



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

**TRATAMIENTO TÉRMICO DE UN ACERO REFRACTARIO  
SOLDADO CON PROCESO DE SOLDADURA POR ARCO  
ELÉCTRICO**

Tesis presentada en opción al título de Ingeniero Mecánico

Autor: Osvaldo Raúl Remond Hernández

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

Moa, 2016



***Declaración de autoridad***

**Yo:** Osvaldo Raúl Remond Hernández

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

-----  
Osvaldo Raúl Remond Hernández

-----  
Dr. C. Tomás H. Fernández Columbié



*“Instituto Superior Minero Metalúrgico” “Dr. Antonio Núñez Jiménez”*

## ***Agradecimientos***

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

***A mi tutor por su gran ayuda en la realización de este trabajo, el Dr. C. Tomás Fernández Columbié.***

***A mis familiares que me apoyaron en todo momento.***

***A mis amigos.***

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

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

***A todos***

***Muchas Gracias.***



## ***Dedicatoria***

***Quiero dedicar este trabajo a mis familiares.***

***A mis padres: Ana Josefa Hernández Ortiz y  
Osvaldo Remond Daky.***

***A mi hermano: José Bryan Remond Hernández***

***A mí novia: Maribel Cañete Utria.***

***A mis amigos.***

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



## **TABLA DE CONTENIDOS**

<b>SÍNTESIS</b>	<b>Pág</b>
<b>CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS</b>	
1.1. Introducción	7
1.2. Características generales de las aleaciones termoresistentes	7
1.3. Aceros inoxidables fundidos	11
1.4. Proceso de soldadura por arco de metal protegido	12
1.4.1. Soldadura de los aceros austeníticos	16
1.4.2. Soldadura de las fundiciones	17
1.5. Tratamientos térmicos realizados a las uniones soldadas	19
1.6. Formación de fase sigma	21
1.7. Efecto del agrietamiento en los aceros	23
1.8. Roturas de los brazos de barridos	25
1.9. Conclusiones del capítulo 1	26
<b>CAPÍTULO 2: MATERIALES Y MÉTODOS</b>	
2.1. Introducción	28
2.2. Caracterización del objeto de estudio	28
2.3. Composición química de la aleación HK 40, en %	29
2.4. Plan experimental	30
2.4.1. Máquina de soldar empleada en la soldadura	31
2.4.2. Electrodo consumible para la soldadura	31
2.4.3. Diagrama de Schaeffler	32
2.5. Preparación metalográfica	34
2.5.1. Selección de la muestra	35
2.5.2. Corte de las muestras	35
2.5.3. Desbaste de las muestras	36
2.5.4. Pulido y ataque de las muestras	36
2.5.5. Observación microscópica y comportamiento microestructural	36
2.5.6. Ensayo de microdureza aplicado a las muestras	38
2.5.7. Horno para el tratamiento térmico de alivio de tensiones	38



2.6. Cálculo del ciclo térmico	39
2.6.1. Cálculo de la intensidad de corriente	39
2.6.2. Determinación del voltaje del arco eléctrico	39
2.6.3. Cálculo de la velocidad de soldadura	39
2.6.4. Cálculo de la energía lineal del proceso de soldadura	40
2.7. Cálculos numéricos para la soldadura	40
2.7.1. Cálculo de la velocidad de enfriamiento del cordón	41
2.8. Cálculo de costo del proceso de soldadura	42
2.9. Conclusiones del capítulo 2	44
<b>CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS</b>	
3.1. Introducción	46
3.2. Análisis de la composición química del depósito	46
3.2.1. Análisis del depósito con el electrodo AWS E 309L - 16	47
3.2.2. Análisis del depósito del electrodo AWS E 410	48
3.3. Análisis del comportamiento térmico de las variables	49
3.3.1. Análisis del ciclo térmico de soldadura	49
3.3.2. Análisis de los cálculos numéricos	51
3.3.3. Análisis de los cálculos de costos de la soldadura	53
3.4. Análisis del comportamiento microestructural sin tratamiento térmico	54
3.4.1. Análisis de la dureza sin tratamiento térmico	58
3.5. Análisis del tratamiento térmico	59
3.5.1. Primera variante de temple	59
3.5.2. Tratamiento térmico de revenido	60
3.6. Análisis microestructural luego del tratamiento térmico	61
3.6.1. Análisis de la dureza con tratamiento térmico	64
3.7. Análisis económico	65
3.8. Impacto ambiental	65
3.8.1. Absorción por vía dérmica durante la soldadura	66
3.8.2. Afectaciones del proceso de soldadura	66
3.9. Conclusiones del capítulo 3	67

## **CONCLUSIONES GENERALES.**



*“Instituto Superior Minero Metalúrgico” “Dr. Antonio Núñez Jiménez”*

**RECOMENDACIONES.**

**REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS**

**ANEXOS**



## **Resumen**

El trabajo tiene como objetivo establecer el comportamiento microestructural de la aleación HK 40 sometido a proceso de soldadura por arco eléctrico con diferentes metales de aporte. Se prepararon muestras fundidas de la aleación, la preparación de los bordes se realizó a tope con ángulo de 60° las cuales fueron soldadas con electrodos recubiertos del tipo E 309L - 16 y E 410, en el ciclo térmico se obtuvo una energía lineal de 741 312,74 J/m y un calor aportado de 66 718,14 W. En el análisis microestructural luego de la soldadura se obtuvo microestructura con presencia de carburos, susceptible al agrietamiento. Para el alivio de tensiones fueron sometidas a tratamiento térmico con velocidad de calentamiento de 65 °C/h para la primera variante de temple y de 70 °C/h para el recocido, permitieron la modificación de las estructuras, luego de una temperatura por encima de los 800 °C se alcanza la austenización completa y durante el enfriamiento la austenita transforma a martensita. En la zona fundida se determinó una dureza de 683 HV. Por último se realiza la valoración económica y el impacto medio ambiental.





### **Abstract**

This paper has as objective to establish the behaviour microstructural of the alloy HK 40 subjected to welding process for electric arch with different contribution metals. They got ready fused samples of the alloy, the preparation of the borders was carried out to end with angle of  $60^\circ$  which were welding with shield electrodes of the type E 309L - 16 and E 410, in the thermal cycle were obtained a lineal energy of 741 312,74 J/m and an added heat of 66 718,14 W. In the analysis microstructural after the welding microstructure it was obtained with presence of carbides, susceptible to the cracking. For the relief of tensions they were subjected to thermal treatment with speed of heating of 65 °C/h for the first variant of temper and of 70 °C/h for the one recooked, they allowed the modification of the estructure, after a temperature above the 800 °C the complete austenitation is reached and during the cooling the austenite transforms to martensit. In the fused area a hardness of 683 HV was determined. Lastly he is carried out the economic valuation and the half environmental impact.



## **Introducción**

Las aleaciones resistentes a las altas temperaturas regularmente se refieren a materiales que se les proporcionan resistencia a la fluencia, resistencia al medio ambiente agresivo y estabilidad entre un rango de temperatura de 260 y 1 200 °C, los que son usados generalmente en presencia de gases de combustión en fuentes de calor, tales como motores de turbinas, motores reciprocantes, plantas de poder, hornos y equipos de control de polución. Es imperativo que estos materiales puedan retener sus propiedades bajo estas condiciones y que sus microestructuras permanezcan estables en tales condiciones de operación.

Durante las últimas décadas se alcanzó una mayor comprensión de los efectos aleantes, avances en la tecnología de la fusión y el desarrollo de procesos termomecánicos han determinado el mejoramiento de las aleaciones resistentes a altas temperaturas. Dadas estas condiciones, se empezó a procesar aleaciones con suficientes cantidades de cromo (con o sin adiciones de aluminio o silicio) en forma de óxidos protectores ( $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  y  $\text{SiO}_2$ ) los cuales proveen de protección a la degradación provocada por las condiciones severas, alta temperatura y corrosividad.

Por otro lado, los óxidos no pueden proteger contra las fallas por fluencia lenta, fatiga mecánica, térmica o fragilización. En servicio, las fallas de un componente metálico son generalmente causadas por la combinación de dos o más modos de ataque, los cuales aceleran sinérgicamente la degradación. Los carburos presentes en estas aleaciones proporcionan dureza extra en la matriz formada y ayudan a dar estabilidad estructural al material, incrementan la resistencia a la abrasión y fricción y tienen gran resistencia a disolverse a altas temperaturas, por lo que dan estabilidad y control al crecimiento de grano austenítico.

Los aceros inoxidable resistentes al calor tienen una amplia aplicación en la industria alimenticia, química, farmacéutica, petroquímica. Por sus propiedades tienen usos especiales para aplicaciones resistentes al calor. Las características de un acero inoxidable son impartidas principalmente por el cromo, del cual depende la pasividad o inoxidable, hay elementos de aleación que ayudan a que el efecto del cromo en estos aceros sea mayor. A través de tratamiento térmico en estos aceros



se pueden obtener estructuras duras, mediante calentamiento y enfriamiento rápido, esperándose una precipitación masiva de carburos y una variación de dureza y resistencia a la fluencia.

Las aleaciones inoxidables del sistema Fe - Cr - Ni - C tienen una amplia utilización en la fabricación de brazos para el sistema de barrido (arrastre) de mineral de los hornos de soleras múltiples. Estos elementos se localizan en la planta de Hornos de Reducción de la empresa “Comandante Ernesto Che Guevara”, en la que se utiliza la tecnología de lixiviación carbonato amoniacal, también conocida universalmente como proceso “Caron” (Velázquez, 2002).

En la tecnología de lixiviación carbonato-amoniacoal, los hornos de solera múltiple representan un importante eslabón de la cadena productiva. En ellos ocurre la reducción de los óxidos de níquel y cobalto mientras que los óxidos de hierro se reducen hasta hierro metálico. En el proceso “Caron”, la Planta de Hornos de Reducción se considera entre las de mayor influencia en la finalidad del proceso, ya que la producción del sinter depende directamente de la magnitud del extractable logrado durante la reducción del mineral

**La situación problemática** de la investigación la constituye:

El acero inoxidable austenítico HK 40, es un acero resistente al calor que se emplea a elevadas temperaturas, utilizado básicamente en forma de productos fundidos en equipos de procesos químicos, metalúrgicos, petroquímicos, consecuentemente este acero debe resistir la oxidación, la carburación y la sulfatación. Uno de los problemas en este tipo de aceros es la formación de fases frágiles, cuando es sometido a una temperatura de 540 a 900 °C. Como aleación de producción nacional, tienen amplia aplicación en la industria minero metalúrgica en la fabricación de brazos de barrido para hornos de reducción, se ha detectado que luego de un tiempo de trabajo estos elementos se agrietan o se fracturan lo cual ocasiona en algunos casos, pérdidas económicas a la industria y afectaciones al medio ambiente.

El **Problema** de la investigación lo constituye: las teorías existentes no fundamentan el comportamiento microestructural y la dureza de la aleación HK 40 sometida a



tratamiento térmico luego de ser aplicado un proceso de soldadura por arco eléctrico y electrodo revestido.

### **Hipótesis**

La aplicación de un tratamiento térmico a 780 °C en una aleación HK luego de ser sometida a un ciclo térmico de soldadura con electrodos revestidos E 309L - 16 y E 410, puede favorecer la presencia y distribución de fases en la zona de fusión (ZF) y en las zonas afectadas térmicamente (ZAT), libre de fisuración y de fase sigma.

**Objeto de la investigación:** tratamiento térmico y proceso de soldadura por arco eléctrico de la aleación HK 40.

**Campo de acción:** microestructura, microdureza de la aleación HK 40 con tratamiento térmico a 780 °C.

### **Objetivo**

Caracterizar las microestructuras y las durezas resultantes en la aleación HK 40 sometida a un tratamiento térmico de 780 °C luego de ser aplicado el ciclo térmico de soldadura manual por arco eléctrico y electrodos revestidos E 309L - 16 y E 410.

### **Objetivos específicos**

1. Definir las regularidades del comportamiento microestructural, así como el efecto del tratamiento térmico en aceros refractarios sometidos a ciclo térmico de soldadura bajo condiciones de arco eléctrico manual y electrodos revestidos.
2. Establecer el procedimiento metodológico para determinar el comportamiento de las variaciones microestructurales y la dureza en aleación HK 40, así como los ciclos de tratamiento térmico luego de ser sometida a proceso de soldadura con electrodos revestidos.
3. Caracterizar a partir de las regularidades obtenidas, las variaciones microestructurales y la microdureza de la aleación HK 40 sometida a tratamiento térmico luego del proceso de soldadura por arco eléctrico y electrodos revestidos.

### **Tareas del trabajo**

1. Establecimiento del estado del arte relacionado con el objeto de estudio.



2. Planificación, diseño y realización de experimentos.
3. Análisis de resultados y obtención de las microestructuras y la microdureza de la aleación HK 40 sometida a tratamiento térmico luego del ciclo térmico de soldadura con electrodos revestidos.
4. Fundamentación de las inestabilidades metalúrgicas que surgen en la aleación HK 40 tratada térmicamente luego de ser sometida a ciclo térmico de soldadura.
5. Planteamiento de los efectos económicos, sociales y ambientales del proceso de soldadura.

# **CAPÍTULO 1**

**Marco teórico. Antecedentes investigativos**



## **CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS**

### **1.1. Introducción**

Las propiedades mecánicas, son de interés para las aplicaciones en temperaturas elevadas, esto incluye las propiedades de resistencia a la tensión a altas temperaturas, fluencia lenta y altos ciclos de fatiga, fatiga termomecánica y térmica, e interacción entre fluencia lenta y la fatiga. Cada uno de estos comportamientos tiene su importancia específica a temperaturas elevadas, las fronteras de grano en materiales policristalinos son más débiles que los interiores y las fracturas intergranulares ocurren con relativa baja elongación.

El capítulo tiene como objetivo establecer el efecto del tratamiento térmico en la estructura de los aceros refractarios sometidos a ciclo térmico de soldadura bajo condiciones de arco eléctrico manual y electrodos revestidos.

### **1.2. 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: 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.

Señala Bochvar (1977) que para conseguir altas propiedades termoresistentes de las aleaciones muy frecuentemente se utilizan una serie de métodos de endurecimiento. Sin embargo, entre ellos la contribución más importante la tiene la creación de una solución sólida con alta resistencia a elevadas temperaturas como base de la aleación (Prokochkin y Vasileva, 1968).

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

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

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





La influencia del molibdeno en las propiedades de la aleación X15H85 (15Cr85Ni) fue estudiada por Hernández y Castellano (2009) y quedó establecido que el molibdeno endurece la solución sólida luego del temple más mientras mayor es el contenido del mismo. La introducción en la aleación de 14,6 % de Mo eleva la microdureza desde 2 127 a 3 283 MPa.

La solubilidad de los elementos del grupo VI<sup>A</sup> 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).

Un gran número de trabajos ha sido dedicado al estudio de la influencia el contenido de estos elementos sobre la resistencia a alta temperatura de las aleaciones del sistema Ni - Cr - Mo - W y en particular a la búsqueda de las cantidades óptimas para el contenido total y la relación entre estos elementos.

En el trabajo de Paulik y Paulik (1971) 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 -1 000 °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 a 900 y 1 000 °C durante 500 horas. El aumento del cromo hasta 25 % influye favorablemente sobre la resistencia prolongada. El valor máximo corresponde a 5 % atómico de Mo + W. A diferencia de emplear un solo componente, ya sea molibdeno o wolframio, en las aleaciones del sistema Ni - Cr - Mo - W, la aleación conjunta con estos elementos influye enormemente en la sensibilidad a la aparición de grietas en caliente.

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

García-Pontes *et al.* (2006) analizaron la influencia de la composición química sobre la termorresistencia de un grupo de aleaciones en base a níquel utilizadas en la URSS y EE.UU. Como criterio para la evaluación de la termorresistencia 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 termorresistencia 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 termorresistencia.

Velázquez *et al.* (2001) evaluaron el comportamiento de los aceros austeníticos fundidos AISI HH y HK 40 (de producción nacional) ante los procesos de



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

### **1.3. Aceros inoxidables fundidos**

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

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

Importantes contribuciones al conocimiento de algunas de las regularidades manifestadas en roturas de componentes fabricados con aceros fundidos de la serie H realiza Ebert (1976), se refiere a problemas de agrietamiento en tubos de hornos de pirolisis fabricados de la aleación HK 40 durante procesos de recuperación por soldadura a la intemperie y los efectos de las fases de carburos en la reducción de la ductilidad de la aleación a temperatura ambiente como consecuencia de la exposición de la aleación a elevadas temperaturas durante tiempos prolongados. Por



su parte, Roach y Van Echo reportan las propiedades de fluencia de uniones soldadas también en la aleación HK 40.

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

En Fernández *et al.* (2014) se considera la unión disímil HK 40 y el hierro fundido 24, asociado a la unión metalúrgica por el proceso de soldadura manual con arco eléctrico, emplean tres tipos de electrodos el E 312 - 16, el UTP 65 y el Castec Xyron 244, se determina que en el comportamiento microestructural se observan variaciones en la zona fundida y zona de influencia térmica caracterizada por estructura desde el tipo ferrita perlita, estructura de austenita y de ferrita Widmanstätten, según la composición química del metal de aporte y que la mejor deposición se logra con el UTP 65, precedido del Castec Xyron 244, concluyen que lo más significativo es el incremento de la dureza de 700 HV localizada en la aleación HK 40.

Autores como Nomoto *et al.* (2006) y Zinovij *et al.* (2012) clasifican a los hierros de elevada aleación como un grupo independiente de aleaciones de hierro fundido, donde las propiedades dependen directamente de la influencia de los elementos de aleación. En estas aleaciones de hierro fundido, el contenido de aleación está bien por encima del 4 % y consecuentemente no pueden ser producidos por aleación en cuchara, como el resto de las aleaciones conocidas. Ellos usualmente son producidos en fundiciones con equipamiento especializado para producir hierros de elevada aleación. Sin embargo, esta afirmación es solo aplicable cuando la suma total de los elementos de aleación está muy por encima de 4 %.

#### **1.4. Proceso de soldadura por arco de metal protegido**

En la soldadura por arco de metal protegido (Shield Metal Arc Welding, SMAW) es un proceso de soldadura por arco en el que se produce coalescencia de metales por

medio del calor de un arco eléctrico que se mantiene entre la punta de un electrodo cubierto y la superficie del metal base en la unión que se está soldando (Cisilino *et al.*, 2002). Durante el proceso la situación se complica porque: 1) el calentamiento está muy localizado, 2) la fusión de los metales base ocurre en estas regiones locales y 3) la ubicación del calentamiento y la fusión está en movimiento (Meriño, 1999). Independientemente de que la función principal del arco consiste en proveer el calor necesario para fundir al metal, también cumple otras funciones importantes para el éxito de una soldadura.

El arco puede ajustarse para transferir metal 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 metal base y el gas protector de tal forma que se puedan crear cambios metalúrgicos significativos en la junta. En el método de soldadura manual por arco eléctrico figura 1.1, la operación empieza en un extremo y viaja al lado opuesto.

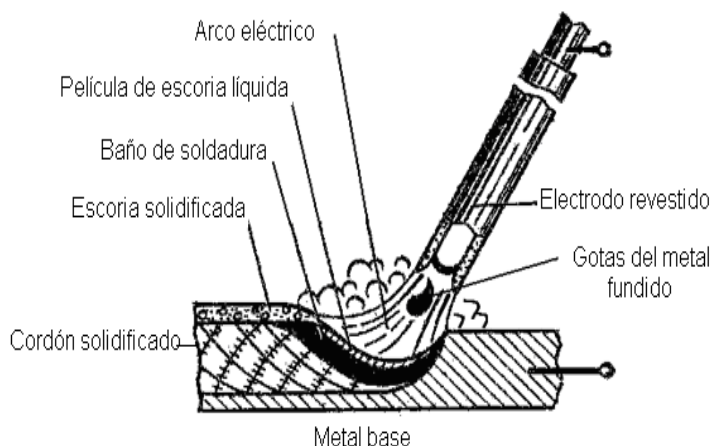


Figura 1.1. Esquema del proceso de soldeo SMAW.

Considera Utria (2012) que la unión de soldadura queda en tensión residual y se acumulan tensiones compresivas de reacción en las regiones de las partes lejanas a la soldadura. También ocurren tensiones residuales y encogimiento a lo largo de la gota de soldadura. Dado que las regiones exteriores de las partes base han permanecido relativamente frías y sin cambios de dimensión, mientras que la gota de soldadura se ha solidificado a temperaturas muy altas y después se ha contraído, las



tensiones residuales permanecen en forma longitudinal en la gota de soldadura. Es probable que el resultado neto de estas tensiones residuales, en forma transversal y longitudinal, produzca una deformación en el ensamble soldado.

Las tensiones residuales inducidas en forma térmica y la distorsión implícita son un problema potencial en casi todos los procesos de soldadura por fusión y en ciertas operaciones de soldadura de estado sólido, en las cuales ocurre un calentamiento significativo (Traidia y Roger, 2011).

A consecuencia de los procesos de fabricación de los materiales, de la mecanización de componentes, de las condiciones de servicio de estos últimos y el suministro en uniones soldada (James, 1996 y Lotsberg, 2009), se generan en los agregados policristalinos campos de tensiones residuales, las tensiones residuales pueden llegar a condicionar negativamente la vida en servicio de los dispositivos y estructuras. Microscópicamente, las tensiones residuales actúan alterando las distancias entre los planos atómicos de los cristales.

En general, es mayor la cantidad de calor que se localiza en el baño de fusión o pileta líquida, cuando se utilizan electrodos consumibles, que cuando se emplean los no consumibles, obteniéndose una mayor eficiencia térmica y una zona afectada por el calor (ZAC - zona aledaña al metal fundido, que no entró en fusión, pero sufrió transformaciones en estado sólido que modificaron sus propiedades) más estrecha en el metal base. La eficiencia térmica para los procesos de electrodos consumibles es del orden de 70 - 80 % y para los no consumibles del 50 - 60 % (Vaidya, 2002).

El tamaño, distribución y morfología dependen de la composición de la aleación y del ciclo térmico en la zona afectada térmicamente. Muchos precipitados de carburos ricos en cromo pueden llevar a degradar la resistencia a la corrosión.

En el caso específico de los procesos de soldadura, los esfuerzos residuales son consecuencia de la interacción de los siguientes procesos separados a) expansión impedida y contracción resultante de una distribución de temperatura no homogénea, (Zinn y Scholtes, 2002); b) efectos de enfriamiento rápido, temple (Schajer, 2001); c) transformaciones de fase (Guirao *et al.*, 2010).

El proceso de soldadura por arco eléctrico como se observa en la figura 1.2 por ser una operación totalmente localizada, tiene algunas características de las técnicas de fusión y otras del tratamiento térmico convencional, esto se debe a que presenta una zona de material totalmente fundido y otra en la cual el material ha sufrido un calentamiento.

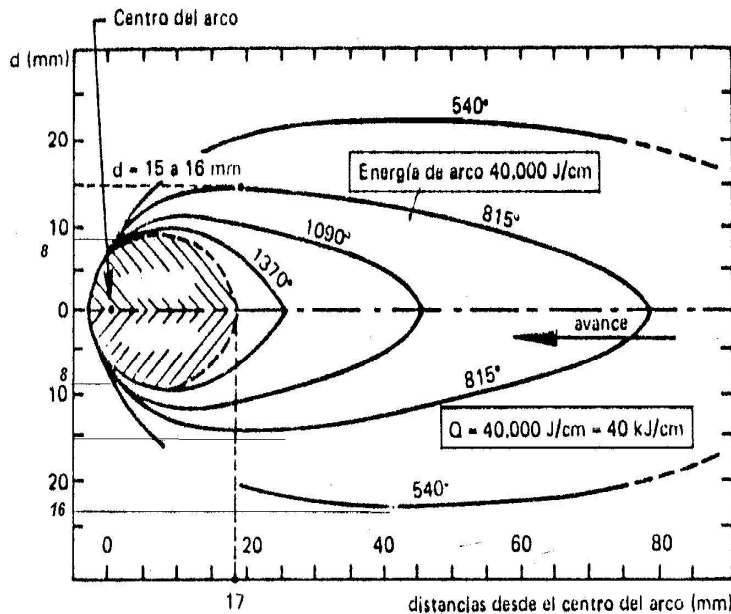


Figura 1.2. Distribución de isotermas en la soldadura.

La figura 1.2 muestra el efecto del calor aportado concentrado en el centro de un cordón de soldadura, representando las distintas isotermas que se generan, a distintas distancias del arco. El punto cero representa el centro del cordón hacia la izquierda tenemos isotermas de calentamiento y hacia a la derecha de enfriamiento. Considerando que la temperatura de fusión del acero es de 1 539 °C y la temperatura correspondiente a la transformación austenítica es de 815 °C, entonces entre estas dos isotermas tenemos la región sobrecalentada y entre 815 y 540 °C la región transformada (Madhusudan y Srinivasa, 2009).

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. Las temperaturas de transformación que son importantes son: Ac1, Ac3 (temperatura crítica inferior y crítica superior respectivamente) y la isoterma que se genera sobre la interfase de fusión. La región entre Ac3 y la isoterma en la línea



de fusión es completamente reaustenizada cuando la pileta es depositada, mientras que entre las isothermas Ac3 y Ac1 ocurren solo transformaciones parciales de la austenita durante el calentamiento. Todas las regiones calentadas a temperaturas menores que Ac1 son revenidas.

#### **1.4.1. Soldadura de los aceros austeníticos**

Los aceros austeníticos tienen generalmente baja conductividad térmica, alta temperatura de expansión y alta resistencia eléctrica. Los elementos de aleación tienen un efecto muy importante en estas propiedades. Por ejemplo, níquel (Ni), cobre (Cu) y cromo (Cr) bajan la conductividad térmica, Ni y Cu baja la expansión térmica (Lo *et al.*, 2009).

El empleo de las aleaciones base níquel hace que en la mayoría de los casos se requiera que éstas sean fácilmente soldables. Las operaciones de soldeo adquieren verdadera importancia, especialmente en la fabricación de componentes de altas prestaciones para el sector aeronáutico y la industria petroquímica (Rodríguez *et al.*, 1998).

Dentro de las diferentes tecnologías de unión que se emplean habitualmente en la soldadura de estas aleaciones, se encuentra el proceso de soldeo fuerte. Esta tecnología es ampliamente utilizada en diferentes sectores industriales como automoción, aeronáutica o electrónica. Las ventajas que ofrece el soldeo fuerte para la unión de aleaciones de níquel frente a los procesos de soldadura por arco eléctrico son múltiples, destacando de entre todas ellas las reducidas temperaturas del proceso, la posibilidad de unir aleaciones de níquel complejas, como son las aleaciones fortalecidas por solución sólida o por dispersión de óxidos además de ser un proceso fácilmente automatizable y de elevada productividad (Roberts, 2003; Schwartz, 2003).

Cualquier operación de soldadura debe ser cuidadosamente ajustada en lo relativo al aporte térmico, dada su gran influencia en las propiedades finales de la unión soldada. En este sentido, la composición química de la aleación de níquel junto a los parámetros de soldeo ejercen un efecto muy definido en la soldabilidad y el





conocimiento de esta influencia es de suma importancia a la hora de definir los procedimientos de soldeo.

Los aceros inoxidable tienen características que los diferencian de los demás aceros durante el proceso de soldadura, los mismos sufren cambios morfológicos cuando se le aplica el ciclo térmico de soldadura, estos cambios son notables por la predicción de la microestructura, por las características de la zona afectada por el calor (ZAC) y por evolución de la microestructura en la zona de fusión (ZF) (Alpizar, 2003; Ricaurte *et al.*, 2007).

Generalmente, 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. Cuando la nucleación de la fase ferrita toma lugar en los bordes de grano de la fase austenita, la transformación de austenita a ferrita es facilitada al incrementarse las áreas de los bordes de grano de la fase austenita (Babakr *et al.*, 2008).

Los cambios microestructurales en el metal de soldadura suceden durante el enfriamiento al igual que en los tratamientos térmicos. Sin embargo, las microestructuras resultantes del proceso de soldadura difieren del proceso antes mencionados debido al comportamiento no isotérmico de los procesos de soldadura (Fernández *et al.*, 2016).

Los parámetros estructurales, relacionados a la tenacidad son el tamaño de grano de la ZAT y la fracción volumétrica de las islas de martensita - austenita, lo que se conoce como constituyente M – A (Martínez-Conesa *et al.*, 2010).

#### **1.4.2. Soldadura de las fundiciones**

Cuando se suelda una fundición, el último cordón debe ser depositado de manera que el metal líquido producido por el arco no toque el metal base y la unión se produce por el metal depositado previamente. Con esta técnica, la zona afectada térmicamente sufre un revenido y el material mejora su tenacidad. Por esta razón es importante controlar la cantidad de calor aportado a la soldadura, de tal manera que



la penetración de la zona fundida sea la mínima, para conseguir la fusión del metal base, ya que todo exceso de calor producirá un aumento del ancho de la zona afectada térmicamente y con esto aumentan las transformaciones estructurales que pueden conllevar a la fragilización de la junta soldada.

Cuando se precalienta la pieza, los cordones de soldadura son más dúctiles y menos frágiles, pero la soldadura es más difícil de realizar. Durante la ejecución de la soldadura se debe mantener la pieza a la temperatura de precalentamiento y esta temperatura depende de la configuración, forma y tamaño de la pieza. Mientras mayores sean los espesores y complejidad de las piezas a soldar, mayor cuidado debe tenerse para evitar altas velocidades de enfriamiento que pueden conllevar a agrietamiento del cordón de soldadura o del metal base.

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

Los electrodos más comunes para soldar hierro fundido son los de núcleo metálico de aleación de níquel, ya que evitan la fisuración por la aparición de fases duras y frágiles, además tiene una alta elongación que permite soportar la dilatación y contracción durante el proceso de soldadura además de ser maquinable. Adicionalmente se deben seleccionar los electrodos de menor entrada de calor que en otras palabras son los que trabajan a menores amperajes (EUTECTIC CASTOLIN, 2002 y Marulanda *et al.*, 2007).

Cuando una fundición es soldada en caliente, presenta una disminución en la proporción de cementita en la zona de unión y una notable mejoría en la apariencia de la soldadura. En la soldadura en frío de las fundiciones grises con electrodos de acero, la transformación en cementita, de la zona de unión, se acentúa y la parte fundida está constituida casi totalmente por una estructura martensítica. La soldadura

con electrodo de níquel o monel, da mejores resultados, obteniéndose una notable mejoría de la línea de unión, debido a la influencia grafitizante del níquel.

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

### 1.5. Tratamientos térmicos realizados a las uniones soldadas

Plantean Lippold y Kotecki (2005) que en el proceso de soldadura y durante la aplicación del cordón de soldadura, el calor aportado se disipa rápidamente alejándose de la fuente. Como el charco metálico lleva una velocidad de avance, se forman isoterma de forma aproximadamente elípticas alrededor de la fuente de calor. Después de aplicar el cordón de soldadura en la junta, se presentan tres zonas bien definidas como se observa en la figura 1.3.

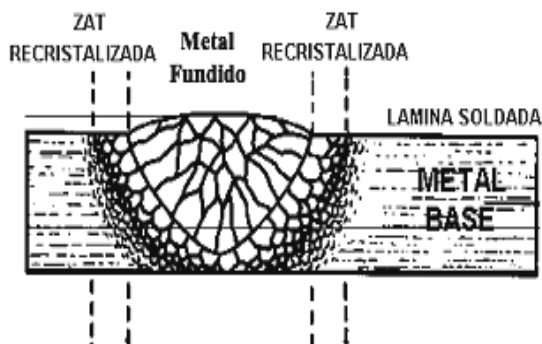


Figura 1.3. Esquema de las zonas involucradas en un cordón de soldadura. Fuente: SAGER S.A. (2004).

Según se muestra en la figura 1.3, las zonas que caracterizan la unión soldada son:  
Zona de Fusión: es la zona donde el metal de soldadura fue depositado, es la parte del metal que se fundió y después se solidificó durante el proceso de soldadura. Esta zona puede estar compuesta de metal base fundido, metal de aporte o una mezcla de metal de aporte y metal base; la Zona Afectada Térmicamente (ZAT), es la parte del metal adyacente a la zona de fusión, que ha sido calentada durante el proceso de soldadura, hasta una temperatura que puede producir algunos cambios metalúrgicos significativos.



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

El intervalo de temperatura por las que pasa cada punto puede dar lugar a transformaciones de fases que afectan las características de la unión soldada, esta característica depende de numerosos factores como la geometría de la unión soldada, temperatura de precalentamiento, espesor de la pieza, calor aportado por el proceso de soldadura, influyendo en la estructura metalúrgica, propiedades mecánicas y en la sanidad de la unión soldada.

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

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

Los metales son buenos conductores de calor, razón por la cual este calor, es transferido rápidamente desde el cordón de soldadura, a toda la masa metálica, lo que conlleva a un enfriamiento relativamente rápido. Ese enfriamiento contribuye a la formación de microestructuras perjudiciales en la región soldada y en zonas aledañas. El precalentamiento de la junta, es una manera de reducir la velocidad de enfriamiento del metal. La temperatura de precalentamiento puede variar desde 508



a 5 408 °C, siendo más comúnmente aplicada en el intervalo de 1 508 a 4 008 °C (INDURA S.A, 1999 y EUTECTIC CASTOLIN, 2004).

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

Pástor (2002); Kotecki y Lippold (2013) afirman que el postcalentamiento de las uniones soldadas se realiza inmediatamente después de realizar la soldadura. Este tratamiento es bien diferente de otros ejecutados después del enfriamiento de la soldadura tales como alivio de tensiones, revenido y recocido. El postcalentamiento tiene la misma función del precalentamiento y es la de mantener la temperatura de la pieza en un nivel elevado de tal manera que la junta soldada se enfríe lentamente. Así como en el precalentamiento, el resultado es una ductilidad mayor en la región soldada.

### **1.6. Formación de fase sigma**

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

La cinética de formación de la fase sigma consta de nucleación y crecimiento. La precipitación de la fase sigma ocurre en la ferrita debido a su alto contenido de Cr y



Mo, así como a la elevada difusión de estos elementos dentro de esta fase en comparación con la austenita.

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

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

La fase sigma se caracteriza por su estructura tetragonal centrada en el cuerpo, tiene una composición rica en hierro, cromo y molibdeno. Se caracteriza por tener una elevada dureza y fragilidad, por lo que su presencia afecta las propiedades mecánicas y la resistencia a la corrosión de los aceros inoxidable, debido a que remueve el Cr en solución sólida (Strutt y Vecchio, 1999; Pardal *et al.*, 2009).

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

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



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

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

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

### **1.7. Efecto del agrietamiento en los aceros**

La inquietud del ser humano por descubrir los fenómenos físicos que lo rodean y su perspicacia lo han llevado a los avances tecnológicos de los cuales hoy nos beneficiamos. La necesidad de conocer el mecanismo de fractura se inició en el preciso instante cuando el hombre comenzó a construir estructuras y herramientas, esta necesidad lo llevo a buscar mejores materiales, nuevos diseños, resistentes al deterioro y falla (Eberle *et al.*, 2000).

Sin embargo, los factores que afectan a la fractura de componentes mecánicos son variados y complejos estos abarcan áreas tales como: la metalurgia, la química, procesos de manufactura, diseño (análisis de esfuerzos, evaluación probabilística), ambiente de trabajo (Pitrum *et al.*, 2004).

Plantea Mejía y Maldonado *et al.* (2004) que la mayoría de procesos de manufactura inducen esfuerzos residuales estos son difíciles de predecir, su evaluación requiere



de métodos destructivos o métodos muy costosos. Los esfuerzos residuales traen como consecuencia un comportamiento inesperado en servicio aún bajo diseños conservadores, por su estado intrínseco es difícil su detección y predicción, la comprensión del fenómeno de inducción de esfuerzos residuales y como afectan los componentes bajo servicio requiere de la evaluación y estudio por métodos diversos.

La propagación de una grieta puede ser determinada por factores diversos, los esfuerzos residuales contribuyen a la propagación o arresto de grieta. Los esfuerzos residuales pueden ser inducidos de manera intencional al aplicar una carga homogénea y no homogénea sobrepasando la zona elástica de la curva esfuerzo deformación (Han *et al.*, 2005). Una vez inducidos los esfuerzos residuales pueden ser en compresión o en tensión, si son de compresión contribuyen a detener los micro defectos causantes de grietas y así prolongar la vida útil del componente, si son de tensión por el contrario favorecen el crecimiento de micro defectos aumentando la posibilidad de nucleación y crecimiento de grietas y reduciendo la vida útil del componente.

Considera Sánchez *et al.* (2006) que, dentro del área ingenieril, se entiende por fractura a la separación o fragmentación de un sólido bajo la acción de un agente externo. Usualmente para fracturar un material se requiere aumentar la carga progresivamente hasta que el proceso de nucleación y propagación ocurra. El hecho de que una fractura pueda iniciar en regiones muy localizadas y frecuentemente pequeñas de un componente estructural, y de que ocurra a esfuerzos menores del diseño le da su característica de ser súbita, inesperada y catastrófica. Estas características del fenómeno de la fractura de materiales son las que la hacen objeto de estudio de gran importancia en la actualidad; conocerla, comprenderla, prevenirla y predecirla con mayor exactitud redundará en un incremento de la seguridad y la vida útil del componente (Jaramillo y Bacca, 2009).

La tendencia al agrietamiento es un factor que determina grandemente la soldabilidad de los aceros, durante la soldadura se producen fundamentalmente dos tipos de agrietamiento: agrietamiento en frío y agrietamiento en caliente. Las grietas





constituyen los defectos más peligrosos en las uniones soldadas y se pueden presentar tanto como defectos externos o internos (Weman, 2003).

Algunos autores Masubuchi (1980); Susuki *et al.* (2007); EL - Hebeary *et al.* (2004); plantean que el fenómeno del agrietamiento en frío se conoce como agrietamiento retardado o agrietamiento por hidrógeno. Constituye un agrietamiento que se produce generalmente a temperaturas inferiores a los 930 °C inmediatamente después de culminada la soldadura, o luego de varias horas.

Según Hicks (1999) constituyen por su morfología roturas frágiles de poca abertura y poco ramificadas que se producen en la Zona de Influencia Térmica (ZIT) o en el metal de la costura y se orientan transversal o paralelamente al eje de la misma. En general las grietas en frío pueden ser externas o internas por su ubicación. La grieta en frío más frecuente se produce en la ZIT, en la zona de sobrecalentamiento o de grano grueso.

### **1.8. Roturas de los brazos de barridos**

Los brazos de barridos de los hornos de reducción son fabricados de la aleación HK 40. El incremento del flujo productivo ha conllevado a buscar soluciones que disminuyan las frecuentes roturas que surgen en ellos.

Pardo (1993) reporta casos de roturas en componentes fabricados con aceros HK 40, pero en fallas inducidas por corrosión de la aleación en presencia de la mezcla 82 %  $K_2SO_4$  - 18 %  $V_2O_5$  a temperaturas de 560 - 820 °C. Aunque aquí se establece la cinética de la corrosión de la aleación, no se analizan siquiera los efectos de las temperaturas sobre la microestructura del metal. Mientras que Avery (1988), se refiere a la microestructura de aleaciones HH y HK 40 después de procesos de carburización, mencionando solamente el fenómeno de precipitación de carburos.

Autores como Velázquez y Mariño (1996); Girón *et al.* (1997) y Velázquez y Mariño (1997) consideran que los problemas de roturas de brazos se han asociado con la presencia de entallas mecánicas relacionadas con defectos de fundición. Entre estos últimos se pueden citar: poros, micro y macrogrietas de solidificación e inadecuada calidad de las superficies y entallas metalúrgicas como: composición química fuera de los parámetros establecidos y segregación de fases secundarias.



Prevot (1994) y Domínguez (1995) han atribuido el fenómeno de la rotura de brazos fabricados con la aleación HH a la presencia de entallas mecánicas (defectos de fundición) y sobrecargas durante las operaciones. Ambos analizaron teóricamente, en ausencia de cálculos verificativos de resistencia, los efectos de las sobrecargas producidas durante las operaciones debido a la formación y desprendimiento del clinker, el que ofrece gran resistencia al movimiento del mecanismo de agitación sin llegar a establecer relación alguna entre las roturas y la microestructura de la aleación.

### **1.9. Conclusiones del capítulo 1**

- En la revisión bibliográfica se determinó que dentro de las aleaciones termoresistentes, las del grupo HK son empleadas en industria química y de proceso por la propiedad que presenta la misma a la resistencia al desgaste y que puede ser sometida a proceso de soldadura.
- El efecto del agrietamiento es un fenómeno perjudicial en las uniones soldadas, ya que las grietas pueden ocurrir en la zona fundida o en la zona de influencia térmica luego de realizado el proceso de soldadura se comporta de una forma dúctil - quebradiza.
- La formación de fases indeseables, así como la formación de carburos durante la soldadura de las aleaciones termoresistentes pueden ser mitigada con el empleo de tratamientos térmicos como precalentamiento, poscalentamiento y alivio de tensiones.

# CAPÍTULO 2

**Materiales y Métodos**

## CAPÍTULO 2: MATERIALES Y MÉTODOS

### 2.1. Introducción

La fragilización en caliente de aceros austeníticos es un fenómeno muy investigado desde la década de los 50. Roturas catastróficas producidas en tuberías, depósitos, recipientes a presión, equipos para el trasiego de fluidos y otros muy comunes en plantas químicas, energéticas y metalúrgicas, han dado lugar a que se destinen cuantiosos medios y recursos al estudio de la relación entre el carácter de la rotura de elementos fabricados de aceros austeníticos inoxidables y su microestructura.

El capítulo tiene como objetivo establecer el procedimiento metodológico del tratamiento térmico de la aleación HK 40 sometida a proceso de soldadura manual por arco eléctrico y electrodo revestido.

### 2.2. Caracterización del objeto de estudio

Los brazos de barridos empleados en los hornos de soleras como se muestra en la figura 2.1 presentan en su parte inferior una ranura o cola de milano donde se introducen los dientes, los cuales son los encargados del movimiento del mineral dentro del horno. Se han reportado no pocos paros de instalaciones de lozas de hornos (Libros Registro de Datos y Averías de la Planta de Hornos de Reducción) donde han ocurrido roturas repentinas de brazos originadas, en ocasiones, por la presencia de objetos extraños como fragmentos de clinker, ladrillos desprendidos del revestimiento y dientes partidos que han provocado roturas por sobrecarga.

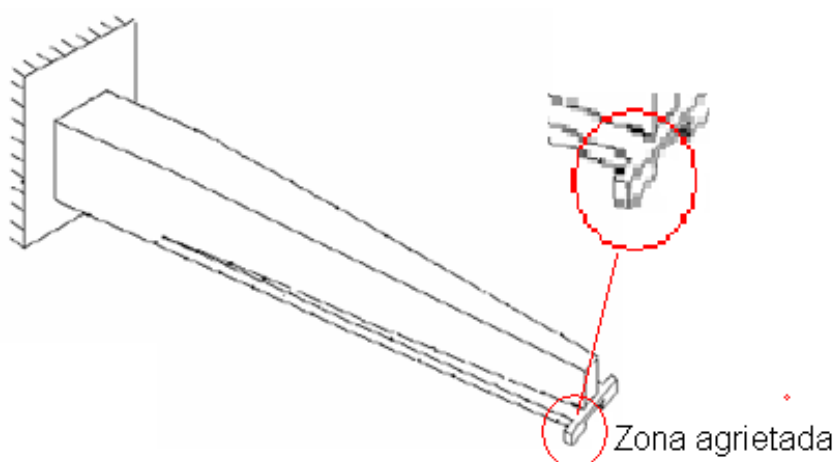


Figura 2.1. Brazos de barridos de los hornos de reducción



Referente a las roturas de los brazos de los hornos de reducción existe divergencia de criterios en cuanto a la clasificación de la aleación pues Hall (1986); Blair (1992) y Wegst (1995), clasifican la aleación como austenítica, con estructura después de la fundición formada por austenita + carburos. Por la excelente combinación de su estructura metalográfica con las propiedades de termorresistencia, estos autores la sugieren como un material idóneo para ser utilizado en la fabricación de componentes de hornos metalúrgicos y equipos de la industria petroquímica, energética y del cemento. Sin embargo, Sorokin *et al.* (1989), define la estructura del acero como bifásica compuesta por austenita + ferrita + carburos.

Los problemas de roturas en aleaciones austeníticas termoresistentes más difundidos por la literatura se refieren en casi su totalidad a elementos laminados que, a diferencia de los fundidos, se caracterizan por poseer muy bajos contenidos de carbono. El carbono es un elemento decisivo en las propiedades mecánicas y tecnológicas de las aleaciones. Debido a las consecuencias negativas que provoca en la soldabilidad y la resistencia a la corrosión electroquímica, en los aceros laminados del sistema Fe - Cr - Ni - C la presencia del mismo se controla rigurosamente en cantidades que teóricamente no deben exceder el 0,1 % (Velázquez, 2002).

### 2.3. Composición química de la aleación HK 40, 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

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.

Al determinar la composición química de la aleación HK 40, se puede apreciar que el contenido de carbono y el de cromo, puede favorecer la formación de fase intermetálica sigma durante el proceso de soldadura.

El contenido en cromo oscila entre 23 y 27 %, en 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.

#### 2.4. Plan experimental

Para el desarrollo del plan experimental se prepararon nueve probetas de la aleación HK 40, la unión se realizó a tope con preparación de los bordes a 60°, como se muestra en la figura 2.2, se soldaron con diferentes electrodos del tipo AWS E 309 y el AWS E 410. Este diseño aparece en la tabla 2.2.

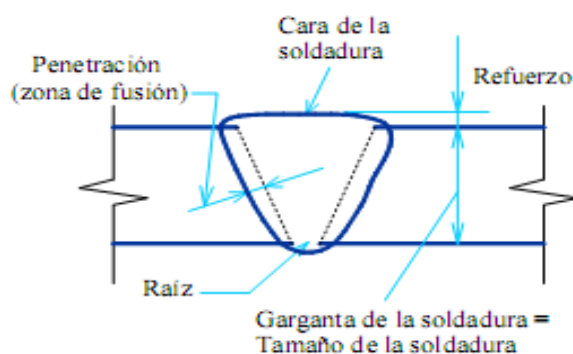


Figura 2.2. Preparación de la unión para la soldadura.

Tabla 2.2. Parámetros para la soldadura de las probetas

No	Electrodo	Amp	Veloc (m/s)	Parámetros	
1	E 309	110	X1	Diámetro del electrodo (mm)	3,2
2	E 309	110	X1	Longitud del arco (mm)	2
3	E 309	110	X1	Temperatura de fusión (°C)	2 550
4	E 410	110	X2	Temperatura de ignición (°C)	34
5	E 410	110	X2	Rendimiento (%)	0,90
6	E 410	110	X2	Conductividad térmica (W/m °C)	12,8

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

### 2.4.1. Máquina de soldar empleada en la soldadura

La soldadura manual con electrodo revestido se puede hacer tanto como con corriente alterna (CA) como con corriente directa (CD) y esta última se puede aplicar con el electrodo como negativo. El tipo de corriente está condicionado con el tipo de máquina que la genera. La máquina de soldar empleada fue un inversor, el cual presenta un bobinado monofásico, Sin embargo, como desventaja, al igual que los controles de estado sólido, requiere un alto nivel de preparación para darle mantenimiento y reparar la fuente. En la tabla 2.3 se muestran las características de la máquina del tipo Miller.

Tabla 2.3. Características de la máquina Miller

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

Los rangos de amperaje para los que se diseñadas son de hasta 315 Ampere, lo 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. Para realizar el proceso de unión de la aleación HK 40 se seleccionaron dos tipos de electrodos, el E 309L - 16 y el E 410. La elección de los mismos se realizó



según recomendaciones (AWS - A5 - 28 - 79, ASME SFA 5.28, 2006). En la tabla 2.4 se muestra la composición química del mismo.

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

El electrodo E 309L - 16 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 E 410 se reduce con enfriamiento al aire, por lo que requiere precalentamiento y poscalentamiento cuando se necesita incrementar su ductilidad. En la tabla 2.5 se muestra la composición química del mismo.

Tabla 2.5. Composición química del electrodo E 410, en %

Electrodo	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo
E 410	0,04	0,48	0,01	0,01	0,29	4,1	11,5	0,48

El objetivo del empleo de este electrodo es eliminar la ferrita, debido a los efectos mecánicos perjudiciales generados por esta fase. Proporciona mejor resistencia al agrietamiento que el metal de soldadura tipo 410 para la unión de metales base de este mismo tipo. Además, es del tipo bajo hidrógeno, por lo cual se recomienda seguir todos los pasos correspondientes al presecado y mantenimiento de un electrodo bajo hidrógeno. El tratamiento térmico post soldadura no debería exceder los 620 °C.

### 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 inoxidables son el cromo, el molibdeno, el nitrógeno y el níquel, elementos alfaógenos y gammaógenos. Estos últimos elementos permiten la coexistencia de la ferrita y la austenita en el seno del acero. La figura 2.3 resume el efecto de los dos elementos mayores, el cromo (Cr) y el níquel (Ni) sobre las familias de los aceros inoxidables (Kotecki y Siewert, 1992).



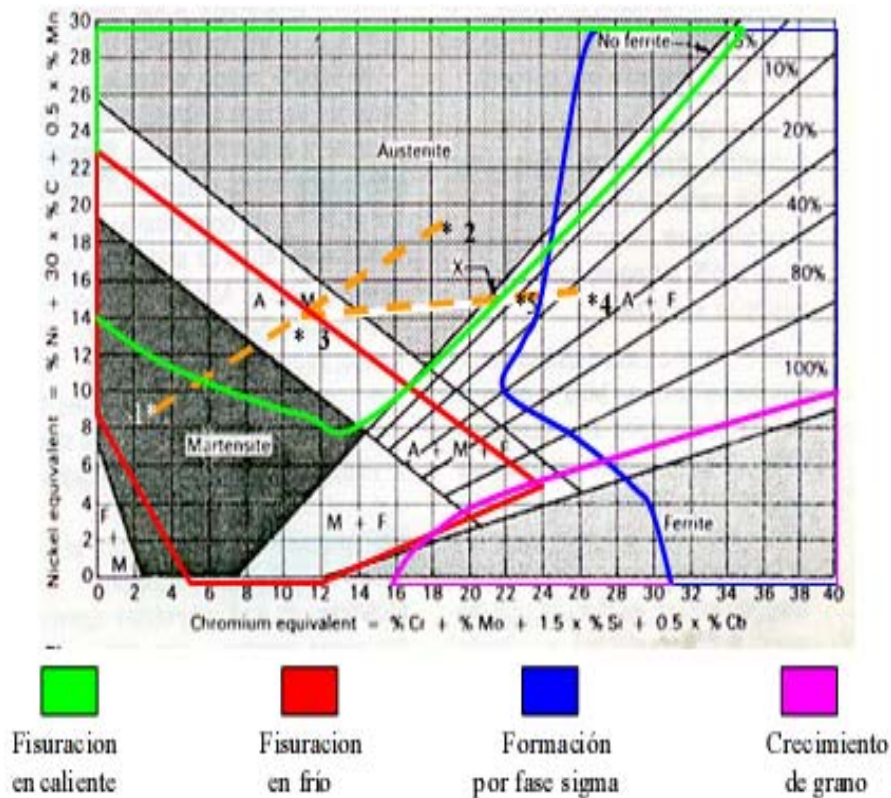


Figura 2.3. Diagrama de Schaeffler.

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

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

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

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

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

$$\text{Ferrita } \delta : 3(\text{Creq} - 0,93\text{Nieq} - 0,67) \quad (2.4)$$

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

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

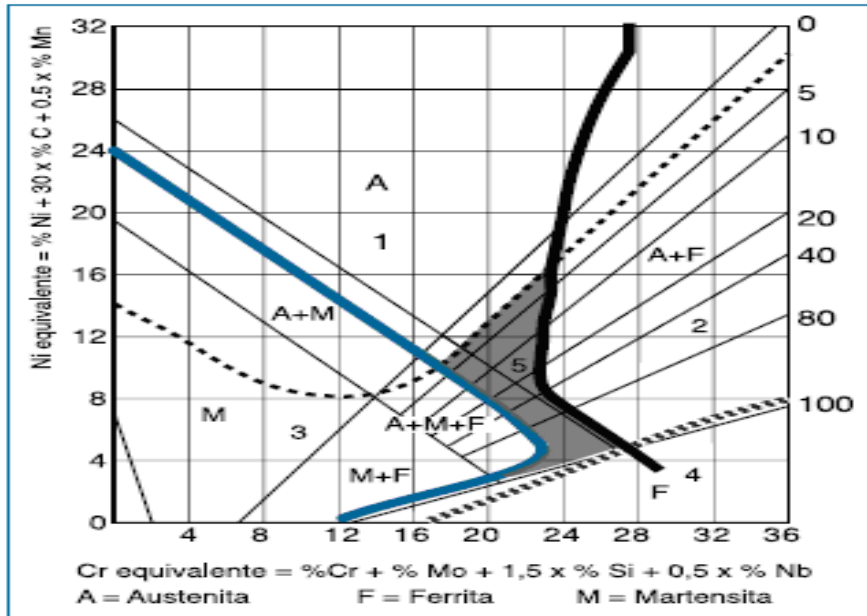


Figura 2.4. Zonas críticas según el diagrama de Schaeffler.

#### Leyenda:

- 1 ----- Fisuración en caliente por encima de 1 250 °C.
- 2 **█** Fragilidad por fase sigma entre 500 y 900 °C.
- 3 **█** Fisuración por temple por debajo de 400 °C.
- 4 **~~~~** Crecimiento del grano por encima de 1150 °C.
- 5 — Metal de soldadura óptimo respecto a solicitaciones mecánicas.

### 2.5. Preparación metalográfica

La preparación defectuosa de las probetas puede arrancar las inclusiones importantes, destruir los bordes de grano, reventar 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.

### 2.5.1. Selección de la muestra

La localización de la parte que va a ser estudiada se realizó de forma tal que la misma representaba el sitio de la falla de la pieza. En la figura 2.5 se muestra el área de selección de las muestras. El tamaño adecuado de la probeta fue de forma tal que permitió sostenerse con la mano durante su preparación y en función del área de trabajo del microscopio a utilizar.



Figura 2.5. Área de selección de las muestras.

Se seleccionaron muestras de un brazo retirado de servicio, con el objetivo de someter las mismas a proceso de soldadura, se consideró además que como es una aleación fundida, pudieran existir pequeñas variaciones en el rango de su composición química.

### 2.5.2. Corte de las muestras

Las operaciones de corte para la toma de las probetas, se realizaron en una fresadora del tipo 6 M 12 L, los regímenes de corte empleados son de números de revoluciones de 40 rev/min y avance de 25 mm/rev, las dimensiones de las muestras son de 50 x 100 mm. Durante el trabajo se refrigeró constantemente la pieza para evitar el calentamiento por efecto de la fricción. En la misma máquina se prepararon los bordes de las muestras para la soldadura.

En la tabla 2.6 aparecen las características fundamentales de la sierra circular que se emplea para el corte del semiproducto.

Tabla 2.6. Características de la fresa circular de dientes segmentados

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



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

### **2.5.3. Desbaste de las muestras**

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

Voltaje: 250 V

Corriente: 2,5 Amp

Número de revoluciones: 300 - 1 000 rev/min

Potencia del motor: 3,7 kW

### **2.5.4. Pulido y ataque de las muestras**

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

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

### **2.5.5. Observación microscópica y comportamiento microestructural**

Para la observación de las probetas se empleó un microscopio óptico binocular marca NOVEL modelo NIM - 100 como se muestra en la figura 2.6, ubicado en el laboratorio

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



Figura 2.6. Microscopio óptico NOVEL modelo NIM - 100.

El análisis microestructural consistió en la observación de una muestra patrón de la aleación HK 40, 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. La figura 2.7 se corresponde con la muestra de la aleación HK 40 en estado de colada.

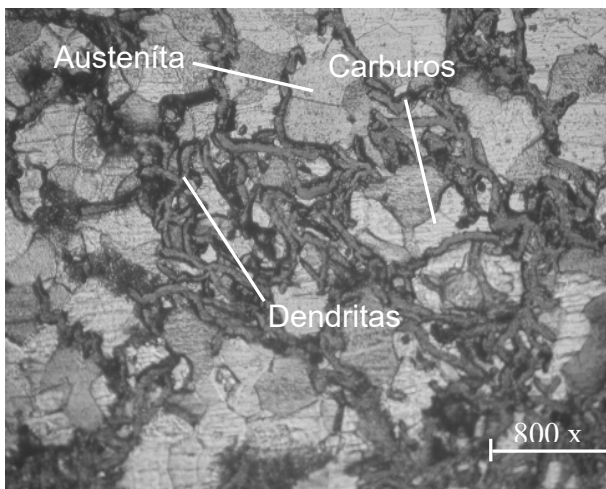


Figura 2.7. Estructura de la aleación HK 40.



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.

### 2.5.6. Ensayo de microdureza aplicado a las muestras

El ensayo de microdureza se aplicó para determinar la dureza de volúmenes microscópicamente pequeños en la aleación. En el ensayo se utilizó un microscopio modelo PMT - 3 No 168, del laboratorio de microscopía de minas del ISMM de Moa. La superficie de las probetas se preparó 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 en la superficie.

### 2.5.7. Horno para el tratamiento térmico de alivio de tensiones

Para garantizar un máximo alivio de tensiones, se realizó un revenido con calentamiento y con una velocidad de calentamiento, luego se aplicó permanencia en el horno, para ello se utilizó el horno de mufla del tipo ЧОП - 16251/11 - M1Y, en consideración al tamaño de las muestras, ya que este horno permite mayor ahorro de energía. Luego de obtenidas las propiedades de las muestras, se procedió a proporcionarle a las mismas el tratamiento térmico. En la tabla 2.7 se muestran las dimensiones del horno.

Tabla 2.6. Características del horno empleado.

Extensiones	X	Y	Z
Dimensiones horno de mufla	200	200	350

El objetivo de este tratamiento es disminuir ligeramente los efectos del temple en la unión soldada luego del proceso de soldadura, conservar parte de la dureza y aumentar la tenacidad. El revenido a aplicar a la aleación es, para eliminar las tensiones creadas en el temple y mejorar la tenacidad.



## 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.

### 2.6.1. Cálculo de la intensidad de corriente

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

### 2.6.2. Determinación del voltaje del arco eléctrico

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

### 2.6.3. Cálculo de la velocidad de soldadura

Es 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

$\alpha_d$  - coeficiente de aporte; g/A. h ( $\approx 10 \% I_s$ )

$F$  - área de la sección del cordón,  $\text{cm}^2$

$\rho$  - densidad del material fundido;  $\text{g/cm}^3$

#### 2.6.4. 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

$\eta$  - eficiencia de la fuente de calor; %

La eficiencia ( $\eta$ ) 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.

#### 2.7. Cálculos numéricos para la soldadura

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

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

**Donde:**

$L_l$  - longitud del charco de soldadura; m

$Q$  - energía entrante; W

$\lambda$  - conductividad térmica; W/m K

$T_c$  - temperatura de fusión; °C





$T_0$  - temperatura inicial; °C

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

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

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

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

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

### 2.7.1. Cálculo de la velocidad de enfriamiento del cordón

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

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

**Donde:**

$\tau$  - 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:

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

El tiempo de enfriamiento del cordón se determina por la ecuación 2.14.

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

### 2.8. 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 (2.15). El factor operador que se muestra es el mismo que el ciclo de la jornada, que es el porcentaje del tiempo de arco contra el tiempo total pagado.

$$Cmo = \left( \frac{Tps}{v_s \cdot Fo} \right) \tag{2.15}$$

**Donde:**

*Cmo* - costo mano de obra; \$/m

*Tps* - tarifa de pago al soldador; \$/h

*Fo* - factor operador; (%)

En la soldadura eléctrica manual es de 5 - 30.

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

$$to = \frac{\rho(S)l}{kH \cdot I_s} \tag{2.16}$$

**Donde:**

*to* - tiempo principal de soldadura; min



S - área de la sección transversal del cordón; cm<sup>2</sup>

kH - coeficiente de depósito; (kH ≈ 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).

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

**Donde:**

C<sub>ee</sub> - costo de energía eléctrica; \$/m

P<sub>md</sub> - peso del material depositado; kg/m

V<sub>d</sub> - velocidad de depósito; kg/h

E<sub>fe</sub> - 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:

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

**Donde:**

C<sub>E</sub> - cantidad de electrodos; kg

10<sup>6</sup> - 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).

$$Ct_{kgmetaldepositado} = \frac{M}{\eta} + \frac{C}{Vd \cdot Fo} + \frac{G \cdot Q}{Vd} + \frac{E \cdot U_a \cdot I_s}{1000 \cdot Vd} + \frac{A}{Vd \cdot Fo} + F \cdot R \tag{2.19}$$



**Donde:**

$C_{t_{kgmetaldepositado}}$  - 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; \$/m<sup>3</sup>

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

R - relación fundente/alambre

**2.9. Conclusiones del capítulo 2**

- Se caracteriza la zona de rotura del brazo de barrido de los hornos de reducción donde se aplicará el proceso de unión con los electrodos E 309L - 16 y E 410 a partir del ciclo térmico de soldadura manual por arco eléctrico.
- Las ecuaciones del níquel y el cromo equivalente, así como el contenido de ferrita delta, permitirá con la utilización del diagrama de Schaeffler, definir las zonas críticas de la unión soldada en correspondencia con los elementos presentes en el metal base y en el metal de aporte.
- Al establecer el comportamiento microestructural de la aleación HK 40 se pudo determinar que, en la muestra de colada, está compuesta por una estructura de carburos, los cuales presenta dureza y provocan agrietamiento en un proceso de soldadura de no ser expuesta a un tratamiento térmico de alivio de tensiones.

# CAPÍTULO 3

**Análisis de los resultados**



## **CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS**

### **3.1. Introducción**

El ciclo térmico de una soldadura no puede determinarse con precisión, porque depende de muchas variables. Pero, se pueden hacer estimaciones muy cercanas a la realidad. Con el propósito de optimizar el proceso de soldadura y predecir o explicar los efectos del calor, provenientes sobre un determinado material bajo condiciones prácticas. La composición del metal de aporte se ajusta tratando de igualar las propiedades del metal base en su condición soldada. Estos metales de aporte se producen con un mayor control sobre su química, pureza y calidad que los metales base.

El capítulo tiene como objetivo determinar el ciclo térmico de soldadura de la aleación HK 40 y el establecimiento de su comportamiento microestructural y de dureza antes y después de aplicarles tratamiento térmico para el alivio de tensiones.

### **3.2. Análisis de la composición química del depósito**

La composición química se determinó por el diagrama de Schaeffler, donde se estableció la estructura de la aleación HK 40 a partir de su composición. Se analizan problemas que puedan presentar las estructuras al soldar con electrodos E 309L - 16 y E 409 en dependencia de la ubicación. Se consideró el cromo y el níquel equivalente del material base y del material de aporte, los cuales se calcularon a partir de las ecuaciones 2.1 y 2.2, por la ecuación 2.4 la ferrita delta en el depósito.

Los elementos fundamentales como el níquel y el cromo para el material de aporte E 309L - 16 son: níquel equivalente es de 14,9; el cromo equivalente de 23,75 y para el material base, el níquel equivalente es de 34,25 sin considerar la descarburación de la aleación, para el níquel equivalente considerando la descarburación es de 26 con un contenido de cromo equivalente de 28. En nuestro trabajo y para disminuir el efecto de la formación de fase sigma utilizaremos el contenido de níquel equivalente de 26.



En el caso de la aleación HK 40 se tuvo en cuenta la ecuación 2.3 para establecer el contenido de carbono que es de 0,35 %, con este contenido se debe considerar la descarbonación que se produce durante la soldadura, la cual alcanza valores próximos al 50 %.

### 3.2.1. Análisis del depósito con el electrodo AWS E 309L - 16

Al determinar la composición del depósito del cordón de soldadura se analizó la composición química del material de aporte y el material base. Se tiene en cuenta que, bajo condiciones de alta restricción a la contracción, algo frecuente en juntas soldadas de aceros inoxidable suelen aparecer pequeñas fisuras distribuidas al azar cuando el material se encuentra a alta temperatura de 1 000 °C. En la figura 3.1 se muestra la composición química del metal de aporte E 309L - 16.

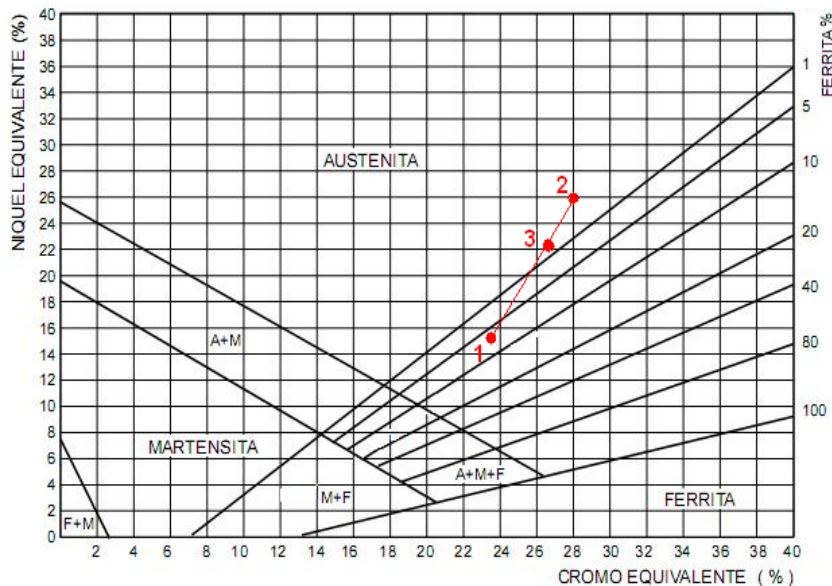


Figura 3.1. Composición química del metal de aporte E 309L - 16.

- El punto uno se corresponde con el depósito del material de aporte E 309L - 16.
- El punto dos se corresponde con el depósito de la aleación A 351 grado HK 40.
- El punto tres se corresponde al material obtenido como resultado del proceso metalúrgico de fusión que es el 70 % de dilución.

Al evaluar el comportamiento de la composición química por el diagrama de Schaeffler presentado en la figura 2.3 del epígrafe 2.4.3, se puede establecer que el depósito está ubicado en el campo 2, donde coexiste un acero austenítico



ferrítico que tienen tendencia a la formación de la fase  $\sigma$  de gran fragilidad en los aceros Fe - Cr, cuando el contenido de cromo es elevado.

El tipo de solidificación obtenido con el depósito del electrodo E 309L - 16, es del tipo austenítico (A). Las aleaciones que solidifican en el modo A presentan una sola fase a temperatura ambiente.

### 3.2.2. Análisis del depósito del electrodo AWS E 410

Se procedió a analizar la composición química del metal de aporte y del metal base para el depósito con el electrodo E 410. Los elementos fundamentales como el níquel y el cromo para el material de aporte E 410 son: níquel equivalente es de 5,54 y el cromo equivalente es de 12,4. Como el depósito se realiza en el mismo material base, se considera el mismo níquel y cromo equivalente calculado para el depósito del electrodo E 309L - 16. En la figura 3.2 se muestra el comportamiento para este electrodo.

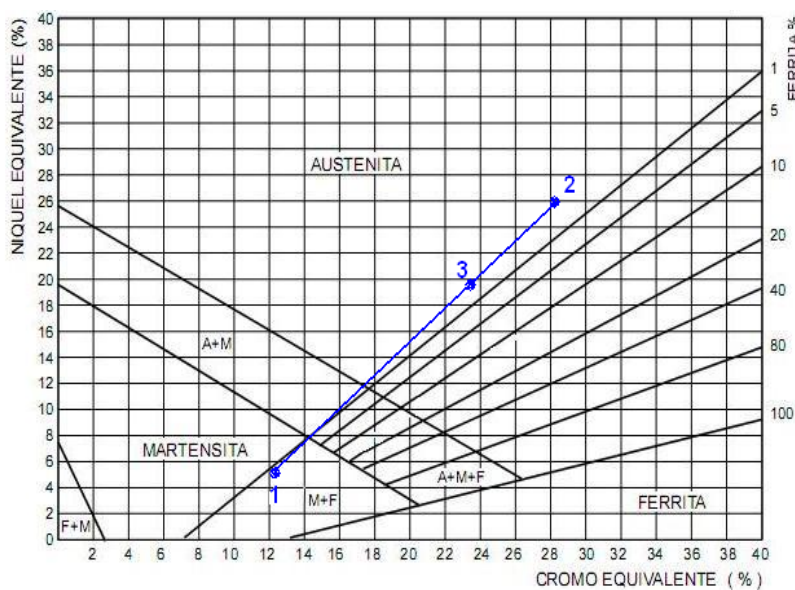


Figura 3.2. Comportamiento del depósito del electrodo E 410.

- El punto uno se corresponde con el depósito del material de aporte E 410.
- El punto dos se corresponde con el depósito de la aleación A 351 grado HK 40.
- El punto tres se corresponde al material obtenido como resultado del proceso metalúrgico de fusión que es el 70 % de dilución.

Al evaluar el comportamiento de la composición química por el diagrama de Schaeffler para el electrodo E 410, se puede establecer que el depósito también





se ubica en el campo 2, donde existe la tendencia a la formación de la fase  $\sigma$ , el tipo de solidificación obtenido con el depósito del electrodo E 410 también es del tipo austenítico (A).

Para minimizar la formación de fase sigma en el depósito de los dos electrodos, lo conveniente para lograr una unión metalúrgica libre de fisuración, es la aplicación de un tratamiento térmico luego de aplicado el ciclo térmico de soldadura.

### **3.3. Análisis del comportamiento térmico de las variables**

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

Para la ejecución del ciclo térmico en la unión del HK 40 con los electrodos del tipo austenítico E 309L - 16 y E 410, se tuvo en cuenta el diámetro del electrodo, la velocidad de soldadura, la tensión de arco, la longitud del charco de soldadura, la energía entrante y el cálculo de costo.

#### **3.3.1. Análisis del ciclo térmico de soldadura**

La soldadura de la probeta con los electrodos se realizó con una intensidad de corriente de 120 A y un voltaje de 16, para el E 309 L - 16 y para el E 410 se tuvo en cuenta a la hora de la soldadura los mismos parámetros, ya que el objetivo es evaluar el electrodo con mejor depósito.

Para realizar el proceso de soldadura y evitar la distorsión de las mismas por la incidencia del ciclo térmico, las mismas se colocaron encima de unas planchas de cobre, así se evitaría la transferencia de metal hacia el metal base, es decir el viaje de cátodo de acero al carbono hasta el acero inoxidable, las probetas se suspendieron y se les colocó un refuerzo para evitar el doblez de las probetas, ya que cuando se suelda el acero inoxidable, la distorsión de calor será más



apreciable y para que no se produjera la absorción de carbono debido a las altas temperaturas.

Para establecer el circuito eléctrico formado por los electrodos y el arco se determinó la intensidad de corriente por la ecuación 2.5, que, para un diámetro de electrodo de 3,2 mm, la intensidad de corriente a emplear es de 120 Amperes.

Por otra parte, en estas aleaciones, las zonas de la ferrita experimentan una transformación hacia la fase intermedia sigma y en menor proporción hacia la fase chi cuando la aleación se expone en forma prolongada a temperaturas en el rango de 570 a 900 °C. Esta fase es un compuesto intermetálico complejo de Fe y Cr, de gran dureza y fragilidad, en lo cual incide notablemente el elemento cromo, lo que ha sido reportado por Schind *et al.* (2000).

La tensión del arco fue calculada por la ecuación 2.6 donde se consideró que, para una intensidad de corriente de 120 Ampere, la tensión de soldadura sería de 16 Voltios.

La tensión determinada es la tensión necesaria para realizar el proceso de soldadura, que se considera la magnitud permisible dentro de los parámetros de la soldadura SMAW que es de 5 a 30 V, tensión que coincide con reportes de otro autor como Maratray (2000).

Para una junta de pequeño espesor, la penetración depende de la tensión de arco, la velocidad de avance y principalmente de la corriente, la penetración varía alrededor de un valor inestimable con la velocidad y la tensión; sin embargo, con la corriente, la variación es lineal. Las funciones principales de la tensión (voltaje) son estabilizar el arco y proporcionar un cordón liso, sin salpicaduras. Por otro lado, reporta Ghosh *et al.* (2004) que, para electrodos de 3,2 mm, la tensión de arco no influye significativamente en el ancho del cordón; influye notablemente en el refuerzo.

La velocidad de soldadura determinada por la ecuación 2.7, donde se tuvo en cuenta el coeficiente de aporte ( $\alpha_d$ ) de 12 g/A.min, un área de sección transversal del cordón  $F_t$  de 0,196 cm<sup>2</sup> y una densidad del material fundido de 7,865 g/cm<sup>3</sup>, se tiene que se debe emplear una velocidad de 0,0025 m/s.



La velocidad de soldadura encontrada, la corriente y el voltaje en conjunto, controlan el calor aportado por el proceso de soldadura, cuyo propósito es causar la fusión de los materiales para que al solidificar permitan la formación de una unión integral, según fue reportado por Marulanda *et al.* (2007).

La ecuación 2.8 permitió determinar la energía lineal del proceso de soldadura, en la misma se tuvo en cuenta la tensión del arco de 16 V, la intensidad de la corriente de soldadura de 120 A, la velocidad de soldadura de 0,0025 m/s y el rendimiento del proceso de soldadura, que para la soldadura SMAW es de 0,9. Sustituyendo los valores se tiene que el resultado de esta energía lineal es de 741 312,74 J/m.

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

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

### **3.3.2. Análisis de los cálculos numéricos**

El cálculo de la longitud del charco de soldadura se determinó por la ecuación 2.9, la cual tuvo en cuenta una energía entrante, una temperatura de fusión de 1 426,5 °C, una temperatura ambiente de 32 °C, una conductividad térmica de 12,8 W/m °C, la energía entrante calculada por la ecuación 2.10 que tiene en cuenta una longitud de unión de 0,4 m, luego se sustituyó en la ecuación 2.11 que considera la intensidad de corriente, la tensión del arco, la velocidad de recorrido y el rendimiento del proceso. El resultado de la energía entrante es de 66 718,14 W. Los valores sustituidos en las ecuaciones 2.9; 2.10 y 2.11 establecen que la longitud del charco es de 0,059 m.



La combinación entre la longitud del charco de soldadura y la velocidad del recorrido de soldadura permitirá determinar el tiempo de la fase líquida en un punto, en la línea central de la soldadura, el cual es observado por el soldador a la hora de ejecutar el proceso, según lo planteado 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 y el material base, de tal forma que se puedan crear cambios metalúrgicos significativos en la junta. En el caso de una soldadura, el flujo de calor desde la fuente depende del espesor de la placa a soldar, consideraciones que han sido reportadas en los trabajos de Villa *et al.* (1999) y de Fosca (2003).

Por la ecuación 2.12 se determinó el parámetro espesor relativo de la placa, que considera la densidad del material ( $7\ 865\ \text{kg/m}^3$ ), la temperatura de fusión ( $1\ 426,5\ ^\circ\text{C}$ ), la temperatura ambiente ( $32\ ^\circ\text{C}$ ), el calor específico ( $460\ \text{J/kg K}$ ) y la energía entrante ( $66\ 718,14\ \text{W}$ ), el valor de  $\tau$  es de 0,86; el mismo permite establecer que la unión a realizar se considera como espesor de placa fina.

Los parámetros establecidos para considerar placas finas están entre 0,6 y 0,9; según el resultado obtenido de 0,86; para nuestro trabajo se considerará placa fina. La distinción entre chapa gruesa y fina se refiere al flujo de calor, cuando el flujo es fundamentalmente lateral y por la diferencia de temperaturas entre la superficie y la base que sean pequeña en comparación con la temperatura de fusión, según reportes realizados por Dutra y De Paola (1996).

La ecuación 2.13 permitió evaluar la velocidad de enfriamiento del cordón, para lo cual se consideró la temperatura de fusión ( $1\ 426,5\ ^\circ\text{C}$ ), la temperatura ambiente ( $32\ ^\circ\text{C}$ ), la conductividad térmica ( $12,8\ \text{W/m K}$ ) y la energía entrante ( $66\ 718,14\ \text{W}$ ). La velocidad de enfriamiento a la cual solidifica la aleación HK 40 al sustituir los valores en la ecuación es de  $23,42\ ^\circ\text{C/s}$ .

El parámetro velocidad de enfriamiento suele utilizarse para evaluar el riesgo de fisuración en la soldadura donde se considera la posición de ejecución y el tiempo de realización. La determinación de la velocidad de enfriamiento sobre la línea



central de soldadura donde el HK 40 pasa a través de una temperatura (540 °C), que reacciona con gases, los cuales deterioran sus propiedades y hay que evitar la absorción de gases sobre 300 °C que lo torna quebradizo.

Por la ecuación 2.14 se determinó el tiempo de enfriamiento del cordón, se consideró el rendimiento del proceso, la intensidad de corriente, la temperatura de fusión, la velocidad de soldadura y la tensión del arco. Al sustituir se tiene que el tiempo necesario para que ocurra el enfriamiento del cordón y que pase de la condición líquido - sólido, se requiere de 4,88 minutos.

El tiempo de enfriamiento calculado no contribuye en la relajación de tensiones y en la atenuación de los centros de cristalización que se forman en el retículo cristalino como resultado del gradiente térmico y el grado de subenfriamiento durante el proceso de solidificación, no obstante, durante este tiempo el cordón de soldadura tendrá tiempo de lograr la solidificación total, aunque en la estructura interna ocurran transformaciones que garanticen la integridad de la unión.

### **3.3.3. Análisis de los cálculos de costos de la soldadura**

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

El costo de la mano de obra se determinó por la ecuación 2.15, la tarifa del pago del soldador, según la tarifa salarial de la empresa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”, un soldador con categoría de homologado devenga 3,20 CUP por hora, el factor operador escogido fue 24, así como una velocidad de soldadura de 0,0025 m/s, el costo de la mano de obra estimado para realizar un metro de soldadura es de 3,21 CUP/m, para la soldadura de la probeta será de 1,28 CUP.

Por la ecuación 2.16 se calculó el tiempo principal de soldadura donde se tuvo en cuenta el peso específico de la aleación HK 40 que es de 7,865 g/cm<sup>3</sup>, el área de la sección transversal del cordón, es de 0,19 cm<sup>2</sup>, la longitud del cordón de



soldadura es de 400 mm, la intensidad de corriente es de 120 A y el coeficiente de depósito considerado fue 9, por lo que el tiempo de soldadura es de 5,71 min.

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

El costo de la energía eléctrica determinado por la ecuación 2.17 donde se tuvo en cuenta una tensión de 16 V, una intensidad de corriente de 120 A, un peso de material depositado de 0,08 kg, una velocidad de soldadura de 0,0025 m/s, un factor operador de 24 y una eficiencia de la fuente de energía de 0,9, permitió establecer que el costo es de 8,23 CUP/m. Para 400 mm de longitud de cordón se tendrá un costo de 3,29 CUP. La cantidad de electrodos necesarios calculado por la ecuación 2.18 para un área de la sección transversal de la junta de 19,625 mm<sup>2</sup>, la longitud a soldar, la densidad del material de aporte (7,865 g/cm<sup>3</sup>) se tendrá que será 0,007 kg de electrodos.

Para determinar el costo total por peso de kilogramo depositado, se empleó la ecuación 2.19, la cual tiene en cuenta el costo del material de aporte que es de 4,00 CUP; el costo de la mano de obra (3,34 CUP); los costos indirectos (6,35 CUP); el costo de la energía eléctrica (0,04 CUP); la velocidad de deposición (29,33 kg/h), la eficiencia del proceso (0,9) y el factor de marcha u operatividad (24). En el proceso de soldadura se incurre en un costo en peso por kilogramo de 4,48 CUP/kg, donde se han incluidos todos los elementos de costos para una unión soldada. En los anexos 1 y 2 se muestra la tecnología de soldadura de la aleación HK 40.

### **3.4. Análisis del comportamiento microestructural sin tratamiento térmico**

Se analiza el comportamiento microestructural de la aleación HK 40 luego de ser expuesta a ciclo térmico de soldadura con el electrodo E 309L - 16 y E 410. Se analizan las diferentes zonas que componen el cordón de soldadura como son la zona fundida, la zona de influencia térmica y la interfase del cordón.

Las figuras 3.3a y 3.3b muestran las microestructuras de la zona de fusión de la aleación HK soldada con electrodos E 309L - 16 y E 410 sin tratamiento térmico.

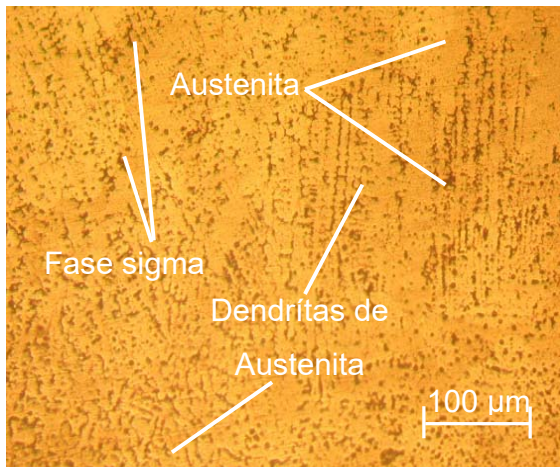


Figura 3.3a. Zona fundida E 309L - 16.

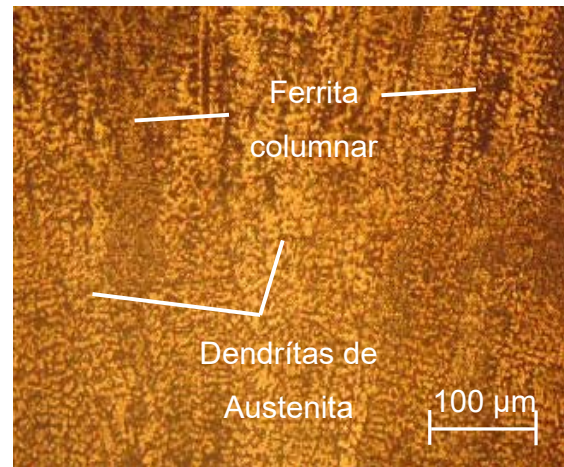


Figura 3.3b. Zona fundida E 410.

La figura 3.3a es el comportamiento obtenido en la zona fundida en la aleación HK 40 luego de ser expuesta al ciclo térmico de soldadura con electrodo E 309L - 16, donde se observa una estructura formada por una morfología de austenita y dendritas de austenítica, la morfología se asemeja a una red dendrítica de austenita con una pequeña cantidad de austenita retenida entre los brazos, lo cual le otorga a este sector una morfología característica de los aceros inoxidables austeníticos. Por la fase presente obtenida en la microestructura el modo de solidificación obtenido es del tipo austenítico (A).

La microestructura de la figura 3.3b revela una estructura transitoria de ferrita columnar dendrítica + dendritas de austenita, modo de solidificación que ocurre a altas temperaturas, desde el metal base hacia la línea de centro de la soldadura, se observa el fenómeno de crecimiento epitaxial con granos columnares y alargados, donde los granos crecen en dirección al flujo de calor, la cual se presenta como resultado de una transformación difusional a muy altas temperaturas (1 173 - 1 373 °C), bajo condiciones normales de soldadura por arco. En el depósito con electrodo E 410 se obtiene un modo de solidificación Ferrita - Austenita (FA).

Aunque, en la superficie del metal soldado la composición es homogénea, las células y dendritas siempre presentan un modelo de microsegregación que se



desarrolla bajo las condiciones de no equilibrio propias de la soldadura. En la mayoría de los metales, la resistencia, la ductilidad y la tenacidad son superiores cuanto menor son los espacios entre dendritas, favoreciéndose además la facilidad de ser tratados térmicamente.

Teniendo en cuenta los diferentes modos de solidificación se puede comentar que, en los aceros con modo de solidificación austenítico, las regiones interdendríticas están ligeramente enriquecidas en cromo y níquel. Es importante señalar que cada grano de geometría columnar puede contener una subestructura de solidificación. Además, los núcleos de las células y los brazos de las dendritas tienen una alta temperatura del *solidus* y contienen menos soluto que las regiones intercelulares e interdendríticas.

Las microestructuras de las figuras 3.4a y 3.4b se corresponden con la zona afectada térmicamente (ZAT) en la aleación HK 40.

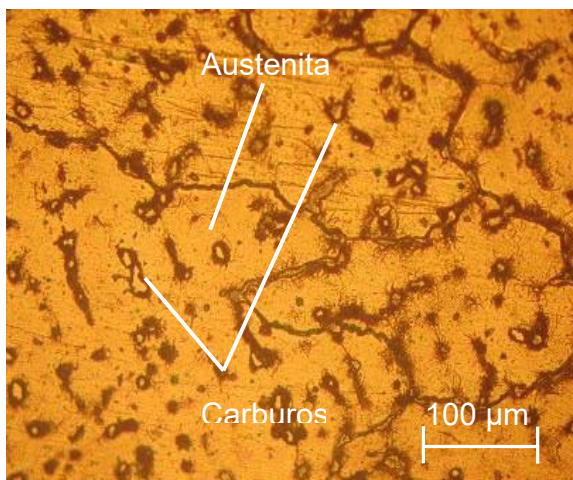


Figura 3.4a. ZAT E 309L - 16.

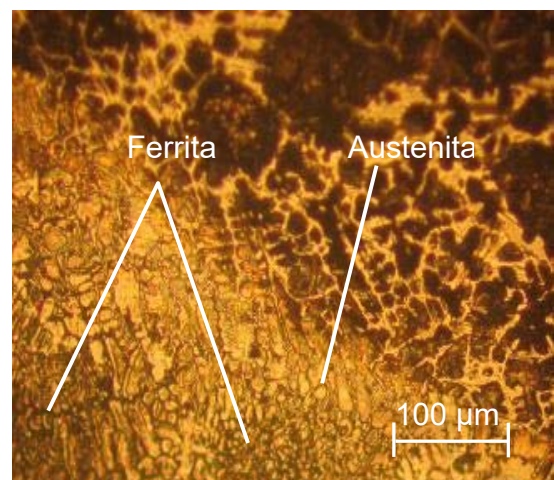


Figura 3.4b. ZAT E 410.

Se aprecia en la figura 3.4a una distribución homogénea de carburos primarios formando un eutéctico con austenita (zonas claras), ubicado alrededor de los bordes de grano de una matriz predominantemente austenítica, con una fina distribución intergranular de partículas de austenita y alguna cantidad de fase sigma, formada durante el enfriamiento de la ZAT del acero, se observan también algunas inclusiones no metálicas, características del proceso de fundición.

Las líneas representativas de cromo en la aleación HK 40, muestran un comportamiento similar a las del electrodo E 309L - 16, debido a que el Cr se





encuentra presente en los bordes el metal de soldadura, mientras en la región de transición se observa un decrecimiento hasta llegar a alcanzar porcentajes muy bajos. Un incremento en la tasa de enfriamiento, además de la velocidad de pase en la soldadura, afecta el modo de solidificación. Esto favorece a la austenita como la primera fase en solidificar.

Durante la unión con el electrodo E 410 se aprecia una matriz ferrítica, rodeada de células dendríticas. El núcleo de las dendríticas está formado por una fase austenítica, mientras que alrededor se encuentra la ferrita que ha sido la última fase en solidificar, con características tipo interdendrítica o intercelular.

Para bajas tasas de enfriamiento se asume que ocurre el modo de solidificación ferrítico primario FA. Cuando la tasa de enfriamiento se incrementa, disminuye la segregación de elementos formadores de fase austenita (Ni, C), ocasionando una disminución en la formación de austenita y favoreciendo un incremento en el contenido de ferrita residual.

Se realizó el análisis microestructural correspondiente a la interfase del cordón de soldadura. En las figuras 3.5a y 3.5b se observa el comportamiento obtenido.

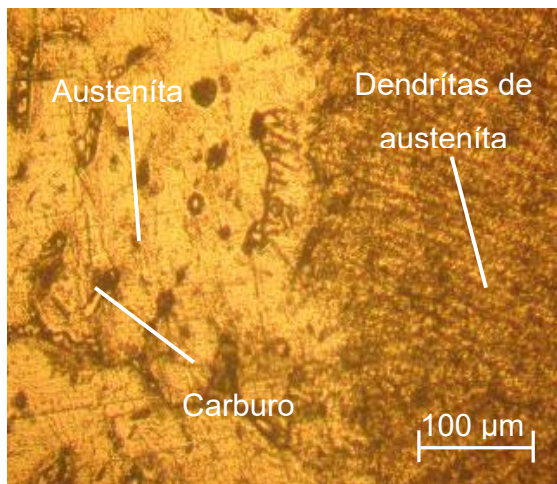


Figura 3.5a. Interfase del E 309L - 16.

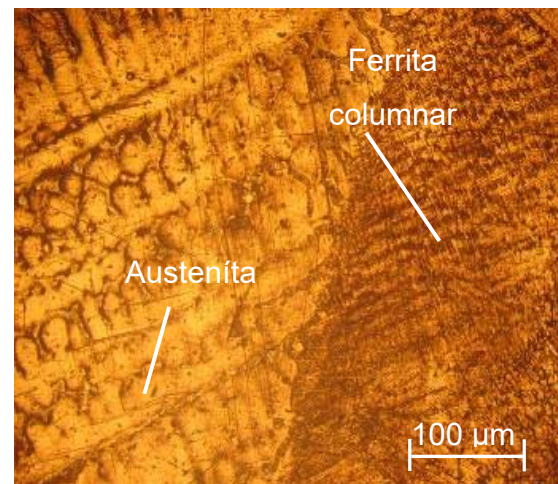


Figura 3.5b. Interface del E 410.

La figura 3.5a es la microestructura de la aleación HK 40 soldada con el electrodo E 309L - 16, se observa una línea que separa el material base y el material de aporte. La morfología obtenida en esta área del cordón es de dendríticas de austenita, modo de solidificación austenita. En este proceso de formación de la estructura, la ferrita sufre transformaciones en estado sólido a austenita cuando la



temperatura disminuye. La austenita nuclea en los límites de grano de la ferrita y desarrolla una estructura de grano austenítico del tipo columnar, los cuales se asemejan fuertemente a los granos de ferrita en el inicio de la solidificación.

Se ha comprobado que la tasa de enfriamiento crítica es dependiente de la composición y se incrementa cuando aumenta la tasa  $C_{req}/N_{ieq}$ . Esto provoca un considerable sobreenfriamiento constitucional en el frente de solidificación sólido-líquido. Es decir, los elementos promotores de austenita se concentran en el frente sólido-líquido, favoreciendo a la austenita como la primera fase en solidificar.

Según lo observado en la zona de la interfase para el electrodo E 410, por la morfología de la ferrita presenta un modo de solidificación ferrítico-austenítico, en concordancia con el modo anticipado por la composición química. Las ventajas del modo FA residen, principalmente, en que dicho modo es más resistente al agrietamiento en caliente durante la soldadura. Debido a que las impurezas (S, P) son más solubles en la ferrita, evitan la formación de fases de bajo punto de fusión, las cuales provocan el agrietamiento.

Otro fenómeno observado es la presencia de bandas. En este caso se presentan bandas de ferrita. Asimismo, su aparición también provoca una banda de austenita. Este fenómeno se presenta en soldaduras manuales e incluso automáticas, debido a la naturaleza discontinua durante la solidificación del metal soldado. En la microestructura, generalmente se presenta como unos pliegues o bandas, particularmente localizados en la zona de fusión.

#### **3.4.1. Análisis de la dureza sin tratamiento térmico**

Se realizó ensayo de dureza en cada una de las probetas soldadas correspondiéndose con las diferentes zonas de la unión. En la tabla 3.1 se muestra la dureza obtenida en la zona fundida (ZF) en la zona de influencia térmica (ZIT), se considera la dureza inicial del material base (MB).

Tabla 3.1. Comportamiento de la dureza

Zona	HV1	HV2	HV3
MB	300	300	300
ZIT	554	556	556
ZF	695	697	693



Como se aprecia en la tabla 3.1 existe un incremento de la dureza en correspondencia con las zonas analizadas, siendo mayor en la ZF, esto está motivado por la formación de carburos en esta zona, que provoca un aumento considerable por el ciclo térmico de soldadura impuesto.

### **3.5. Análisis del tratamiento térmico**

El tratamiento térmico en la fundición HK 40 soldada con electrodos E 309L - 16 y E 410, es uno de los pasos fundamentales para alcanzar cambios de estructura y con ellas determinadas propiedades mecánicas (dureza). Se realiza con el objetivo de cambiar las propiedades físicas de la aleación por medio de determinadas formas de calentamientos seguidos de un posterior enfriamiento, forma parte del propio ciclo de tratamiento que genera reducción de los esfuerzos internos. Las uniones así obtenidas se sometieron a tratamientos térmicos a 780 °C, con el propósito de estudiar la precipitación forzada de la fase sigma. En la tabla 3.2 se muestran los parámetros para cada variante de temple.

Tabla 3.2. Parámetros para cada variante de temple

No	Operación	Velocidad de calentamiento (°C/h)	Tiempo de calentamiento hasta la temperatura de tratamiento (h)
1	Bruto de colada		-
2	Variante 1 Temple al aire	65	1
3	Revenido	70	1

En la tabla se han considerado los ciclos de tratamiento térmico subdividido por etapas, la etapa número tres contempla la variante de revenido a aplicar en la aleación HK 40, con el objetivo de cambiar sus propiedades metalúrgicas y lograr la obtención de una estructura libre de fase sigma y una dureza que mitigue la fragilización de la unión.

#### **3.5.1. Primera variante de temple**

La figura 3.6 muestra el ciclo de tratamiento térmico con la primera variante de temple. La velocidad de calentamiento empleada es de 65 °C/h, velocidad promedio recomendada para iniciar un tratamiento térmico en el horno de bóveda, además de ser la mínima recomendada para el material a tratar.

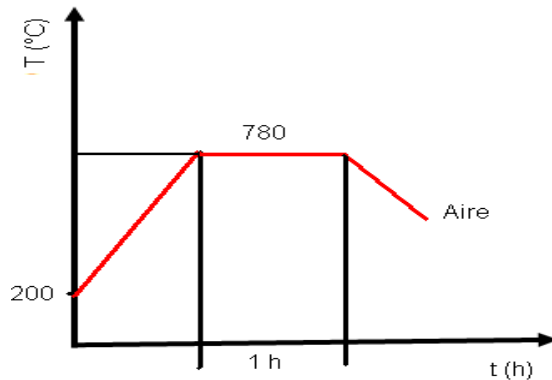


Figura 3.6. Variante I de temple con enfriamiento al aire.

El horno se cargó a una temperatura inicial de 200 °C y una velocidad de calentamiento de 65 °C/h, en el ascenso a la temperatura de trabajo de 780 °C donde tuvo una hora de permanencia, la variante de temple contempló un escalón térmico con una hora de permanencia a 600 °C antes de ser expuesta a un enfriamiento al aire.

La etapa está marcada por un enfriamiento al aire, la presencia del níquel en la composición química de la fundición HK 40 suprime la transformación de toda la austenita en perlita, asegura la presencia de la martensita en el medio templante empleado.

### 3.5.2. Tratamiento térmico de revenido

La figura 3.7 muestra el ciclo térmico de revenido aplicado a las probetas templadas, último escaño del ciclo de tratamiento térmico establecido en la matriz experimental.

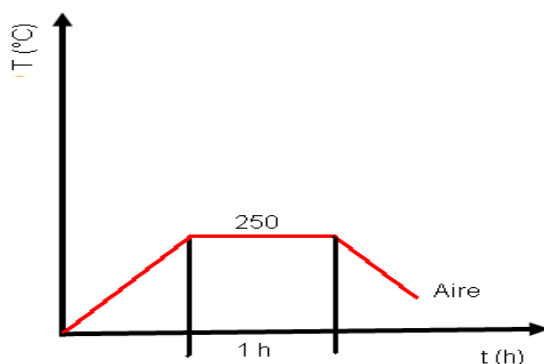


Figura 3.7. Ciclo de Tratamiento Térmico del revenido.



Con el fin de eliminar las tensiones internas originadas por el temple, el material se sometió a un tratamiento térmico de revenido a 250 °C con permanencia de una hora en la temperatura de trabajo para transformar la austenita retenida a un microconstituyente estable, sin dañar propiedades mecánicas del material como la dureza.

El tratamiento térmico de revenido consistió en la aplicación de una temperatura en la que precipitaran los carburos o, por el contrario, disolver muchos de los carburos que habían precipitado durante el proceso de soldadura. Después del mantenimiento a elevada temperatura, se obtiene una austenita suficientemente aleada y con un contenido alto de carbono, templable, que se transforma parcialmente en martensita, en el enfriamiento de temple.

Queda, sin embargo, después del temple, una fracción importante de austenita retenida, que debe eliminarse tras dos o incluso, tres tratamientos de revenido con objeto de conseguir la necesaria estabilidad microestructural, lo que ha sido reportado por Fernández-Pariente (2006).

### 3.6. Análisis microestructural luego del tratamiento térmico

Una vez realizado los ciclos de tratamiento térmico en la aleación HK 40 soldada con electrodos E 309L - 16 y E 410, se analiza el comportamiento microestructural de cada zona. Para ello se realiza el mismo tratamiento empleado en la unión. En las figuras 3.8a y 3.8b se muestran las microestructuras de la zona de fusión.

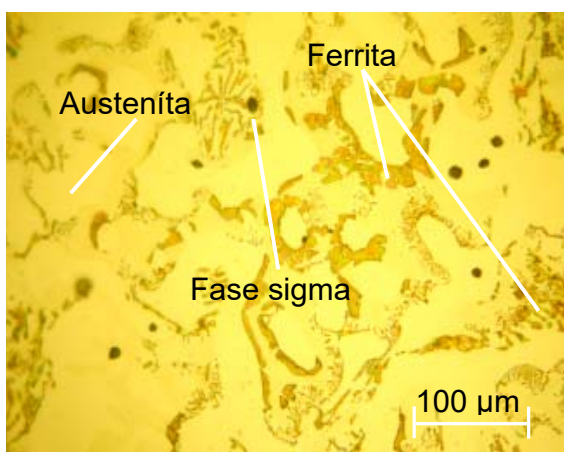


Figura 3.8a. Zona fundida E 309L - 16.

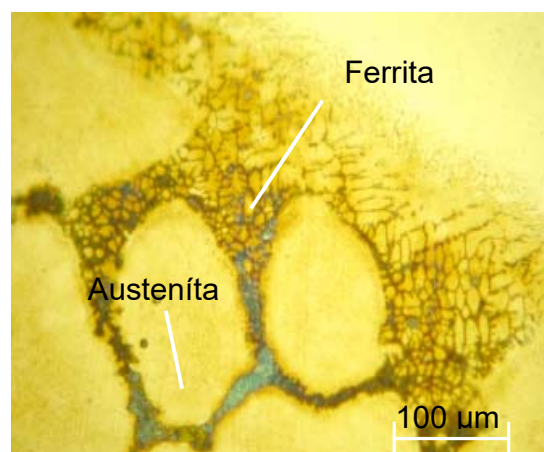


Figura 3.8b. Zona fundida del E 410.

En la figura 3.8a que es la microestructura de la zona fundida obtenida con electrodo E 309L - 16, luego del tratamiento térmico se observa una matriz



compuesta por granos de ferrita, con una fina distribución intergranular de partículas de austenita y alguna cantidad de fase sigma, formada durante el enfriamiento de esta zona.

En la figura 3.8b que se corresponde con el electrodo E 410 se destaca la zona de fusión, caracterizada por una fina distribución dendrítica de la fase ferrítica, con dudosa presencia de sigma. La microestructura de la zona de fusión indica características similares, además de una fina distribución de ferrita cercana a la línea de fusión y menor cantidad relativa de fase sigma.

Luego del tratamiento térmico se puede observar variaciones microestructurales en la zona de fusión, lo cual permite predecir que con estas estructuras existe poca tendencia al agrietamiento en la unión soldada lo cual está atribuido a que en las zonas en las cuales se sobrepasa los 800 °C se denominan zonas de alta temperatura ya que alcanzan austenización completa y durante el enfriamiento la austenita transforma a martensita. Las zonas donde la temperatura se acerca a la temperatura de fusión es susceptible a la aparición de ferrita delta; sin embargo, la composición química del acero sólo permite porcentajes del orden del 3 % en volumen que no afectan considerablemente las propiedades mecánicas del material.

Los resultados de las microestructuras de la zona afectada térmicamente se muestran en las figuras 3.9a y 3.9b.

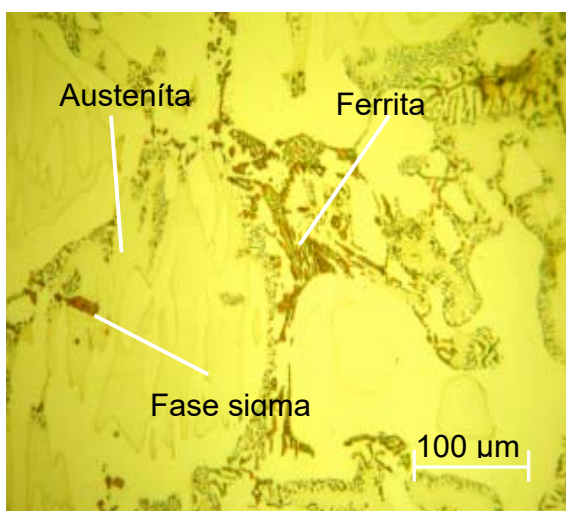


Figura 3.9a. ZAT E 309L - 16.

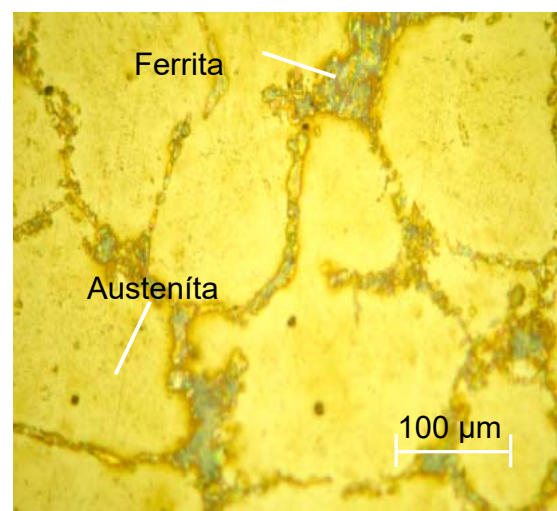


Figura 3.9b. ZAT E 410.



La ZAT muestra para ambos electrodos, granos de ferrita y austenita con alguna cantidad de precipitados de sigma, incluye una matriz ferrítica, con granos austeníticos de menor tamaño y nula evidencia de sigma, además de algunas inclusiones no metálicas.

Cuando se calienta el acero hasta la región austenítica los granos de esta fase se forman por nucleación y crecimiento; los núcleos se forman heterogéneamente en las intercaras carburos-ferrita, que es la estructura de la que se parte y que se transforma a la fase gamma por calentamiento. Debido a la gran área interfacial disponible para nucleación, el número de granos de austenita que aparecen es usualmente grande.

La transformación de la aleación HK por calentamiento, por tanto, se caracteriza inicialmente por un tamaño de grano austenítico pequeño. Sin embargo, en la zona austenítica, los movimientos térmicos de los átomos son lo suficientemente rápidos para causar el desarrollo de los granos, por lo que tiempos prolongados y temperaturas elevadas en la zona austenítica, son capaces de aumentar mucho el tamaño de los granos de austenita.

Se analizó la interfase del cordón de soldadura. En las figuras 3.10a y 3.10b se muestra el comportamiento obtenido.

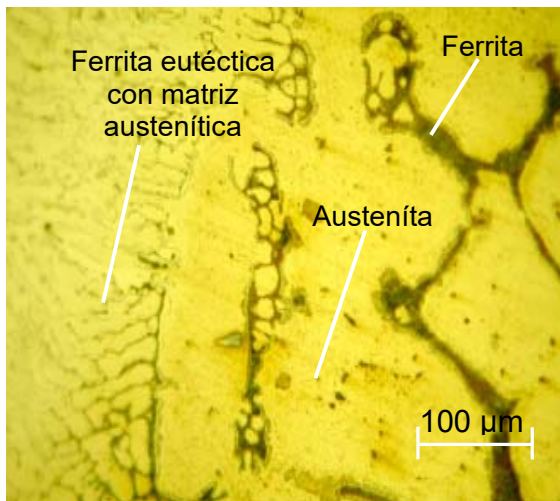


Figura 3.10a. Interfase E 309L - 16.

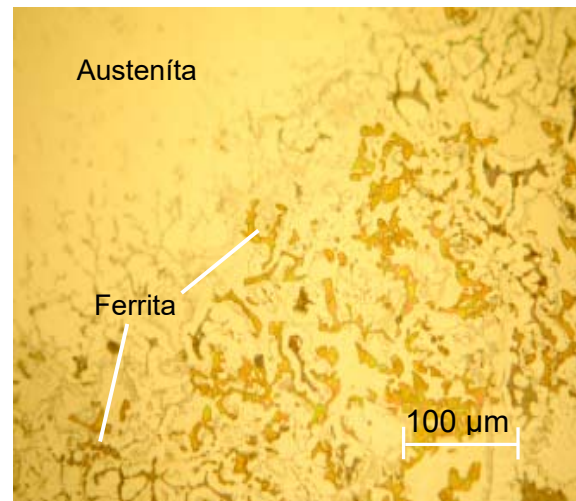


Figura 3.10b. Interfase E 410.

Como se muestra en la figura 3.10a luego del tratamiento térmico y haber obtenido estructura en la interfase susceptible al agrietamiento, después de presentarse ese fenómeno se calentó la aleación a temperaturas de 780 °C, los carburos que



se habían formado a temperaturas de 500 - 850 °C, se disuelven casi completamente en los cristales de austenita adyacentes. Con esto se logra la desaparición del precipitado negro, que se forma en las juntas de los granos por efecto del calentamiento anterior. Los tratamientos térmicos realizados permiten establecer que el metal queda regenerado y vuelve a recobrar prácticamente sus anteriores propiedades de inoxidable.

Sin embargo, el contenido de ferrita puede variar dependiendo de la tasa de enfriamiento en la región bifásica de alta temperatura de la ZAT durante la soldadura, en el caso de los tratamientos térmicos post soldadura realizados, la cantidad de ferrita delta aumenta considerablemente en esta región como se observa en las figuras 3.10a y 3.10b. En el anexo 3 aparece la carta tecnológica de tratamiento térmico de la aleación HK 40.

### **3.6.1. Análisis de la dureza con tratamiento térmico**

Realizado el tratamiento térmico, las probetas soldadas fueron sometidas nuevamente a ensayo de dureza. En la tabla 3.3 se muestra la dureza obtenida en la zona fundida (ZF) en la zona de influencia térmica (ZIT) y el material base (MB).

Tabla 3.1. Comportamiento de la dureza

Zona	HV1	HV2	HV3
MB	250	250	250
ZIT	424	425	425
ZF	545	545	542

Al comparar la dureza sin tratamiento térmico y con tratamiento térmico, la aleación HK 40 presenta cambios en sus propiedades mecánicas, la dureza originalmente de 300 HV, disminuye hasta 250 HV. La disminución de esta propiedad puede estar asociada a la precipitación de los carburos en los límites de granos. Luego del tratamiento térmico, la formación de ferrita en las zonas analizadas (ZF, ZAT e interfase del cordón) permiten predecir que luego que la aleación HK 40 ha sido sometida a ciclo térmico de soldadura con electrodos E 309L - 16 y E 410 y tratada térmicamente, se minimiza la formación de fase indeseable y el efecto del agrietamiento en la unión soldada.





### 3.7. Análisis económico

Para la realización del análisis económico tomaremos como referencia el tiempo de ejecución obtenido durante cálculo de los parámetros del proceso, así como el consumo de los equipos y otros recursos empleados. En la tabla 3.2 se recoge el comportamiento de los costos.

Tabla 3.2. Costo por concepto de tiempo y consumo

Por concepto de tiempo				Por concepto de consumo					
	Tarifa (\$/h)	Tiempo (h)	Costo (\$)	Cantidad de equipos/ Materiales	Consumo (kW/h) / Peso(kg)	Cantidad (U)	Tarifa (\$/kW) / (\$/kg) / (\$/U)	Tiempo (h)	Costo (\$)
Técnico	2,34	0,5	1,17	Plancha de Acero HK 40	3,146	1	12,27	-	38,68
Fresado	2,64	0,50	1,32	Fresadora	2,5	-	0,04	0,5	0,05
Técnico	2,34	2	4,68	Horno	95	-	0,04	3	1,14
Temple	2,50	1	2,50	Lijas	-	14	1	-	14
Revenido	2,50	1	2,50	Desbastadora	3,2	-	0,04	0,25	0,032
Costo total por concepto de tiempo		12,17 \$		Costo total por concepto de consumo		53,90 \$			
Costo total				66,07 \$					

Como se aprecia en la tabla 3.2, el gasto en el que se incurre en la preparación de las muestras para el análisis microestructural del acero HK 40 sometido a proceso de soldadura por arco eléctrico y electrodos revestidos, el proceso de temple y la preparación metalográfica de las muestras es de 66,07 \$; por lo que se puede considerar un costo relativamente pequeño considerando la importancia que reviste la determinación de los microconstituyentes que afectan las propiedades de este metal luego de someterse al proceso de soldadura.

### 3.8. Impacto ambiental

El cromo es muy resistente a los agentes corrosivos ordinarios, lo que determina algunas de sus múltiples aplicaciones industriales (cromado electrolítico, producción de aleaciones resistentes a la corrosión). El metal se disuelve con relativa facilidad en ácidos minerales no oxidantes como ácido clorhídrico o sulfúrico, pero no es atacado por agua regia ni por ácido nítrico. Si no se requiere que esté puro, se obtiene por reducción en un horno con carbón a partir de cromita de hierro,  $FeCr_2O_4$ , que es una espínela (óxido doble de metal divalente y trivalente) que contiene cromo trivalente en los lugares octaédricos y hierro



divalente en los tetraédricos. También puede obtenerse mediante un proceso más complejo si se requiere mayor pureza.

### **3.8.1. Absorción por vía dérmica durante la soldadura**

En relación con la absorción por vía dérmica, conviene tener en cuenta ciertos aspectos que son responsables de uno de los efectos más importantes que produce el cromo: la dermatitis de contacto. Los compuestos de cromo hexavalente penetran en la piel más rápidamente que los compuestos de cromo trivalente, aumentando para los cromatos esta penetrabilidad con el incremento del pH. La integridad de la epidermis, que forma la barrera más importante para la absorción de estos compuestos, es un importante factor en relación con la penetración de los compuestos tanto de cromo hexavalente como trivalente.

Los riesgos para la salud de las personas expuestas a cromo y sus compuestos están determinados básicamente por el grado de oxidación del elemento y por la solubilidad del compuesto. Otros factores a tener en cuenta son la vía de entrada, el tamaño de partícula y, evidentemente, el nivel de exposición. Los principales órganos diana, donde se ejerce la acción tóxica, son la piel, el tracto respiratorio y los riñones.

### **3.8.2. Afectaciones del proceso de soldadura**

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. Algo que ilustra lo dicho anteriormente es que 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.

### **3.9. Conclusiones del capítulo 3**

- Los parámetros de soldadura determinados para los electrodos E 309 L - 16 y E 410 se establecen bajo criterios relacionados con el ciclo térmico de soldadura para placa fina.
- A través del comportamiento microestructural en la zona fundida (ZF) y en la zona de influencia térmica (ZIT), se pudo determinar que, aunque ambos electrodos presentan características austenítica, las variaciones microestructurales son significativas, una con respecto a la otra.
- Los tratamientos térmicos aplicados a la aleación HK 40 provocaron cambios en las microestructuras, desde la formación de carburos en la unión soldada hasta la formación de ferrita que mitiga el efecto del agrietamiento.



### **Conclusiones generales**

- La aplicación del tratamiento térmico en la fundición HK 40 soldada con electrodos E 309L - 16 y E 410 con velocidad de calentamiento de 65 °C/h para la primera variante de temple y de 70 °C/h para el recocido, permitieron la modificación de las estructuras que, en un primer instante de la soldadura, eran propensa al agrietamiento.
- Luego del tratamiento térmico se obtienen variaciones microestructurales en la zona de fusión ya que luego de una temperatura por encima de los 800 °C se alcanza la austenización completa y durante el enfriamiento la austenita transforma a martensita.
- El análisis microestructural reveló que durante la soldadura con electrodos E 309L - 16 y E 410, los depósitos con el primero son susceptible al fenómeno del agrietamiento, ya que se pudo detectar la presencia de carburos en la matriz, los cuales presentan durezas de hasta 683 HV.
- Al realizar el proceso de soldadura donde se tiene en cuenta mano de obra, materiales, máquinas y equipos se incide en un costo de 66,07 CUP.



### **Recomendaciones**

- Considerar en próxima investigación determinar durante el proceso de soldadura, la reología en la pileta que se logra en la unión metalúrgica de la aleación HK 40.
- Por las características que presenta la aleación HK 40 en su composición química, que presenta un contenido de cromo entre 23 y 27 %, realizar un estudio sobre la incidencia del mismo en el soldador.



### **Bibliografías**

1. Almeida, A.; Ribeiro, F.; Le May, I. Microstructural characterization of modified 25Cr-35Ni centrifugally cast steel furnace tubes. *Materials Characterization* 49 (14) 219 - 229, 2003.
2. Alpízar, E. Determinación de tecnologías de soldadura por arco eléctrico. Ed. Universitaria. Universidad de Matanzas. Cuba. 2003.
3. American Welding Society (AWS). *Welding Handbook*. 8va Edición. 1996.
4. Atxaga, G.; Erauzkin, E.; Irisarri, A. Análisis microestructural de dos superaleaciones base níquel moldeadas” 1ª Jornada de Metalografía. San Sebastián, Marzo, 2000.
5. ASTM: Annual Book of ASTM Standards, Vol. 03.01, ASTM Standard E - 837-99, American Society for Testing and Materials, pp. 675 - 684, 2000.
6. Avery, R.; Schillmoller, C. Repair Welding High Alloy Furnace Tubes. En: *Hydrocarbon Processing No.1* 1988.
7. Babakr, A. M.; Al-Ahmari, A.; Al-Jumayiah, K.; Habiby, F. Sigma Phase Formation and Embrittlement of Cast Iron-Chromium-Nickel (Fe-Cr-Ni) Alloys. *Journal of Minerals & Materials Characterization & Engineering*, 7 (2), 127-145. 2008.
8. Blair, M.: *ASM Handbook of Cast Stainless Steels, Properties and Selection: Irons, steels and high-performance alloys Vol. 1*, Ohio: ASM International, 333-337. 1992.
9. Bleich, F., *Buckling Strength of Metal Structures*. McGraw-Hill Book Company, New York. 1952.
10. Bochvar A.; *A. Izvestia AN URSS*, No 10, 1369-1375.1977.
11. Cary, H., *Modern Welding Technology*, 4<sup>th</sup> ed. Prentice Hall. Ohio. USA. pp. 107-204.1998.
12. Cisilino, A., Chapetti, M., Otegui, J. Minimum thickness for circumferential sleeve repair fillet weld sin corroded gas pipelines. *International Journal of Pressure Vessel and Piping*. 79 (50) 67-76,2002.
13. Cerjak, H. *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* 4.



- MaterialsModellingSeries. Primera edición. 1998.
14. Davis, G. Cracking Failure Analysis, Ohio: ASM International, 1997.
  15. De Almeida, L.; Le May, I. y Monterio, S., Proc. Conf. On Strength of Metals and Alloys (ICSMA), H. J. McQueen (Ed.), Pergamon Press, Oxford, 1986.
  16. De Meyer, M., Toch D y De Cooman, B. C. The characterization of retained austenite in trip steels by X-Ray Diffraction. En: Proceedings of 41th Mechanical Working and Steel Processing Conference. Baltimore, MD. Vol. XXXXVII. 483-491. 2001.
  17. Di Caprio, G., La resistencia a la corrosión en los aceros inoxidable. Grupinox: Barcelona. 1999.
  18. Dobranzky J., Szabo P.J., Berecz T., Hrotko V., Portko M. Energy-Dispersive Spectroscopy and Electron Backscatter Diffraction Analysis of Isothermally Aged SAF 2507 type Superduplex Stainless Steel, Spectrochimica, V.59, p.1781-1788. 2004.
  19. Domínguez, A.: Influencia del perfil de temperaturas en la formación de clínker y rotura de brazos. Informe Técnico. Empresa Ernesto Ché Guevara, 1995.
  20. Eberle, A., Klingbeil, D., Schicker, J., The calculation of dynamic JR-curves from the finite element analysis of a charpy test using a rate-dependent damage model, Nuclear Engineering and Design.2000.
  21. Ebert, H.: “Fabrication of HK 40 in the Field”. Welding Journal 55 (11), pp 37-43. 1976.
  22. Electromanufacturas S. A. Manual de Soldadura, Electromanufacturas. Bogotá. 2000.
  23. Elmer, J.W.; Palmer T.A.; Spercht E.D. Direct Observations of Sigma Phase Formation in Duplex Stainless Steels Using In-Situ Synchrotron X-Ray Diffraction, Metallurgical and Materials Transactions, V.38A, N.3, p.464-475. 2007.
  24. El- Hebeary, R., Shennawy, M. y Abdel - Aziz, A. Control del Riesgo del Hidrógeno Inducido en grietas de la Soldadura del Acero, 2004 IIW. Congreso Internacional, 19 - 33, Cairo, Egipto 2004.
  25. EutecticCastolin. Manual de soldadura, EutecticCastolin, Bogotá. 2002.



26. Fernández, C. T., Rodríguez, G. I., Alcántara, B. D. Caracterización microestructural de uniones soldadas de acero AISI 316L en tuberías. *Minería y Geología*, v.32 n.1, enero-marzo. 60-75.2016.
27. 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, p. 98-107. 2014.
28. Fernández-Pariente, I.; Belzunce-Varela, F., Influencia de diversos tratamientos térmicos en la microestructura de una fundición blanca con alto contenido en cromo. *Revista de Metalurgia*, 42 (4) 279 - 286, 2006.
29. Fosca, C., *Introducción a la metalurgia de la soldadura*, Lima PUCP, cuarta edición, 2003.
30. García-Pontes, J.; Glez, J.; Rodríguez, E.; Herrera. J. Rotura retardada del acero inoxidable. 17-7. *Anales de Mecánica de la Fractura Vol. I* 2006.
31. Girón, A; A. Velázquez y M. Mariño: Causas de roturas de la aleación austenítica 40X24H12C en Hornos de Reducción de Mineral Laterítico. En: *Memorias de la Conferencia Científica Internacional GEOMIN´97*. ISMM, Moa, 1997
32. Gómez, O., *Soldadura de Metales*”. Universidad Industrial de Santander, 1993.
33. Görnerup M., Hayashi M., Däcker C.Å., Seetharaman S., Mould fluxes in continuous casting of steel – characterization and performance tuning. VII International Conference on molten slags fluxes and salts. The South African Institute of Mining and Metallurgy, 2004.
34. Guirao, J., Rodriguez, E., Bayón, A., Bouyer, F., Pistono, J and Jones, L. "Determination through the distortions analysis of the best welding sequence in longitudinal welds VATS electron beam welding FE simulation". *Fusion Engineering and Design*. Vol. 85. 766-779. 2010.
35. Hall, D. J. and J. J. Jones: “High Temperature Alloys Their Exploitable Potential”, *Applied Science* 54 (3):113-124, 1986.
36. Hernández, A.; Castellano, L. Diseño de una aleación termoresistente. *Suplemento de la Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales* 2009; S1 (2): 685-693





37. Henderson, M.; Arrell, D.; Heobel, M.; Larsson, R. y Marchant, G., Nickel-based superalloys welding practices for industrial gas turbines applications. Science and technology of welding and joining, 9 (1) 13 – 21, 2004.
38. 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, 2002.
39. Hicks, John. Welded Joint Design. New York: Industrial Press. ISBN 0-8311-3130-6. 1999.
40. Howard, B., Manual de Soldadura Moderna Tomo 3, Prentice Hall. Segunda edición. 1992.
41. Indura S.A, Sistemas y materiales de soldadura, Indura 1999.
42. James, M. In Handbook of Measurement of Residual Stresses, Edited by J. Lu, Society for Experimental Mechanics, Inc., pp. 1 – 4. 1996.
43. Jaramillo. A.; Bacca. Una propuesta para la determinación de la tenacidad a la fractura mediante elementos finitos. Suplemento de la Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales 2009; S1(4): 1641-1646 0255-6952 ©2009 Universidad Simón Bolívar (Venezuela) 1639
44. Kotecki, D.; Lippold, J. 2013. Welding metallurgy and weldability of stainless steels. Journal of Materials Processing and Technology. Versión 1. pp 474-483.
45. Kotecki, D.J. y Siewert, T.A. (1992) Constitution diagram for stainless steel weld metal: a modification of the WRC 1988 diagram, Welding Journal, Vol. 71, N.5, p. 171s-178s.
46. Lee, Y.H., Kim, K.T., Lee, Y.D. and Kim K.Y. (1998) Effect of W substitution on sigma and chi phase precipitation and toughness in duplex stainless steels. Material Science and Technology, 14, 757-764.
47. Libro registro de datos y averías. Planta de Hornos de Reducción: Empresa Comandante Ernesto Ché Guevara, 2015.
48. Lippold, J., Recent developments in weldability testing for advanced materials. Joining of advanced and speciality materials VII. ASM International,



- Materials Park Ohio. 2005.
49. Lippold John & Kotecki Damian. *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steel*. EE.UU: John Wiley & Sons Inc, pp. 8-19.2005.
50. Lo, K., Shek, C. y Lai, J. "Recent developments in stainless steels". *Materials Science and Engineering*. vol. 65, nº 20, p. 39-40. ISSN 1392-1320. 2009.
51. Lotsberg, R. Stress concentrations due to misalignment at butt welds in plated structures and at girth welds in tubulars. *International Journal of Fatigue*. Vol. 31. 1337-1345. 2009.
52. Madhusudan, G. y Srinivasa, R. "Microstructure and mechanical properties of similar and dissimilar stainless steel electron beam and friction welds". *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. vol. 45, nº 5, p. 875 – 888. ISSN 1433-3015. 2009.
53. Maratray, F., Recargues por soldaduras resistentes a la abrasión. Disponible en Web World Wide en [www.soldadura.com](http://www.soldadura.com). Consultado en marzo de 2000.
54. Martínez-Conesa, E. J.; Estrems, M. Miguel, V. Desarrollo de un modelo matemático de diferencias finitas para el análisis del campo de temperaturas en la soldadura por arco de chapas finas de acero inoxidable. *Revista Metalurgia*. 46 (2). 511-519. 2010.
55. Martins M., Casteletti, L. Sigma Phase Morphologies in Cast and aged Super Duplex Stainless Steel, *Materials Characterization*, v.60, p. 792-795. 2009.
56. Marulanda, J.; Zapata, A.; Mesa, D., *Fundamentos de la soldadura de metales*. Universidad Tecnológica de Pereira. 2007.
57. Masubuchi, K. *Analysis of welded structures: Residual stresses, distortion, and their consequences*, Massachusetts Institute of Technology, USA, pp.88-110, pp. 112-145, pp. 148-187, pp. 328-335. 1980.
58. Meriño, G. *Conformación, soldadura y endurecimiento de metales con explosivos*. Reporte de aplicación. Cenic. La Habana. 1999.
59. Mejía I.; Maldonado C. Determinación de Esfuerzos Residuales en la soldadura de placas de acero inoxidable austenítico mediante el Método de Hole Drilling. Instituto de Investigaciones Metalúrgicas, Universidad



- Michuacana de San Nicolás de Hidalgo. XV congreso Nacional de Soldadura. Querétaro, México.2004.
- 60.Nomoto, H., Kuroki, Y Fukuda, M., *et al.* "Effect of Heat Treatment in the resistance Cast Irons". JSME International Journal. vol. 49, nº 11, p. 218-223. ISSN 1344-7653. 2006.
- 61.Pardal J.M., Tavares S.S.M., Fonseca M.C., Souza J.A., Corte R.R.A., Abreu H.F.G. Influence of the grain size on deleterious phase precipitation in superduplex stainless steel UNS S32750, Materials Characterization, V.60, p. 165-172.2009.
- 62.Pardo, A. Estudio de la cinética de corrosión a altas temperaturas de las superaleaciones I-657 y HK-40 en presencia de la mezcla eutéctica fundida 82 % K<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>-18 % V<sub>2</sub>O<sub>5</sub>. En: Revista de Metalurgia, Vol. 29 (5) 1993.
- 63.Pástor, Mario R. Introducción a la Metalurgia de la Soldadura. Ecuador: Editorial Espoch, p.56.2002.
- 64.Pavlov V.A., Noskova N.I., Kuznetsov P.I. FizikaMetallov y Metallovedenie, 1967, 24, 947-952.
- 65.Paulik, J.; Paulik, F. Thermochemica Acta, 3, No 1, 13-15. 1971.
- 66.Pitrun, M. The Effect of Welding Parameters on Levels of Diffusible Hydrogen in Weld Metal Deposited Using Gas Shielding Rutile Flux Cored Wires, doctorate thesis, The University of Wollongong, Dpt. of Materials Engineering 2004.
- 67.Prevot, S. Algunas consideraciones sobre la rotura de brazos por formación de clinker en los hornos de reducción. Informe Técnico. Empresa Comandante “Ernesto Ché Guevara, 1994.
- 68.Prokochkin D.A., Vasileva E.V en selección: Investigaciones físico-químicas de las aleaciones termoresistentes. Moscú, Nauka. 313 p. 1968.
- 69.Radhakrishnan, V. Hot cracking in austenitic stainless steel weld metals. Science and Technology of welding and Joined Magazine. 5 (1) 25 – 32, 2000.
- 70.Ricaurte, O.; Aguirre, H.; Parra, H. Soldabilidad en aceros inoxidables y aceros disimiles. ScientiaetTechnica. 13 (34). 273-278.2007.



71. Roberts, P. Industrial Brazing Practice. CRC Press, UK. 2003.
72. Rodríguez, G., García, I., Damborenea, J. Aleación superficial de superaleaciones base níquel mediante laser. Rev. Metal. 34 (2), 175–179. <http://doi.org/10.3989/revmetalm.1998.v34.i2.684>. 1998.
73. Rodríguez, H., Metalurgia de la soldadura. Editorial Pueblo y Educación. La Habana. Cuba. 134 – 154.1987.
74. SAGER S.A. Manual de soldadura, SAGER, Cali. 2004.
75. Sánchez, V.; Ramírez, C.; Rubio, C.; Chaparro, J. Susceptibilidad a la Fractura Inducida por Hidrógeno de Soldadura de Placa Clad de Acero Inoxidable 12% Cr. Información Tecnológica. 17 (3): 53-62, 2006.
76. Schajer. G. Hole-Drilling Residual Stress Calculation Program (H-DRILL), V. 2. 2001.
77. Schind, M., Källquist, J., Nilson, J.O., Ågren, J. and Ångren, H.O., ActaMater, 2471-2473. 2000.
78. Schwartz, M. Brazing. 2<sup>nd</sup> Edition. ASM International, USA.2003.
79. Sieurin H., Sandström R. Sigma phase precipitation in duplex stainless steels 2205, Materials Science and Engineering, A 444, p. 271-276.2007.
80. Sorokin, B.; A. Bolosnikova; S. Biatkin; M. Gerbasiev; M. Greditor; K. Krilova; B. Kubachek y B. Mirmelshtein: Marochnik Stalei y Splabob, Moscva: IzdatelstbaMazhinoostroenie, 1989.
81. Sourmail. T. Precipitation in creep resistant austenitic stainless steels”. Mat. Scien. and Technol., Vol 17, pp. 1 – 16. 2001.
82. Strutt A.J., Vecchio K.S. Simultaneous Oxidation and Sigma-Phase Formation in a Stainless Steel, Metallurgical and Materials Transactions,v.30A, p.355-362.1999.
83. Suzuki, H., A new formula for estimating HAZ maximum hardness in welded steel, I.I.W. Doc IX 1351-85, 2007.
84. Talero, J.; Muñoz, M., Introducción al cálculo de estructuras metálicas según Eurocódigo 3. 1era Edición corregida. España. 2000.



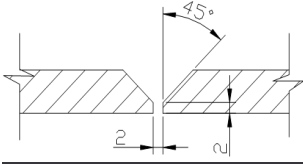
85. TraidiayRoger. Numerical and experimental study of arc and weld pool behavior for pulsed current GTA welding. International Journal of Heat and Mass Transfer. Vol.54, Issues9-10.2163-2179. April, 2011.
86. Utria, J. Comportamiento del agrietamiento de las uniones soldadas en los tramos del transportador cilíndrico rotatorio helicoidal de mineral del tipo Jacoby. Tesis presentada en opción al título de Máster en Electromecánica, ISMMM, 2012.
87. Velázquez, A. Fragilización de la aleación HH por precipitación de fases Sigma”, Tesis presentada en opción al grado científico de Doctor en Ciencias Técnicas, ISMMM, 2002.
88. Velázquez, A. y M. Mariño: Caracterización preliminar de la rotura de la aleación austenítica 40X24H12C en Hornos de Reducción de Mineral Laterítico. En: Memorias de la Conferencia Científica Internacional Materiales'96. ISPJAE, C. Habana, 1996.
89. Velázquez Del Rosario; Mariño Cala; Brindis; Feliú Rosado. Comportamiento de las aleaciones termorresistentes AISI HH y HK-40 ante los procesos de carburización y nitruración. Revista Minería y Geología Vol. XVII I, No. 1, 2001.
90. Vaidya, Shielding Gas Mixtures for Semiautomatic Welds. Welding Journal, 81(9): p. 43-48. 2002.
91. Villanueva D.M.E., Junio F.C.P., Plaut R.L., Padilha A.F. Comparative Study on Sigma Phase Precipitation of Three types of Stainless Steels: Austenitic, Superferritic and Duplex, Material Science and Technology, V.22, N.9, p. 1098-1104. 2006.
92. Villa-Rabasa, Alla.; K., Hernández, G., Apuntes de metalurgia de soldadura. SEPI-ESIME-IPN. 1999.
93. Watanabe Rikizo, Chiba Yoshitaka. Journal of Iron and Steel Institute of Japan. 63. No 1, 118-124. 1973.
94. Weber L., Uggowitzer P.J. Partitioning of chromium and molybdenum in super duplex stainless steel with Respect to nitrogen and nickel content, Materials Science and Engineering ,V. A242, p.222-229. 1998.



95. Weman, Klas. Welding processes handbook. New York: CRC Press LLC. ISBN 0-8493-1773-8. 2003.
96. Zéger A. en la selección: Dislocaciones y propiedades mecánicas de los cristales. Ed. Leningrado, 179. 1960.
97. Zinn. W. y Scholtes, B. In Handbook of Residual Stresses and Deformation of Steel, Edited by G. Totten, M. Howes and, T. Inoue, ASM International. 391-396. 2002.
98. Zinovij, S., Jaroslav, K. y Volodymyr, T. Research of Vibratory-Centrifugal Strain Hardening on Surface Quality of Cylindric Long-Sized Machine Parts. International Journal of Advance Manufacturing Technology. vol. 11, nº 1, p. 54-62. ISSN 1433-3015. 2012.



**ANEXO 1**

No: _____		Denominación: _____	
OT: _____		Destino: _____	
Proceso de Soldadura: <u>SMAW X</u>		Tipo: _____	
Elaborado por: <u>Oswaldo Remond</u>		Revisado por: <u>Tomas Fernández</u>	
Fecha: _____		Fecha: _____	
<b>Metal Base:</b> Especificación SFA No: HK 40 Análisis Quím. y Prop: C: 0,03; Mn: 1,0; Cr: 23,0; Ni: 13,5; Si: 0,5; P: 0,02; S: 0,02 Otros: _____		<b>Croquis:</b> 	
Clasificación AWS:	E 309L - 16		
Dimensión del Electrodo:			
Espesor del Depósito:	4 mm		
Preparación:	Mecánica		
Fundente del Elect. (Clase)	Básico		
Nombre comercial del Fundente			
Otros:			
<b>Posición:</b> Posición de la Ranura: Plana Progresión de Soldadura: Ascend. _ Descend. _____ Plana: X _____		<b>Pre calentamiento:</b> Temp. Mín. de Precal: _____ Temp. Máx. de Interpasos: _____ Temp. de Post: _____ Otros TT: _____	
<b>Tratamiento Térmico Post – Soldadura:</b> Rango de Temp.: 20 min _____ Tiempo de Permanencia: _____ Enfriamiento: Al aire _____ Medio: Al aire _____		<b>Gas:</b> <b>Composición %:</b> Gas: _____ Mezcla: _____ Flujo: _____ <b>Protección:</b> _____	



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

Técnica: Valoración económica:  
 Dimensiones de la boquilla: \_\_\_\_\_ Valor inicial:  
 Método de ranurado posterior de la raíz: X Precio de recup:  
 Mov del electrodo: Recto X Oscilatorio \_\_\_\_\_ Gasto de material: 0,007 kg  
 Distancia boquilla superficie de trabajo: \_\_\_\_\_ Gasto de mano de obra: 0,01 hrs  
 Pases sencillos o múltiples (por lados): \_\_\_\_\_ Otros Gastos: \_\_\_\_\_  
 Electrodo: Sencillos X Múltiples \_\_\_\_\_ Peso de Pieza: 3,1 kg  
 Velocidad de ejecución (Rango): 2,59 mm /seg. Costo de Recuperación: \_\_\_\_\_  
 Martillado: \_\_\_\_\_  
 Otros: \_\_\_\_\_ Ahorro: \$ \_\_\_\_\_

No. Cordon	Proc	Metal de aporte Clase	Diám	Corriente AC/CD	AMP	Voltaje Mín	Max	Vel de ejec (mm/seg)	Otros
1	SMAW	E 309L - 16	3,2 mm	AC	120	15	17	2,59	

**Técnica de reparación o mantenimiento preventivo**

Tipo de limpieza inicial y entre pases:

Cepillo X solventes \_\_\_\_\_ abrasivos X Calor \_\_\_\_\_ otros \_\_\_\_\_

Preparación:

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

**Factores del paro de trabajo**

❖ Desgaste por:

\_\_\_ Impacto \_\_\_ Presión / Fricción \_\_\_ Abrasión X Corrosión \_\_\_ Calor  
\_\_\_ Cavitación \_\_\_ Erosión

❖ Rotura por:

\_\_\_ Accidente X Fatiga \_\_\_ Choque \_\_\_ Sobrecarga \_\_\_ Temperatura





#### **4. Otros**

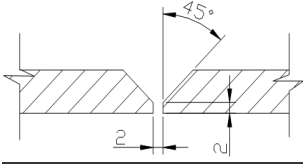
\_\_\_\_\_ Defectos de fundición                      \_\_\_\_\_ Defectos por maquinado

#### **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.



**ANEXO 2**

No: _____		Denominación: _____	
OT: _____		Destino: _____	
Proceso de Soldadura: <u>SMAW X</u>		Tipo: _____	
Elaborado por: <u>Oswaldo Remond</u>		Revisado por: <u>Tomas Fernández</u>	
Fecha: _____		Fecha: _____	
<b>Metal Base:</b> Especificación SFA No: HK 40 Análisis Quím. y Prop: C: 0,04; Mn: 0,48; Cr: 11,5; Ni: 4,1; Wo: 0,48; Si: 0,29; P: 0,01; S: 0,01 Otros: _____		<b>Croquis:</b> 	
Clasificación AWS:	E 410		
Dimensión del Electrodo:			
Espesor del Depósito:	4 mm		
Preparación:	Mecánica		
Fundente del Elect. (Clase)	Básico		
Nombre comercial del Fundente			
Otros:			
<b>Posición:</b> Posición de la Ranura: Plana Progresión de Soldadura: Ascend. _ Descend. _____ Plana: <u>X</u>		<b>Pre calentamiento:</b> Temp. Mín. de Precal: _____ Temp. Máx. de Interpasos: _____ Temp. de Post: _____ Otros TT: _____	
<b>Tratamiento Térmico Post – Soldadura:</b> Rango de Temp.: 20 min _____ Tiempo de Permanencia: _____ Enfriamiento: Al aire _____ Medio: Al aire _____		<b>Gas:</b> <b>Composición %:</b> Gas: _____ Mezcla: _____ Flujo: _____ <b>Protección:</b> _____	



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

Técnica: Valoración Económica:  
 Dimensiones de la boquilla: \_\_\_\_\_ Valor inicial:  
 Método de ranurado posterior de la raíz: X Precio de Recup.:  
 Mov del electrodo: Recto X Oscilatorio \_\_\_\_\_ Gasto de Material: 0,007 kg  
 Distancia boquilla superficie de trabajo: \_\_\_\_\_ Gasto de mano de obra: 0,01 hrs  
 Pases sencillos o múltiples (por lados): \_\_\_\_\_ Otros Gastos: \_\_\_\_\_  
 Electrodo: Sencillos X Múltiples \_\_\_\_\_ Peso de Pieza: 3,1 kg  
 Velocidad de ejecución (Rango): 2,59 mm /seg. Costo de Recuperación: \_\_\_\_\_  
 Martillado: \_\_\_\_\_  
 Otros: \_\_\_\_\_ Ahorro: \$ \_\_\_\_\_

No. Corden	Proc	Metal de aporte		Corriente		Voltaje		Vel de ejec (mm/seg)	Otros
		Clase	Diám	AC/CD	AMP	Mín	Max		
1	SMAW	E 410	3,2 mm	AC	120	15	17	2,59	

**Técnica de reparación o mantenimiento preventivo**

Tipo de limpieza inicial y entre pases:

Cepillo X solventes \_\_\_\_\_ abrasivos X Calor \_\_\_\_\_ otros \_\_\_\_\_

Preparación:

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

**Factores del paro de trabajo**

❖ Desgaste por:

\_\_\_ Impacto \_\_\_ Presión / Fricción \_\_\_ Abrasión X Corrosión \_\_\_ Calor  
 \_\_\_ Cavitación \_\_\_ Erosión

❖ Rotura por:

\_\_\_ Accidente X Fatiga \_\_\_ 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.



**ANEXO 3**

CARTA TECNOLÓGICA DE TRATAMIENTO TÉRMICO 07 – R – 59																		
Empresa Mecánica del Níquel Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche						Denominación de la pieza: Plancha aleación HK 40			Orden de trabajo: 002 – 0310A									
						Nº de Plano: HC – 0020310A			No. Tecnología: 500									
						Denominación y grado del material: Acero HK 40						Masa (kg) 3,1						
No.	Operac. Tecnológ	Equipo	Utillaje	Medio ambiente	Durez HRC	Penet rac	Régimen de trabajo			Cantidad		Norma rendimiento		Volumen	TPC:0,1 h T. Efectivo: 6,0 h T. Total: 6,1h			
							T (°C)	Exp.	V (°C/h)	Pzas Disp.	Prof	Cant	Tta			V		
1.	Temple	11-M1Y	Disp							1	1			1	2,5 h			
	Calentamiento						780											
	Permanencia							1 h	65									
	Enfriamiento			Ag														
	Comp dureza	DP			60													
2.	Revenido	11-M1Y	Disp												3,5 h			
	Calentamiento						250		70									
	Permanencia							1 h										
	Enfriamiento			Air														
	Comp dureza	DP			58													
Observaciones:												Firma	Fecha					
Cant pzas por eventos		1	Cant	No. Notif	Firma	Fecha: 8/6/2016	Elaboró	Oswaldo					8/6/2016					
Cant de eventos		1					Revisó	Tomás				8/6/2016						
Tiempo Supervisor		0,46h					Aprobó	Tomás				8/6/2016						
Tiempo Ayudante		0,31h																
Tiempo Gruero		0,45h													Cantidad 1			

