una transición de fase.

Las tensiones térmicas son causadas durante la soldadura debido a la expansión y contracción térmica. La fusión y la solidificación, así como la adición de material, tienen que tenerse en cuenta. Las transformaciones estructurales causan tensiones de transformación adicionales, las cuales en el caso de las tensiones térmicas interfieren con las otras en intervalos opcionales de tiempo. Una combinación de ambos fenómenos se traduce en un estado de tensión y distorsión del componente.

2.8. Conclusiones del capítulo 2

- ✓ Se estableció la composición química de la aleación de hierro fundido 24 y de la aleación HK 40, las cuales están caracterizadas por su contenido de carbono y de cromo, elementos que afectan la calidad de la unión soldada.
- ✓ La utilización del diagrama de Schaeffler permitirá definir las zonas críticas de la unión soldada disímil en correspondencia con los elementos presentes en el metal base y en el metal de aporte.
- ✓ Quedó establecido el comportamiento microestructural del metal base de la aleación de hierro fundido y de la aleación HK 40, las cuales permitirán predecir el comportamiento de la unión soldada disímil en la zona fundida y la zona de influencia térmica a través de su comportamiento microestructural y la simulación por el MEF.

Capítulo 3

Análisis de los resultados

3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción

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

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 esta aleación.

3.3. Análisis del ciclo térmico

La soldadura de las probetas con los diferentes electrodos se realizó con una intensidad de corriente de 121 A calculado por la ecuación 2.5 y un voltaje de 16 V, que se determinó por la ecuación 2.6. La corriente eléctrica se determinó para crear el arco entre el material base y la varilla de electrodo consumible.

Los valores de intensidad y tensión calculada permiten un relativo control sobre la precipitación de carburos, por lo que para ello se ha usado baja intensidad de corriente, 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.

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

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 1 420 °C para el segundo, se consideró la del HK 40 por ser mayor, la temperatura ambiente que se tuvo en cuenta fue de 34 °C, para la longitud de unión de 0,53 m, por lo que el resultado de la energía entrante es de 39 283,2 W y la longitud del charco es de 270 mm.

Se consideró la ecuación 2.7 para calcular la velocidad de soldadura, para un coeficiente de aporte (α_d) de 12 g/A·min, un área de sección transversal del cordón F_t de 0,075 cm² y una densidad del material fundido de 4,5 g/cm³, se obtuvo que este parámetro es de 0,007 m/s.

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 121 A, la velocidad de soldadura de 0,007 m/s y el rendimiento del proceso de soldadura, que para la soldadura SMAW es de 0,7. El valor obtenido para la energía lineal es de 18 248 W.

El valor de la energía lineal alcanzado en cada punto está relacionado con varios factores, como la distancia a que se encuentra la fuente, la velocidad de traslación e intensidad de la misma, donde para el caso correcto de la distancia, 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, esta zona alcanza temperaturas mayores a la de fusión del propio material y 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, pero para su determinación se sustituyó 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 304,13 J/m, luego se calculó la energía entrante que fue de 15 206 W. 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 parámetro espesor relativo de la placa, τ es de 2,31, se considera como espesor de placa gruesa. La velocidad de enfriamiento del cordón, a la cual solidifica el hierro fundido unido por soldadura con la aleación A 351 Grado HK 40 es de 3,8 K/s, por lo que el tiempo de enfriamiento del cordón será de 15 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).

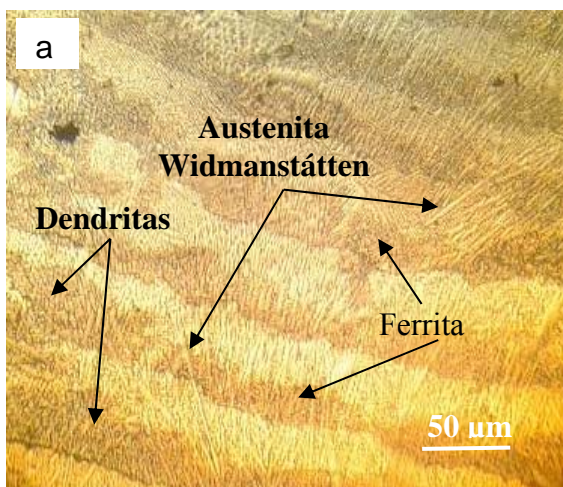
La longitud del charco puede ajustarse para transferir material fundido desde el electrodo hasta la pieza de trabajo, para remover películas superficiales que pudieran existir sobre la pieza de trabajo y promover reacciones complejas entre la escoria, el material base, y el gas protector de tal forma que se puedan crear cambios metalúrgicos significativos en la junta, ha sido reportado en los trabajos de Villa *et al.* (1999); Fosca (2003).

3.4. Análisis de las microestructuras

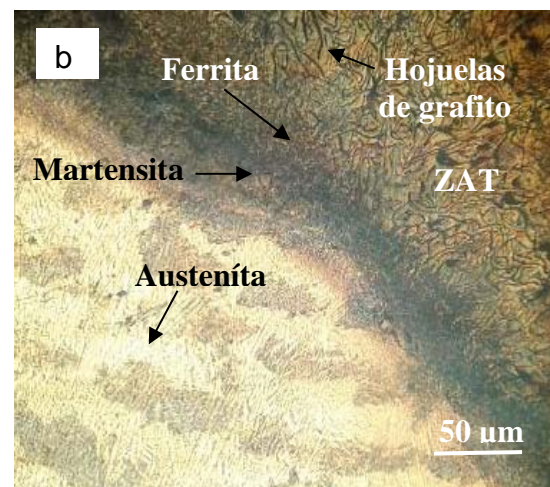
Según Correa *et al.* (2014) efectuado el proceso de soldadura se puede determinar el comportamiento microestructural, tanto en la zona fundida (ZF) como en la zona de influencia térmica (ZIT).

3.4.1. Análisis de las microestructuras con electrodo E 309 L – 16

Las microestructuras de las uniones soldadas disímiles con preparación a 60° y con electrodo E 309 L – 16, en la región de la ZAT del hierro fundido y de la aleación HK 40, son mostradas en las figuras 3.1a, 3.1b, 3.1c y 3.1d.



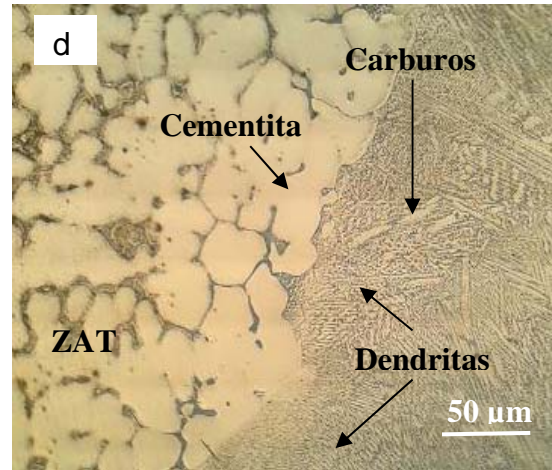
3.1a. Zona fundida.



3.1b. Interfase del cordón.



3.1c. Zona afectada térmicamente HF.



3.1d. Zona afectada térmicamente HK 40.

En la figura. 3.1a, se observa la microestructura de la unión soldada disímil hierro fundido HK 40, luego de ser expuesto a temperatura de 850 °C, cercanas a la temperatura de austenitización, que al no alcanzar esta temperatura y ser sometidas a velocidades de enfriamientos moderadas, provoca la aparición de estructura interdendrítica con origen a la fundición blanca.

En esta zona se presenta una morfología de austenita Widmanstätten precedida por la formación de ferrita en el límite de grano entre la unión disímil, la ferrita es por la cantidad de carbono presente en cada una de las aleaciones el HK 40 de 0,45 % y el hierro fundido de 0,44 %, elemento estable que resiste la transformación de la austenita durante el enfriamiento de la soldadura, ya que se enriquecen de los elementos formadores de ferrita.

En la interface del cordón, como se observa en la figura 3.1b producto del ciclo térmico de soldadura, la velocidad de calentamiento y enfriamiento que fueron altas, se observa que la ferrita remanente de la transformación se torna más rica en cromo y más pobre de níquel, lo cual ocurre presumiblemente por la acción del ciclo térmico impuesto durante la soldadura de los depósitos de cordones luego de haber realizado la primera unión, también es posible observar la línea de martensita, la cual es el resultado de la diferencia entre la composición química del material de soldadura y la aleación HK 40, también se ha obtenido la austenita retenida producto de la relación Cr/Ni.

La figura 3.1c que se corresponde con la zona afectada térmicamente, existe la presencia de una estructura de grafito laminar y matriz perlítica donde se aprecia la existencia de agujas de martensita. La formación de martensita en las fundiciones, después de un tratamiento

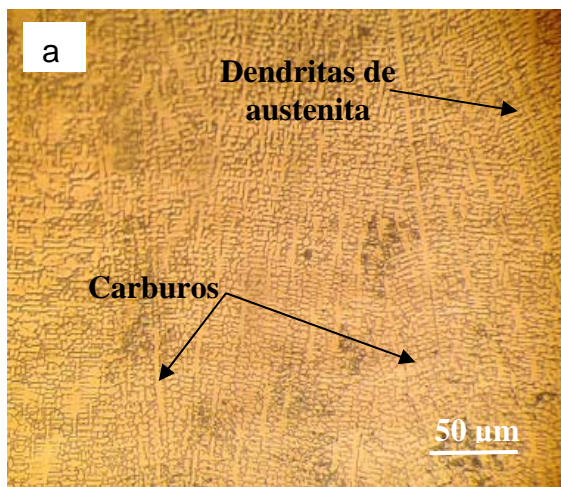
térmico, está constituida por una capa exterior periférica dura y resistente al desgaste con un corazón blando de fundición gris.

En la figura 3.1d, durante el enfriamiento, la austenita ha solidificado a partir de la aleación fundida en forma de dendritas. A los 1 148 °C el líquido alcanzó la composición eutéctica y solidificó como eutéctico de austenita y cementita llamado ledeburita. El eutéctico aparece en su mayor parte como cementita blanca que rodea las dendritas en forma de helecho.

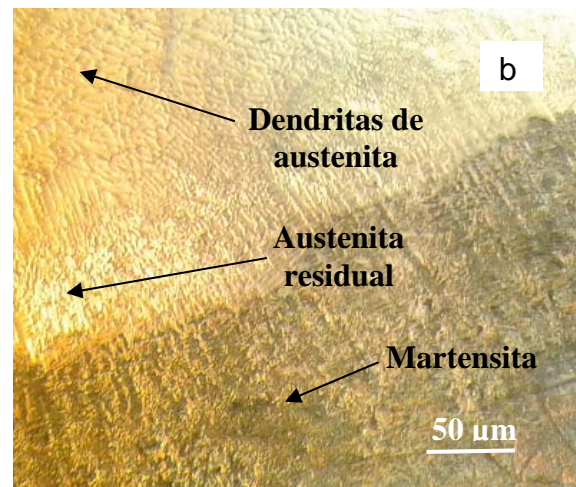
A diferencia del metal de soldadura, la zona afectada térmica (figura 3.1c y 3.1d) solo es influenciada por los ciclos térmicos del proceso de soldadura, ya que la composición química se afecta notablemente debido a que no existe similitud con el metal de aporte, HK 40 y el HF 24, lo cual está en función de las transformaciones en estado sólido. Las transformaciones de fase ocurridas en la ZAT inician cuando la aleación HK 40 tiene una microestructura de $\alpha + \gamma$ elevado a temperaturas menores al punto de fusión (aproximadamente 1 350 °C). A esta temperatura la austenita es disuelta, presentándose una estructura completamente de ferrita δ . A este proceso se le conoce como ferritizado.

3.4.2. Análisis de las microestructuras de la soldadura con electrodo UTP 65

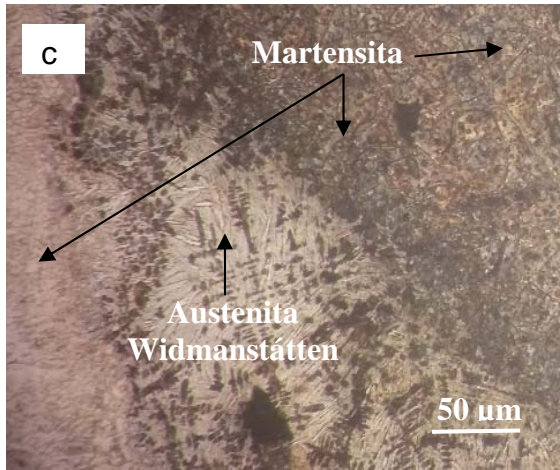
En las figuras 3.2a, 3.2b, 3.2c y 3.2d, se muestra el comportamiento microestructural de la unión del hierro fundido 24 y la aleación HK 40 con electrodo UTP 65.



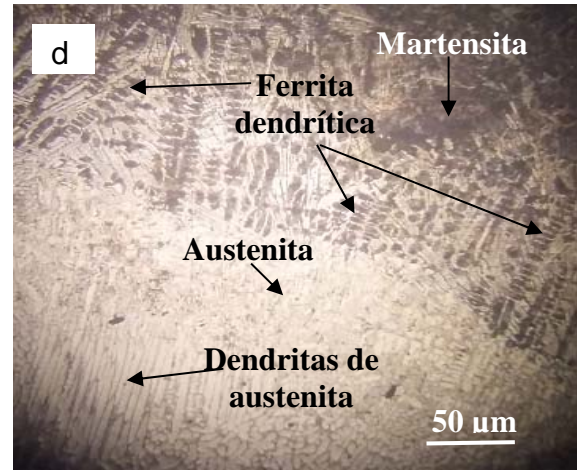
3.2a. Zona fundida.



3.2b. Interfase del cordón.



3.2c. Zona afectada térmicamente HF.



3.2d. Zona afectada térmicamente HK 40.

En la zona de fusión (la figura 3.2a) presenta una solidificación del tipo de dendritas de austenita, con presencia de carburos de cromo, el cual se origina por la presencia del contenido de carbono, igual que con el depósito del electrodo E 309 L - 16 luego de ser expuesto a temperatura de 850 °C, por las velocidades de enfriamientos moderadas, provoca la aparición de estructura interdendrítica con origen a la fundición blanca.

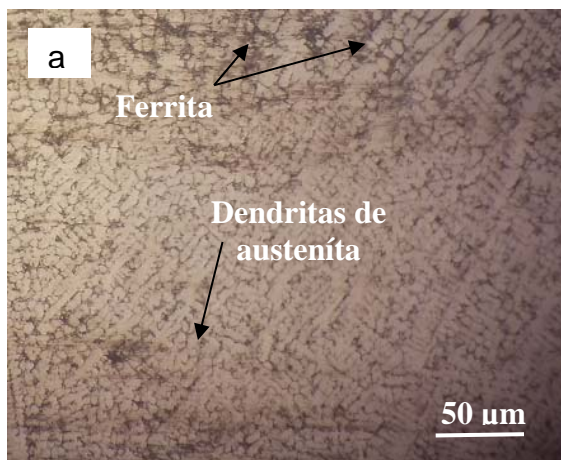
La figura 3.2b, la interface del cordón muestra la microestructura del metal de soldadura depositado, en donde el lado superior solidifica como dendritas de austenita con la presencia de la austenita residual, mientras que el lado inferior solidifica con una estructura martensítica. La región que solidifica inicialmente con dendritas de austenita, producirá la solidificación austenita - ferrita (AF). 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.

La estructura tipo isla se caracteriza por áreas separadas o semi-separadas dentro del metal de soldadura, con una morfología redonda o larga tal como se muestra en la figura 3.2c. La estructura tipo isla es más grande que la estructura tipo playa (figura 3.2d) y generalmente es encontrada en el paso de raíz y cerca de la superficie en cordones individuales. Se ha planteado que la mayoría de la estructura tipo isla son localizada en el paso de raíz debido a que existe una mayor variación en el charco de soldadura y en el control del arco.

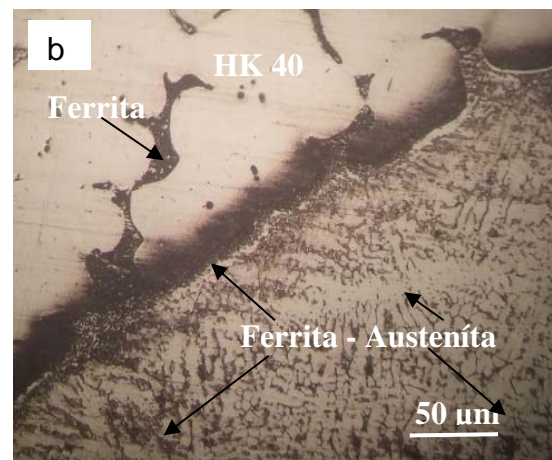
La estructura obtenida en la unión del hierro fundido 24 y del HK 40 en la zona afectada térmicamente como se muestra en la figura 3.2c, muestra una estructura no homogénea, ésta contiene una mezcla de estructuras de solidificación de martensita y austenita Widmanstätten en varios grados debido a una mezcla incompleta de los metales fundidos de ambos lados, durante la solidificación. Granos columnares crecen hacia el centro del depósito, en contra del gradiente del flujo de calor, aunque una región equiaxial generalmente está presente a lo largo de la línea de soldadura. En la figura 3.2d, la presencia de la martensítica es producto de la transformación de la perlita y ferrita a austenita ya que el enfriamiento rápido suprime la transformación austenita-ferrita, disminuyendo la difusión de los átomos de carbono.

3.4.3. Análisis de las microestructuras con electrodo UTP 86 FN

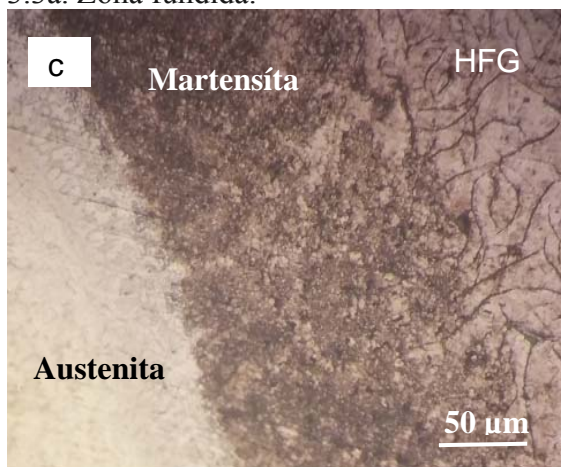
Las figuras 3.3a, 3.3b, 3.3c y 3.3d, muestran el comportamiento microestructural del hierro fundido y la aleación HK 40 con el electrodo UTP 86 FN.



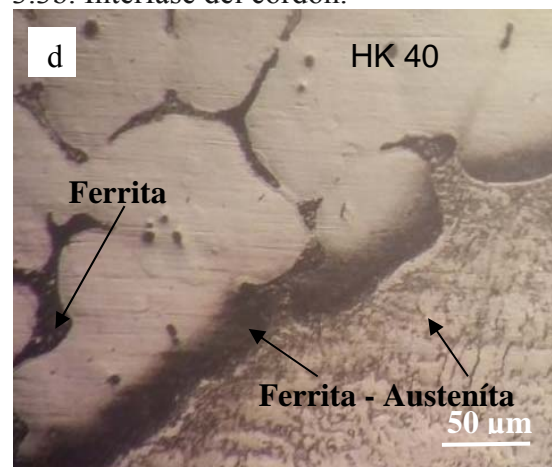
3.3a. Zona fundida.



3.3b. Interfase del cordón.



3.3c. Zona afectada térmicamente HF.



3.3d. Zona afectada térmicamente HK 40.

En la zona de fusión de la figura 3.3a con el electrodo UTP 86 FN se ha obtenido una solidificación del tipo ferrita - austenita (FA), posee ferrita eutéctica en una matriz austenítica. Cuando la solidificación va desde ferrita primaria hay dos posibilidades. Si al final existen formas austeníticas en la solidificación se denomina tipo FA. Esta austenita se forma por una reacción peritética - eutéctica y está en los límites de la ferrita solidificada.

Generalmente, bajas temperaturas de transformación promueven una fina precipitación de la fase ferrita, debido a que se incrementa la nucleación de la ferrita y la velocidad de crecimiento de grano disminuye en función del decremento de la temperatura de transformación, por lo tanto la ferrita de grano fino es producida a bajas temperaturas de transformación, la formación de ferrita en la unión soldada ayuda a mantener las propiedades mecánicas y el efecto del agrietamiento en la soldadura (entre 4 y 12 %), ya que es importante mantener el equilibrio de ambas fases, debido a que si el porcentaje de ferrita aumenta, la ductilidad de la unión se verá afectada.

La figura 3.3b. Una morfología de bandas estrechas a través de la zona de fusión con una orientación casi horizontal dentro y fuera de la línea de fusión, se conoce como la estructura tipo playa. Esta morfología presenta dimensiones típicas entre 10 y 60 micras de ancho y una longitud entre 500 y 1 000 micras, presentándose evidencia de ligera descarburización en las zonas adyacentes a esta. En la parte superior que es la zona afectada térmicamente de la aleación HK 40, mantiene los carburos alargados, 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. La ferrita se localiza en bordes de granos.

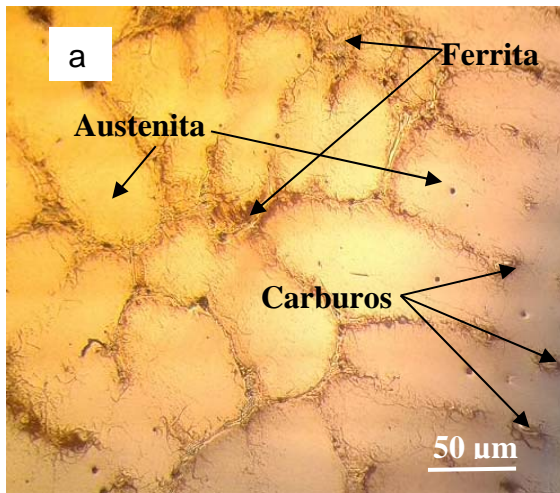
En la microestructura de la zona afectada térmica como se muestra en la figura 3.3c, se ha obtenido una mezcla de austenita y martensita localizada en los bordes de granos de ferrita. La martensítica es producto de la transformación de la perlita y ferrita a austenita ya que el enfriamiento rápido suprime la transformación austenita - ferrita, que disminuye la difusión de los átomos de carbono.

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

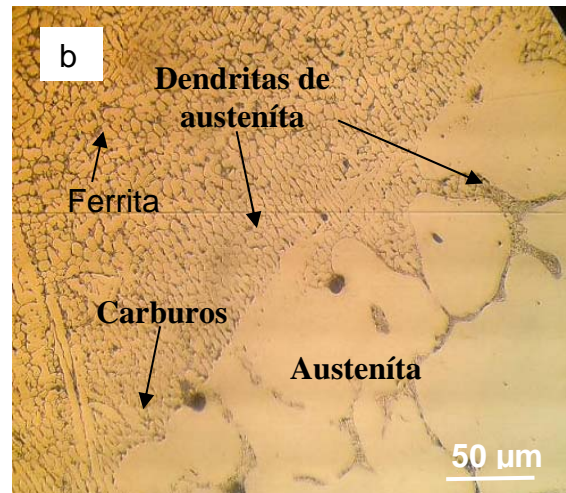
difusión es limitada. En la ZAT la formación de ferrita a lo largo de la frontera del grano restringirá el crecimiento y minimizará la susceptibilidad a las fisuras. La transformación de la austenita a ferrita y perlita ocurre por nucleación y crecimiento, resultando una estructura final más fina respecto a la del metal base.

3.4.4. Análisis de las microestructuras con electrodo E 275

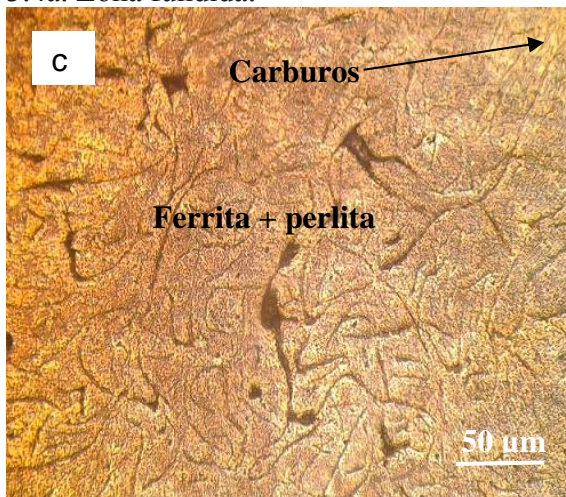
Las figuras 3.4a, 3.4b, 3.4c y 3.4d, muestran el comportamiento microestructural de la fundición de hierro gris 24 y de la aleación HK 40 con el electrodo E 275.



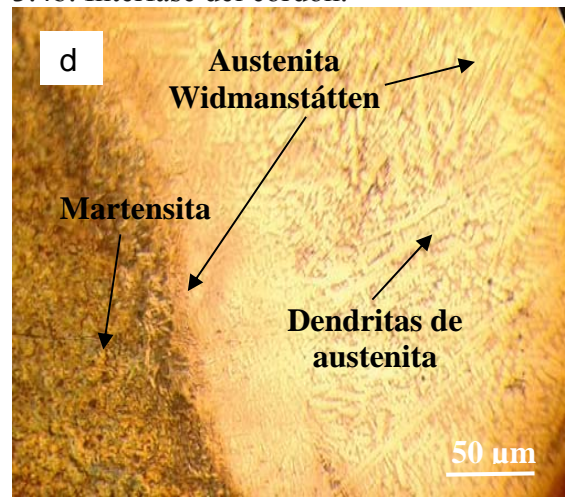
3.4a. Zona fundida.



3.4b. Interfase del cordón.



3.4c. Zona afectada térmicamente HF.



3.4d. Zona afectada térmicamente HK 40.

La zona fundida de la unión disímil entre el hierro fundido y el HK 40 como se muestra en la figura 3.4a presenta la austenita en formas de dendritas, rodeada de ferrita en bordes de granos, así como la presencia de carburos. Cuando la nucleación de la fase ferrita toma lugar en los bordes de grano de la fase austenita, la transformación austenita → ferrita es

facilitada al incrementarse las áreas de los bordes de grano de la fase austenita. Los carburos presentes es producto del cromo y el carbono, elementos fuerte formadores de carburos. La precipitación de carburos varía rápidamente a lo largo de los límites de granos en un intervalo de temperatura de 700 a 900 °C.

En la zona de la interfase, figura 3.4b, la solidificación presenta es de austenita, 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.

Los carburos presentes en la microestructura, su tamaño, distribución y morfología dependen de la composición de la aleación y del ciclo térmico en la ZAC. Muchos precipitados de carburos ricos en cromo pueden llevar a degradar la resistencia a la corrosión. La figura 3.4c que se corresponde con la zona afectada térmicamente, existe la presencia de una estructura de grafito laminar y matriz perlítica donde se aprecia la existencia de algunos carburos cerca de la línea de fusión.

Para la zona afectada térmicamente en la aleación HK 40 (figura 3.4d), el ciclo térmico impuesto en la soldadura disímil durante el calentamiento las morfologías obtenidas son la austenita Widmanstätten, dendritas de austenita y la formación de martensita cerca de la línea de fusión del hierro fundido, la cual estará constituida por una capa dura, pero con un núcleo blando de fundición gris. Lo significativo en esta microestructura a considerar es la formación de la austenita Widmanstätten, la cual, al no alcanzar la temperatura de austenitización y ser sometidas a velocidades de enfriamientos moderadas provoca la aparición de estructura interdendrítica con origen a la fundición blanca.

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 martensita en la zona de fusión por el enfriamiento hasta la temperatura ambiente.

Cuando la ZAC es calentada a temperaturas que aprovechan la línea de sólidos de la aleación muchos de los precipitados que están presentes en el metal base pueden disolverse. Esto puede conducir a la supersaturación de la matriz de austenita durante el enfriamiento

resultando en la formación de varios precipitados. Los precipitados más comunes que se forman en la ZAC de los aceros inoxidable austenítico son carburos y nitruros. Estos se forman generalmente a lo largo de los bordes de grano o en la interfase ferrita - austenita.

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

3.5. Análisis de la composición química de los cordones depositados

Se determinó el cromo y el níquel equivalente de las aleaciones objetos de estudio, el hierro fundido y la aleación HK 40, así como la de los materiales de aportes empleados, se consideró las ecuaciones 2.1, 2.2, 2.3 y 2.4. En la tabla 3.3 se muestran los resultados obtenidos luego de calculados estos parámetros.

Tabla 3.3. Resultados del cromo y el níquel equivalente

Aleación	[Cr]	[Ni]
Hierro fundido 24	3,85	47,2
HK 40	24,9	26,2
Electrodos	[Cr]	[Ni]
E 309L - 16	24,7	14,9
UTP 86 FN	0	104,5
UTP 65	31,5	12,8
E 275	22,6	15,35

Según los resultados obtenidos y mostrados en la tabla 3.3 el hierro fundido presenta un níquel equivalente de 47,2; independientemente de considerar el 50 % de la descarburación del acero en correspondencia con el contenido de carbono, este contenido es representativo, no obstante, en correspondencia con el depósito del tipo de electrodo, la cantidad de níquel en la fundición ayuda al proceso de grafitización, obteniéndose en el proceso de soldadura uniones con buenas propiedades mecánicas. De igual manera se puede apreciar el contenido del elemento níquel (104,5 %) en el electrodo UTP 86 FN, así como la no presencia de cromo, con esta proporción, existe la poca o ninguna tendencia al agrietamiento.

Los resultados del cromo y el níquel equivalente se muestran en la figura 3.5, donde se determinó la composición química del cordón resultante según el campo o la zona donde se encuentra ubicado.

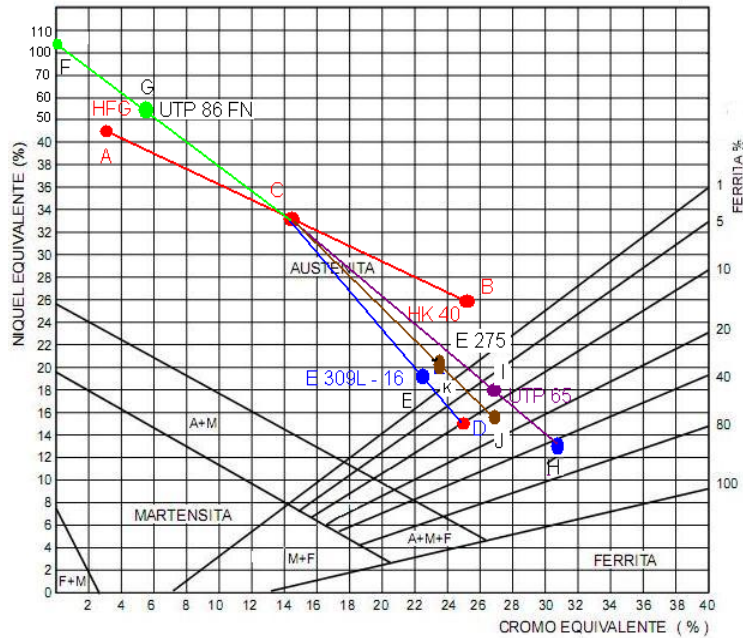


Figura 3.5. Comportamiento de la composición química de la soldadura HF – HK 40.

- 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 E 309L - 16.
- El punto E es el contenido de ferrita depositado por el electrodo E 309L - 16.
- En punto F es el depósito con el electrodo UTP 86 FN.
- El punto G es el contenido de ferrita depositado por el electrodo UTP 86 FN.
- En punto H es el depósito con el electrodo UTP 65.
- El punto I es el contenido de ferrita depositado por el electrodo UTP 65.
- El punto J es el depósito con el electrodo E 275.
- En punto K es el contenido de ferrita depositado por el electrodo E 275.

Como se puede observar en el diagrama de Schaeffler la zona fundida para los electrodos E 309L – 16, UTP 86 FN y E 275 E, 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.

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 las morfologías obtenidas en el análisis microestructural. El crecimiento de los granos, así como la fisuración por temple por debajo de los 400 °C y la formación de fase sigma, ya que mantiene un mayor % de ferrita que el electrodo E 309 L - 16, el cual resulta por su elevado porcentaje de cromo y molibdeno formadores de ferrita, el níquel y el nitrógeno como estabilizadores de la austenita, lo cual ayuda a mantener las propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión, ya que es importante mantener el equilibrio de ambas fases, debido al aumento del porcentaje de ferrita, la ductilidad de la unión se verá afectada.

Como el molibdeno y el niobio aceleran la reacción formadora de fase Sigma, mientras que el níquel eleva la máxima temperatura a la que todavía la fase sigma está todavía presente y el hierro disuelve grandes cantidades de cromo y a causa de la micro segregación, la ferrita en el borde de grano contendrá usualmente suficiente cromo para convertirse en Sigma con una mínima difusión. Una vez formada, la fase Sigma solo podrá ser removida con un calentamiento de redisolución a 1 050 °C, lo cual ha sido reportado por García *et al.* (2007).

3.6. Comportamiento de la dureza

Para determinar los perfiles de dureza, se realizó un barrido de medición de microdureza a lo largo de toda la línea central de la probeta soldada de sección transversal para el tipo de junta, como se muestra en la figura 3.6, donde se consideró las principales zonas de interés (zona metal base no afectada, zona afectada por el calor y zona de fusión). Las microindentaciones en la interfase entre la soldadura del hierro fundido 24 y la aleación HK 40 se realizaron de igual manera para los diferentes tipos de electrodos.

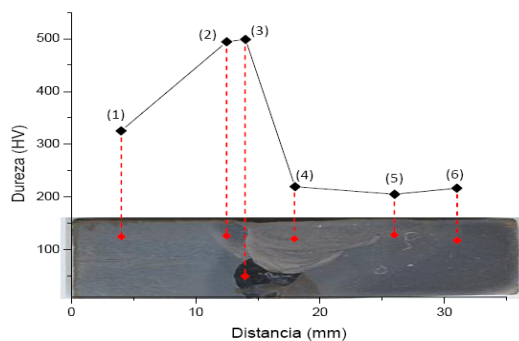


Figura 3.6. Mediciones de durezas en diferentes zonas de la soldadura disímil.

Luego de haber establecido las diferentes zonas y realizado las durezas, el comportamiento de las mismas para los diferentes tipos de depósitos, se muestra en la figura 3.7.

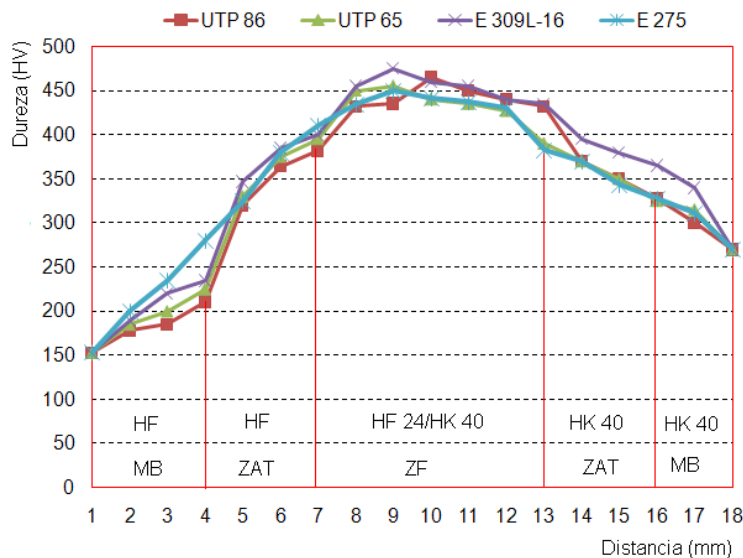


Figura 3.7. Comportamiento de las durezas para los diferentes tipos de electrodos.

Como resultado de la medición de la dureza de las probetas para los diferentes electrodos se puede observar que durante el depósito y aplicación de temperaturas se ha incrementado la dureza en los cordones de soldaduras, para un valor inicial de HV 270 en la aleación HK 40, con el electrodo UTP 65, se obtiene un valor de HV 465, precedido por el electrodo E 309L – 16 con HV 460, el valor de dureza que se obtiene con menor tendencia a la fisuración es con el electrodo UTP 86 FN, que es de HV 448. La dureza en ambas aleaciones se incrementa en la medida que se acerca a la zona de fusión.

El incremento de la dureza en los cordones, presumiblemente esté asociado a la formación de carburos en la zona fundida, que al presentar en su composición química elementos como el cromo y el carbono contribuyen a la formación de carburos, que son responsables de la formación de estructuras frágiles en las soldaduras por los prolongados ciclos de calentamiento y enfriamiento a los que se exponen los materiales.

3.6.1. Análisis de regresión múltiple

Se realizó el análisis de la varianza para las variables en las diferentes zonas de la soldadura y la dureza en cada una de ellas en correspondencia con el tiempo de enfriamiento del cordón. En la tabla 3.4 se muestran los resultados obtenidos.

Tabla 3.4. Resultados obtenidos

Variable dependiente: Distancia					
Error Estadístico					
Parámetro	Estimación	estándar	T	P-Valor	
CONSTANTE	10,0136	9,41962	1,06305	0,3071	
E 275	-0,167685	0,146971	-1,14093	0,2745	
E309L16	0,284781	0,188046	1,51443	0,1538	
UTP 65	-0,107254	0,247033	-0,434169	0,6713	
UTP 86 FN	0,0134	0,146	0,092	0,9280	
Análisis de Varianza					
Fuente	Suma de cuadrados	GL	Cuadrado medio	Cociente-F	P-Valor
Modelo	739,479	4	184,87	2,56	0,0887
Residuo	939,466	13	72,2666		
Total (Corr.)	1678,94	17			
R-cuadrado = 94,0443 porcentaje					
R-cuadrado (ajustado para g.l.) = 96,8271 porcentaje					
Error absoluto medio = 5,69881					
Estadístico de Durbin-Watson = 0,701095 (P=0,0000)					

La salida muestra los resultados del ajuste a un modelo de regresión lineal múltiple para describir la relación entre distancia y 4 variables independientes. La ecuación del modelo ajustado es:

$$Dis\ tan\ cia = 10,013 - 0,167 \cdot E275 + 0,284 \cdot E309L - 16 - 0,107 \cdot UTP65$$

Dado que el p-valor en la tabla ANOVA es inferior a 0,10; existe relación estadísticamente significativa entre las variables para un nivel de confianza del 90 %. El estadístico R-cuadrado indica que el modelo explica un 94,0443 % de la variabilidad en Distancia. El estadístico R-cuadrado ajustado, que es más conveniente para comparar modelos con diferentes números de variables independientes, es 96,8271%. El error estándar de la estimación muestra la desviación típica de los residuos que es 8,50098. El error absoluto medio (MAE) de 5,69881 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.

3.7. Análisis de las tensiones de la soldadura con electrodo E 309L-16

La distribución de tensiones a lo largo del cordón de soldadura disímil entre el HK 40 y el hierro fundido FG 24 se muestra en las figuras 3.8 (a), referente a las tensiones de Von Mises, la 3.8 (b) la zona fundida, la 3.8 (c) la interfase del cordón, la 3.8 (d) la ZAT del hierro FG 24 y la 3.8 (e) la ZAT del HK 40.

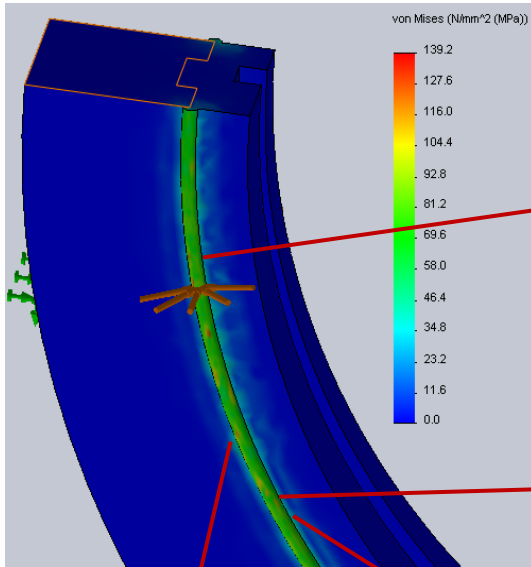


Figura 3.8 (a). Tensiones de Von Mises.



Figura 3.8 (b). Zona fundida.



Figura 3.8 (c). Zona interfase.

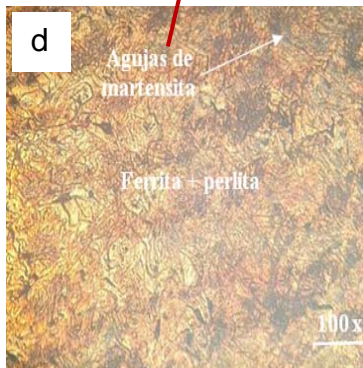


Figura 3.8 (d). ZAT HG 24.

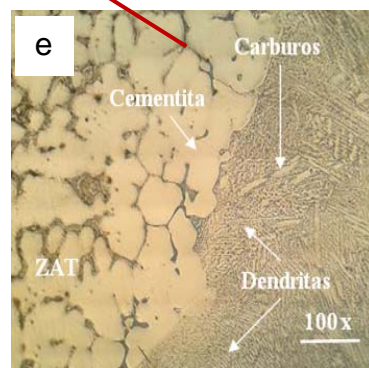


Figura 3.8 (e). ZAT HK 40.

Las microestructuras de las uniones soldadas disímiles con electrodo E 309 L - 16, en las diferentes zonas entre el HK40 y el hierro FG 24, para una tensión de Von Mises de 139,2 N/mm², muestran diferentes transformaciones de fase. Para una temperatura de fusión del electrodo de 920 °C, por encima de la temperatura de austenitización y ser sometidas a velocidades de enfriamientos aceleradas, provoca la aparición de estructura interdendrítica con origen a la fundición blanca.

Para una tensión de $92,8 \text{ N/mm}^2$, en la interfase del cordón (figura 3.8 (c) y que se consideran tensiones de tracción, se observa la presencia de la ferrita remanente que producto de la transformación se torna más rica en cromo y más pobre de níquel, por la acción del ciclo térmico.

En la zona afectada térmicamente del hierro FG 24 (figura 3.8 (d), la tensión originada en esta zona es de 58 N/mm^2 , se observa una estructura de grafito laminar y matriz perlítica, con la presencia de agujas de martensita. Esta estructura 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.

En la figura 3.8 (e), que es la zona afectada térmicamente de la aleación HK 40, las tensiones son del orden de los $46,64 \text{ N/mm}^2$, menores que la del hierro FG 24, esto se debe a que esta aleación presenta una temperatura de fusión de $1450 \text{ }^\circ\text{C}$. La causa de la tensión obtenida está originada por la presencia de la austenita y su solidificación.

Se determinó las zonas de mayores concentraciones que se generan durante la soldadura disímil entre el HK 40 y el hierro FG 24, para establecer el comportamiento de las tensiones de Von Mises al soldar con electrodo E 309L - 16. En la figura 3.9 se muestra el comportamiento de estas tensiones.

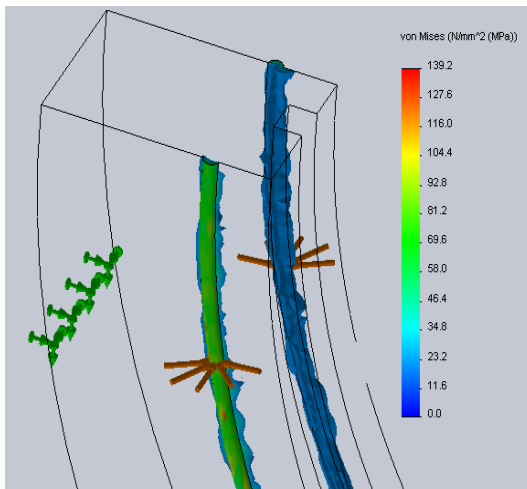


Figura 3.9. Zonas de mayores concentraciones de tensiones para el E 309L - 16.

Al someter a proceso de soldadura la aleación HK 40 y el hierro FG 24, se obtiene una mayor concentración de esfuerzos en la zona fundida con $139,2 \text{ N/mm}^2$, no obstante, en la medida que se aleja de esta zona y se acerca a la zona frágil azul, donde las temperaturas

son del orden de los 250 o 300 °C, estas tensiones son de 11,6 N/mm². El incremento de la potencia térmica efectiva de la fuente y la velocidad de soldadura para una energía lineal constante, traen consigo fundamentalmente, el crecimiento de la longitud de las zonas abarcadas por las isothermas. El ancho crece, pero tiende a un determinado valor.

3.8. Análisis de las tensiones de la soldadura con electrodo E 275

Para este material de aporte se realiza el análisis de las tensiones y del comportamiento microestructural. Se considera una temperatura de fusión del electrodo de 900 °C. Las figuras 3.10 (a), tensiones de Von Mises, 3.10 (b) la zona fundida, 3.10 (c) la interfase del cordón, la 3.10 (d) la ZAT del hierro FG 24 y la 3.10 (e) la ZAT de la aleación HK 40, muestran este comportamiento.

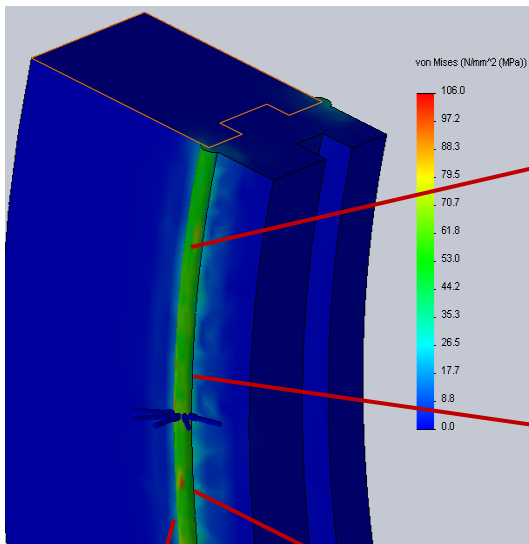


Figura 3.10 (a). Tensiones de Von Mises.

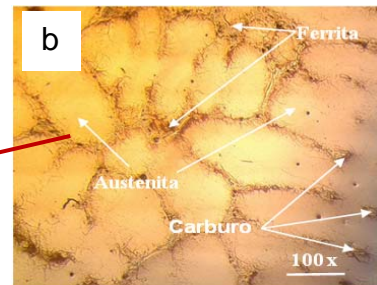


Figura 3.10 (b). Zona fundida.

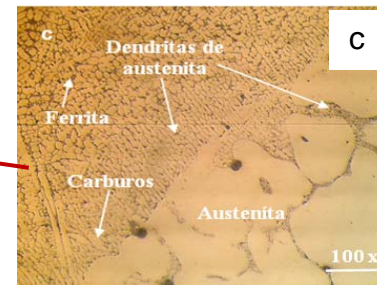


Figura 3.10 (c). Interfase.

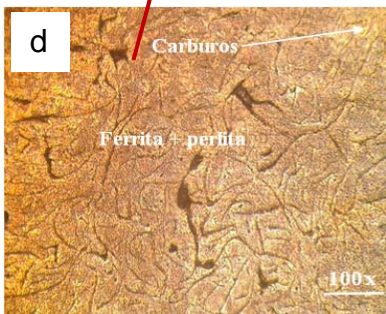


Figura 3.10 (d). ZAT FG 24.

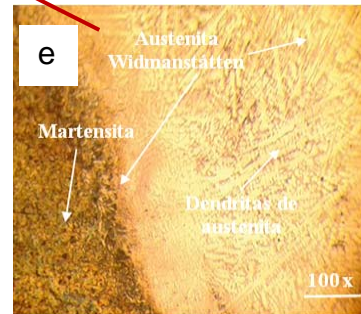


Figura 3.10 (e). ZAT HK 40.

Luego de aplicado el ciclo térmico con este material de aporte, en la unión soldada se ha obtenido una tensión de Von Mises de 106 N/mm², como se observa en las isothermas obtenidas en la figura 3.10 (a), al extrapolar estas tensiones en las microestructuras

obtenidas, en la zona fundida la presencia de la austenita en formas de dendritas, la ductibilidad de este microconstituyente atenúa la tendencia de incrementar el efecto de las tensiones en las uniones soldadas.

Con tensiones entre 70,7 y 61,8 N/mm² se obtiene la zona de la interfase, figura 3.10 (c), la solidificación es del tipo austenítico, 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.

En la zona afectada térmicamente para el hierro FG 24 (figura 3,10 (d) las tensiones son de 35,3 N/mm², existe la presencia de una estructura de grafito laminar y matriz perlítica donde se aprecia la existencia de algunos carburos cerca de la línea de fusión. Para la zona afectada térmicamente en la aleación HK 40 (figura 3.10 (e), las tensiones son de 44,2 N/mm². Los orígenes de estas tensiones están asociados a la austenita Widmanstätten, ya que su formación en formas de agujas, le dan un carácter de mayor dureza en la estructura con la elevación de las tensiones, atenuándose las mismas con la microestructura de la fundición con un núcleo blando de fundición gris.

La figura 3.12 muestra las zonas de mayores concentraciones de tensiones para el E 275 durante la soldadura disímil entre el HK 40 y el hierro FG 24. Estas zonas obtenidas por efecto del campo de temperatura, es función de muchos parámetros de soldadura, tales como potencia de arco, velocidad de soldadura y secuencia de soldadura.

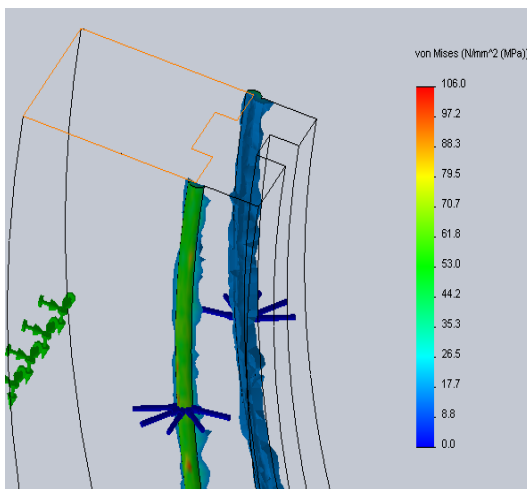


Figura 3.12. Zonas de mayores concentraciones de tensiones para el E 275.

En la figura se puede observar que luego de aplicado el ciclo térmico, en el proceso de soldadura han ocurridos diferentes fenómenos físicos como consecuencia de la interacción del campo de temperatura (termodinámica), campo de esfuerzos y deformaciones (mecánica) y campo de estado microestructural (metalurgia), en estas transformaciones han ocurridos con tensiones desde 106 hasta 8,8 N/mm², el efecto de las temperaturas debido a las diferentes isothermas formadas, han generados tensiones, tanto en la dirección longitudinal como transversal del cordón, siendo de mayor amplitud en la zona de la aleación HK 40.

3.9. Análisis de las tensiones de la soldadura con electrodo UTP 65

Se realiza el análisis combinado de las tensiones y de las microestructuras de la unión soldada con el electrodo UTP 65. En la figura 3.11 (a) se muestran las tensiones de Von Mises, 3.11 (b) la zona fundida, 3.11 (c) la interfase del cordón, la 3.11 (d) la ZAT del hierro FG 24 y la 3.11 (e) la ZAT de la aleación HK 40. Para analizar este comportamiento se considera una temperatura de fusión del electrodo de 875 °C.

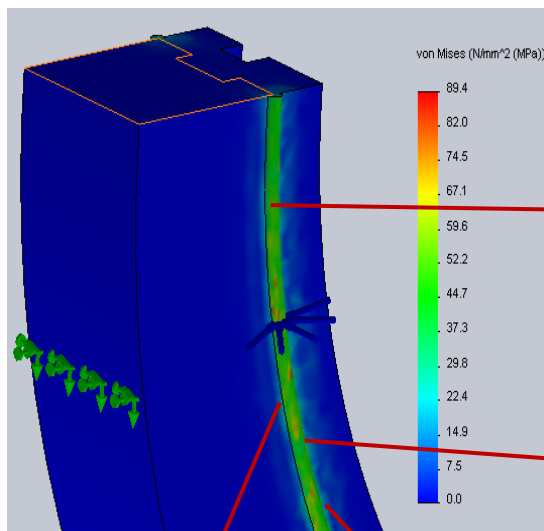


Figura 3.11 (a) Tensiones de Von Mises.

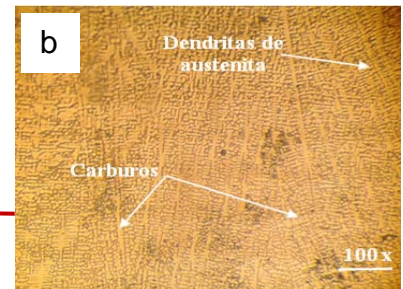


Figura 3.11 (b). Zona fundida.



Figura 3.11 (c). Interfase.

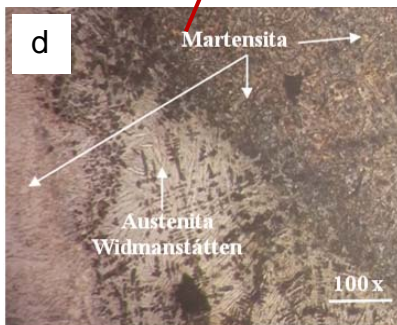


Figura 3.11 (d). ZAT FG 24.

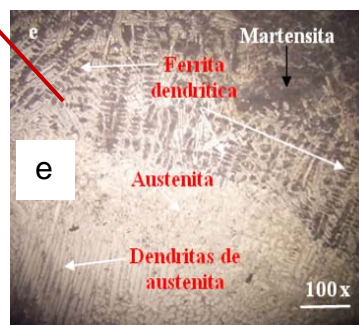


Figura 3.11 (e). ZAT HK 40.

En la zona de fusión como se observa en la figura 3.11 (b) y con tensiones de $89,4 \text{ N/mm}^2$, se obtiene una solidificación del tipo de dendritas de austenita, con presencia de carburos de cromo, el cual se origina por la presencia del contenido de carbono, luego de ser expuesto a temperatura de $875 \text{ }^\circ\text{C}$, por las velocidades de enfriamientos moderadas, estas tensiones producto del calentamiento han provocado la aparición de la estructura interdendrítica, que al tener tendencia a la fundición blanca, las tensiones se incrementan. La figura 3.11 (c) en la interfase del cordón para tensiones originadas desde $52,2$ hasta $59,6 \text{ N/mm}^2$. Los surgimientos de estas tensiones son originados por el proceso de enfriamiento en ambos materiales, la presencia de austenita en lado superior y la martensita en lado inferior.

La zona afectada térmicamente del hierro FG 24 (figura 3.11 (d) producto de las tensiones de $29,8 \text{ N/mm}^2$, provoca la estructura tipo isla, estos granos de forma redondas o alargadas, es por la variación en el charco de soldadura y en el control del arco. Estructuras de martensita y austenita Widmanstätten, formadas en la zona afectada térmicamente de la aleación HK 40 (figura 3.11 (e), generan tensiones de $37,3 \text{ N/mm}^2$. El origen de las tensiones en estas zonas, independiente de las estructuras, es el crecimiento columnar de los granos productos del ciclo térmico de soldadura, en esta zona crecen en contra del gradiente del flujo de calor.

En la figura 3.12 se muestran las zonas de mayores concentraciones de tensiones para el electrodo UTP 65 durante la soldadura disímil entre el HK 40 y el hierro FG 24, las cuales por el valor obtenido en estas tensiones residuales inducidas por soldadura con este tipo de electrodo, tienen un impacto considerable en la integridad de la construcción soldada.

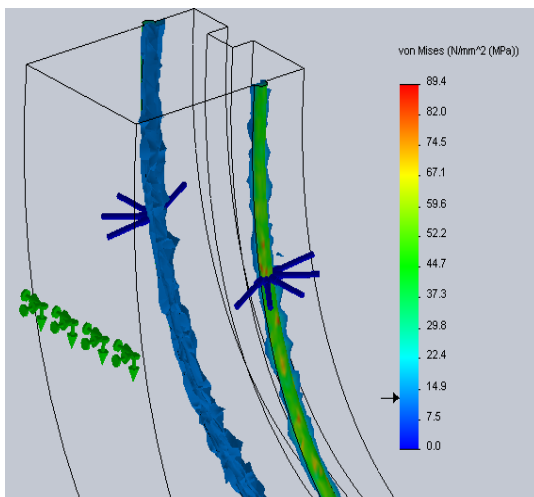


Figura 3.12. Zonas de mayores concentraciones de tensiones para el UTP 65.

Las tensiones residuales de soldadura producidas por las distintas distribuciones de temperatura y del enfriamiento de la unión soldada van desde 89,4 N/mm² en la zona fundida hasta 7,5 N/mm² en la zona de revenido o frágil azul. Estas distorsiones y tensiones residuales que se originan tras el proceso de soldadura, son una consecuencia de deformaciones plásticas, deformaciones debidas a la termofluencia y en la conductividad térmica desigual que presentan ambos materiales. Los campos mecánicos se ven afectados por la temperatura a través de la expansión térmica y de las propiedades del material dependientes de dicha temperatura.

3.10. Análisis de las tensiones de la soldadura con electrodo UTP 86 FN

Los resultados de las tensiones y el comportamiento microestructural con el electrodo UTP 86 FN se muestran en las diferentes figuras, las cuales se han generados a partir de una temperatura de fusión del electrodo de 800 °C. La figura 3.13 (a) son las tensiones de Von Mises, la 3.13 (b) la zona fundida, la 3.13 (c) es la interfase del cordón, la 3.13 (d) la zona afectada térmicamente del hierro FG 24 y la 3.13 (e) la de la aleación HK 40.

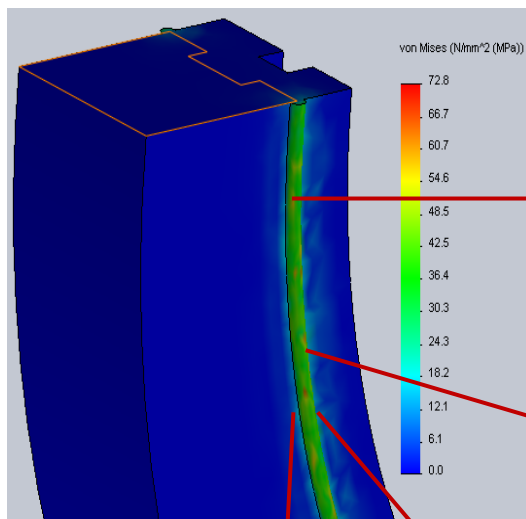


Figura 3.13 (a). Tensiones de Von Mises.

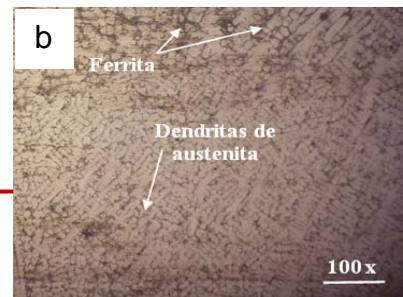


Figura 3.13 (b). Zona fundida.

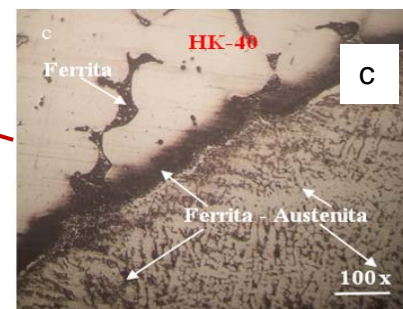


Figura 3.9 (c). Interfase.

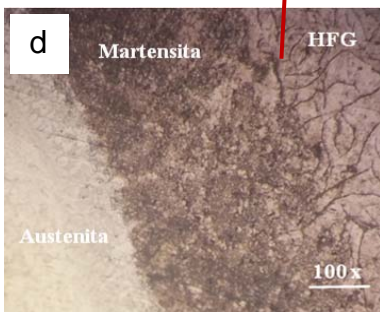


Figura 3.13 (d). ZAT HG 24.

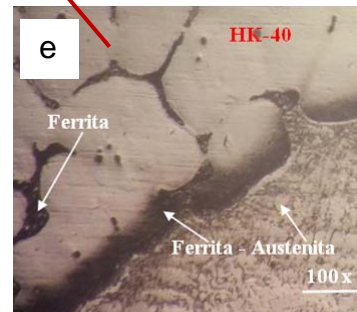


Figura 3.13 (e). ZAT HK 40.

Las tensiones de Von Mises obtenidas con este material de aporte es de $72,8 \text{ N/mm}^2$ (figura 3.13 (a)), son las menores obtenidas de los materiales de aporte empleados, el resultado se observa en las microestructuras obtenidas. La solidificación del tipo ferrita - austenita (FA), obtenida en la zona de fusión (figura 3.13 (b)) entre el HG 24 y el HK 40, generan magnitud en estas tensiones, la ferrita es una fase dúctil, al igual que la austenita.

La figura 3.13 (c) que es la zona de interface del cordón, las tensiones de $48,5 \text{ N/mm}^2$, es producto de las fases presentes luego del ciclo térmico y por el efecto de la decarburización en las zonas adyacentes a esta. En la microestructura de la zona afectada térmicamente del hierro FG 24, figura 3.13 (d), la formación de austenita y martensita, generan tensiones de $24,3 \text{ N/mm}^2$, estas tensiones son independiente de la localización de los microconstituyentes presentes. En la parte superior, que es la zona afectada térmicamente de la aleación HK 40 (figura 3.13 (e)), se obtiene una tensión de compresión de $30,3 \text{ N/mm}^2$, motivado por la formación de los carburos en forma alargadas, pero atenuada por la presencia de la fase ferrítica en los bordes de granos.

Para el electrodo UTP 86 FN, en la figura 3.14 se muestran las zonas de mayores concentraciones de tensiones para este material de aporte.

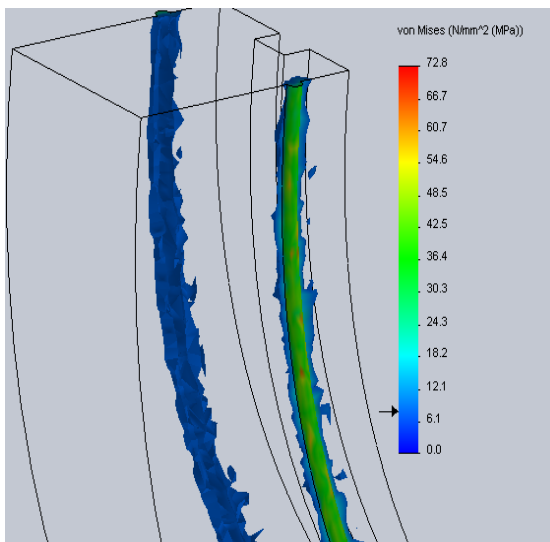


Figura 3.14. Zonas de mayor concentración de tensiones para el UTP 86 FN.

Existe con el depósito de este electrodo un descenso considerable de las tensiones desde $72,8 \text{ N/mm}^2$ originado en la zona fundida, hasta $6,1 \text{ N/mm}^2$, en la zona azul, que representa el material base. Con este electrodo, aunque se generan tensiones producto del ciclo

térmico de soldadura, afectan en menor medida el conjunto soldado. Motivado por estas bajas tensiones producto de las bajas temperaturas (800 °C).

Las bajas temperaturas de transformación promueven una fina precipitación de la fase ferrita, debido a que se incrementa la nucleación de la ferrita y la velocidad de crecimiento de grano disminuye en función del decremento de la temperatura de transformación, por lo tanto la ferrita de grano fino es producida a bajas temperaturas de transformación, la formación de ferrita en la unión soldada ayuda a mantener las propiedades mecánicas y el efecto del agrietamiento en la soldadura (entre 4 y 12 %), ya que es importante mantener el equilibrio de ambas fases, debido a que si el porcentaje de ferrita aumenta, la ductilidad de la unión se verá afectada.

Las transformaciones obtenidas en las diferentes zonas afectadas térmicamente con los distintos materiales de aporte (E 309L - 16, E 275, UTP 65 y UTP 86 FN), han sido influenciadas por los ciclos térmicos del proceso de soldadura, ya que la composición química se afecta notablemente debido a que no existe similitud con el metal de aporte, HK 40 y el hierro FG 24, lo cual está en función de las transformaciones en estado sólido.

Las transformaciones de fase ocurridas en la ZAT inician cuando la aleación HK 40 tiene una microestructura de $\alpha + \gamma$ elevado a temperaturas menores al punto de fusión (aproximadamente 1 350 °C). A esta temperatura la austenita es disuelta, presentándose una estructura completamente de ferrita δ . A este proceso se le conoce como ferritizado.

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

Según los materiales empleados en la unión disímil hierro fundido y la aleación HK 40, el que mejor deposición presenta luego del ciclo térmico de soldadura, es el UTP 86 FN, ya que se ha logrado la presencia de la ferrita que ayuda a obtener buenas propiedades mecánicas en la junta y tensiones de 72,8 N/mm².

3.11. Valoración económica

Durante la preparación de las probetas metalográficas, fue empleada la máquina herramienta fresadora modelo 6 H 82 Γ, 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. Se consideró la valoración económica de los ensayos realizados por conceptos de mano de obra, materiales, sustancias químicas, materiales de aporte y energía eléctrica. En la tabla 3.5 se muestran los costos de realización de los ensayos.

Tabla 3.5. Costos de realización de los ensayos.

Denominación	Cantidad	Precio unitario CUC	Precio total CUC
Electrodo AWS E 275 Ø 3,2 (kg)	1	5,42	5,42
Electrodo AWS E 309L - 16 Ø 3,2 (kg)	3	13,03	39,09
Electrodo AWS UTP 65 Ø 3,2 (kg)	1	22,20	22,20
Electrodo 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
Sub-total			1 120,4

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. Con la realización del trabajo, es beneficiada económicamente la empresa, ya que se puede incrementar la durabilidad de la pieza en cuestión. 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 HK 40.

En la tabla 3.6 se muestra las principales máquinas que se emplearon para la ejecución de los trabajos.

Tabla 3.6. Gasto de energía

Máquinas	Tiempo de trabajo (h)	Potencia máq (kW)	Energía (kW/h)	$Ec \cdot 0,06$	Importe (CUC)
Fresadora	2,0	13,4	26,8	1,60	6,4
Horno	3,0	5,0	15,0	0,9	13,5
Total	5,3	20,9	42,55	2,55	59,03

En la determinación de los gastos de energía se tuvo en cuenta no solo el costo de adquisición, sino también el de mantenimiento, reparación eventualmente, el de recambio. A pesar que los métodos computacionales ahorran números de corridas, gastos de materiales, se debe tener en cuenta el consumo por concepto de energía eléctrica. Según los tiempos estimados, el mayor consumo de energía está asociado al horno de tratamiento térmico, si se tiene en cuenta que el mismo, luego de encendido debe permanecer un tiempo sin carga hasta que alcance la temperatura requerida para la aplicación del tratamiento térmico.

Al considerar los costos de realización de los ensayos que es de 1 120,4 CUC y los costos por conceptos de energía que es de 78,93 CUC, se incurre en un total de 1 199,33 CUC como costo total.

3.12. 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.

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.

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

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

3.13. Conclusiones del capítulo 3

- ✓ A partir de la composición química de los materiales base a soldar y de los electrodos revestidos empleados, en correspondencia con el cromo y el níquel equivalente se ubicó en el diagrama de Schaeffler la composición química resultante según la distribución el campo de ubicación.
- ✓ El barrido de los perfiles de dureza realizados en las diferentes zonas de la unión soldada, demuestran que luego del proceso de soldadura en la aleación HK 40 y el hierro fundido 24, existen variaciones debido a las estructuras metalográficas que se obtienen con los diferentes electrodos.
- ✓ Al establecer el comportamiento de las temperaturas en el proceso de simulación entre la aleación HK 40 y el hierro FG 24, se estableció que las mismas se mantienen termodependiente a lo largo de todo el proceso de simulación. El área de las isoterms se mantiene en dirección perpendicular al eje de la costura, esto se justifica debido a las transferencias ocurridas por la convección y la radiación al medio externo.

CONCLUSIONES GENERALES

- ❖ Al establecer el comportamiento microestructural de la soldadura disímil hierro fundido 24 con la aleación HK 40 con los electrodos E 309L - 16, UTP 65 y E 275 se obtienen estructura en el campo austenítico del tipo Austenita Widmanstätten, agujas de martensita y cementita, todas ellas estructuras frágiles que provocan agrietamiento.
- ❖ Durante el depósito de cordones de soldadura con el electrodo UTP 86 FN se obtuvo estructuras del tipo ferrita delta, dendritas de austenita y una porción de martensita con austenita retenida que garantizan una solidificación ferrita austenita (FA) libre de fisuración.
- ❖ Los perfiles de dureza analizados en cada uno de los depósitos se incrementan desde 153 hasta HV 455 para el hierro fundido y desde 270 hasta HV 465 en la aleación HK 40 con el electrodo UTP 65.
- ❖ El 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 1 199,33 CUC.

RECOMENDACIONES

- ❖ Realizar un análisis de difracción de rayos X para determinar la influencia de las tensiones residuales provocadas por la acción de los elementos químicos.
- ❖ Someter a ensayo de desgaste corrosivo la unión soldada disímil del hierro fundido y del HK 40 a partir de las condiciones de trabajo de la bomba.
- ❖ Analizar otro proceso de soldadura como el de gas y tungsteno (GTAW) para realizar la unión disímil del hierro fundido y del HK 40 en consideración que en este proceso existe una protección del cordón y podría atenuar la formación de estructuras frágiles.

BIBLIOGRAFÍA

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. AFS, American Foundrymen's Society, Metalcasting and Molding Processes, 1981.
2. Aguilar, W., Boeri, R., Comportamiento a la Segregación de los Elementos de Aleaciones usadas en Fundiciones Esferoidales de Fabricación, Jornadas SAM– IV Coloquio Latinoamericano de Fractura y Fatiga, Agosto, 2000.
3. Alcántara, D.; Fernández, T.; Rodríguez, I., Comportamiento de las capas deformadas por rodadura en los equipos de laboreo minero. 21 (01) 26–32, 2008. www.uni.edu.ni/Nexo. Consultado el 4 de Julio 2008.
4. Allen, C.; Sheen, M.; Williams, J.; Pugsley, V., The wear of ultra fine WC -Co hard metals. Wear. 250 (125) 604 – 610, 2001.
5. Anderson, T. Fracture Mechanics Fundamentals and Applications. Ed. Taylor and Francis. 3ª edición, EUA 2005.
6. Archard, J. Contact and rubbing of flat surfaces. Journal of Applied Physics. 24, 1953.
7. Ares, A.; Caram, R. Jaime, M. Ferrandini, F.; Dutra, P.; Gueijman, A.; Schvezov, C. Solidificación y Microestructura de un acero inoxidable austenítico, 2005.
8. ASM HANDBOOK Vol.15. Casting. United States of America. 9 ed. ASM International, pag 937, 1992
9. ASTM A 352.
10. ASTM E - 92. Harness Testing.
11. ASTM E 3 - 95.
12. ASTM, ASM Handbook Vol. 18, Friction, Lubrication, and Wear Technology, ASM International. USA, 1992.
13. ASTM: Annual Book of ASTM Standards, Vol. 03.01, ASTM Standard E – 837 – 99, American Society for Testing and Materials, pp. 675 – 684, 2000.
14. ASTM HANDBOOK Vol.15. Casting. United States of America. 9 ed. ASM International, 937 p, 1992.
15. ATXAGA G, ERAUZKIN E. E IRISARRI A. M. “Análisis microestructural de dos superaleaciones base níquel moldeadas” 1ª Jornada de Metalografía. San Sebastián, Marzo (2000). LIMITADA “Instituto Superior Minero Metalúrgico” “Dr. Antonio Núñez Jiménez” Tesis en opción al título de Ingeniero Mecánico. Luis Alberto Lezcano Cobas.

16. AWS American Welding Society. Welding Handbook. 8va edición. 1996.
17. Ball, A., "On the Importance of Work Hardening in the Design of Wear Resistant Materials", *Wear* 91, pp. 201, 1983.
18. Bermúdez, M., "Erosión – Corrosión de tantalio y aceros inoxidable", *Memorias del IX Congreso de Ciencia y Tecnología de Materiales*, Madrid, España, 2003.
19. Blau, P., *Lubrication and Wear Technology, Glossary of Terms in ASM Handbook*. Vol. 18 Friction, printed in USA, pp. 942, 1992.
20. Bochvar, D., "Communication deals with hydrolysis of the fluoro-complexes of Ti⁴⁺ and Nb⁵⁺ under high temperature and pressure. Emphasis is place on the concentration effect of HF on the crystalline forms of hydrolysis products. 1977
21. Bowden, S., and Tabor, G., "Interplay of surface-structure and contact-mechanics has been the subject of extensive research efforts with pioneering studies; macroscopic experiments performed by the school revealed that macroscopic friction could be related to the collective action of small asperities. 1950.
22. Brooks, C. "Effect on the microstructure of aging Hastelloy B2 from 550 to 850 °C for 1 200 hours. *Metallogr.* 23 (1): pp. 57-86, 2003.
23. Burgos, J., *Tecnología de Soldadura*. Editorial Pueblo y Educación. 1987.
24. Burmeister, L. *Convective Heat Transfer*, John Wiley and Sons, New York, USA, 1983.
25. 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.
26. Carslaw, H. S., and Jaeger, J. "Conduction of Heat in Solids", Oxford University Press, Cambridge, U.K., pp. 255. 1967.
27. Celik, A., Alsaran A. "Mechanical and structural properties of similar and dissimilar steel joints, *Materials Characterization*, V. 43, pp. 311-318. 1999.
28. Cerjak, H. *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 4. Materials Modelling Series*. Primera edición. 1998.
29. Christensen, N.; Davies, V.; Gjermundsen, K. "The distribution of temperature in arc welding". *British Welding Journal* 12(2): pp. 54–75, 1965.

30. Correa, R.; Fernández, T.; Rodríguez, I. & Alcántara, D., Comportamiento microestructural de una aleación TI-6 AL-4 V empleada en pulpa lixiviada. *Ingeniería Mecánica* 17(1): 22-31. 2014.
31. Courtney, T., *Mechanical Behaviour of Materials*, 2nd. Ed., McGraw-Hill Companies, Inc., Singapore, pp. 733. 2000.
32. Coy Echevarría, Ana Emilse. Evaluación de la modificación de Elementos (Mo, Mn, Ti) En El Comportamiento Frente a la Corrosión de Aceros Inoxidables Austeníticos. 2006.
33. Cui, Y.; Lundin, Carl D. Creep behavior of austenitic stainless steel weld metals as a function of ferrite content, 2007.
34. Dardati, P.; Celentano, D.; Godoy, L.; Chiarella, A.; Schulz, B. Analysis of ductile cast iron solidification: numerical simulation and experimental validation, *International Journal of Cast Metals Research*, 22-5:390-400, 2009.
35. Dardati, P. Simulación micromecánica de la solidificación de la fundición dúctil, Tesis Doctoral, Universidad Nacional de Córdoba, Argentina, 2005.
36. Deuis, R.; Subramian, C., Three-body abrasive wear of composite coatings in dry and wet environments, *Wear* 214, pp. 112-130. 1998.
37. EURO/INOX., La correcta fabricación de acero inoxidable para arquitectura, 2003.
38. Evans, A.; Gulden, M.; Rosenblatt, M., *Proceedings of the Royals Society London. Ser. A* 361, pp. 343. 1978.
39. Fernández, C. T., Rodríguez, G. I., Correa, S. R y Alcántara, B. D., “Junta de soldadura disímil de la aleación HK – 40 y del Hierro Fundido 24”. *Ingeniería Mecánica*. Vol. 17. No. 2, pp. 98-107, 2014.
40. Feng, Z.; Ball, A., The erosion of four materials using seven erodents – towards an understanding. *Wear*. Vol. 233 – 235, pp. 674 – 684, 1999.
41. Fleischer, F., *Tribología y Fiabilidad*. Mandeburgo .1985.
42. Fosca, C. *Introducción a la metalurgia de la soldadura*, Lima PUCP, cuarta edición, 2003.
43. García-Pontes, A.; González, J.; Rodríguez, E.; Herrera, J. Rotura retardada del acero inoxidable 17-7. *Anales de Mecánica de la Fractura* Vol. I. 2006.
44. Gatzanis, E.; The abrasion and abrasion - corrosion properties of 9 % chromium steel, *Wear* 165, pp 213 – 220, 1993.

45. Goicolea, J.; Ruigómez, G.; García, J. Algunas Aplicaciones no Lineales de los Elementos Finitos en Ingeniería Civil, Mecánica y Bioingeniería. Depto. Mecánica Medios Continuos y Teoría Estructuras E.T.S. Ingenieros de Caminos, UPM. España, Abril de 2003.
46. Gómez, L. Modelamiento y simulación efecto de la entrada de calor en la penetración de la junta soldada. Escuela de Ingeniería Mecánica y Eléctrica. Universidad Nacional de Colombia. Medellín, 2003.
47. Gulden E., Rosenblatt M.E., Proc. R. Soc. Lond., Ser. A361 343. 1978.
48. Görnerup, E., Characterize the performance of mould fluxes during the continuous casting of steel, melting of mould flux weredone making use of a specially designed laboratory apparatus. 2004
49. Hall, D.; Jones, J. High Temperature Alloys Their Exploitable Potential. Applied Science 54 (3), pp. 113-124. 1996.
50. Hein, L.; Shewmon, P., Effects of hardness on solids particles erosion mechanisms in AISI 1060 steel. Wear 89, pp.291 – 302. 1983.
51. Heinze, C.; Schwenk, M.; Rethmerier. Article from Journal of Constructional Steel Research: Numerical calculation of residual stress development of multi-pass gas metal arc welding: JCSR-03385. 8 Pages. 2011.
52. Henderson, J., Eyler, K., Giles, R., Win, J., Only a few used inquiry-based learning and only one teacher used reflective learning, even though educational researchers recommend its implementation, it appears that this approach has not yet been assimilated enough in ICT-integrated lessons. 2004.
53. Hernández A.; Shmatko O.A. 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, Sección Ciencias Técnicas. 2002.
54. Hernández, G., Manual del soldador, Madrid CESOL, decimoquinta edición. 2006.
55. Howard, B., Manual de Soldadura Moderna Tomo 3, Prentice Hall. Segunda edición. 1992.
56. Hutchings, I. Solid Particle Erosive Wear Testing, ASM Handbook, Vol. 8 Mechanical Testing and Evaluation, pp. 728 – 751. 2000.

57. Janos, B.; Lugscheider, E.; Remer, P., Effect of thermal aging on the erosion resistance of air plasma sprayed zirconia thermal barrier coating. *Surface and Coatings Technology*. Vol. 113, pp. 278 – 285. 1999.
58. Jean-Pierre. *Introducción al Método de los Elementos Finitos para la solución numérica de ecuaciones diferenciales*. Centro de Investigación y Estudios avanzados del IPN. México, 1997.
59. Joseph, A.; Sanjai, K.; Jayakumar, T.; Murugan, N. *International journal of pressure vessel and piping*, V.82, pp.700-705. 2005.
60. Key to Steel. Influence of Alloying Elements on Steel Microstructure. Key to Steel Web Site. 2002. Disponible en la World Wide Web en: <http://www.key-to-steel.com/>.
LIMITADA “Instituto Superior Minero Metalúrgico” “Dr. Antonio Núñez Jiménez” Tesis en opción al título de Ingeniero Mecánico. Luis Alberto Lezcano Cobas.
61. Klueh, R.; King, J.; Griffith, J. A simple test for dissimilar-metal welds, *Welding Journal*, V.62, N.6, pp.154-159. 1983.
62. Kotecki D.J. and Siewert T.A., Constitution Diagram for. Stainless Steel Weld Metals: a Modification of the WRC-1988 Diagram, *Welding J.*, Vol 71, pp 171-178. 1992.
63. Kotecki. D; *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steel*. EE.UU: John Wiley & Sons Inc. pp. 8-19. 2005.
64. Kragelski, I.; *Friction and Wear*. Butterworth, London 1978.
65. Kragelski, I.; Kombalov, V., *Fundamentos de los cálculos de fricción y desgaste*, Mashinoestroyeniye, Moscú. 1982.
66. Krause, D., *Gray Iron - A Unique Engineering Material*. ASTM, Special Technical Publications 455, Philadelphia pp. 3 – 28. 1969.
67. Kou, S. *Welding metallurgy*, Second edition, 2003.
68. Lamparter, P., Crystallite sizes and micro strains from x - ray diffraction line profile analysis.40 (11) pp.145 – 150. 2000.
69. Lawn, B.; Evans, A.; Marshal, D., Elastic/Plastic Indentation Damage in Ceramics: The Median/Radial Crack System. *Journal of the American Ceramic Society*. Vol. 63, No. 9 – 10, pp. 574 – 581. 1979.
70. Levin, B.; *Weld Overlay Coatings for Erosion Control*, *Wear* 181 – 183, pp. 810 – 820. 1995.

71. López. M.; E. Zerguera, M. Martínez, A. Cantu. V, Metodología de diseño de fuentes de soldadura por arco eléctrico, 2000.
72. Lundin D. Dissimilar metal welds transition joints literature review, *Welding Journal*, V.61, N.2, p. 58-63. 1982.
73. Márquez, M.; Diseño de una máquina tribológica para pruebas de desgaste abrasivo severo, Tesis de Maestría, SEPI ESIME IPN, México, 2002.
74. Maxunawa, A. Modelling of Heat and fluidflow in arc Weld. *Proc Int. Trends in welding search ASM International*, 1992.
75. Mesa, D.; Fundiciones. Universidad Tecnológica de Pereira, 2003.
76. Nam P.; Suh, Tribophysics, Edit. Prentice Hall, USA. 1994.
77. Ospina, R.; Aguirre C. H., Parra L. H. Soldabilidad en aceros inoxidable y aceros disímiles, 2007.
78. Paulik, J. Paulik, F. *Thermochimica Acta*, 3, No 1, pp. 13-15, 1971.
79. Pavlov V.A.; Noskova N.I., Kuznetsov P.I. *Fizika Metallov y Metallovedenie*, 24, pp. 947-952. 1967.
80. Petty, E.; *Physical Metallurgy of Engineering Materials*. George Allen and Unwin Ltd. Londres. pp. 109, 1968.
81. 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) pp. 1 – 3. 2006.
82. Radhakrishnan, V. Hot cracking in austenitic stainless steel weld metals. *Science and Technology of welding and Joined Magazine*. 5 (1) pp. 25 – 32. 2000.
83. Raymond, G.; Bayer, H., *Mechanical wear prediction and prevention*, Edit. Marcel Dekker, USA. 1994.
84. Roach, D.; Van Echo, J. Creep-rupture Properties of HK-40 and Alloy 800 Weldments. *CORROSION*. 8 (4): pp. 6-10. 1981.
85. Rodríguez, H. *Metalurgia de la soldadura*. Editorial Pueblo y Educación. La Habana. Cuba. pp 134 – 154. 1987.
86. Rowe, R.; Jeffeus, L., *Manual de Soldadura GMAW (MIG – MAG)*. Paraninfo Ediciones. España. 2008.

87. SAE: Metals and Alloys in the Unified Numbering System, Hitchin: American Technical Publication, 1996.
88. Sagaró, R.; Gómez, J.; Espinosa, L.; Carvajal, H., Rodríguez, C., Mecanismo de desgaste de materiales metálicos para martillos de molinos debido a la acción de partículas erosivas. Tecnología Química Vol. XXVII (2) pp. 41 – 47. 2007.
89. Samal M.K., Balani K., Seidenfuss M., Ross E. An experimental and numerical investigation of fracture resistance behaviour of a dissimilar metal welded joint, Journal of Mechanical Engineering Science, V.223, pp. 1502-1523. 2009.
90. Shankar, V.; Gill, T. Solidification cracking in austenitic stainless steel”, Sadhana, Vol 28, pp 359-382. June/ August 2003.
91. Shipway, P.; Hutchings, I., Measurement of coating durability by solid particle erosion Surface and Coatings Technology. Vol. 71, pp. 1 – 8. 1995.
92. Sy A., Copper in cast iron. Principal Considerations. AFS Transactions. Vol.67. pp. 321-328, 1959.
93. Stefanescu, D. M., Science and Engineering of Casting Solidification, 2nd Edition. Springer, 2009.
94. Sourmail T., Precipitation in creep resistant austenitic stainless steels”. Mat. Scien. and Technol. V 17 pp. 1 – 16. 2001.
95. Sun, Z. y Karppi, R. Journal of Materials Processing Technology, 59, pp. 257 - 267. 1996.
96. Talero, J.; Muñoz, M. Introducción al cálculo de estructuras metálicas según Eurocódigo 3. 1era Edición corregida. España. 2000.
97. Tylczak, J., Abrasive wear in ASM Handbook, Vol. 18 Friction, Lubrication and Wear Technology, printed in USA, pp. 942. 1992.
98. Vasileva, R., Examples include nonlinear transformation, extrapolation, and application of special or generalized quadratures. 1968
99. Vaughan, R.; Ball, A., Hard Mater. 2 (3 – 4), pp. 257 – 269, 1991.
100. Velázquez, A., Fragilización de la aleación HH por precipitación de fases sigma, Tesis presentada en opción al grado científico de Doctor en Ciencias Técnicas, ISMMM, 2001. LIMITADA “Instituto Superior Minero Metalúrgico” “Dr. Antonio Núñez Jiménez” Tesis en opción al título de Ingeniero Mecánico. Luis Alberto Lezcano Cobas.

101. Villa-Rabasa, A.; Hernández, K. Apuntes de metalurgia de soldadura. SEPI-ESIME-IPN. 1999.
102. Verdeja, L.; González, R., El desgaste de materiales en el crisol de horno alto: conceptos generales. Revista de minas. Madrid: No 13 y 14, 1996.
103. Wada, S.; Ritter, J., Erosion of Ceramic Materials 71 Trans Tech Publications, Zurich, 1992.
104. Waheed, R.; Shakoor, A.; Azam. Welding distortion control in thin metal plates by altering heat input through weld parameters. Technical Journal, University of Engineering and Technology; 20 (II):171-7. 2015.
105. Walton, C., Castings Iron Handbook. Iron casting Society, Inc. 1981.
106. Wang, J.; Effect of Martensite and Austenite on Grinding Media Wear, Wear 122, pp. 285 - 299. 1998.
107. Watanabe. R.; Chiba Yoshitaka. Journal of Iron and Steel Institute of Japan. 63. No 1, pp. 118-124. 1973.
108. Weman, K. Welding processes handbook. New York: CRC Press LLC. ISBN 0 – 8493– 1773 – 8, 2003.
109. Wiederhorn, S.; Lawn, R., Strength Degradation of Glass Impacted with Sharp Particles: I, Annealed Surfaces. Journal of the American Ceramic Society. Vol. 62, pp. 66 – 70. 1979.
110. Wirojanupatump, P.; Abrasion of mild steel in wet and dry conditions with the rubber and steel wheel abrasion apparatus, Wear 239 pp. 91 – 101. 2000.
111. Yancey, R; Shushi, D. Including Weld Process Modeling in Structural and Durability Modeling. Product of development Conference. MSC Software. California. EWI, 2004.
112. Zéger A. en la selección: Dislocaciones y propiedades mecánicas de los cristales. Ed.Leningrado, p. 179. 1960.
113. Zinn, W; Scholtes, B. In Handbook of Residual Stresses and Deformation of Steel, Edited by G. Totten, M. Howes and T. Inoue, ASM International, pp. 391 - 396. 2002
114. Zum-Gahr, K.; Formation of Wear Debris by the Abrasion of Ductile Metals, Wear 74, pp. 353 – 373. 1982.
115. Çetinarslan y S. K. Genç "Study in the variation of mechanical properties of nodular cast iron depending upon section thickness, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, Vol. 45 No. 2, pp. 106–113, February 2014,

ANEXOS

ANEXO 1

No: <u>01</u>	Denominación: <u>Bomba Hasleton</u>		
OT: <u>530254</u>	Destino: <u>Planta de Espesadores</u>		
Proceso de soldadura: <u>SMAW</u>		Tipo: <u>Manual</u>	
Elaborado por: <u>Héctor M. Linares Campos</u>		Revisado por: <u>Dr. C Tomás H. Fernández C.</u>	
Fecha: <u>5/4/2017</u>		Fecha: <u>5/4/2017</u>	
<p><u>Metal Base:</u> Especificación SFA No: <u>HK 40</u> Análisis quím (%) y prop: C: 0,35 – 0,45; Si: 1,75; Mn: 1,5; P: 0,040; Cr: 23 - 27; Ni: 19 – 22; Mo: 0,50; S: 0,040</p> <p><u>Metal Base:</u> Especificación SFA No: <u>Hierro Fundido (HF 24)</u> C: 3,2 – 3,8; Si: 3,8; Mn: 0,7; P: 0,20; Cr: 0,5; S: 0,12</p>	<p style="text-align: center;"><u>Croquis:</u></p>		
Clasificación AWS:			
Dimensión del electrodo:	Ø 3,2 ; L = 350 mm		
Espesor del depósito:	10 mm		
Preparación:	Mecánica		
Fundente del eléct. (clase)	Básico		
Nombre comercial del fundente	---		
Otros:			
<p><u>Posición:</u> Posición de la ranura: <u>V</u> Progresión de soldadura: Ascend. _____ Descend. _____ Plana: <u>X</u></p>	<p><u>Pre calentamiento:</u> Temp. mín. de precal: <u>850 - 950</u> °C Temp. máx. de interpasos: <u>---</u> °C Temp. de Post: <u>---</u> °C Otros TT: <u>---</u></p>		
<p><u>Tratamiento Térmico Post – Soldadura:</u> Rango de temp: <u>600 – 700 °C</u> Tiempo de permanencia: <u>48 hrs.</u> Enfriamiento: <u>Al aire</u> Medio: <u>Al aire</u></p>	<p><u>Gas:</u> <u>Composición %:</u> Gas: Mezcla: Flujo: Protección: _____</p>		

Características Eléctricas: Corriente: <u>Alterna</u> Polaridad: <u>CCPN</u> Voltaje (rango) <u>48</u> (Volts) Amperaje: <u>170</u> (Amp:) (Amp:)									
Técnica: Dimensiones de la boquilla: _____ Método de ranurado posterior de la raíz: <u>X</u> Mov. del electrodo: Recto ___ Oscilatorio <u>X</u> Distancia boquilla superficie de trabajo: _____ Pases sencillos o múltiples (por lados): _____ Electrodo: Sencillos <u>X</u> Múltiples _____ Velocidad de ejecución (rango): <u>0,007</u> m/s. Martillado: <u>No</u> Otros: _____					Valoración Económica: Precio de recup.: \$ <u>56,85</u> Gasto de material: kg <u>13,03</u> Gasto de mano de obra: h <u>5,28</u> Otros gastos: _____ Peso de pieza: kg. <u>0,8</u> Costo de recuperación: \$ <u>18,31</u> Ahorro: \$ _____				
No. Cor-dón	Proc	Metal de aporte		Corriente		Voltaje		Veloc. de ejec. (m/s)	Otros
		Clase	Diám	AC/CD	AMP	Mín	Máx		
1	SMAW	E-309L16	3,2	AC	120	16	20	0,007	---

ANEXO 2

No: <u>01</u> Denominación: <u>Bomba Hasleton</u> OT: <u>530254</u> Destino: <u>Planta de Espesadores</u>	
Proceso de soldadura: <u>SMAW</u> Tipo: <u>Manual</u> Elaborado por: <u>Héctor M. Linares Campos</u> Revisado por: <u>Dr. C Tomás H. Fernández C.</u> Fecha: <u>5/4/2017</u> Fecha: <u>5/4/2017</u>	
Metal Base: Especificación SFA No: <u>HK 40</u> Análisis quím (%) y prop: C: 0,35 – 0,45; Si: 1,75; Mn: 1,5; P: 0,040; Cr: 23 - 27; Ni: 19 – 22; Mo: 0,50; S: 0,040 Metal Base: Especificación SFA No: <u>Hierro Fundido (HF 24)</u> C: 3,2 – 3,8; Si: 3,8; Mn: 0,7; P: 0,20; Cr: 0,5; S: 0,12	
Clasificación AWS:	
Dimensión del electrodo:	\varnothing 3,2 ; L = 350 mm
Espesor del depósito:	10 mm
Preparación:	Mecánica
Fundente del eléct. (clase)	Básico
Nombre comercial del fundente	---
Otros:	
Posición: Posición de la ranura: <u>∨</u> Progresión de soldadura: Ascend. _____ Descend. _____ Plana: <u>X</u>	Pre calentamiento: Temp. mín. de precal: <u>850 - 950</u> °C Temp. máx. de interpasos: <u>---</u> °C Temp. de Post: <u>---</u> °C Otros TT: <u>---</u>
Tratamiento Térmico Post – Soldadura: Rango de temp: <u>600 – 700 °C</u> Tiempo de permanencia: <u>48 hrs.</u> Enfriamiento: <u>Al aire</u> Medio: <u>Al aire</u>	Gas: Gas: <u>Composición %:</u> <u>Mezcla: Flujo:</u> Protección: _____

Características Eléctricas: Corriente: <u>Alterna</u> Polaridad: <u>CCPN</u> Voltaje (rango) <u>16</u> (Volts) Amperaje: <u>120</u> (Amp:) (Amp:)									
Técnica: Dimensiones de la boquilla: _____ Método de ranurado posterior de la raíz: <u>X</u> Mov. del electrodo: Recto _____ Oscilatorio <u>X</u> Distancia boquilla superficie de trabajo: _____ Pases sencillos o múltiples (por lados): _____ Electrodo: Sencillos <u>X</u> Múltiples _____ Velocidad de ejecución (rango): <u>0,007</u> m/s. Martillado: <u>No</u> Otros: _____					Valoración Económica: Precio de recup.: \$ <u>56,85</u> Gasto de material: kg <u>17,62</u> Gasto de mano de obra: h <u>5,28</u> Otros gastos: _____ Peso de pieza: kg. <u>0,8</u> Costo de recuperación: \$ <u>22,9</u> Ahorro: \$ _____				
No. Cor-dón	Proc	Metal de aporte		Corriente		Voltaje		Veloc. de ejec. (m/s)	Otros
		Clase	Diám	AC/CD	AMP	Mín	Máx		
1	SMAW	UTP 86 FN	3,2	AC	120	16	20	0,007	---

ANEXO 3

No: <u>01</u> Denominación: <u>Bomba Hasleton</u> OT: <u>530254</u> Destino: <u>Planta de Espesadores</u>	
Proceso de soldadura: <u>SMAW</u> Tipo: <u>Manual</u> Elaborado por: <u>Héctor M. Linares Campos</u> Revisado por: <u>Dr. C Tomás H. Fernández C.</u> Fecha: <u>5/4/2017</u> Fecha: <u>5/4/2017</u>	
Metal Base: Especificación SFA No: <u>HK 40</u> Análisis quím (%) y prop: C: 0,35 – 0,45; Si: 1,75; Mn: 1,5; P: 0,040; Cr: 23 - 27; Ni: 19 – 22; Mo: 0,50; S: 0,040 Metal Base: Especificación SFA No: <u>Hierro Fundido (HF 24)</u> C: 3,2 – 3,8; Si: 3,8; Mn: 0,7; P: 0,20; Cr: 0,5; S: 0,12	
Clasificación AWS:	
Dimensión del electrodo:	Ø 3,2 ; L = 350 mm
Espesor del depósito:	10 mm
Preparación:	Mecánica
Fundente del eléct. (clase)	Básico
Nombre comercial del fundente	---
Otros:	
Posición: Posición de la ranura: <u>∨</u> Progresión de soldadura: Ascend. _____ Descend. _____ Plana: <u>X</u>	Pre calentamiento: Temp. mín. de precal: <u>850 - 950</u> °C Temp. máx. de interpasos: <u>---</u> °C Temp. de Post: <u>---</u> °C Otros TT: <u>---</u>
Tratamiento Térmico Post – Soldadura: Rango de temp: <u>600 – 700 °C</u> Tiempo de permanencia: <u>48 hrs.</u> Enfriamiento: <u>Al aire</u> Medio: <u>Al aire</u>	Gas: <u>Composición %:</u> Gas: Mezcla: Flujo: Protección: _____

Características Eléctricas:
 Corriente: Alterna Polaridad: CCPN Voltaje (rango) 16 (Volts)
 Amperaje: 120 (Amp:) (Amp:)

Técnica: Valoración Económica:
 Dimensiones de la boquilla: _____ Precio de recup.: \$ 56,85
 Método de ranurado posterior de la raíz: X Gasto de material: kg 5,42
 Mov. del electrodo: Recto _____ Oscilatorio X Gasto de mano de obra: h 5,28
 Distancia boquilla superficie de trabajo: _____ Otros gastos: _____
 Pases sencillos o múltiples (por lados): _____ Electrodo: Sencillos X Múltiples _____
 Electrodo: Sencillos X Múltiples _____ Peso de pieza: kg. 0,8
 Velocidad de ejecución (rango): 0,007 m/s. Costo de recuperación: \$ 10,7
 Martillado: No Ahorro: \$ _____
 Otros: _____

No. Cor-dón	Proc	Metal de aporte		Corriente		Voltaje		Veloc. de ejec. (m/s)	Otros
		Clase	Diám	AC/CD	AMP	Mín	Máx		
1	SMAW	E-275	3,2	AC	120	16	20	0,007	---

ANEXO 4

No: <u>01</u> Denominación: <u>Bomba Hasleton</u> OT: <u>530254</u> Destino: <u>Planta de Espesadores</u>	
Proceso de soldadura: <u>SMAW</u> Tipo: <u>Manual</u> Elaborado por: <u>Héctor M. Linares Campos</u> Revisado por: <u>Dr. C Tomás H. Fernández C.</u> Fecha: <u>5/4/2017</u> Fecha: <u>5/4/2017</u>	
Metal Base: Especificación SFA No: <u>HK 40</u> Análisis quím (%) y prop: C: 0,35 – 0,45; Si: 1,75; Mn: 1,5; P: 0,040; Cr: 23 - 27; Ni: 19 – 22; Mo: 0,50; S: 0,040 Metal Base: Especificación SFA No: <u>Hierro Fundido (HF 24)</u> C: 3,2 – 3,8; Si: 3,8; Mn: 0,7; P: 0,20; Cr: 0,5; S: 0,12	
Clasificación AWS:	
Dimensión del electrodo:	Ø 3,2 ; L = 350 mm
Espesor del depósito:	10 mm
Preparación:	Mecánica
Fundente del eléct. (clase)	Básico
Nombre comercial del fundente	---
Otros:	
Posición: Posición de la ranura: <u>∨</u> Progresión de soldadura: Ascend. _____ Descend. _____ Plana: <u>X</u>	Pre calentamiento: Temp. mín. de precal: <u>850 - 950</u> °C Temp. máx. de interpasos: <u>---</u> °C Temp. de Post: <u>---</u> °C Otros TT: <u>---</u>
Tratamiento Térmico Post – Soldadura: Rango de temp: <u>600 – 700 °C</u> Tiempo de permanencia: <u>48 hrs.</u> Enfriamiento: <u>Al aire</u> Medio: <u>Al aire</u>	Gas: Composición %: Gas: Mezcla: Flujo: Protección: _____

Características Eléctricas: Corriente: <u>Alterna</u> Polaridad: <u>CCPN</u> Voltaje (rango) <u>16</u> (Volts) Amperaje: <u>120</u> (Amp:) (Amp:)									
Técnica: Dimensiones de la boquilla: _____ Método de ranurado posterior de la raíz: <u>X</u> Mov. del electrodo: Recto _____ Oscilatorio <u>X</u> Distancia boquilla superficie de trabajo: _____ Pases sencillos o múltiples (por lados): _____ Electrodos: Sencillos <u>X</u> Múltiples _____ Velocidad de ejecución (rango): <u>0,007</u> m/s. Martillado: <u>No</u> Otros: _____					Valoración Económica: Precio de recup.: \$ <u>56,85</u> Gasto de material: kg <u>22,20</u> Gasto de mano de obra: h <u>5,28</u> Otros gastos: _____ Peso de pieza: kg. <u>0,8</u> Costo de recuperación: \$ <u>27,48</u> Ahorro: \$ _____				
No. Cor-dón	Proc	Metal de aporte		Corriente		Voltaje		Veloc. de ejec. (m/s)	Otros
		Clase	Diám	AC/CD	AMP	Mín	Máx		
1	SMAW	UTP 65	3,2	AC	120	16	20	0,007	---

Técnica de reparación o mantenimiento preventivo

1. Tipo de limpieza inicial y entre pases:

Cepillo _____ solventes _____ abrasivos _____ Calor _____ otros _____

2. Preparación:

- Maquinar la superficie a recuperar.
- Eliminar toda grasa y suciedades del metal.
- Limpiar con acetona u otro líquido la superficie a soldar.

3. Factores del paro de trabajo

- Desgaste por:

X Impacto _____ Presión/Fricción _____ Abrasión _____ Corrosión _____ Calor
_____ Cavitación _____ Erosión

- Rotura por:

_____ Accidente _____ Fatiga X Choque _____ Sobrecarga _____ Temperatura

4. Otros

_____ Defectos de fundición _____ Defectos por maquinado

5. Técnicas de aplicación

- Revisar el material que esté limpio de suciedad.
- Control de la temperatura de calentamiento y mantenerla durante el proceso.
- Evitar el derrame del depósito en los extremos.
- Limpiar cada cordón después del primer pase o al concluir el mismo.
- No depositar cordones de forma continua para evitar torceduras.

