

REPÚBLICA DE CUBA  
MINISTERIO DE EDUCACIÓN SUPERIOR  
INSTITUTO SUPERIOR MINERO METALÚRGICO DE MOA  
Dr. Antonio Núñez Jiménez  
DEPARTAMENTO DE METALURGIA-QUÍMICA

## **Tesis en Opción al Título de Máster en Metalurgia**

Unión disímil de los aceros AISI 321 y HK 40 con el  
empleo de electrodos revestidos

**Autor:** **Ing. Reilis Fuentes Guilarte**

Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa. Ministerio de  
Educación Superior

**Tutores:** **Dr. C. Tomás Hernaldo Fernández Columbié**

Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa. Ministerio de  
Educación Superior

**Dr. C.**

Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa. Ministerio de  
Educación Superior

Dr.c.

Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa. Ministerio de  
Educación Superior

**Moa, Octubre de 2014**

<b>TABLA DE CONTENIDOS</b>	<b>Pág.</b>
INTRODUCCIÓN .....	1
1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS .....	7
1.1. Proceso de soldadura por arco de metal protegido .....	7
1.2. Generalidades de la soldadura por arco eléctrico en tuberías .....	9
1.3. Formación de las grietas en caliente y por fatiga .....	11
1.4. Detección de defectos en soldaduras .....	15
1.5. Modificaciones estructurales en el metal base .....	18
1.6. Aceros inoxidable fundidos .....	19
1.7. Aplicación de uniones soldadas disímiles .....	21
2. MATERIALES Y MÉTODOS .....	25
2.1. Composición química de la aleación A 351 Grado HK 40 .....	25
2.2. Diseño experimental .....	26
2.2.1. Máquina de soldar empleada en la soldadura .....	27
2.2.2. Metales de aporte empleados .....	28
2.2.3. Características de los electrodos .....	28
Electrodo E 309L – 16 .....	29
2.2.4. Diagrama de Schaeffler .....	29
2.2.5. Preparación de las probetas .....	30
2.2.6. Fundido de las probetas de HK – 40 .....	31
2.2.7. Tratamiento térmico a la probeta .....	31
2.2.8. Selección y preparación de muestras para el análisis microestructural .....	32
2.2.9. Selección de las muestras .....	32
2.2.10. Desbaste de las muestras .....	33
2.2.11. Pulido de las muestras .....	33
3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS .....	43
3.1. Composición química de las aleaciones. ....	43
3.2. Microestructuras de la soldadura .....	44
Electrodo E 312 – 16 .....	44
Electrodo E 309L – 16 .....	46
3.3. Análisis del depósito de los electrodos .....	48

Electrodo E 312 - 16.....	48
Electrodo 309L - 16 .....	49
3.4. Ciclo térmico .....	50
3.5. Ensayos no destructivos .....	52
Ensayo de inspección visual .....	52
Ensayo por el método de líquido penetrante .....	52
Ensayo por el método de ultrasonido .....	53
Ensayo radiográfico.....	54
3.6. Comportamiento de la dureza .....	56
3.7. Simulación térmica por los métodos de elementos finitos .....	58
3.8. Valoración económica .....	61
3.9.1 Gasto de energía consumida en la realización de los experimentos.....	63
3.9. Precio establecido para la fabricación total de un tramo .....	63
3.10. Impacto medio ambiental .....	64
Conclusiones del capítulo 3.....	65
CONCLUSIONES GENERALES.....	66
RECOMENDACIONES .....	67
BIBLIOGRAFÍA .....	68

## INTRODUCCIÓN

El empleo de los aceros inoxidable austeníticos y termoresistentes en la industria minera metalúrgica ocupa un lugar determinante debido a la combinación de sus buenas propiedades de ingeniería. La atractiva conjugación de excelentes propiedades anticorrosivas y tecnológicas con amplios niveles de resistencia mecánica a bajas, moderadas y elevadas temperaturas los convierten, en ocasiones, insustituibles en un amplio rango de aplicaciones y condiciones ambientales muy variadas.

Una de las aplicaciones fundamentales de estos materiales es en el cuerpo de los transportador cilindrico rotatorio helecoiales sinfín de la Unidad Básica Productiva Hornos de Reducción (UBP Hornos de Reducción) de la empresa “Comandante Ernesto Ché Guevara”. Los transportador cilindrico rotatorio helecoiales, comúnmente conocidos como “Jacoby”, se emplean para transportar, hasta los enfriadores, los minerales reducidos en los hornos de soleras múltiples (tipo Herreshoff) a temperaturas entre 650 y 700 °C. Una vez enfriados, los minerales pasan a la etapa de lixiviación para continuar el proceso de extracción del níquel y el cobalto. Durante el transporte, se requiere de una capacidad moderada y una adecuada hermeticidad en la instalación para evitar la re-oxidación de los minerales en caso de entrar en contacto con el aire del medio.

Los transportador cilindrico rotatorio helecoiales como se muestra en la figura 1, constan de 10 tramos acoplados mediante bridas o bocinas (fabricadas de diferentes aleaciones), con una longitud total de 30 867 mm (designados convencionalmente por I; II; IIA; III; IIIA ;IV, IVA; V; VI y VIA), unidos mediante proceso de soldadura con electrodos revestidos y procesos de gas y tungsteno. El diámetro interior del tubo es de 533 mm y el diámetro exterior del sinfín de 525 mm, gira alrededor de 27,7 revoluciones por minutos, impulsado por un reductor acoplado a un motor que transmite una potencia de 22,2 kW.

El mineral después de reducido, es descargado a los enfriadores de donde sale con una temperatura alrededor de los 200 °C, hacia las canales de contacto de la planta de Lixiviación y Lavado. En la planta operan 12 transportadores que recogen los minerales reducidos provenientes de 24 hornos, a razón de un transportador cada dos hornos.

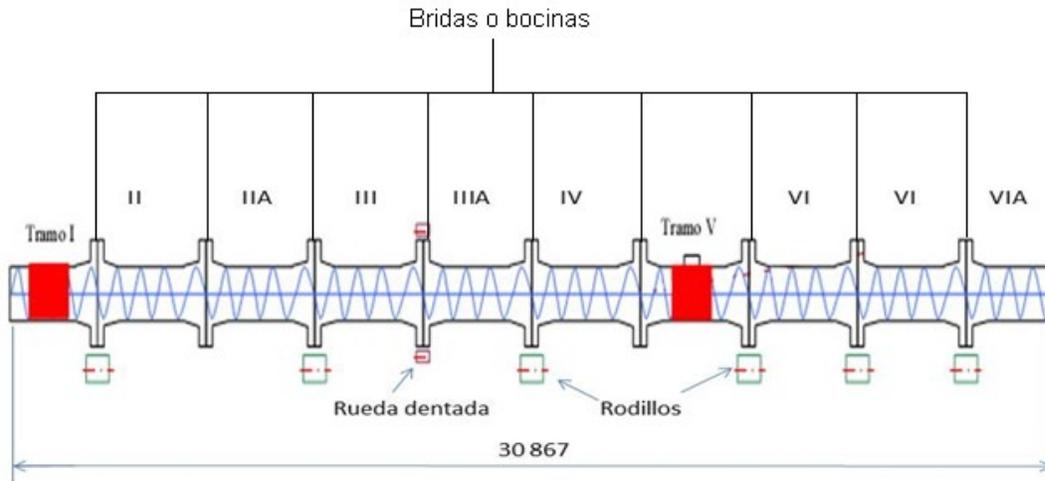


Figura 1. Esquema del transportador cilíndrico rotatorio helicoidal

Fuente: Rodríguez (2011)

Bajo estas condiciones de operación requieren de propiedades especiales extremas que permitan mantener un comportamiento estable y prolongado en el tiempo. Desde la puesta en marcha de la empresa “Comandante Ernesto Ché Guevara”, los tramos del transportador cilíndrico rotatorio helicoidal se diseñaron para fabricarlos con acero estructural (GOST 20K), pero, debido al frecuente agrietamiento y fractura en los tramos I y V, a partir de 1996 ese acero se sustituyó por el inoxidable austenítico AISI 321 en el tubo y el termoresistente HK40 en la brida y se le colocó un refuerzo exterior de 12 mm. En los demás tramos no se manifiesta el fenómeno de la rotura repentina; por lo que no se introdujo ninguna modificación en la forma constructiva y tipo de material.

Uno de los problemas medulares, que afecta la productividad de la UBP Hornos de Reducción y a la empresa en general, son las grietas anticipadas en la soldadura del tubo con las bridas (soldadura disímil), en ocasión es catastrófica en los tramos I y V de los transportadores que provoca un fallo funcional de tipo total. En los demás tramos, aunque

en ocasiones ocurren estos tipos de averías, no se consideran anticipadas porque ocurren en períodos de tiempos relativamente largos, previstos en los planes de mantenimiento.

El proceso de soldadura de uniones disimiles presenta una serie de dificultades, los cuales según Radhakrishnan (1990) pueden estar divididos en tres problemas fundamentales principales, el primero es las diferencias en las propiedades físicas de las aleaciones, pueden surgir complicaciones, durante y después del proceso de soldadura, si no se realiza el adecuado trabajo, como segundo elemento se considera que, el uso de un material de relleno incorrecto durante la soldadura puede conducir a dificultades tales como: el debilitamiento de los materiales bases, las uniones débiles y la susceptibilidad a la corrosión y finalmente, los compuestos nuevos hechos de aleaciones diferentes se pueden formar en el lugar de la unión y conducir a la formación de material quebradizo que se agrieta fácilmente.

### **Situación problemática:**

En los últimos tiempos la planta de hornos se ha visto afectada por las numerosas roturas de los tramos I y V, principalmente por la zona soldada (ver figura 2), estas roturas están relacionadas con el agrietamiento progresivo de los cordones de soldadura en toda la longitud del mismo, cada avería trae como consecuencia pérdidas en la economía de la empresa producto a los altos costos que lleva la reposición o reparación de los tramos, además de afectar el plan de producción, así como grandes daños al medio ambiente debido a las fugas de mineral y gases tóxicos.



Figura 2. Unión por soldadura del tramo V del transportador.

### **Problema**

Son insuficientes los estudios realizados sobre el comportamiento microestructural en la

unión soldada disímil de las aleaciones AISI 321 y HK – 40, con electrodos revestidos del tipo E 312 – 16 y E 309L -16 con preparación de los bordes que se emplean en el transportador cilindrico rotatorio helecoidal de mineral.

Como **objeto de la investigación** se establece: Unión disímil mediante soldadura manual por arco eléctrico de las aleaciones AISI 321 y HK – 40.

### **Campo de acción**

Comportamiento **microestructural, la microdureza, el tamaño del grano de la zona fundida y la zona de influencia** de la unión soldada disímil de las aleaciones AISI 321 y HK – 40. (Transformaciones físico química y mecánica)

### **Objetivo**

Establecer el comportamiento metalúrgico de una unión a tope de soldadura disímil de las aleaciones de AISI 321 y HK – 40 con el empleo de la soldadura manual por arco eléctrico y con electrodos revestidos E 312 -16 y E 309L -16.

### **Hipótesis**

Al sustituir el electrodo revestido E 312 - 16 por el electrodo E 309L - 16 en la aplicación del ciclo térmico de la soldadura disímil de las aleaciones AISI 321 y HK – 40, puede formarse una unión metalúrgica con solidificación ferrita austenita y minimizar el efecto del agrietamiento en los cordones de soldadura en los tramos del transportador cilindrico rotatorio helecoidal.

### **Objetivos específicos**

1. Establecer el comportamiento metalúrgico de las uniones soldadas disímil con el empleo de proceso manual por arco eléctrico y el empleo de electrodos revestidos.
2. Caracterizar los cambios metalúrgicos que ocurren en la unión de soldadura disímil de las aleaciones AISI 321 y HK – 40 luego de realizado el proceso de soldadura manual por arco eléctrico con electrodos revestidos.
3. Analizar las estructuras resultantes, así como tamaño de grano y microdureza que se obtienen en la zona fundida y la zona de influencia térmica luego de realizado el proceso de soldadura.

## **Tareas del trabajo**

1. Establecimiento del estado del arte relacionada con el objeto de estudio.
2. Planificación, diseño y realización de experimentos.
3. Análisis de los resultados y obtención de las microestructuras resultantes del proceso de soldadura con electrodo revestido.
4. Fundamentación de las inestabilidades metalúrgicas que surgen en el proceso de soldadura cuando se somete a proceso de unión con electrodo revestido.
5. Planteamiento de los efectos económicos, sociales y ambientales del proceso de soldadura.

Los **métodos Investigativo** empleados para dar cumplimiento a la realización del trabajo son:

**Los métodos teóricos** permitieron estudiar las tendencias actuales relacionadas con los diferentes procesos de soldadura que se realizan por arco eléctrico, los cuales a su vez, según la temperatura del ciclo térmico pueden provocar tensiones y distorsiones en los cordones de soldadura, todos ellos en unión, facilitaron la construcción de los modelos e hipótesis de la investigación, crearon las condiciones para tener en cuenta las características fenomenológicas y superficiales, contribuir al desarrollo de las teorías científicas.

### **Dentro de los métodos teóricos los más empleados fueron:**

- Análisis y síntesis: división y unión abstracta de las variables empleadas en el trabajo, el comportamiento microestructural de la zona fundida y de la zona de influencia térmica así como de las tensiones residuales obtenidas del proceso de soldadura, en sus relaciones y componentes para facilitar su estudio.
- Inducción y deducción: la inducción permitió arribar a proposiciones generales a partir de hechos aislados y la deducción posibilitó, a partir del estudio de conocimientos generales de los métodos de cálculo del proceso de soldadura, inferir particularidades para un razonamiento lógico.
- Los métodos históricos: posibilitaron el estudio detallado de los antecedentes, causas y condiciones históricas en que surgió el problema.

- Los métodos lógicos: se basaron en el estudio histórico del fenómeno de la resistencia de materiales, de los regímenes de soldadura y de la simulación, en objetos de la ingeniería mecánica y metalúrgica.
- La modelación: se crearon abstracciones para representar la realidad compleja del fenómeno metalográfico, del proceso de soldadura.

**Los métodos empíricos:** explican las características observables y presuponen determinadas operaciones prácticas, tanto con los objetivos, como con los medios materiales del conocimiento utilizado. Estos métodos se expresan a través de las técnicas de la observación, documentación, la comunicación personal e impersonal y la experimentación.

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

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

En el presente capítulo se establece como objetivo el análisis de las bibliografías existentes, que permitan definir el estado del arte relacionado con la formación de grietas en las uniones soldadas y la unión de soldadura disímil.

### **1.1. 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.

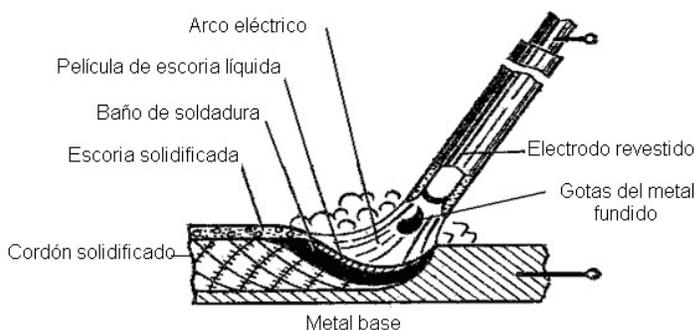


Figura 1.1. Esquema del proceso de soldeo SMAW.

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 el caso específico de 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).

## **1.2. Generalidades de la soldadura por arco eléctrico en tuberías**

La soldadura es un proceso que involucra muchos fenómenos metalúrgicos entre ellos fusión, transformaciones de fase durante la solidificación, transformaciones de fase de estado sólido, deformaciones causadas por el calor, crecimiento de grano, difusión y tensiones de contracción, que pueden causar muchos problemas prácticos. Estos problemas pueden ser minimizados y hasta solucionados aplicándose principios metalúrgicos apropiados a dicho proceso (Henderson *et al.*; 2004)

Según Gómez (1993); Electromanufacturas S.A. (2000) y Marulanda *et al.*, (2007), al incursionar en los principios metalúrgicos, debe tenerse en cuenta que la metalurgia de la soldadura difiere de la metalurgia convencional en ciertos puntos de vista, sin embargo, en términos generales, la metalurgia de la soldadura estudia el comportamiento del metal durante el proceso de soldadura y los efectos de este en las propiedades de la pieza soldada.

Radhakrishnan (2000) en soldadura de tuberías de aceros inoxidables AISI 316, a partir de las leyes de dilatación y contracción de los metales, plantea que estos son fenómenos propios que sufren estos al ser calentados, que el calentamiento es localizado y no hay uniformidad en la temperatura de la pieza, además, las diferentes formas y geometrías que pueden presentar la piezas, hacen que sea factible la distorsión de esta, debido a que, a medida que se va solidificando el cordón de soldadura este se contrae, generando esfuerzos en este y en la zona afectada térmicamente.

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

Cisilino *et al.* (2002) obtiene los campos de temperatura en un tubo de acero X 52, el cual transportaba gas natural y fue soldado por proceso de soldadura manual con electrodo revestido (SMAW). El modelo de elementos finitos empleado es tridimensional (3D). El criterio límite establecido para seleccionar el régimen adecuado fue: la temperatura en la superficie interna del tubo no puede exceder 982 °C. En este artículo no fue considerada la posibilidad de ocurrencia de agrietamiento en frío y este aspecto representa una limitación de la solución obtenida.

Bang *et al.* (2002) desarrolló un modelo axisimétrico, bidimensional (2D), de elementos finitos para simular la soldadura de un refuerzo metálico circunferencial a un tubo de acero X 65. En los modelos desarrollados fueron considerados dos criterios límites: 982 °C como temperatura máxima en la superficie interna del tubo y HV 350 como la dureza máxima en la zona afectada por el calor (ZAC) para hidrocarburos no amargos y HV 250 como dureza límite para hidrocarburos amargos. En este artículo fue considerada, también, la termodependencia de las propiedades físicas y mecánicas del acero.

Oddy *et al.* (1999) reconoce como una necesidad operacional soldar bifurcaciones en las tuberías de gas, con estas totalmente presurizadas. También en este artículo se mencionó la necesidad de establecer un calor de entrada de la soldadura lo suficientemente bajo para evitar perforaciones en el tubo, pero no tanto que pueda ocurrir agrietamiento en frío. Fue mencionada la dificultad de encontrar datos que muestren las propiedades de los aceros de tuberías en función de la temperatura.

Utria (2012) al determinar el agrietamiento de la unión soldada en los tramos III y IV del transportador cilindrico rotatorio helecoidal fabricados de aceros AISI 1045 y AISI 1025, manifiesta que, luego de realizar la unión metalúrgica de ambas aleaciones con los procesos de soldadura por arco eléctrico y soldadura de gas activo (GMAW) y electrodo ER - 70S - 6, la formación de la morfología Widmanstaetten incompleta, es la causante de las grietas debido a su gran fragilidad, demostrado a través del ensayo de doblado realizado.

Este trabajo realizado en el transportador cilindrico rotatorio helecoidal Jacoby, también consideró el efecto del agrietamiento en las uniones soldadas, pero para los tramos III y

IV, el mismo presenta similitud con el nuestro, no obstante en los tramos I y V, la unión de la brida y el tubo es HK 40 y AISI 321.

### 1.3. Formación de las grietas en caliente y por fatiga

Las grietas en caliente se forman en la zona fundida o en la ZAC muy cerca de la línea de fusión y a altas temperaturas (figura 1.2), durante el período de cristalización del metal entre la línea de líquidos y la de sólido, donde el metal se encuentra en estado bifásico o por debajo de la línea de sólidos (Weld Cracking, 2001).

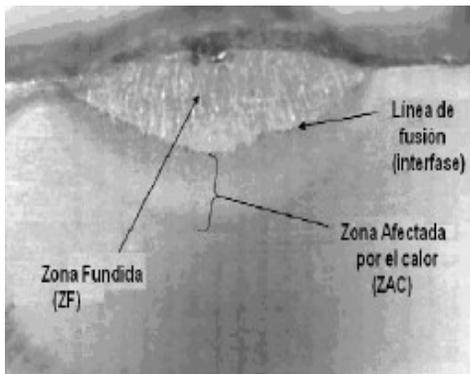


Figura 1.2. Grietas en las uniones soldadas. Fuente: Weld Cracking (2001).

La figura 1.2 muestra que las grietas en las uniones soldadas pueden originarse en la zona fundida (ZF), en la zona afectada por el calor (ZAC) o en la interfase del cordón de soldadura.

En los trabajos realizados por Oriani (1993); Park *et al.* (2002); Kedzierzawski (1985), en soldadura por arco eléctrico con aceros rápidos o de libre maquinado, que presentan grandes contenidos de azufre y fósforo, son propensos al agrietamiento en caliente, forman eutécticos de bajo punto de fusión (temperatura de fusión) que se acumulan durante la cristalización en las fronteras de granos aún en estado líquido mientras los granos ya solidificaron y que bajo el efecto de las tensiones de tracción propias de la soldadura provocan la rotura del material.

Watanabe (1962) fue el primero en reportar grietas laminares en estructuras de calderas soldadas, más tarde durante la década de los sesenta aparecieron muchos trabajos al respecto, especialmente en Inglaterra, donde fue creado un Comité Nacional para atender este problema, donde se pueden destacar los trabajos de Nangel (1969); Meyer (1968); Wormington (1967) y Nicholls (1968).

El agrietamiento laminar se presenta en la mayoría de los casos, asociado al acto de la soldadura, en los primeros momentos fue considerado como un defecto ocasionado por el mismo proceso, en la actualidad está demostrado que la causa fundamental parte de un defecto del metal base, específicamente relacionado con inclusiones no metálicas alargadas o en cadenas en dirección del laminado (Cho *et al.*, 2004).

Paris y Erdogan (1963); Modenesi (2000), al analizar uniones de soldadura, precisan que las grietas pueden ocurrir a medida que el cordón se enfría hasta la temperatura ambiente, exponen que el agrietamiento puede atribuirse a la contracción térmica del metal por el enfriamiento, lo cual puede ocasionar esfuerzos en el cordón.

De igual manera en trabajo realizado en unión de materiales por proceso de soldadura, Grace (2003), precisa que se pueden generarse grietas varios días después de realizado el cordón (agrietamiento en frío), que las grietas se forman generalmente en la zona afectada por el calor y sus posibles causas son la presencia de hidrógeno en metales base endurecibles, falta de holgura en la unión para compensar la contracción térmica, lo cual originaría esfuerzos residuales y posteriormente grietas y formación de martensita en aceros endurecibles a causa de un enfriamiento rápido de la unión.

Wilson (1974) y John *et al.* (2008) en soldadura con electrodos revestidos sugieren usar procedimientos de soldadura apropiados para reducir las fisuras y el agrietamiento, se refiere que, el uso de un bajo amperaje, un ligero movimiento zigzagueante al soldar, resulta benéfico, con el fin de promover el crecimiento celular del grano, ya que al seguir los procedimientos, permite evitar las grietas de cráter.

En la investigación realizada por Chin *et al.* (2009) se estudió el efecto de la geometría de soldadura sobre la resistencia a la fatiga de juntas soldadas a filete, en probetas de geometría cruciforme. Dicha geometría se varió intencionalmente y se encontró que la resistencia a la fatiga aumenta gradualmente con el aumento del ángulo de flanco de soldadura y radio de punta de soldadura. Se concluye además, que el espesor de garganta de soldadura posee poca influencia en la vida de fatiga.

Sanders y Lawrence (1977) también reportaron que el efecto de las discontinuidades interiores es mínimo en el desarrollo de fatiga en soldaduras que poseen refuerzo. El efecto del refuerzo en la soldadura es tan marcado que solo los defectos críticos afectan

el comportamiento a fatiga y esto se relaciona con la pérdida de área en la sección de la garganta de soldadura. Las porosidades sólo se vuelven un factor negativo significativo cuando el refuerzo es removido.

Singh *et al.* (2003) en torno al estudio de la vida a fatiga en uniones soldadas ha establecido que esta comprende dos fases, el inicio de grieta y la propagación de la grieta. En especímenes microestructuralmente uniformes, la fase de iniciación de grieta comprende una parte considerable de la vida total, pero, para estructuras soldadas, la presencia de imperfecciones como las inclusiones de escoria en pie de soldadura, socavaciones, esfuerzos residuales, falta de penetración, desalineamientos, reducen efectivamente la fase de iniciación (Berkovis y Di 1998).

Todas las juntas soldadas contienen pequeñas inclusiones de escoria en pie de soldadura (Nordmark *et al.*, 1987), con defectos preexistentes como microgrietas que provocan concentradores de esfuerzos. La propagación estable de grietas por fatiga comienza en estas inclusiones muy temprano en la vida útil. Las juntas soldadas también contienen cierres debido a los esfuerzos residuales causados por el ciclo térmico del proceso de soldadura, que influyen en la propagación de grietas por fatiga.

Los concentradores de esfuerzos locales influyen la propagación de grietas por fatiga. El resultado del estudio de Murthy *et al.* (1994) indicó que la duración de la vida de propagación estable de grietas fue de 75 a 89 % del total de la vida, para todos los tipos de juntas estudiadas. De ahí que, para las juntas soldadas, la vida total puede asumirse como dominada por la etapa de propagación. En otra investigación Wahab y Alam (2004) se encontró que las imperfecciones de las uniones soldadas reducen de manera significativa la vida al aumentar la velocidad de propagación de grietas por fatiga.

Diversos estudios se han realizado para explicar la propagación de grietas en uniones soldadas, por ejemplo. Mammoli *et al.* (1995) utilizaron el método de los elementos de contorno para investigar el efecto de los defectos en la propagación de una grieta en la interfaz entre dos materiales elásticos e isotrópicos. El estudio reveló que los defectos tienden a desviar las grietas al acercarse a la interfaz, entre los materiales, de su trayectoria original, si la distancia entre el defecto y la punta de grieta es pequeña con relación al tamaño del defecto. Se demostró también que los materiales con defectos

interfaciales tienen una tendencia significativamente mayor a desviar las grietas, a lo largo de la interfaz, en comparación con los materiales que no presentan este tipo de defectos.

En Balasubramanian y Guha (1999) se estudió la influencia del tamaño de la soldadura sobre la fatiga y las características del crecimiento de grietas para soldaduras por arco, con núcleo de fundente (FCAW), empleando probetas de geometría cruciforme, que poseen como defecto la falta de penetración. Los experimentos de propagación subcrítica de grieta se llevaron a cabo en una dirección vertical, con amplitud de carga constante. Las tasas de crecimiento de grieta se encontraron dependientes, principalmente de los cambios en la microestructura de la soldadura.

Baohua *et al.* (2000) analizó la estructura local y la distribución de dureza en soldadura por puntos, utilizó un modelo computacional compuesto por un metal base, una zona de afectación térmica y la capa adhesiva. En el estudio se ha tenido en cuenta la falta de homogeneidad de las propiedades mecánicas en la soldadura. Como resultado se obtuvo que en el borde de la soldadura ocurriera la mayor concentración de esfuerzos.

Otros investigadores han direccionado sus estudios sobre soldaduras, al establecimiento de los mecanismos de falla y a la predicción del crecimiento de grietas. En Lichun (2009) se realizó un estudio de predicción de crecimiento de grieta por análisis no lineal, de un sólido elastoplástico.

En este trabajo se introdujo un radio variable de la zona plástica en el frente de grieta y se propuso el criterio de los esfuerzos principales máximos para la dirección de inicio de propagación de la grieta, debido a que coincide con la dirección perpendicular del esfuerzo máximo. La velocidad de propagación de la grieta por fatiga fue calculada como una función del rango del factor equivalente de intensidad de esfuerzos. El modelo de crecimiento de la grieta propuesto se compara con los resultados experimentales obtenidos utilizando el criterio de esfuerzo principal máximo.

El estudio de Changheui *et al.* (2010) se establece la distribución de los esfuerzos residuales y la tasa de crecimiento de la grieta por fatiga de soldaduras en tubos de acero inoxidable, para la zona de fusión de soldadura, el análisis óptico mostró una microestructura celular dendrítica con islas de ferrita en una matriz austenítica. El análisis

de esfuerzos residuales mostró un alto esfuerzo de tracción en la región del centro de la soldadura y esfuerzos de compresión en la zona afectada por el calor. Las propiedades de tensión y la tasa de crecimiento de fisuras por fatiga se midieron a lo largo y a través de la dirección del espesor de la soldadura. Los ensayos de tracción mostraron mayor resistencia en la zona de fusión de la soldadura y en la zona afectada por el calor en comparación con la del metal base. Además, la tasa de crecimiento de las grietas hallado fue varias veces mayor en la región interna de la soldadura que en la región externa.

En este trabajo se tuvo en cuenta en efecto el comportamiento microestructural con el objetivo de determinar a través de las diferentes morfologías en la zona fundida y la afectada térmicamente, la posible formación de grietas.

#### **1.4. Detección de defectos en soldaduras**

Diversas técnicas son utilizadas para la inspección y detección de defectos en uniones soldadas. Entre ellas se pueden mencionar como fundamentales la inspección visual, rayos X, partículas magnéticas, tintas penetrantes, ultrasonidos.

Lei, et al (1998) realizó un estudio del efecto de la heterogeneidad mecánica y del límite de carga, en una junta de soldadura, con una grieta longitudinal, en la evaluación de la integral J y de la curva de falla. Para ello, fue utilizado el método de los elementos finitos considerando un modelo elastoplástico. Los resultados indicaron que los valores de la integral J, para las curvas de falla de la prueba, se ven muy afectados por el factor de carga.

Ferrer *et al.* (2007) analizó la resistencia a la fractura, en ensayos de tracción de uniones realizadas sobre fundición dúctil usando soldadura oxiacetilénica con dos tipos de varilla de fundición laminar y con soldadura SMAW con electrodos de Fe-Cr-Ni y de Ni-98,4 %. Las soldaduras se llevaron a cabo con y sin precalentamiento, con el fin de evaluar la influencia del precalentamiento sobre la resistencia de la unión. Los resultados obtenidos mostraron como las soldaduras realizadas con varilla de fundición presentan una característica resistente muy inferior a las de la fundición original sin mejorar su comportamiento dúctil.

Por otra parte, las realizadas con Fe-Cr-Ni o Ni presentaron una resistencia mucho más elevada, aunque inferior a la original, pero con una gran mejora de la ductilidad. Las propiedades resistentes se relacionan también con la microestructura obtenida en el cordón para cada material de aporte.

En el estudio de Van-Xuan y Jwo (2010) se desarrolló una solución analítica del factor de intensidad de esfuerzo de soldaduras por puntos en especímenes de diferentes materiales y espesores. Las soluciones para los esfuerzos estructurales, la intensidad de esfuerzo y el análisis de la integral J fueron obtenidas en función de la carga aplicada, las propiedades mecánicas del material y los parámetros geométricos de la soldadura y la muestra. Las soluciones para los esfuerzos y el factor de intensidad de esfuerzos fue validado por los resultados de los análisis con la utilización del método de elementos finitos 3D, para un punto de soldadura por fricción con la geometría ideal y un punto de soldadura por fricción con geometría compleja.

Ogilvy (1998) utilizó la técnica de reflexión ultrasónica para la detección de defectos planos en soldaduras de aceros inoxidables austeníticos, el estudio concluye que las leyes de reflexión de onda ultrasónica no se mantienen y la energía se refleja en direcciones inesperadas. Lo anterior tiene consecuencias importantes para las técnicas de inspección ultrasónica, ya que dependen de señales especulares para la detección de defectos. En esta investigación la señal ultrasónica es usada para estudiar los patrones de comportamiento de reflexión para varios tipos de defectos de soldadura y varias ubicaciones y orientaciones. La señal reflejada generalmente ocurre cerca de las direcciones esperadas excepto por olas de distorsión verticalmente polarizadas. Además, para un tipo determinado de soldadura es útil minimizar la intensidad del haz ultrasónico.

En el estudio realizado por Tabatabaeipour y Honarvar (2010) se efectuó ensayos de tipo ultrasónico en soldadura sobre acero austenítico para diferentes clases de procesos, la soldadura por arco con electrodo revestido (SMAW) y la soldadura por arco con gas inerte y electrodo de tungsteno (GTAW), mientras que la técnica de ultrasonido utilizada en la prueba fue la de tiempo de difracción de vuelo (ToFD). Dentro del procedimiento experimental se indujeron defectos artificiales en el proceso, en los dos tipos de soldaduras ensayadas. Los resultados mostraron un comportamiento anisotrópico en el

proceso GTAW, mientras que las probetas soldadas con el proceso SMAW presentaron un comportamiento isotrópico, lo anterior debido a los cambios microestructurales producto de los procesos.

Por otra parte, la atenuación de amplitudes de eco es mayor en las probetas soldadas por el proceso GTAW. Se concluyó que la técnica de inspección por ultrasonido para la muestra preparada por el proceso SMAW es más adecuada que la realizada por el proceso GTAW debido a una mayor dispersión de las ondas en el segundo.

En otros estudios como el de Romeu *et al.* (2004) se explora el desarrollo de un sistema automatizado para analizar defectos por soldadura detectados en radiografías. Se describe un estudio de clasificadores de patrón no lineal, implementado por redes neuronales, para clasificar defectos existentes en cordones de soldadura por la técnica radiográfica, destinada principalmente a aumentar el porcentaje de éxito de reconocimiento de defectos obtenido con los clasificadores lineales. Para el desarrollo de esta investigación se utilizaron patrones radiográficos del Instituto Internacional de Soldadura (IIW). Algunas funciones geométricas de defectos fueron utilizadas como datos de entrada de los clasificadores.

Romeu *et al.* (2004) aplicaron un criterio de relevancia neuronal para evaluar la capacidad de discriminación de las clases de funciones consideradas. Lo anterior con la finalidad de demostrar que la calidad de las características geométricas utilizadas es más importante que la cantidad de funciones empleadas. La técnica de análisis de los componentes principales de discriminación no lineal, también desarrollado por redes neuronales, es utilizada para mostrar el problema de la clasificación en dos dimensiones, así como para evaluar el rendimiento de la clasificación obtenida con estas técnicas.

Otras investigaciones como Wang *et al.* (2008) exponen que las imágenes de soldadura por rayos X contienen ruido incierto al igual que los defectos dentro de ellas, las cuales poseen bajo contraste en su fondo, por lo cual son difíciles de detectar. En esta investigación se localizaron y segmentaron los defectos de la línea de imágenes de rayos X. Los resultados experimentales mostraron que el enfoque propuesto es efectivo y factible para localizar defectos en imágenes de rayos X de soldaduras ruidosas y con bajo contraste.

En la presente investigación para determinar el comportamiento de las grietas en la soldadura disímil de las aleaciones HK 40 y el AISI 321 con electrodos revestidos del tipo E 309L – 16 y E 312 - 16 se empleó como ensayos no destructivos los líquidos penetrantes, inspección visual, rayos X y ultrasonido.

### 1.5. Modificaciones estructurales en el metal base

El crecimiento de los granos en el metal base, está ligado invariablemente al ciclo térmico de la soldadura, temperatura y velocidad de enfriamiento. En la soldadura por arco según (Lippold y Kotecki, 2005), la zona de crecimiento de los granos, está más localizada y sus dimensiones pasan por un máximo de temperatura, en una zona muy próxima a los bordes, disminuye bruscamente en las capas próximas al bisel. Este aspecto de la curva se debe al normalizado que provoca en el metal base, las sucesivas pasadas del depósito por arco. En la figura 1.3 se muestran los cambios en una unión soldada según el diagrama hierro – carbono.

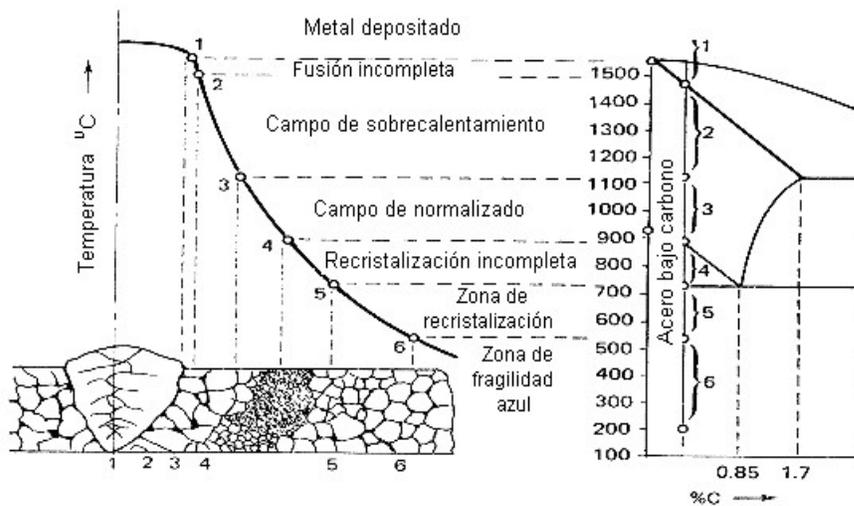


Figura 1.2. Zonas que se presentan en la ZIT durante la soldadura de los aceros al carbono y de baja aleación, según el diagrama Fe – C. (Fuente Zuñiga, 1983).

Los cambios de estructuras generalmente están ligados a transformaciones en las propiedades del metal en esta zona debido al tratamiento térmico a que está sometida la misma. Según sea la potencia térmica aplicada en la zona fundida, así variará la zona influencia térmica (ZIT) en el metal base (figura 1.2), donde ocurrirán modificaciones alotrópicas dando origen a toda una serie de estructuras que pueden ir desde el semi - temple del tipo bainítico, hasta el hipertemple totalmente austenítico. Estas modificaciones

variaron en dependencia de las diferentes regiones de la zona térmicamente afectada donde se encuentre (Barreiro, 1966; Bakker, 1968).

Los autores Glizmanenko (1965); Bakker y Horestreydt (1968); Rodríguez (1983) y la ANSI/AWS D1.1-96 (1996A) coinciden en afirmar que a partir de las modificaciones estructurales y físico – química en el metal base, se realizan una clasificación de las diferentes zonas del cordón de soldadura, lo que permite poder determinar los cambios en la estructura en la zona de Influencia Térmica (ZIT).

Si el metal base hubiese sido modificado preliminarmente por algún tratamiento térmico (temple, revenido) o mecánico (laminado en frío), las transformaciones de la zona de recalentamiento o de la zona de recocido, prácticamente quedan como se ha dicho anteriormente, pero la zona de la primera transformación y una parte del metal de base no afectado, son asiento de nuevas transformaciones difíciles de prever.

En los trabajos de Fernández et al (2014); García y Burgos (2003), se pudo constatar que los mismos afirman que generalmente el tamaño de los granos formados durante el proceso de soldadura se conserva a temperatura ambiente, significa que las propiedades mecánicas en la zona cercana a la unión no serán uniformes. Los granos grandes que se producen disminuyen la dureza y los granos pequeños proporcionan un incremento en la dureza del acero. La zona con granos grandes tendrá poca resistencia a la tensión y elevada ductilidad, mientras que la zona con granos pequeños tendrá elevada resistencia a la tensión y al mismo tiempo elevada fragilidad. En dependencia de la aplicación de la unión, esta variación en las propiedades mecánicas puede generar problemas de fallas en la soldadura.

## **1.6. Aceros inoxidables fundidos**

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

Plantea De Meyer et al. (2001) que del total de la producción mundial de aceros inoxidables, el 52 % pertenece a los aceros austeníticos inoxidables al cromo - níquel, la selección de estos materiales para aplicaciones que implican resistencia a la corrosión a

altas temperaturas, requiere de un conocimiento profundo sobre los mecanismos y la cinética de la formación de capas superficiales, su composición química, estructura 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 micrografías de aceros austeníticos fundidos del tipo HH y HK - 40 después de ensayos de creep con tiempos de rotura de hasta 1 000 horas. En este caso, sólo se reporta la presencia de fases sigma en la aleación HH sin profundizar en otras cuestiones esenciales como la estequiometría, composición y el mecanismo de precipitación.

Otro trabajo relacionado con acero inoxidable austenítico del tipo HK – 40 es el concerniente con Velázquez (2002) quien establece las principales regularidades que definen el comportamiento del mecanismo de fractura en brazos de hornos de reducción de la empresa “Comandante Ernesto Che Guevara” fabricados con la aleación HH, así como el establecimiento del estado tenso deformacional en brazos fabricados con la aleación HH donde aplica el mecanismo de desarrollo y propagación de microgrietas elasto plásticas a través de los métodos numéricos y experimentales, concluye el autor que el uso de la aleación es factible para trabajar en condiciones de carga bajo determinados regímenes de operación.

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. Los autores concluyen que lo más significativo es el incremento de la dureza de HV 700 localizada en la aleación HK - 40.

### 1.7. Aplicación de uniones soldadas disímiles

Diferentes industrias como las termoeléctricas, la industria química y petroquímica presentan secciones que están hechas de aceros al carbono o alguna otra aleación por razones económicas las cuales están sometidas a temperaturas menores a 100 °C. Otras secciones operan a elevadas temperaturas donde los problemas de corrosión o pérdida de las propiedades mecánicas están presentes, que causan fallas que deben ser reparadas o cambiadas frecuentemente (Celik y Alsaran, 1999).

En el diseño de una unión soldada entre acero inoxidable y aceros al carbón (figura 1.3) o entre aceros inoxidables similares, deben tenerse en cuenta las recomendaciones y los métodos existentes para que dicha unión ofrezca la mejor ductilidad y resistencia posibles.

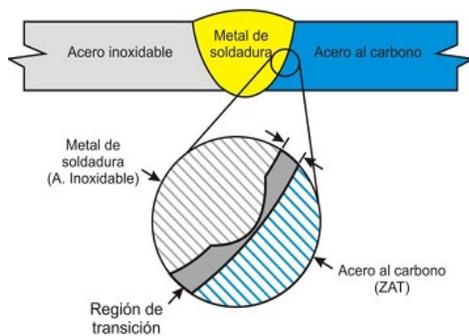


Figura 1.3. Soldadura disímil (Fuente: Madhusudan y Srinivasa, 2009).

Según Madhusudan y Srinivasa (2009) y Reddy *et al.* (2008), es importante seleccionar la aleación correcta para estas aplicaciones con base en su funcionalidad, efectividad y economía, donde es necesario producir uniones disímiles de calidad para tomar las ventajas de ambos materiales. Las soldaduras de diferentes materiales tienen

generalmente más cambios que aquellas de materiales similares tanto en propiedades físicas, mecánicas y metalúrgicas. Estas diferencias suelen complicar la selección del material de aporte y dificultar la predicción de sus propiedades y su microestructura.

A pesar de la factibilidad de la fabricación de uniones soldadas disímiles con aplicación directa en diferentes sectores industriales estas han presentado defectos tanto de fabricación como metalúrgicos, que promueven fallas durante su aplicación en servicio. Se hace necesario el tratamiento del material y de cómo soldarlo correctamente.

La unión de materiales disímiles adquiere gran importancia (Metzger y Lison, 1976; Arivazhagan *et al.*, 2008; Madhusudan y Srinivasa, 2009), ya que propician origen a diversos estudios dirigidos hacia la comprensión de las fallas que se presentan durante el servicio, las cuales han sido vinculadas a las uniones disímiles mediante el fenómeno desunión, que es atribuido al borde de grano tipo II que se presenta en la zona de transición de las uniones disímiles (Nelson *et al.*, 1999; Lippold y Kotecki, 2005; Joseph *et al.*, 2005).

La cronología del uso de uniones disímiles, revela la primera aplicación de un material de aporte tipo austenítico como protección sobre un acero al carbono, lo cual fue desarrollado por Krupp hace más de 70 años (Klueh *et al.*, 1983).

En el estudio realizado por Fernández *et al.* (2014) refiere que los materiales de aporte son muy funcionales al realizar las soldaduras entre materiales similares, pero es necesario hacer un mejor análisis al tratarse de materiales disímiles y en especial de aceros inoxidable, este análisis parte del estudio e interpretación del diagrama de Schaeffler, con el cual, a partir del níquel y el cromo equivalente del material base y de los materiales de aporte, es posible predecir la estructura del metal de soldadura depositado en una unión de aceros disímiles.

Lundin (1982) realizó un estudio sobre las uniones soldadas disímiles que data desde el año 1935, el cual fue basado en reportes de fallas de empresas, investigaciones, entrevistas con fabricantes y diferentes usuarios de uniones disímiles con el objetivo de proveer información sobre estas. En la tabla 1.1 se muestra la estadística del comportamiento de las uniones soldadas disímiles.

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

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

Fuente: Lundin (1982).

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

Reddy *et al.* (2008) en una unión disímil acero inoxidable y acero al carbono, precisa que, donde el material de aporte y uno de los materiales base tenga diferencia significativa en la composición química en comparación al otro material, presentan diferentes efectos durante la unión, se presenta la migración del carbono ya que el alto contenido de cromo en el metal de soldadura promueve la difusión del carbono, hacia el acero inoxidable, refiere que esto es de gran interés cuando las uniones disímiles son expuestas a elevadas temperaturas, como lo pueden ser, las condiciones de servicio o tratamientos térmicos post soldadura.

La difusión del carbono puede influenciar la formación de zonas de alta dureza, incluso cuando el tiempo de permanencia a elevadas temperaturas durante los ciclos de soldaduras son extremadamente cortos, existiendo una ligera disminución del carbono en la ZAT del acero al carbono, lo cual indica que el carbono pudo difundir dentro del metal de soldadura y hacia la región de transición. La manipulación y variaciones de las

turbulencias del charco de soldadura tienen una influencia significativa en la formación de la región de transición.

### **Conclusiones del capítulo**

- Los ciclos térmicos del proceso de soldadura tienen una gran influencia sobre las velocidades de enfriamiento y por lo tanto en la microestructura, originados por los calentamientos y enfriamientos rápidos, los cuales promueven transformaciones microestructurales en estado sólido en la zona adjunta a la zona de fusión.
- Los aceros al carbono y los aceros inoxidable presentan diferentes características en su soldabilidad, siendo el carbono en el primero y el cromo en el segundo los que limitan la calidad de la unión soldada y la microestructura puede ser predecida a través de diagrama constitutivos.
- La unión de aleaciones disímiles presenta fenómenos diferentes a la unión de aleaciones símiles, debido las diferencias que existen entre las composiciones químicas y metalográficas, por tal razón se debe realizar una correcta selección de los parámetros operativos del proceso de soldadura y metal de aporte para mantener las propiedades de cada aleación.

## **2. MATERIALES Y MÉTODOS**

Para la economía de nuestro país es de gran interés asegurar el buen funcionamiento de los transportadores cilíndricos rotatorios helicoidales en la planta de hornos de la empresa “Comandante Ernesto Che Guevara”, es por ello la necesidad de realizar una caracterización de materiales que impliquen la ejecución de ensayos para correlacionar la microestructura del mismo con el conjunto de propiedades que se han de garantizar. El segundo capítulo desarrolla los conceptos fundamentales relacionados con la unión soldada disímil de la aleación del tipo AISI 321 y la aleación A 351 Grado HK 40. Se establece el diseño del plan experimental y se describen las normas y procedimientos del proceso de experimentación. Al mismo tiempo se fundamentan las propiedades a investigar, las máquinas y equipos a utilizar según los procedimientos de preparación de la unión soldada.

El objetivo del capítulo es establecer los métodos y procedimientos que serán efectuados a los experimentos relacionados en la soldadura de la unión disímil de acero AISI 321 y la aleación A 351 Grado HK - 40 y caracterizar los cambios metalográficos que ocurren en dicha unión luego de realizado el proceso de soldadura manual por arco eléctrico con electrodos revestido.

### **2.1. Composición química de la aleación A 351 Grado HK 40**

En la tabla 2.1 se muestra la composición química de la aleación HK – 40 y en la tabla 2.2 la de la aleación AISI 321.

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

Tabla 2.1. Composición química de la aleación HK – 40 (%)

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

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

La composición química estándar de la aleación del tipo AISI 321 según la American Society for Metals y el Alloy Casting Institute (ACI), muestran la designación adoptada por la AISI y SAE, las cuales a su vez, coinciden con el sistema de numeración Unified Numbering System – UNS, de la American Society for testing Materials – ASTM y la SAE.

Tabla 2.2. Composición química de la aleación AISI 321 (%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Ti
0,05	0,38	1,3	0,02	0,02	9,82	17,34	0,27	0,33

Al determinar la composición química de ambas aleaciones, se puede apreciar que el contenido de carbono y de cromo en ambos materiales base puede favorecer la formación de fase intermetálica sigma durante el proceso de soldadura.

## 2.2. Diseño experimental

El diseño de experimentos consistió en la preparación de los cupones de AISI 321 y de la aleación grado HK - 40 con bordes a 60° y dimensiones de: 12 mm de espesor, 150 mm de ancho y 440 mm de longitud, el depósito de los cordones para la junta disímil se realizó en posición plana. En la figura 2.1 se muestra la forma de preparación de la unión.

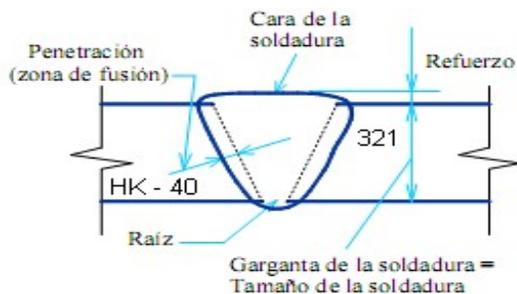


Figura 2.1. Forma de preparación de la unión.

Los parámetros de soldadura se seleccionaron en dependencia del espesor del material, se trató que las muestras seleccionadas fueran en todo lo posible de las mismas condiciones que el material del transportador cilíndrico rotatorio helicoidal. Las probetas

se soldaron con dos tipos de electrodos del tipo E 312 – 16 y E 309L – 16 según especificaciones de la AWS. En la tabla 2.3 se muestran los parámetros de soldadura empleados para la unión.

Seguidamente se puntearon las planchas y se le colocaron placas de los mismos materiales en los extremos, finalmente se procedió a la soldadura con electrodos revestido E 309L – 16 y E 312 – 16, con el empleo del proceso de soldadura manual por arco eléctrico (SMAW) utilizando electrodos con diámetro de 3,2 y 4 mm.

Tabla 2.3. Parámetros para la soldadura de las probetas

No Pasada	Electrodo	Diámetro (mm)	Corriente (A)	Velocidad (m/s)
1	E 312 - 16	3,2	95 - 100	0,007
2	E 312 - 16	4,0	95 - 100	0,007
1	E 309L - 16	3,2	80 - 90	0,008
2	E 309L - 16	4,0	80 - 100	0,008

El método de ensayo consiste en soldar la unión con proceso de arco eléctrico. A partir de los parámetros establecidos mostrado anteriormente, se prepararon cuatro probetas, para cada tipo de electrodo, el objetivo es caracterizar el más apropiado y seleccionar un material de aporte que pueda emplearse para dar solución a los problemas que puedan ocurrir en el cordón de soldadura por las condiciones de la unión disímil. La preparación de las muestras para la soldadura se realizó según Norma ASTM E - 92.

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

La soldadura manual con electrodo revestido se puede hacer tanto con corriente alterna (CA) como con corriente directa (CD) y esta última se puede aplicar con el electrodo como negativo. El tipo de corriente está condicionado con el tipo de máquina (fuente de energía) que la genera. La máquina de soldar empleada fue un transformador, el cual presenta un bobinado monofásico, que da como resultado corriente alterna, esto provoca que no sea posible controlar su polaridad, por lo que se convierte en unas de sus principales desventajas. En la tabla 2.4 se muestran las características de la máquina del tipo Miller.

Los rangos de corriente para los que son diseñadas es hasta 150 A, lo cual limita los tipos de materiales en los que se puede utilizar, el arco que produce es muy inestable y alcanza un rendimiento de 85 a 90 %. La ventaja fundamental de este tipo de máquina en su gran economía en el consumo energético.

Tabla 2.4. Características de la máquina Miller.

Alimentación primaria (tensión) monofásica; V	230
Alimentación primaria (frecuencia) monofásica; Hz	50/60
Consumo primario de intensidad máxima; A	19 – 29
Voltaje en vacío; V	82
Gama de ajuste; A	5 -150
Factor de marcha (a 40 °C), A	
100 %	100
60 %	120
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

### 2.2.2. Metales de aporte empleados

El electrodo consta de un revestimiento a base de sustancias químicas que cumple varias funciones y posee además un extremo no revestido que permite fijarlo en el portaelectrodo. La elección de los electrodos se realizó según recomendaciones (AWS - A5 – 28 - 79, ASME SFA 5.28, 2006).

### 2.2.3. Características de los electrodos

#### Electrodo E 312 – 16

Electrodo especial de tipo inoxidable austenítico - ferrítico, con bajo coeficiente de dilatación y depósitos totalmente maquinables, esta aleación trabaja con amperajes mínimos con lo que se evita quemar la zona de unión obteniéndose soldaduras de altos valores mecánicos. La composición química del metal depositado aparece en la tabla 2.5.

Tabla 2.5. Composición química típica del metal depositado (%)

Electrodo	C	Mn	Cr	Ni	Si	Mo	Cu	P
E 312 – 16	0,11	0,9	29,3	9,10	1,07	0,16	0,13	0,02

Se emplea CA y CD con polaridad invertida (PI) y las características sobresalientes que presenta es que está diseñado para resolver parte de los problemas que se presentan en la soldadura de aceros de alta y baja aleación, aceros fundidos e inoxidables de análisis químicos desconocidos, garantiza uniones de gran resistencia y altos valores mecánicos.

## Electrodo E 309L – 16

El electrodo 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 la tabla 2.6 se muestra la composición química del mismo.

Tabla 2.6 Composición química del electrodo E 309L – 16 (%)

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

En el depósito de este electrodo, 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.

### 2.2.4. Diagrama de Schaeffler

El diagrama de Schaeffler interrelaciona la composición química del metal base y del electrodo con la estructura metalográfica de los mismos, este diagrama es utilizado para determinar las condiciones de soldabilidad de los aceros inoxidables. Para determinar el porcentaje de ferrita se determina el cromo y el níquel equivalente ( $[Cr]$ ,  $[Ni]$ ), a partir de la composición química del metal base y el electrodo empleado, a través de las ecuaciones 2.1, 2.2, 2.3 y 2.4.

$$[Cr] = \%Cr + \%Mo + 1,5 \cdot \%Si + 0,5 \cdot \%Nb \quad (\text{cromo equivalente}) \quad (2.1)$$

$$[Ni] = \%Ni + 30 \cdot \%C + 0,5 \cdot \%Mn \quad (\text{níquel equivalente para HK - 40}) \quad (2.2)$$

$$[Ni] = \%Ni + 15 \cdot \%C + 0,5 \cdot \%Mn \quad (\text{níquel equivalente para AISI 321}) \quad (2.3)$$

$$Ferrita\ delta = 3([Cr] - 0,93 \cdot [Ni] - 6,7) \quad (2.4)$$

En el caso de aceros al carbono es necesario considerar la descarburación que se produce durante la soldadura que alcanza valores de alrededor del 50 %, por lo que en la fórmula del níquel equivalente se reemplaza el coeficiente 30 % de carbono por 15 % de carbono.

En la figura 2.2 se muestra el diagrama de Schaeffler con las zonas críticas que se obtienen durante la soldadura de los aceros inoxidables en correspondencia con el  $[Ni]$  y el  $[Cr]$ .

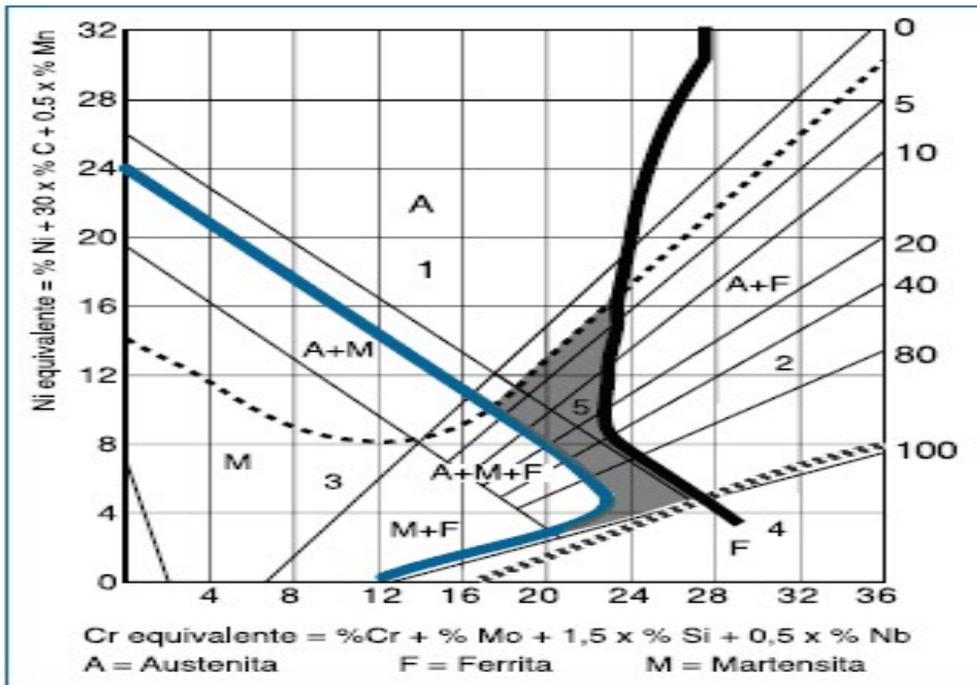


Figura 2.5. Zonas críticas según el diagrama de Schaeffler.

**Leyenda:**

- 1 ----- Fisuración en caliente por encima de 1 250 °C.
- 2 **■** Fragilidad por fase sigma entre 500 y 900 °C.
- 3 **■** Fisuración por temple por debajo de 400 °C.
- 4 **▨** Crecimiento del grano por encima de 1 150 °C.
- 5 — Metal de soldadura óptimo respecto a solicitaciones mecánicas.

El diagrama tiene como campo de aplicación relacionar la estructura del acero con la composición química total de este, teniendo en cuenta la influencia del resto de los elementos aleantes y agrupándolos en dos grupos, los que favorecen la formación de la fase austenítica (gammágenos, Ni, Mn, C) y los que favorecen la formación de la fase ferrítica (alfágenos, Cr, Mo).

**2.2.5. Preparación de las probetas**

Se cortaron en cizalla plana cuatro planchas laminadas del material AISI 321, luego fueron enderezadas y elaborado el bisel en la cepilladora de la Unidad Empresarial de Base (UEB) Construcciones Metálicas, en una de sus caras a una longitud de 440 mm a 30 °C. Según carta de proceso tecnológico desarrollada (Bient, 2014).

Se fundieron cuatro planchas de material A 351 Grado HK 40, con sobremedidas para el maquinado (20 x 450 x 160) mm, las cuales fueron tratadas térmicamente (austenización) a una temperatura de 1 070 °C y enfriada en agua, luego rectificadas hasta alcanzar las dimensiones de (12 x 440 x 150) mm y elaborado un bisel en una de sus caras a una longitud de 440 mm a 30 °C.

Seguidamente se puntearon las cuatro parejas de planchas y se le colocaron placas del mismo material en los extremos, finalmente se procedió a la soldadura (2 con electrodos revestido E 312 – 16 y 2 con E 309L - 16), con el empleo del proceso de soldadura manual por arco eléctrico (SMAW) utilizando un pase de raíz con electrodo de diámetro 3,2 mm y los restantes pases con diámetro 4 mm).

Una vez controlado el proceso de soldadura a través de los ensayos no destructivos de líquidos penetrantes (defectocopia a color), inspección visual, rayos X y ultrasonido se procedió a realizar el corte de los cupones de prueba destructivas de tracción y doblez y las muestras para los ensayos de dureza y microscopia óptica.

#### **2.2.6. Fundido de las probetas de HK – 40**

Las probetas de HK - 40 se fundieron en el horno de inducción de la UEB Fundición en una sola colada, se tuvo en cuenta los cálculos de la composición química para poder obtener una referencia de la cantidad de material empleado en la colada (Bient, 2014).

Las probetas de acero HK - 40 con una dimensión inicial de 450 x 160 x 20 mm, largo, ancho y espesor respectivamente fueron sometidas a un tratamiento térmico autenizado para el alivio de tensiones y lograr una mejor maquinabilidad.

#### **2.2.7. Tratamiento térmico a la probeta**

El acero HK - 40 se sometió a un autenizado en el horno CW M - 6,6/M1T4 de la UEB de maquinado en el área de tratamiento térmico a una temperatura de 1 070 °C y estuvo con una permanencia en el horno de 24 min, se tuvieron en cuenta otros aspectos considerados en la carta tecnológica de tratamiento térmico desarrollada (Bients, 2014).

### 2.2.8. Selección y preparación de muestras para el análisis microestructural

En la preparación metalográfica se realizó un conjunto de operaciones tales como: selección, corte, desbaste, pulido, desengrasado y lavado, las operaciones se resumen en el siguiente orden, según la norma (ASTM E 3 – 95 y Norma NC 10 – 56: 86).

1. Selección de la muestra.
2. Toma o corte de la muestra.
3. Preparación de la muestra.
4. Ataque químico de la muestra.
5. Análisis microscópico.
6. Obtención de microfotografías

### 2.2.9. Selección de las muestras

La selección de las muestras para realizar el análisis microestructural es de gran importancia, se debe garantizar una probeta representativa de los materiales a examinar en el microscopio. Las probetas seleccionadas deben tener las mismas características del metal estudiado y ser útil para el ensayo propuesto.

Se cortó una muestra de cada plancha soldada a una dimensión de 25 x 25 mm en la fresadora 6 H 82 Г, con constante refrigeración, con el objetivo de evitar el calentamiento por efecto de la fricción y no variar la microestructura resultante del proceso de soldadura para los ensayos no destructivos de: Microscopia óptica y dureza. En la figura 2.6 se muestran las secciones de las probetas soldadas.

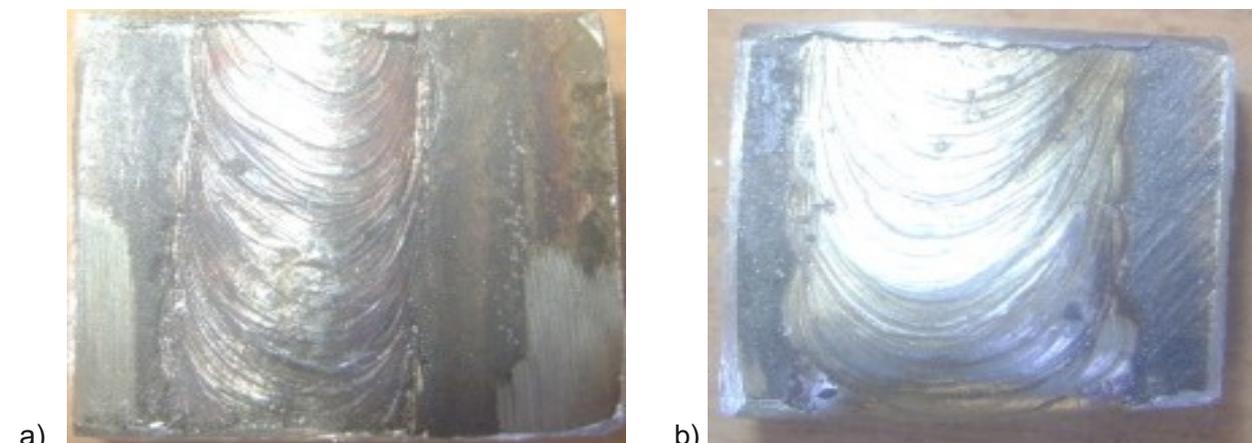


Figura 2.6. Unión con el electrodo; a) electrodo E 312 – 16 y b) electrodo E 309L - 16

Luego de obtenidas las uniones soldadas con los diferentes electrodos, macroscópicamente se observa en ambos depósitos cordones lisos, libre de salpicaduras, donde en la figura 2.6b que se corresponde con el electrodo E 309L – 16, presenta un aspecto más brillante, lo cual está asociado al contenido de níquel presente en la composición química, se puede distinguir además las tres zonas características de las uniones soldadas.

#### **2.2.10. Desbaste de las muestras**

El desbaste de las muestras se efectuó sobre papeles abrasivos de diferentes grados: 120, 150, 160, 200, 400, 600, 1000, colocados sobre discos giratorios. Al pasar de un abrasivo a otro, se giró la probeta a 90° y se desbastó hasta que se borró por completo las huellas del abrasivo anterior, al concluir se lavó la probeta con agua abundante. Se comprobó que la superficie opuesta de la probeta fuera paralela para facilitar el soporte en el microscopio.

#### **2.2.11. Pulido de las muestras**

Se realizó para eliminar de las superficies las rayas finas producidas en la última operación de desbaste y conseguir una superficie sin rayas y con alto pulimento, para ello se empleó una pulidora metalográfica marca MONTASUPAL (alemana), la cual está ubicada en el laboratorio de Ciencia de los Materiales del ISMM, para lograr el acabado final, en ella se utilizó un paño de fieltro grueso usando como sustancia abrasiva el óxido de cromo (Pasta GOI), las probetas se lavaron con acetona para eliminar restos de grasa, polvo y pasta de pulir cuidando no frotar la superficie pulida.

#### **2.6.1 Ataque químico de las muestras**

Después de la limpieza de las superficies a investigar, se procedió a preparar la mezcla de un ml de ácido nítrico ( $\text{HNO}_3$ ) y tres ml de ácido clorhídrico ( $\text{HCl}$ ), (según normas cubanas de ensayo de materiales 04 – 61 / 1984), se dejó en reposo durante 24 horas y seguidamente se realizó el ataque por inmersión de las muestras durante 10 segundos en el reactivo preparado, luego se lavan las muestras con agua destilada y alcohol respectivamente, para finalmente secarlas en aire caliente.

## 2.6.2 Observación microscópica y comportamiento microestructural

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

El análisis microestructural consistió en la observación de una muestra patrón de la aleación del tipo AISI 321 y HK 40 de las planchas con que se van a realizar el experimento. El objetivo del análisis fue obtener una muestra sin afectación en su estructura cristalina, que permitiera determinar posibles cambios ocurridos tanto en la zona fundida (ZF) como en la zona de influencia térmica (ZIT). En la figura 2.7 se reflejan las microestructuras de las aleaciones.

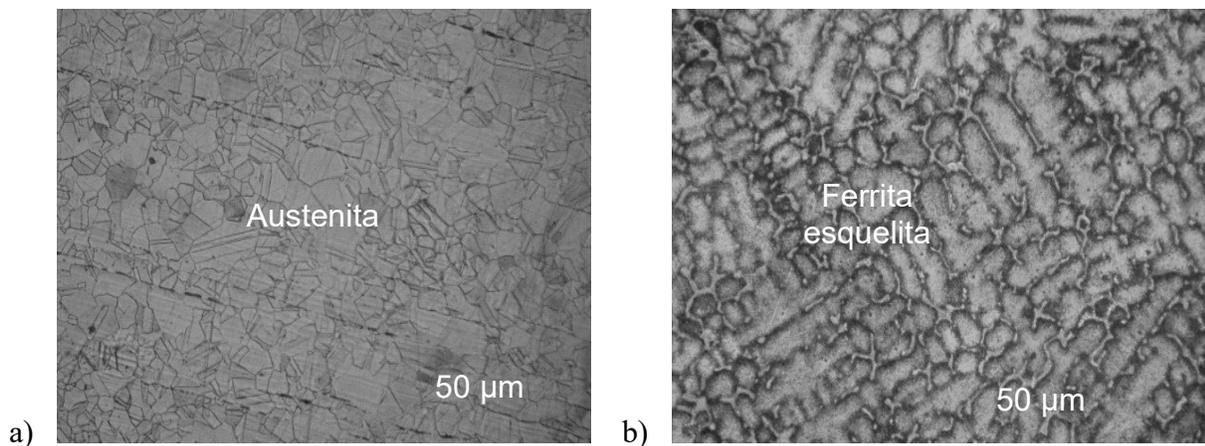


Figura 2.7. Microestructura de las aleaciones; a) AISI 321 y b) HK - 40.

La microestructura de la figura 2.7a se corresponde con la estructura del acero AISI 321, la cual está compuesta por una estructura completamente austenítica y la microestructura de la figura 2.7b perteneciente a la aleación HK 40 luego del proceso de austenizado a una temperatura de 1 070 °C, está compuesta por una estructura esquelética de carburos y segregaciones que se forman durante el proceso de solidificación, típico del acero austenítico HK 40.

## Ensayo de microdureza aplicado a las muestras

En el ensayo se utilizó un microscopio modelo PMT - 3 No 168, del laboratorio de microscopía de Minas del ISMM Moa. La superficie de las probetas se prepararon de igual forma que para el análisis microestructural (desbaste y pulido). El número de dureza HV se determinó por el tamaño de las huellas igualmente que la dureza Vickers.

Para determinar la microdureza (HV) de las probetas de análisis se realizó dos ensayos, el primero para una carga de 10 g y el segundo para una carga de 20 g, donde se midió los diámetros de la huella de la punta de diamante penetrada en un tiempo de 15 segundos, las medidas se tomaron para diferentes puntos de pruebas, seleccionados aleatoriamente en la superficie.

### 2.3. Cálculo del ciclo térmico de soldadura

El conocimiento del ciclo térmico nos permite, en función del "heat input" (energía aportada), determinar los cambios microestructurales, así como las tensiones residuales, condiciones necesarias, para poder predecir la variación de la tenacidad (Muñoz, 2009).

#### 2.3.1. Intensidad de corriente y Voltaje del arco eléctrico

Para obtener la información experimental del ciclo térmico impuesto por el proceso de soldadura SMAW, se realizó la ignición del arco con una intensidad de 130 A y un voltaje de 28 V (Indura, 1999).

#### 2.3.2. Velocidad de soldadura

La velocidad de desplazamiento durante el soldeo debe ajustarse de tal forma que el arco adelante ligeramente el baño de fusión. Cuanto mayor es la velocidad de desplazamiento menor es la anchura del cordón, menor es el aporte térmico y más rápidamente se enfriará la soldadura. Si la velocidad es excesiva se producen mordeduras, se dificulta la retirada de la escoria y se favorece el atrapamiento de gases (produciéndose poros).

$$V_s = \frac{\alpha_d \cdot I_s}{F \cdot \rho} \quad (2.5)$$

Donde:

$V_s$  - velocidad de soldadura; cm/min

$\alpha_d$  - 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;  $\text{g/cm}^3$

### 2.3.3. Energía lineal del proceso de soldadura

En la soldadura por arco, para este proceso se emplea un arco voltaico para aplicar calor en una zona altamente localizada y producir la fusión de una pequeña zona de las piezas coincidentes con el arco y el extremo del electrodo. La energía, aporte térmico o calor aportado por una soldadura de arco eléctrico (Asta, 2006) queda determinada por la expresión:

$$H_{net} = \eta \frac{U_a \cdot I_s}{V_s} \quad (2.6)$$

$H_{net}$  - energía, aporte térmico o calor aportado; J/m

$\eta$  - rendimiento de la transferencia de calor de la fuente de energía; %

La eficiencia ( $\eta$ ) del proceso de soldadura SMAW oscila entre 0,7 a 0,85 (Muñoz, 2009). A los efectos de los cálculos realizados, se asumió una eficiencia de 0,70.

### 2.4. Cálculos numéricos para la soldadura por arco eléctrico

El cálculo de la longitud del charco de soldadura mostrará el radio efectivo de la distribución del calor y de su influencia en la zona afectada por el calor (Correa, 2012) y se determina como:

$$L_l = \frac{Q}{2\pi\lambda(T_c - T_0)} \quad (2.7)$$

Para lo que:

$L_l$  - longitud del charco de soldadura; m

$Q$  - energía específica entrante; W

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

$T_c$  - temperatura de fusión; °C

$T_0$  - temperatura inicial; °C

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

$$Q = H_{net} \cdot l \quad (2.8)$$

Por lo que:

$H_{net}$  - energía de calórica en Julio por metro lineal de soldadura; J/m

$l$  - longitud a soldar; m

#### 2.4.1. Velocidad de enfriamiento del cordón

Los autores Yu *et al.* (2007) proponen 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: **cuando se considera una placa fina o gruesa**

$$\tau = d \sqrt{\frac{\rho C_e (T_c - T_0)}{H_{net}}} \quad (2.9)$$

Siendo:

$\tau$  - 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 gruesa está dada por:

$$R = \frac{2\pi\lambda(T_c - T_0)^2}{H_{net}} \quad (2.10)$$

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

$$t = \eta \frac{I_s^{(1,24+0,0005T_c-0,005v_s)} \cdot U_a^{0,59}}{108 \cdot v_s^{(0,78-0,0005T_c)}} \quad (2.11)$$

#### 2.5. Realización de los ensayos no destructivos

Los procedimientos se realizaron en el laboratorio de ensayos de la empresa “Comandante Gustavo Machind Hoed de Beche” donde se prepararon las probetas para garantizar la calidad en las uniones soldadas, se realizaron los ensayos siguientes:

1. ensayos de inspección visual,

2. ensayo de líquidos penetrantes,
3. ensayo de ultrasonido,
4. ensayo de radiografías.

### **2.5.1. Ensayos de inspección visual**

El método de inspección visual, se basó principalmente en el dimensionamiento de los cordones de soldadura y la medición de algunas indicaciones como las escorias residuales después de efectuarse la soldadura, donde se utilizó la cinta métrica y la lupa. Tuvo como objetivo determinar posibles defectos como: grietas, socavadura en su superficie, poros, mordeduras, falta de fusión y de penetración, así como afilados en los bordes.

### **2.5.2. Ensayo de líquido penetrante**

El método de líquido penetrante establece requisitos necesarios para la detección de defectos superficiales a las uniones soldadas por fusión y piezas fundidas. Se realizó durante un ciclo de etapas para su mayor coordinación. El limpiador penetrante y el revelador, fundamentalmente se especifica que estos tienen que proceder de un mismo fabricante, teniendo que cumplir con diversas propiedades físicas y químicas. Los productos utilizados son de la marca Ardrex.

La superficie a ensayar se limpió 25,4 mm en la zona adyacente al cordón de soldadura, se eliminó todo tipo de contaminantes como óxidos, aceites, grasas y pinturas entre otros que pueden interferir negativamente en el ensayo. La limpieza se realizó con espray limpiador solvente, cepillo de alambre y paños limpios exentos de pelusillas, se esperó un tiempo no mayor de 10 min.

Esta operación se realizó aplicando el líquido penetrante sobre la superficie a ensayar, mediante el método de rociado. Se tuvo en cuenta las condiciones de ventilación apropiadas y la distancia del mismo a la superficie para lograr una aplicación uniforme. Para que el líquido penetrara en los defectos (acción capilar) se verificó el tiempo en correspondencia con el espesor de la pieza a ensayar, el tiempo de penetración fue de 7 min. Con ayuda de paños se removió y secó la superficie de la pieza de manera que en la

observación final existiera suficiente contraste de las posibles indicaciones sobre el fondo limpio.

Se aplicó a una distancia de 30 cm y con un ángulo aproximado de 45° después de eliminar el exceso de líquido penetrante y de evaporarse el limpiador. Antes de aplicarse se agitó y se suspendió en un disolvente no acuoso, que se evaporará sobre la superficie de la pieza quedando una capa uniforme en una zona no menor de 10 mm adyacentes a la superficie ensayada.

El revelador se aplicó mediante aerosol teniendo en cuenta la ventilación del local y la misma marca del líquido penetrante. Según norma EN 571-1: 1997, el tiempo de revelado para los penetrantes coloreados, bajo luz natural o artificial con una iluminación mínima de 500 lx será de 10 a 30 minutos para obtener las posibles discontinuidades producidas.

### **2.5.3. Ensayo de ultrasonido**

Se empleó un equipo ultrasónico con pantalla líquida de cuarzo, modelo USN – 52 L, el cual se encuentra en la empresa “Comandante Gustavo Machind Hoed de Beche”. La presentación de los resultados será en tubo de rayos catódicos del tipo barrido, se empleó como acoplante Gel “Echotrace”, que proporciona una buena transmisión de la onda ultrasónica. De acuerdo a la geometría y a los objetivos del ensayo se utilizó palpadores de incidencias normal con margen entre 35° y 90°.

Los palpadores con un área activa no mayor de 600 mm<sup>2</sup> y un rango de frecuencia entre 1 y 6 MHz, se realizó con una velocidad de desplazamiento de dicho palpador menor de 150 mm/s. La frecuencia empleada se eligió de acuerdo al material de ensayo, espesor del mismo y tamaño mínimo del defecto que se desea detectar. La superficie estaba libre de irregularidades y cascarillas para no entorpecer el desplazamiento del palpador e influir en la transmisión del haz ultrasónico.

### **2.5.4. Ensayo de radiografía**

Se supervisó que todo el equipamiento utilizado estuviese calibrado y verificado para su uso. La placa se colocó en dependencia de la geometría de las probetas soldada y las técnicas de exposición utilizadas según ASME Sección V. Artículo 2. En el control del

procesado de las películas se tuvieron en cuenta la concentración de los químicos, temperatura y tiempo de permanencia en cada solución.

El local de revelado se hermetizó, de tal manera que no permita el paso de la luz blanca. La solución del fijador se comprobó de manera similar al revelador, con la diferencia de un tiempo de 3 min. Se aplicó el tratamiento químico, luego de retirarle el papel de protección y la pantalla intensificadora de plomo, se tomaron las películas radiográficas únicamente por los bordes, introduciéndola en los percheros o portas películas en la tina de revelado (figura 2.8).

En este proceso se agitó durante 30 segundos y posteriormente cada 1 minuto por 5 segundos. A continuación se procede al lavado intermedio, en el mismo la película radiográfica se introdujo en agua limpia a una temperatura de 25 °C durante 2 ó 3 min. Posteriormente se introduce en solución del fijador, la permanencia en este será el doble del tiempo que una película virgen tarda en tornarse transparente.



Figura 2.8. Tina de revelado.

Después del lavado final se procede al secado de la película, se escurre durante unos segundos y con ayuda de un eliminador de humedad manual se retiran todas las gotas de agua. A continuación se introduce en el armario de secado automático donde se elimina toda la humedad. Para realizar la revelación de cada una de las muestras analizadas, se empleó un megoscopio, donde a través del mismo se determinará la calidad de las uniones soldadas.

## 2.6. Procesos de distribución del calor en la soldadura

La teoría de la distribución del calor en la soldadura tiene gran importancia y permite calcular la variación del campo de temperatura en la pieza y determinar:

- La profundidad de penetración del metal base, dimensiones de la zona de influencia térmica (Z.I.T) y del baño de soldadura.
- La velocidad de enfriamiento del metal fundido en la zona próxima a la costura, sobre cuya base se determinan las posibles variaciones de la estructura del metal en el área de la unión soldada.
- Influencia de la velocidad de formación del metal de la zona próxima a la costura, el intervalo de temperatura de plasticidad reducida, para evitar la formación de grietas por cristalización.
- Área del metal donde aparecen las tensiones elásticas y las deformaciones restantes en la soldadura.

Para determinar el calor introducido en el metal y su efecto en la ZIT, se consideran tres isotermas fundamentales que son puntos de igual temperatura en la zona (700; 900 y 1 100 °C) (Rodríguez, 1987).

### 2.6.1. Cálculo para determinar la temperatura de las isotermas

Cuando se comienza a soldar existe un proceso térmico inestable, en el cual la cantidad de calor procedente de la fuente de calor (proceso de soldadura) es mayor que la cantidad de calor que se evacua mediante la conductividad térmica. Por ello el área que ocupan las isotermas de determinadas temperaturas aumenta. La construcción de las isotermas está basada en el empleo de magnitudes inmensurables, para cuerpos seminfinitos (Zuñiga, 1987).

$$T = \frac{Q_{efec}}{2\pi \cdot \lambda R} \quad (2.12)$$

Donde:

$\lambda$  - coeficiente de conductividad térmica; cal/cm.s.

$R$  - distancia del punto de la fuente de calor; cm.

### 2.6.2. Cálculo de las magnitudes inmensurables de las isothermas.

Para el análisis de las magnitudes inmensurables de la isoterma se hace necesario determinar magnitudes respecto a la distancia por la ecuación 2.13.

$$\rho = \frac{V_{sold} \cdot R}{2 \cdot a} \quad (2.13)$$

Y respecto a la temperatura

$$\theta = \frac{4\pi \cdot \lambda \cdot a \cdot T}{Q_{efec} \cdot V_{sold}} \quad (2.14)$$

La alta temperatura de calentamiento durante la soldadura acelera el proceso de fusión del metal, del metal base y del revestimiento del electrodo. Durante este proceso tiene lugar la evaporación, salpicadura y oxidación de los materiales que participan en las reacciones químicas en la zona de soldadura.

### 2.7. Conclusiones del capítulo

- ✓ Se establecen las técnicas experimentales, a través de las cuales se le da cumplimiento al desarrollo del trabajo investigativo, así como la caracterización de las aleaciones, equipos, máquinas y ensayos para validar los resultados.
- ✓ La utilización del diagrama de Schaeffler permite predecir el campo o la zonas críticas de la unión soldada disímil en correspondencia con el cromo y el níquel equivalente presentes en el metal base y en el metal de aporte.
- ✓ Queda establecido el comportamiento microestructural del metal base de la aleación AISI 321 y HK 40.

### 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

En el capítulo se persigue analizar las estructuras resultantes, así como evaluar la dureza que se obtienen en la zona fundida y la zona de influencia térmica luego de realizado el proceso de soldadura, así como la valoración económica y el impacto medioambiental.

#### 3.1. Composición química de las aleaciones.

La composición química se tomó como resultados de tres chispas para obtener el promedio de cada una de ellas, se realizó en un espectrómetro cuántico de masa, ESPECTROLAB 230, con electrodo de carbón bajo arco sumergido en atmósfera de argón, ubicado en el laboratorio de la Unidad Empresarial de Base de fundición de la empresa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”, Moa. En la tabla 3.1 se muestra la composición química de las aleaciones HK - 40 y AISI 321.

Tabla 3.1. Composición química de los materiales base (%)

Aleación	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Ti
HK – 40	0,44	0,54	0,39	0,02	0,04	24,10	0,07	19,5	0,39	-
AISI 321	0,05	0,38	1,30	0,02	0,01	17,34	0,27	9,82	-	0,32

La composición química, según las normas y la determinada por análisis espectral se obtiene la aleación HK – 40 en correspondencia con los límites establecidos. Para la aleación AISI 321, se mantiene en el rango que se establece según las normas estándares de los fabricantes.

## **3.2. Microestructuras de la soldadura**

### **Electrodo E 312 – 16**

En la figura 3.1 se muestra el comportamiento microestructural de la aleación del tipo AISI 321 y HK 40 con electrodo E 312 - 16.

Las estructuras en la unión de las aleaciones soldadas con preparación de bordes a 60° en la zona de fusión, muestran una configuración no homogénea, ésta contiene una mezcla de estructuras de solidificación de ferrita y austenita en varios grados debido a una mezcla incompleta de los metales fundidos de ambos lados, durante la solidificación. Granos columnares crecen hacia el centro del depósito, en contra del gradiente del flujo de calor, aunque una región equiaxial generalmente está presente a lo largo de la línea de soldadura.

Como se aprecia en la unión disímil HK - 40 y el AISI 321, la solidificación se inicia a partir de la formación de ferrita como fase primaria (figura 3.2; G). En el enfriamiento, con la evolución de la solidificación, el líquido remanente está enriquecido con elementos estabilizadores de austenita (figura 3.2; H). Tal fenómeno lleva a este líquido a transformarse en austenita. Así, en la microestructura final (figuras 3.2; J y K) para el depósito del material de aporte en la formación de depósito del primer bisel, la fase primaria delta permanece en el núcleo de los ramos dendríticos, con forma vermicular, envuelta por la austenita.

Además, se observa que la ferrita remanente de la transformación se torna más rica en cromo y más pobre de níquel, comparado con los valores antes de la transformación como se aprecia en las microestructuras de las figuras 3.2; I y L, lo cual ocurre por la acción del ciclo térmico impuesto durante la soldadura de los depósitos de cordones luego de realizar la primera unión, en todos los casos, también se observa la línea de martensita, la que es resultado de la diferencia entre la composición química del material de soldadura y la aleación HK - 40.

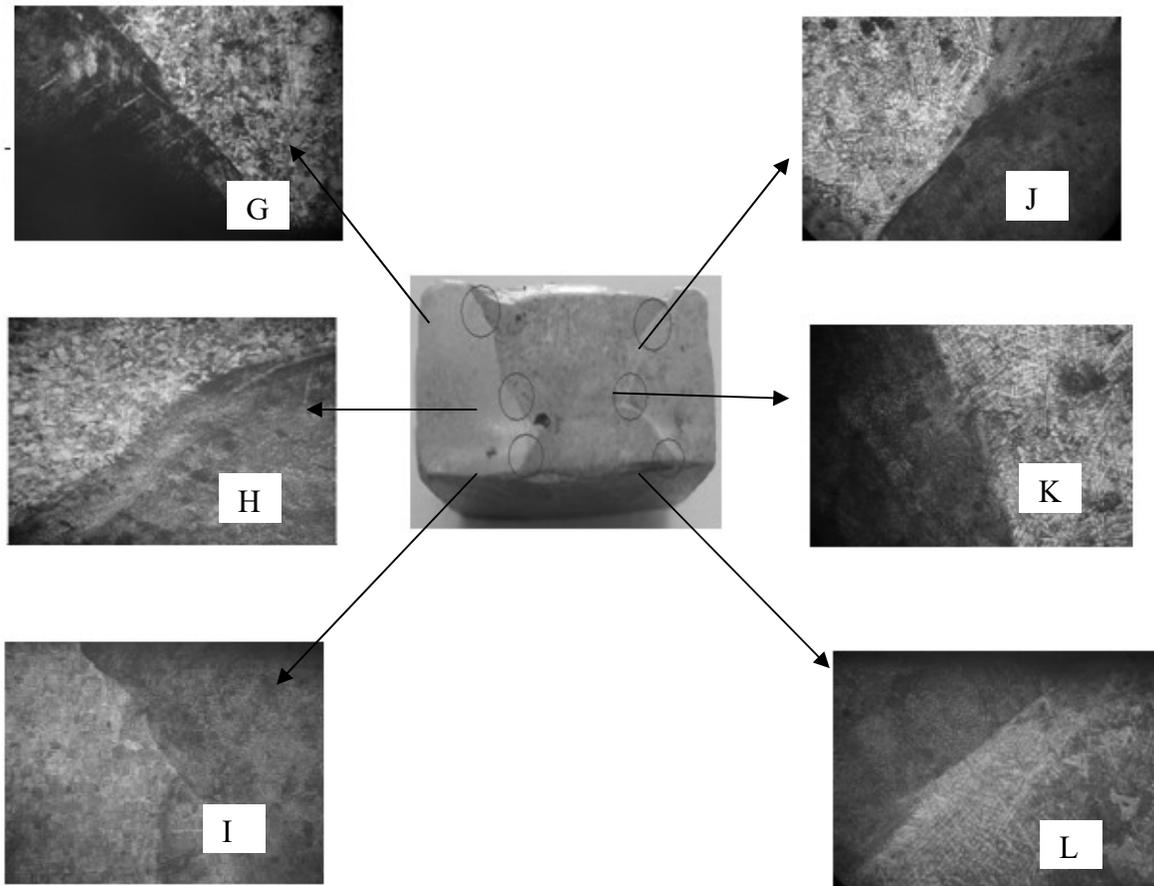


Figura 3.2. Macrofotografía del HK 40 y AISI 321 con electrodo E 312 - 16.

Una de las reacciones metalúrgicas que ocurren en el acero inoxidable austenítico es el crecimiento de grano y recristalización en la ZAC, cuando el calor aportado en la soldadura es extremadamente alto.

Se observa en la figura 3.2 un crecimiento de grano, debido al calor de entrada moderado que se presenta en el proceso de soldadura. La recristalización en la ZAC se presenta con mayor claridad al trabajarse previamente los metales base en frío.

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

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

A elevadas temperaturas, el grano de ferrita inicia un crecimiento debido a que no existen segundas fases como la austenita o precipitados que impidan su crecimiento hasta que, durante el enfriamiento, la austenita nuclea y crece, dando inicio al proceso de transformación el cual dependerá de las velocidades de enfriamiento.

### Electrodo E 309L – 16

Las microestructuras de las uniones soldadas disímiles con preparación de bordes a 60° y con electrodo E 309L – 16, en la región de la ZAT de la aleación del tipo AISI 321 y HK - 40, son mostradas en la figura 3.2.

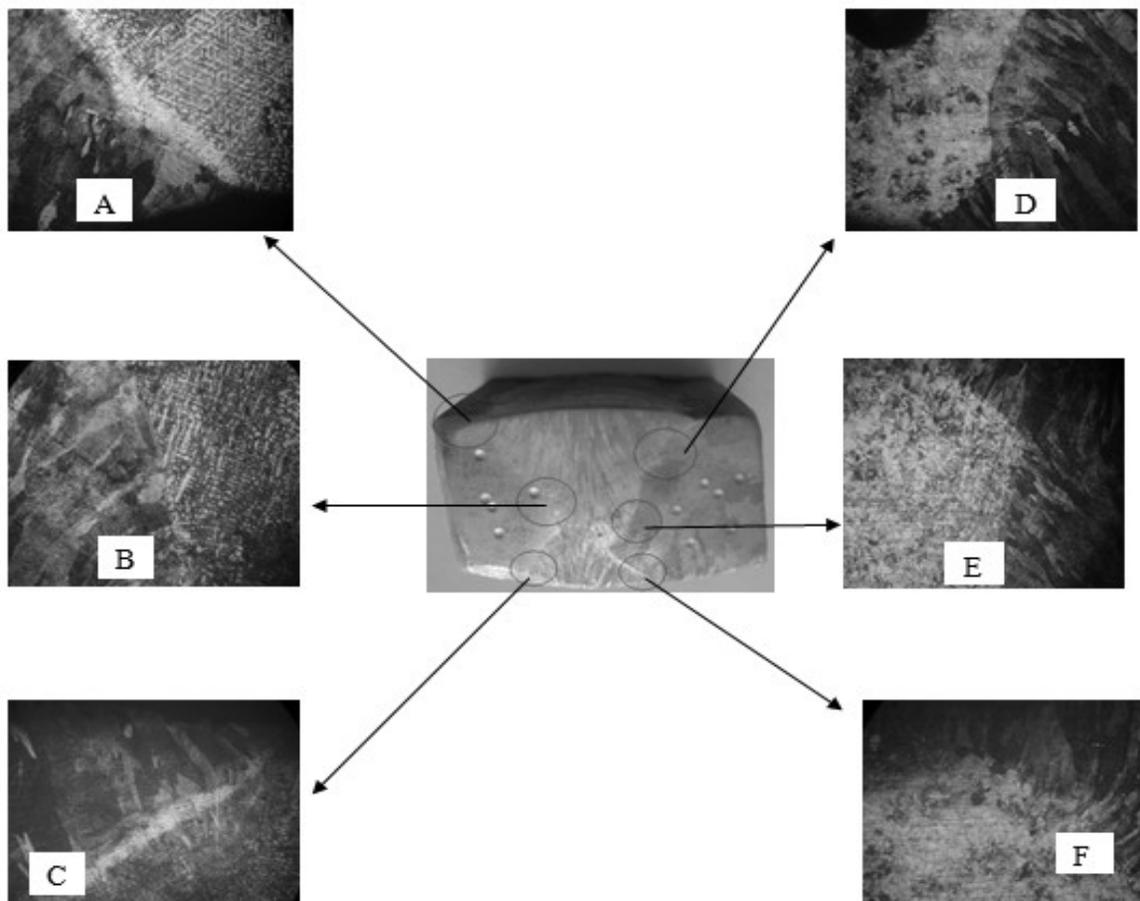


Figura 3.2. Microestructuras del HK 40 y el AISI 321 con electrodo E 309L - 16. Agrandar imagen y en minúsculas las letras

En las microestructuras (figura 3.2; a, b, d y e) se aprecia que en la zona de interfase del depósito superior, la formación de una estructura del tipo de ferrita en el límite de grano. La ferrita formada en la unión del HK - 40 ( $C = 0,45$ ) y AISI 321 ( $C = 0,05$ ), es relativamente estable y resiste la transformación de la austenita durante el enfriamiento de la soldadura, ya que se enriquecen de los elementos formadores de ferrita.

La microestructura en la figura 3.2 a y b refleja ferrita a lo largo de los límites de subgranos de solidificación con morfología de ferrita esquelética y en la figura 3.1 d y e se muestra una solidificación ferrita – austenita (FA). Se aprecia que debido a ésta existe solidificación de austenita primaria, aunque la subestructura de solidificación es realmente aparente.

Las microestructuras en el depósito inferior (figura 3.2; c y f), representan la formación de microestructuras de una matriz de ferrita con austenita en los límites de grano y placas de austenita Widmanstätten que nuclean en los límites de grano de la austenita o dentro de los granos de la ferrita.

La formación de las microestructuras es resultado de las altas velocidades de enfriamiento, producto del segundo depósito de soldadura en el lado opuesto de los biseles de la junta soldada con preparación de bordes a  $60^\circ$ , además por la relación  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  que aumenta dentro del intervalo ferrita – austenita (FA), y provoca la formación de una estructura de ferrita conocida como listón (lathy) en lugar de la morfología esqueleto, debido a la difusión durante la transformación de ferrita a austenita.

Cuando se reducen las distancias entre las probetas, la difusión es superior y la transformación resultante es de listones firmemente espaciados, con ferrita residual que corta a través de la dendrita original o en dirección del crecimiento celular. En la región de grano grueso, la ferrita proeutectoide nuclea en las juntas del grano austenítico y forma también agujas dirigidas hacia el interior de los granos grandes existentes. Por lo tanto, las propiedades mecánicas de la ZAC varían con respecto al acero base y se notará un cambio en la dureza y resistencia a la tensión, lo que fue reportado además por autores como Lippold y Kotecki, (2005) y Utria (2012).

### 3.3. Análisis del depósito de los electrodos

#### Electrodo E 312 - 16

Se procedió a analizar la composición química del metal de aporte, en este caso Cr – 30,95 % y Ni – 18,16 %, calculados por la ecuación 2.1, 2.2 y 2.3, en este caso el carbono en unión con el cromo son formadores de elementos perjudiciales en la soldadura, como se muestra en el diagrama de Shaeffler para el electrodo (ver fig. 3.3)

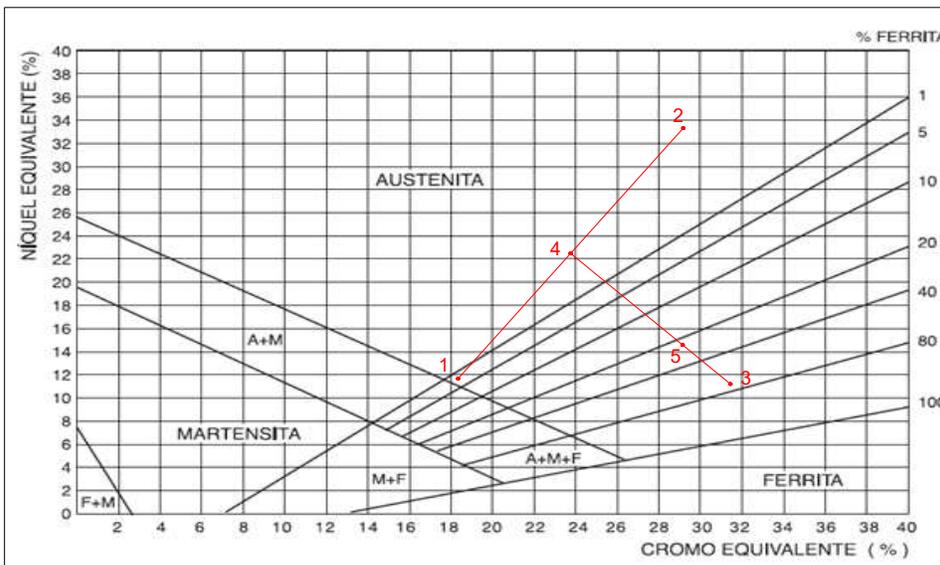


Figura 3.3. Comportamiento del depósito del electrodo E 312 - 16.

El punto 1 corresponde a la aleación AISI 321, el punto 2 corresponde a la aleación A 351 grado ACI HK - 40. El punto 3 corresponde al material de aporte (electrodo AWS E 312 - 16). El punto 4 es la mitad del segmento formado por los puntos 1 y 2. El punto 5 corresponde al material obtenido como resultado del proceso metalúrgico de fusión.

Como se puede observar en el diagrama de Schaeffler la zona fundida contiene 25 % de ferrita como es superior de un 12 a un 15 %, con este contenido, en la estructura aparece la transformación de la fase Sigma entre 500 y 900 °C, lo cual aumenta los riesgos de fisuración, como la disminución de la resistencia a la corrosión, por lo que se pronostica que pueda generarse la fisuración en caliente, la fisuración en frío y el crecimiento de los granos, así como la fisuración por temple por debajo de los 400 °C.

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

$$[Cr] = 31,82 \%$$

$$[Ni] = 11,94 \%$$

### Electrodo 309L - 16

Al determinar la composición del depósito del cordón de soldadura se analizó la composición química del material de aporte, los elementos fundamentales como el cromo y el níquel: Cr – 24 % y Ni – 13 %. En la figura 3.4 se muestran los resultados del diagrama de Shaeffler para el electrodo E 309L - 16.

Como se puede observar en el diagrama de Schaeffler la zona fundida contiene 6 % de ferrita por lo que se pronostica que no se genere la fisuración en caliente, o la fisuración en frío, así como el crecimiento de los granos, no ocurra la fisuración por temple por debajo de los 400 °C y puede existir la formación de la fase intermetálica sigma entre 500 y 900 °C, pero en menos proporción, esto es producto al contenido de cromo que presenta el material de aporte en comparación con el electrodo E 312 - 16.

La composición química del depósito para el electrodo E 309L - 16 es:

$$[Cr] = 26,1 \%$$

$$[Ni] = 15 \%$$

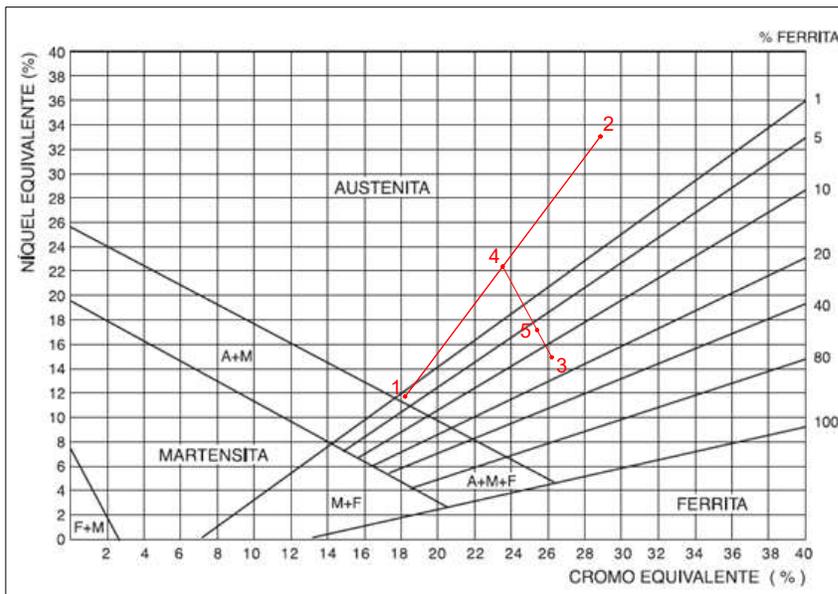


Figura 3.4. Comportamiento del depósito del electrodo E 309L - 16.

- El punto 1 corresponde a la aleación del tipo AISI 321

- El punto 2 corresponde a la aleación ACI HK 40.
- El punto 3 corresponde al material de aporte (electrodo E 309L - 16).
- El punto 4 es la mitad del segmento formado por los puntos 1 y 2.
- El punto 5 corresponde al material obtenido como resultado del proceso metalúrgico de fusión.

Con los resultados del diagrama de Schaeffler para ambos electrodos se pudo llegar a la conclusión de que en el caso del electrodo E 309L - 16, presenta mejores propiedades para realizar la unión disímil entre el ACI HK - 40 y el acero AISI 321, lo cual está relacionado con las morfologías obtenidas en el análisis microestructural y corroborado a través del diagrama de Schaeffler.

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

Como el molibdeno y el niobio aceleran la reacción formadora de fase Sigma, mientras que el níquel eleva la máxima temperatura a la que todavía la fase sigma está todavía presente y el hierro disuelve grandes cantidades de cromo y a causa de la micro segregación, la ferrita en el borde de grano contendrá usualmente suficiente cromo para convertirse en Sigma con una mínima difusión. Una vez formada, la fase Sigma solo podrá ser removida con un calentamiento de redisolución a 1 050 °C, lo cual ha sido reportado por García y Burgos (2003).

### **3.4. Ciclo térmico**

La soldadura de la probeta con los electrodos se realizó con una intensidad de corriente de  $I_s = 108$  A y una tensión de  $U_a = 16$  V, para el E 309L - 16, un aporte térmico de  $H_{net} = 151\ 200$  j/m y para el E 312 - 16,  $I_s = 110$ ,  $U_a = 14$  V y  $H_{net} = 154\ 000$  j/m. 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.

Después de cada pasada se limpió el cordón con un disco abrasivo inoxidable y se procedió al otro cordón, con electrodo del tipo E 312 - 16 de 4 milímetro de diámetro, durante cada cordón se esperó un tiempo de 20 min para evitar el sobrecalentamiento de las probetas y el cambio de estructura en su interior.

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

Para una temperatura de fusión de 1 450 °C, y una temperatura ambiente de 34 °C, se tiene que la longitud de unión es de 0,44 m, por lo que el resultado de la energía entrante es de 39 283,2 W y la longitud del charco es de 270 mm.

El parámetro espesor relativo de la placa,  $\tau$  es de 2,31, se considera como espesor de placa gruesa. La velocidad de enfriamiento del cordón, a la cual solidifica la aleación AISI 321 con la aleación A 351 Grado HK 40 es de 0,95 k/s, por lo que el tiempo de enfriamiento del cordón será de 39,25 min.

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

### 3.5. Ensayos no destructivos

#### Ensayo de inspección visual

En los resultados de inspección visual realizados a las uniones de soldadura disímiles, del acero HK – 40 y del acero inoxidable AISI 321, se muestran en las figuras 3.5 y 3.6.

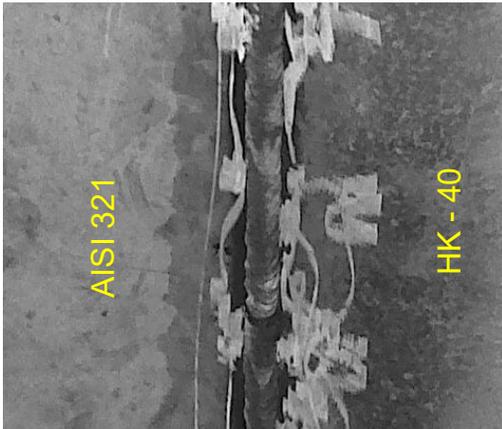


Figura 3.5. Unión con el E 312 – 16

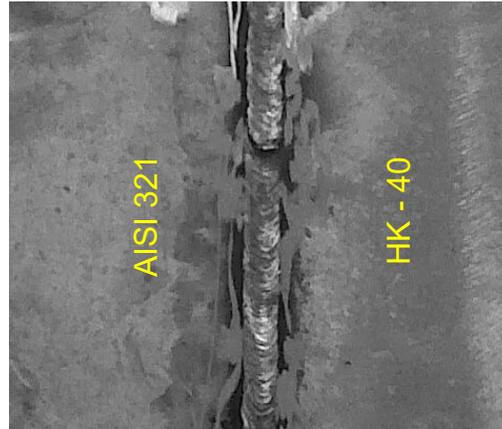


Figura 3.6. Unión con el E 309L – 16.

Se le realizó a todos los cordones bajo el código AWS D1.1 y se obtuvo los mismos resultados, los cordones de soldadura muestran una buena apariencia, ya que el cordón de soldadura quedó sin socavadura en su superficie, no se observan poros, ni mordeduras ni grietas. Se revisó el lado posterior donde no hubo falta de penetración ni afilado en los bordes ya que se le aplicó un refuerzo aceptable de  $2,5 \text{ mm} < R < 3 \text{ mm}$  y la porosidad fue  $< 2 \text{ mm}$  la que no influye en la calidad del cordón.

#### Ensayo por el método de líquido penetrante

Durante el ensayo se tuvo en cuenta las series de requisitos mencionados en el capítulo 2, las indicaciones que aparecieron como resultado del ensayo, fueron interpretadas cuidadosamente a fin de no emitir un diagnóstico erróneo. En las figuras 3.7 y 3.8 se muestran los ensayos por líquidos penetrantes.

En las probetas soldadas con los dos tipos de electrodos, al realizarle la prueba con líquido penetrante en principio cualquier indicación proviene de la discontinuidad superficial, se observó que esta fue causada por la rugosidad de las probetas. En la tabla 3.3 aparece el resumen de los ensayos.

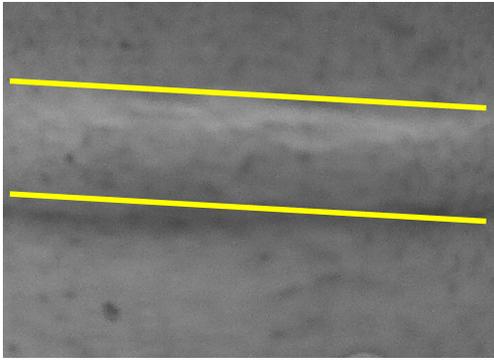


Figura 3.7. Cordón longitudinal.

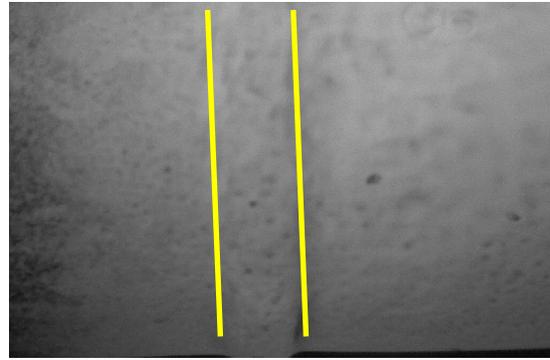


Figura 3.8 Cordón transversal.

Tabla 3.3. Resumen de los ensayos.

Denominación.	Longitud detectada	Resultados	Evaluado según.
Probetas soldadas	12,0 mm.	Satisfactorios	EN/ 1289 Control de soldadura por líquidos penetrantes

Según el resumen de los ensayos realizados a las muestras soldadas, independientemente de las características metalúrgicas que presentan las uniones, se determinó que ambos cordones, realizados con el electrodo E 312 - 16 y el E 309L - 16 se obtienen resultados satisfactorios tanto en la sección longitudinal como en la transversal.

### Ensayo por el método de ultrasonido

Se utilizó el modo de impulso - eco donde se empleó un solo cristal ultrasónico, en este caso la onda emitida por el cristal viajó por la soldadura, se reflejó en la superficie límite de la pieza y los defectos fueron recibidos nuevamente por el cristal piezoeléctrico el que se refleja en la pantalla del TRC. Los ensayos se les realizaron a las cuatro probetas. En las tablas 3.4 se muestra los datos de las probetas para la realización del ensayo.

Tabla 3.4. Datos del elemento inspeccionado

Nombre del elemento: Probetas
Dimensiones: Desde 0 hasta los 12 mm en el patrón
Material: Acero inoxidable AISI 321 y HK - 40
Fecha: 13/04/2014.
Modelo de equipo: DMS 2E.
Procedimiento utilizado: L-P-025 Medición por el método ultrasónico.
Palpador: DA 301 de 5 MHZ.
Bloque patrón: Rango de espesores desde 2,55 hasta los 40 mm.
Campo: 3; 15; 25; 35 y 45 mm.
Frecuencia: 51; 56; 60 y 72 Hz.
Velocidad: 5 898; 5 910; 5 939 y 5 990 m/s.

Modo de calibración: 1 punto.  
Espesor de la plancha: 12 mm

Las mediciones de ultrasonido se efectuó en tres puntos escalones en todas las probetas, con el objetivo de obtener la mayor información posible en este ensayo.

En la tabla 3.5 se reflejan los resultados de las mediciones realizadas a las probetas soldadas con electrodos E 312 – 16 y en la tabla 3.6 los resultados obtenidos en las probetas soldadas con electrodos E 309L – 16.

Tabla 3.5 Resultados de la medición en probetas soldadas con electrodos E 312 – 16

Patrón No	Puntos de mediciones		
1	4,90	4,89	4,91
2	8,00	8,00	8,01

Tabla 3.6 Resultados de la medición en probetas soldadas con electrodos E 309L – 16

Patrón No	Puntos de mediciones		
3	2,55	2,58	3,12
4	5,12	5,07	5,15

Para las muestras se inició las mediciones a partir del borde de la pieza a todo lo largo del cordón de soldadura, lo cual dio como resultado cordones sin grietas internas, ni socavaduras, que cumplen con las condiciones de ejecución según las normas de la AWS.

### **Ensayo radiográfico**

Las interpretaciones de los resultados en las cuatro películas radiográficas, como técnica compleja requieren en ocasiones de la experiencia del técnico. La figura 3.9 muestra la radiografía del cordón de soldadura con el electrodo E 312 - 16 y la figura 3.10 muestra la radiografía con el electrodo E 309L - 16.



Figura 3.9. Radiografía para electrodo E 312 - 16.



Figura 3.10. Radiografía para electrodo E 309L - 16.

En las radiografías realizadas se pudo observar que los cordones realizados no presentaron grietas, lo cual estuvo influenciado por la no existencias de líneas bien definidas para indicar su curso, en la radiografía no apareció una línea recta ennegrecida por lo que no tienen presencia de falta de penetración en las probetas.

No obstante, en la micrografía realizada con el electrodo E 312 – 16, muestra No 2, se presentó un círculo ennegrecido en el segundo cordón soldado, lo que presumiblemente pudiera estar asociado a la formación de un poro ventricular. No se pudo apreciar ningún otro defecto revelado en la radiografías. En las tablas 3.7 y 3.8 se muestran los parámetros medidos durante el ensayo.

Tabla 3.7. Datos de los elementos inspeccionados

Nombre del elemento: Probetas soldadas. Dimensiones: 440 x 145 x 12 mm. Material: Acero inoxidable ASI 321 y HK - 40.
Procedimiento utilizado: L-P- 021. "Ensayos por rayos X". Tipo de exposición: Una pared, vista sencilla. Dimensiones del foco: 3 mm. kV: 200 y mA: 4,5. Tiempo de exposición: 2:50 seg. Distancia fuente película: 700 mm. Tipo de película: D7. Espesor de la plancha: 12 mm. Norma de aceptación: EN ISO 5817: 2003. Niveles de calidad de las imperfecciones en las uniones soldadas. Proceso de revelado: manual. Tiempo de fijación: 5:00 min.

Tiempo de revelado: 35 s.
---------------------------

Tabla 3.8. Resultados de la inspección

Código del soldador	Densidad de la imagen	Sensibilidad de la imagen %
5	2,92	1,22
5	3,21	1,22
5	2,80	1,22
5	2,95	1,22

Las especificaciones de la tabla anterior específica que el código del soldador (5), es un soldador homologado, con vasta experiencia en la realización de los procesos de soldadura. La densidad de la imagen se refiere al número atómico del material, para las muestras 2 y 4 se observan densidad de imágenes con mayores valores, esto está asociado a que ambas muestras se corresponden con el acero HK - 40, el cual fue obtenido por fundición y durante este proceso el acomodo de los granos y la formación de estructura interna, no se comporta de igual manera que en los aceros obtenidos por laminado, como es el caso del acero AISI 321.

### 3.6. Comportamiento de la dureza

Se realizó el ensayo de dureza a una muestra patrón de la aleación ACI HK - 40 y al acero AISI 321, en diferentes puntos de las probetas soldadas, así como a los materiales base después de soldados y se obtuvieron los resultados que se muestran en la figura 3.11.

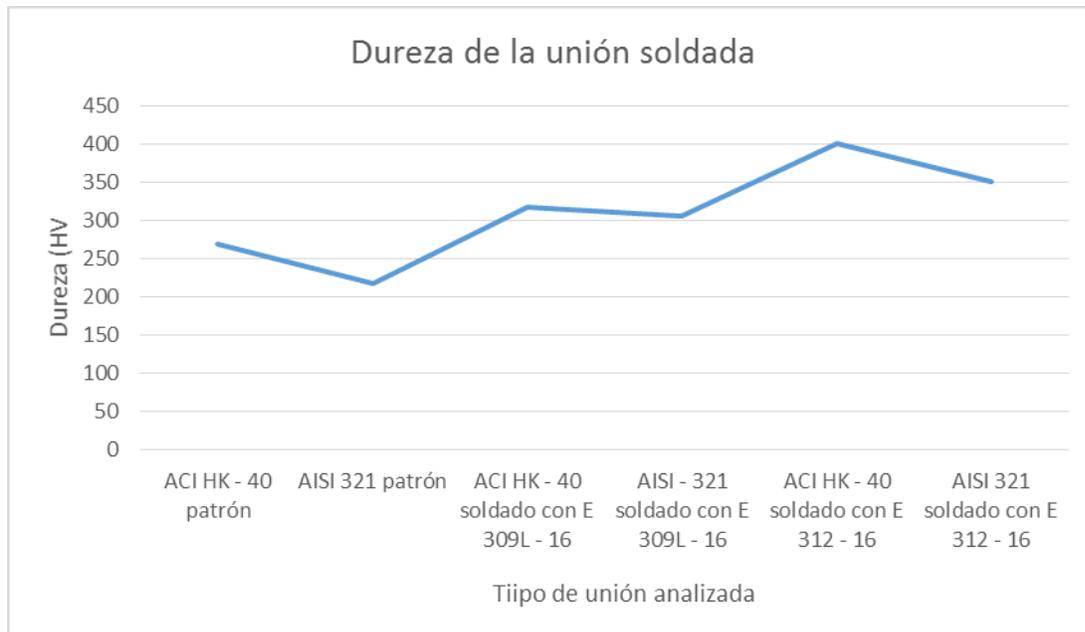


Figura 3.11 Resultados de medición de la dureza.

Como resultado de la medición de la dureza de las probetas para ambos electrodos se puede observar que durante el depósito y aplicación de temperaturas se ha incrementado la dureza en los cordones de soldaduras, para un valor inicial de HV 270 para ACI HK 40 con el electrodo E 312 - 16, se obtiene un valor de HV 305, pero con el electrodo E 309L - 16, el valor es de HV 305, en el acero AISI 321 con una dureza inicial de HV 217 también existen diferencias significativas en los valores de dureza.

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

A pesar de los valores de dureza obtenidos en el depósitos de los cordones de soldadura realizados en la unión disímil ACI HK 40 y AISI 321 con el electrodo del tipo E 312 - 16, los cuales son más elevados, hay que precisar que las microestructuras obtenidas ofrecen mayor resistencia al desgaste, pero menor resistencia mecánica, ya que en la unión

soldada, así como en la ZAT aparece la formación de estructuras del tipo de placas de austenita Widmanstätten.

Para determinar el perfil de dureza, se realizó un barrido de dureza a lo largo de toda la línea central de la probeta soldada de sección transversal para los dos tipos de juntas, cubriendo las principales zonas de interés (zona metal base no afectada, zona afectada por el calor y zona de fusión), también se hicieron mediciones en la zona de fusión en dirección vertical. En la tabla 3.9 se muestran los resultados.

Tabla 3.9 Resultados de medición de la dureza a los cordones de soldadura.

Material depositado	Zona de medición	HV
E 312 - 16	Superior	395
	Centro	327
	Raíz	316
E 309L-16	Superior	365
	Centro	350
	Raíz	345

En el lado de la aleación ACI HK - 40 la diferencia de durezas entre la ZAC y la soldadura son más pronunciadas, este aumento se debe a los cambios microestructurales que se producen por los ciclos térmicos del proceso y por el contenido de cromo como formador de carburos. Los valores de dureza a través de la unión en "V" del lado completamente austenítico cerca al límite de fusión, cambió muy poco, porque la estructura de la fase del acero AISI 321, sufre poca transformación, por las fluctuaciones de temperatura que ocurren durante el proceso de soldadura, debido al bajo contenido de carbono del acero AISI 321 (0,05) y por tanto, tienen baja templabilidad (facilidad con la que un acero puede aumentar su dureza) rara vez aumentan su dureza en el proceso de soldadura.

### 3.7. Simulación térmica por los métodos de elementos finitos

Las isotermas están basadas en el empleo de las magnitudes inmensurables, el empleo de la ecuación 2.12 para distancias de 10 mm; 16 mm; 30 mm, soldando con electrodos de aceros inoxidable de diámetro 3,2 mm, será:

Para la  $T_1 = 1\ 670\ ^\circ\text{C}$

Para la  $T_2 = 1\ 044\ ^\circ\text{C}$

Para la  $T_3 = 649\ ^\circ\text{C}$

Para simular el proceso de soldadura con electrodos de aceros inoxidables de diámetro 4 mm será:

Para la  $T_1 = 2\ 087\ ^\circ\text{C}$

Para la  $T_2 = 1\ 522\ ^\circ\text{C}$

Para la  $T_3 = 811\ ^\circ\text{C}$

La dependencia entre las magnitudes inmensurables respecto a las distancias de 10; 16 y 30 mm, para los puntos de las temperaturas de las isothermas son calculadas a partir de la ecuación 2.13 y 2.14.

$$\theta_1 = 1,4$$

$$\theta_2 = 0,8$$

$$\theta_3 = 0,5$$

El procedimiento descrito con anterioridad permite estimar el comportamiento de la distribución de la temperatura de la unión disímil HK - 40 y el acero AISI 321, cuando es sometido al proceso de soldadura manual por arco eléctrico (SMAW). En la figura 3.12 se muestra la distribución de temperaturas para el electrodo de 4 mm.

El análisis del proceso de soldadura mediante elementos finitos para el electrodo de 3,2 mm (figura 3.13), se presenta como un proceso no transitorio lineal al lograr como resultado campos térmicos distribuidos a todo lo largo de la plancha, dichos campos están asociados al sistema de embridamiento o rigidez de la juntas.

Los resultados experimentales muestran que la temperatura se distribuye a lo largo de toda la plancha, desde los valores máximos (color rojo), hasta valores mínimos (color azul), siendo la dimensión de la zona de influencia térmica desde 0,1 hasta 0,4 mm como se muestran en las figuras 3.12 y 3.13.

Los campos de temperaturas generados en la junta soldada se mantienen termodependientes a lo largo de todo el proceso de simulación. El área de las isothermas se estrecha en dirección perpendicular al eje de la costura, esto se justifica debido a las pérdidas ocurridas por la convección y radiación al medio externo.

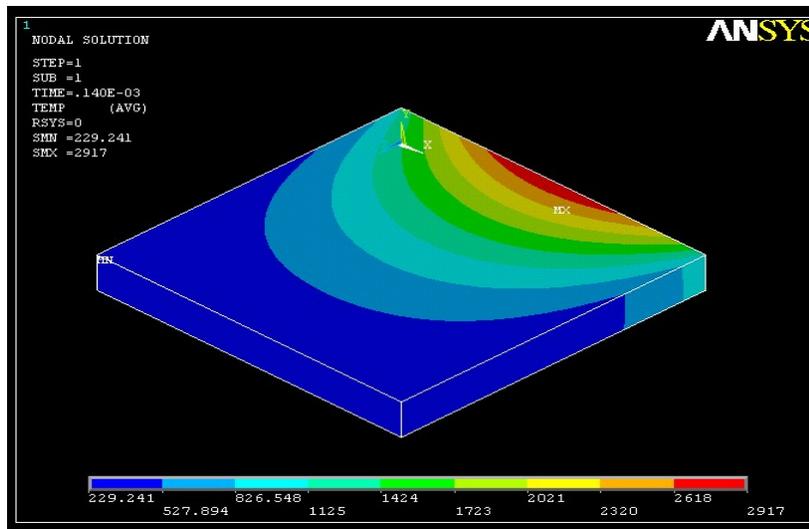


Figura 3.12. Comportamiento de las isotermas para el electrodo de 4 mm.

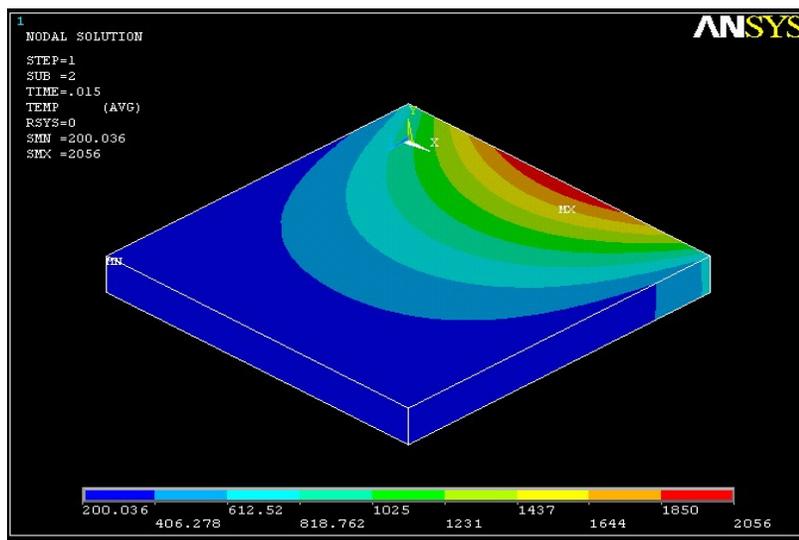


Figura 3.13. Comportamiento de las isotermas para el electrodo de 3,2 mm.

En la figura 3.14 se puede observar que al aumentar la  $Q_{efec}$  del arco de la zona calentada por encima de la temperatura determinada aumenta de forma considerable el ancho de la isoterma.

Los valores de temperaturas a medida que nos alejamos del cordón de soldadura disminuyen y la temperatura presenta un comportamiento hiperbólico. Con ello mientras mayor sea el coeficiente de conductividad térmica del metal, menor es la temperatura a igual distancia de la fuente de calor lo que puede provocar cambios considerables en la estructura cristalina del material.

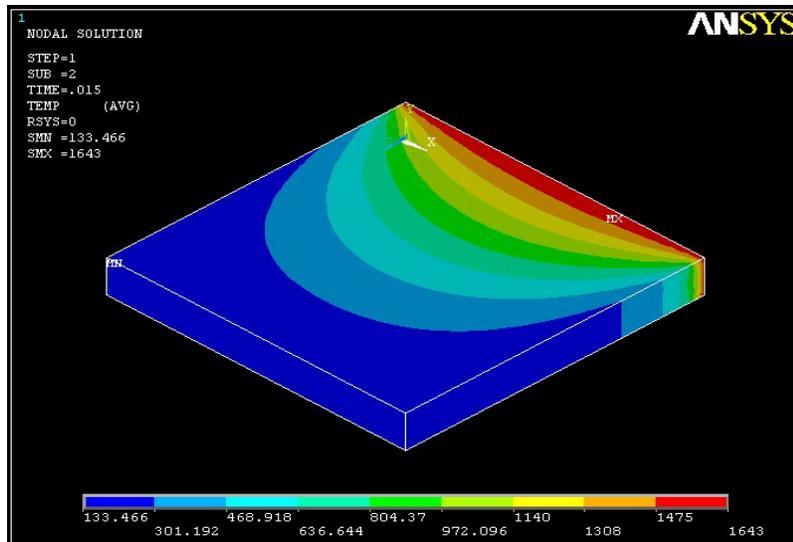


Figura 3.14. Aumento de las isotermas con relación al aumento de la  $Q_{efec}$

Al calcular los porcentajes de  $[Ni]$  y  $[Cr]$  en la aleación se pudo apreciar que este acero posee 31,82 % de níquel y 11,94 % de cromo lo cual demuestra que dicho acero posee 25 % de ferrita por lo que se encuentra en un campo donde aparecen ubicados los aceros austeníticos, en este campo los aceros presentan tendencia al agrietamiento en caliente a temperaturas superiores a los 1 250 °C.

Los valores nodales de temperaturas a partir de su relación con el modelo creado en el MEF se corroboran con los logrados por vía experimental mediante la técnica de medición periódica de temperatura. Lo cual demuestra la relevancia de las técnicas empleadas, tanto analíticas como experimentales.

Se demuestra la validez de los resultados y la fiabilidad de métodos computacionales tan novedosos como son los MEF, al comparar los valores de temperaturas obtenidos por estos métodos con los obtenidos experimentalmente (alta concordancia). Lo cual concluye que se puede valorar a priori una tecnología desarrollada antes de llevarla a la práctica, ajustar parámetros como calor de entrada, velocidad de soldadura, que permite además definir cual proceso es el más adecuado y evitar los posibles errores.

### 3.8. Valoración económica

Durante la preparación de las cuatro probetas metalográficas, fue empleada la máquina herramienta fresadora modelo 6 H 82 Г, las mismas fueron ejecutadas en un tiempo de

8,0 h, con un gasto en salario de 21,12 CUP, en mano de obra de 35,73 CUP para un costo total de 56,85 CUP.

Se consideró la valoración económica de los ensayos realizados por conceptos de mano de obra, materiales, sustancias químicas, materiales de aporte y energía eléctrica. En las tablas 3.10 y 3.11 se muestran los valores de la realización de los ensayos.

Tabla 3.10. Costo de materiales

<b>Materiales</b>	<b>Cantidad</b>	<b>Precio unitario (CUC)</b>	<b>Precio total (CUC)</b>
AISI 321 S = 8 (T)	0,05	6 310,38	315,52
Electrodo AWS E 309L - 16 Ø 3,2 (kg)	1	5,42	5,42
Electrodo AWS E 309L - 16 Ø4 (kg)	3	13,03	39,09
Electrodo AWS E 312 -16 Ø 3,2 (kg)	1	22,20	22,20
Electrodo AWS E 312 -16 Ø4 (kg)	3	17,62	52,86
Sub-total			435,09

Una vez realizado el trabajo se tuvo en cuenta una estimación del costo de inversión del mismo, además de algunos gastos, tanto de materiales como de materia prima. Con la realización del trabajo, es beneficiada económicamente la empresa, ya que se puede incrementar la durabilidad de la pieza en cuestión.

Tabla 3.11. Costo de Elaboración

<b>Costo de Elaboración</b>	<b>Precio total (CUC)</b>
Costo por preparación probeta AISI321	36,82
Costo por fundición probeta HK – 40 (h)	574,52
Análisis Laboratorio probeta HK - 40	18,29
Tratamiento Térmico probeta HK - 40	56,47
Análisis microestructural	5,84
Costo proceso de maquinado Probeta HK-40	335,20
Costo proceso de soldadura	6,30
Corte de los Cupones	23,86
Sub-total	1057,30

Además se puede lograr una calidad en la unión soldada, ya que los resultados obtenidos durante la investigación permiten predecir la obtención de una estructura favorable en la unión de los tramos con las bocinas del transportador cilíndrico rotatorio helicoidal Jacoby.

### 3.9.1 Gasto de energía consumida en la realización de los experimentos

En la tabla 3.12 se relacionan las principales máquinas que se emplearon para la ejecución de los trabajos.

Tabla 3.12. Gasto de energía

Máquinas	Tiempo trabajo (h)	Potencia de máquina(kW)	Energía consumida (kW/h)	$Ec \cdot 0,06$	Importe (CUC)
Miller	3,0	6,0	8,0	0,48	9,2
Fresadora	2,0	13,4	26,8	1,60	6,4
Horno	6,0	15,0	35,0	2,9	33,5
Total	11,0	34,4	69,8	4,98	49,1

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

### 3.9. Precio establecido para la fabricación total de un tramo

El valor total de los costos de fabricación de los tramos I y V del transportador cilindrico rotatorio helicoidal Jacoby se puede apreciar en la tabla 3.13.

Tabla 3.13. Valor del costo total de cada tramo

Pieza de fabricación	CUP	CUC
Tramo I	26 262,00	19 831,00
Tramo V	43 076,24	30 253,54

Cuando se requieren realizar operaciones de cambio de tramos averiados, el tiempo de parada de una línea es de 20 horas como promedio, en cada una se dejarán de procesar 400 toneladas de menas lateríticas que garantizarían la extracción de 5,6 toneladas de sínter de Ni+Co. Según los precios actuales del producto en el mercado, esto representa una pérdida de 49 033,00 CUC. Si se tiene en cuenta que las acciones de sustitución se

producen con una periodicidad promedio de 50 días y al año ocurren alrededor de 7 intervenciones de este tipo, la empresa dejará de ingresar un total de 343 235,20 CUC al año.

### **3.10. Impacto medio ambiental**

Al ocurrir la rotura en uno de los tramos del transportador cilindrico rotatorio helecoidal, no solo se afecta la producción sino también se ve afectado el medio ambiente, produciendo agotamiento de los recursos naturales, la contaminación ambiental, los ruidos, la pérdida de los valores estéticos del medio circundante y la merma acelerada del fondo genético. Los tramos están compuestos por bridas soldadas a un tubo, al ocurrir una rotura, dichas bridas son fabricadas en la empresa Mecánica del Níquel “Comandante Gustavo Machin”, a través del proceso de fundición, maquinado y ensamble.

Las partículas de arena de moldeo por debajo de 0,018  $\mu\text{m}$  están en suspensión en el taller, introduciéndose en los pulmones de los trabajadores y provocan enfermedades como la silicosis.

En el proceso de maquinado se produce gran cantidad de desechos sólidos, estos desechos en forma de virutas al ser depositados en un lugar específico alteran el equilibrio de ese pequeño ecosistema.

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

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

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

### **Conclusiones del capítulo 3**

- Se realizó el comportamiento microestructural de la zona fundida (ZF), zona de influencia térmica y de la interfase de la unión disímil HK - 40 y del acero AISI 321, realizadas con electrodos E 309L - 16 y E 312 – 16, se evidencia la formación de una estructura del tipo de ferrita en el límite de grano.
- Con el empleo del diagrama de Schaeffler y en correspondencia con el cromo y el níquel equivalente de los materiales base y el de aporte fue posible predecir el comportamiento del cordón resultante y proponer tratamiento para lograr una unión soldada con propiedades metalúrgicas.
- Se determinó que los cordones, en la unión disímil HK - 40 y del AISI 321, cumplen con los requerimientos establecidos por las normas establecidas y garantizan las propiedades mecánicas exigidas para el trabajo prolongado.

## CONCLUSIONES GENERALES

- Se logra establecer el comportamiento metalúrgico de una unión a tope de soldadura disímil de las aleaciones de AISI 321 y HK – 40 con el empleo de la soldadura manual por arco eléctrico y con electrodos revestidos E 312 -16 y E 309L -16.
- En el comportamiento microestructural de la unión soldada disímil HK - 40 y AISI 321, con el electrodo E 312 -16, se evidencia la formación de ferrita y austenita, con presencia de línea de martensita, y con el electrodo E 309L - 16, existe la presencia del tipo ferrita esquelética, con matriz austenítica.
- En los ensayos de dureza realizados en las uniones soldadas se determinó que en los mismos, luego del ciclo térmico, existe un incremento desde HV 270 hasta HV 400 en el ACI HK – 40 y desde HV 217 hasta HV 350 en el AISI 321 al soldar con electrodos E 312 – 16, lo que caracteriza al E 309L -16 con mejores propiedades para realizar la soldadura.
- Para un contenido del 25 % de ferrita para el E 312 - 16 y un 6 % de ferrita en el E 309L - 16, determinado por el diagrama de Schaeffler, permite predecir en el cordón resultante, con el primer electrodo, la formación de la fase sigma entre 500 y 900 °C, lo cual aumenta los riesgos de fisuración.
- Las isothermas establecidas desde una  $T_1 = 1\ 670\ ^\circ\text{C}$  hasta una  $T_3 = 649\ ^\circ\text{C}$  con electrodos de 3,2 mm y con  $T_1 = 2\ 087\ ^\circ\text{C}$  hasta  $T_3 = 811\ ^\circ\text{C}$ , permitieron establecer a través de método de los elementos finitos, la distribución del calor durante la unión soldada disímil HK - 40 y AISI 321.

## RECOMENDACIONES

- Proponer a la empresa Comandante Gustavo Machin Hoed de Beche, el empleo del electrodo E 309L - 16 como material de aporte para la unión de los tramos con las bridas o bocinas en el transportador cilindrico rotatorio helicoidal Jacoby.
- Aplicar condiciones de tratamientos térmicos que garanticen la remoción de estructuras frágiles en la aleación HK - 40, si se tiene en cuenta que la misma luego de ser obtenida por fundición, mantiene en su estructura elementos formadores de carburos.
- Realizar cambios en el diseño de unión entre los tramos de tuberías, actualmente las soldaduras se realizan a tope y podría considerarse unir ambos elementos (tubo – brida) por el método a solape, con la introducción del tubo en la brida.

## BIBLIOGRAFÍA

1. American Welding Society (AWS). "Welding Handbook". 8va Edición. 1996.
2. ANSI/AWS D1.1-96. Structural Welding Code: Steel. The American Welding Society, 1996.
3. Arivazhagan, N., Singh, S., Prakash, S and Reddy, G. "An assessment of hardness, impact strength, and hot corrosion behaviour of friction-welded dissimilar weldments between AISI 4140 and AISI 304", *International Journal of advance manufacturing technology*, 2008, Vol 39 N<sup>o</sup> 15, p. 679 – 689.
4. Asta, E., Salazar, M., Cambiaos, F. "Tenacidad a la fractura de uniones soldadas de aceros estructurales de alta Resistencia con riesgo de aparición de fisuras en el metal de soldadura". Soldadura y tecnología de unión. 2007.
5. Balasubramanian, V and Guha, B. "Influence of weld size on fatigue crack growth characteristics of flux cored arc welded cruciform joints". *Materials Science and Engineering*. Vol. A265, pp. 7-17. 1999.
6. Bakker, F. J. Y Horestreydt A. J. W. "Soldadura por arco", Madrid, 1968.
7. Bang, I. W., Son, Y. P., Oh, K. H., Kim, Y. P., Kim, W. S. "Numerical Simulation of Sleeve Repair Welding of In-Service Gas Pipelines". Welding Research Supplement, *Welding Journal*, p. 273 - 282, December 2002.
8. Baohua, C., Yaow, S and Shijie, D. "Studies on a computational model and the stress weld characteristics of weld-bonded joints for a car body steel sheet". Journal of Materials Processing Technology. Vol. 100, pp. 171-178. 2000.
9. Barreiro, A. J. "Aceros especiales", 3<sup>a</sup>. ed. Madrid, 1966.
10. Berkovis D.W. and Di, K. "Consideration of the Effect of Residual Stresses on Fatigue Welded Aluminum Alloys Structures". *Journal of Fatigue & Fracture of Engineering Material and Structure*. Vol. 21, pp. 159-170. 1998.
11. Bients, R. A. "Comportamiento microestructural de una unión disímil de las aleaciones AISI 321 y HK – 40 empleadas en los transportador cilindrico rotatorio helecoidales Jacoby". Tesis presentada en opción al título de ingeniero mecánico. ISMMM, 2014.
12. Celik A., Alsaran A. "Mechanical and structural properties of similar and dissimilar steel joints, Materials Characterization", V. 43, p. 311-318. 1999.
13. Changheui, J., Pyung-Yeon, C., Minu, K., Seung-Jin, O and Jun-Seog, Y. "Effects of

- microstructure and residual stress on fatigue crack growth of stainless steel narrow gap welds". *Materials and Design*. Vol. 31, pp. 1862-1870. 2010.
14. Chin-Hyung, L. C. Kyong-Ho, J. Gab-Chul and L. Chan-Young. "Effect of weld geometry on the fatigue life of non-load-carrying fillet welded cruciform joints". *Engineering Failure Analysis*. Vol. 16, pp. 849-855. 2009.
  15. Cho, J., Lee, B., Moon, Y and .Van Tyne, C., "Investigation of residual stress and post weld heat treatment of multi-pass welds by finite element method and experiments". *Journal of materials processing technology* 155-156 1690-1695, 2004.
  16. Cisilino, A. P., Chapetti, M. D., Otegui, J. L. "Minimum thickness for circumferential sleeve repair fillet welds in corroded gas pipelines". *International Journal of Pressure Vessel and Piping*, V. 79, p. 67 - 76, 2002.
  17. Correa, S. R. "Comportamiento de la aleación de titanio Ti – 6 Al – 4 V empleada en pulpa lixiviada caliente". Tesis presentada en opción al título de Master en Ciencias Manufactura y Mecatrónica, ISMMM, 2012.
  18. Davis, G. "Cracking Failure Analysis", Ohio: ASM International, 1997.
  19. 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. pp 483-491. 2001.
  20. Ebert, H.: "Fabrication of HK 40 in the Field". *Welding Journal* 55 (11), pp 37-43. 1976.
  21. Electromanufacturas S.A. "Manual de Soldadura", Electromanufacturas. Bogotá. 2000.
  22. EN 571-1: 1997. "Visual inspection in welded unions".
  23. Eutectic Castolin. "Manual de soldadura, Eutectic Castolin", Bogotá 2002.
  24. 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, 2014, p. 98-107.
  25. Ferrer, C., Salas, F., Maita, P.A., Orozco J y Pascual, M. "Resistencia a la fractura de la soldadura de fundición dúctil realizada con varillas de fundición laminar y con electrodos de Fe-Cr-Ni y de Ni, con y sin precalentamiento". *Anales de la Mecánica de Fractura*. Vol. 2, pp. 533-536. 2007.
  26. Fosca, C., "Introducción a la metalurgia de la soldadura", Lima PUCP, cuarta edición, 2003.

27. García, Y., Burgos, J. "Obtención de campos de temperaturas en juntas soldadas mediante el empleo de MEF". *Revista de la Facultad de Ingeniería*. 18 (2) 12 – 21, 2003. Disponible en <http://www.relevo.com.ve/programa/indice/ria-pbp>. Acceso Mayo 2011.
28. Glizmanenko, D.L., "Soldadura y Corte de los Metales", Instituto del libro, La Habana, 1968.
29. Gómez, O., "Soldadura de Metales". Universidad Industrial de Santander, 1993.
30. Grace, P. "In - service welding of steel pipelines". SECOND NATIONAL STEEL CONFERENCE, Australia, 2003.
31. Guirao, J., Rodríguez, 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, pp. 766-779. 2010.
32. Henderson M. B., 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*. Vol. 9 N° 1, 13-21. 2004.
33. Hernández, G., "Manual del soldador", Madrid CESOL, decimoquinta edición, 2006.
34. Indura S.A, "Sistemas y materiales de soldadura", Indura 1999.
35. James, M., "In Handbook of Measurement of Residual Stresses", Edited by J. Lu, Society for Experimental Mechanics, Inc., pp. 1-4. 1996.
36. John, W., Price, H., Anna, R., Ziara-Paradowska, Suraj, J., Finlayson, T. "Comparison of experimental and theoretical residual stresses in welds": *International Journal of Mechanical science, the issue of gauge volume*. 50 (11) 513 – 521, 2008.
37. Joseph A., Sanjai K., Jayakumar T., Murugan N. "International journal of pressure vessel and piping", V.82, p.700-705. 2005.
38. Kedzierzawski, P., "Hydrogen Trapping in Iron and Iron Alloys, Hydrogen Degradation of Ferrous Alloys", 1st. Ed., Noyes Publications, 271 - 288, New Jersey, USA. 1985.
39. Klueh R.L., King J.F., Griffith J.L. "A simple test for dissimilar-metal welds", *Welding Journal*, V.62, N.6, p.154s-159s. 1983.
40. Lei, Y.P., Shi, Y.W., Murakawa H and Luo, Y. "The effect of mechanical heterogeneity and limit load of a weld joint with longitudinal weld crack on the J-integral and failure assessment curve". *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. Vol. 75, pp.

625-632. 1998.

41. Lichun, B. "Crack growth prediction and non-linear analysis for an elasto-plastic solid". *International Journal of Engineering Science*. Vol. 47, pp. 325-341. 2009.
42. Lippold, J., Kotecki, D., "Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steel". EE.UU: John Wiley & Sons Inc, 2005.
43. 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, pp. 1337-1345. 2009.
44. Lundin D. "Dissimilar metal welds transition joints literature review", *Welding Journal*, V.61, N.2, p. 58s-63s. 1982.
45. Madhusudan G., Srinivasa R.K. "Microstructure and mechanical properties of similar and dissimilar stainless steel electron beam and friction welds", *International Journal of advance manufacturing technology*, V.45, p. 875-888. 2009.
46. Mammoli, L. Graham, E. Reimanis and L. Tullock. "The effect of flaws on the propagation of cracks at bi-materials interfaces". *Great Britain*. Vol. 43, Issue 3, pp. 1149-1156. 1995.
47. Marulanda, J., Zapata, A., Mesa, D., "Fundamentos de la soldadura de metales". Universidad Tecnológica de Pereira. 2007.
48. Metzger G., Lison R. "Electron beam welding of dissimilar metals", *Welding Journal*, V.55, N.8, p. 230s-240s. 1976.
49. Murthy, R.D.S., Gandhi, P. and Madhava Rao, A.G. "A Model for Fatigue Prediction of Offshore Welded Stiffened Steel Tubular Joints Using FM Approach". *International Journal of Offshore and Polar Engineering*. Vol. 4, Issue 3, pp. 241-247. 1994.
50. Meriño, G. "Conformación, soldadura y endurecimiento de metales con explosivos". Reporte de aplicación. Cenic. La Habana. 1999.
51. Meyer, H. J. "Grietas Laminares en Construcciones Soldadas". II Conf. On Significance of Defecte in Welds, Welding Inst. London. 1968.
52. Modenesi, P. J., Apolinário, E. R., Pereira, I. M., "TIG welding with single-component fluxes", *Journal of Materials Processing Technology*, V. 99, pp. 260-265. 2000.
53. Nangel, D. "Tensión y propiedades de deformación de aceros estructurales en la dirección del espesor". *Metal Const.* Nro 2, Vol. 64. 1969.
54. Nelson T. W., Lippold J. C. and Mills M. J. "Nature and evolution of the fusion boundary in

- ferritic-austenitic dissimilar weld metals”, part 2: on cooling transformation, *Welding Journal*, V. 79, N.10, p.267s-277s. 1999.
55. Nicholls D. M. “Grietas laminares en Aceros Laminados en Caliente”. *Brit. Welding Journal*. Nro 3, Vol. 15. 1968.
  56. Nordmark, G.E., Herbein, W.C. and Dickerson, P.B. "Effect of Weld Discontinuities on Fatigue of Aluminum Butt Joints". *Journal of Welding*. Vol. 66, Issue 6, pp. 162-173. 1987.
  57. Norma ASTM E 3-95. “Preparation of Metallographic Specimens”. 1995.
  58. Norma Cubana NC 10-56:86. “Metalografía. Microestructura de Metales de aleaciones duras. Métodos de ensayo”. 1986.
  59. Oddy, A. S., McDill, J. M. J. “Burn through prediction in pipeline welding”. *International Journal of Fracture*, v. 97, n. 4, p. 249 - 261, 1999.
  60. Ogilvy, J.A. "Ultrasonic reflection properties of planar defects within austenitic welds". *Ultrasonics*. Vol. 26, pp. 318-327. November, 1998.
  61. Oriani, R. A. “La física y la metalurgia Aspectos del Hidrógeno en el metal”. ICCF4, Fourth International Conference on Cold Fusion”, Lahaima Maui, Electrical Power Research Institute 3412, Hillview Av., Palo Alto CA 94304, USA. 1993.
  62. Paris, P., Erdogan, F. “A Critical Analysis of Crack Propagation Laws”, *Journal of Basic Engineering, Transactions of the ASME*, V. 85, pp. 528-534. 1963.
  63. Park, Y. D., Maroef I. S., Landau, A y Olson, D. L. “Retained Austenite as a Hydrogen Trap in Steel Welds”, *Welding Journal*, February, 27s-35s. 2002.
  64. Radhakrishnan, V., “Hot cracking in austenitic stainless steel weld metals”. *Science and Technology of welding and Joined Magazine*. 5 (1) 25 – 32, 2000.
  65. Reddy G.M., Rao K.S., Sekhar T. “Microstructure and pitting corrosion of similar and dissimilar stainless steel welds”, *Science and technology of welding and joining*, V.13, N.4, p.363-377. 2008.
  66. Rodríguez, H. “Metalurgia de la Soldadura”. Edit Pueblo y Educación, 613 pp, 1983
  67. Rodriguez, H. “Metalurgia de la soldadura”. Editorial Pueblo y Educación. La Habana. Cuba, pp 134 – 154. 1987.
  68. Romeu, R.S., Calóba, L.P., Marcio Siqueira, H.S. and Rebello, M.A. "Pattern recognition of weld defects detected by radiographic test". *NDT&E International*. Vol. 37, pp. 461-470. 2004.

69. Samal, M., Balani, K., Seidenfuss, M and Ross, E. "An experimental and numerical investigation of fracture resistance behaviour of a dissimilar metal welded joint", *Journal of Mechanical Engineering Science*, 2009, Vol 223, NO 34, p. 1502 – 1523.
70. Sanders, W.W. and Lawrence, F.V. "Fatigue behavior of Aluminum alloy weldments". *Fatigue Test Weld*. ASTM STP 648. 1977.
71. Schajer G. S. "Hole-Drilling Residual Stress Calculation Program (H-DRILL)", V. 2.2. 2001.
72. Singh, P.J., Guha, B and Achar, D.R.G. "Fatigue tests and estimation of crack initiation and propagation lives in AISI 304L butt-welds with reinforcement intact". *Engineering Failure Analysis*. Vol. 10, pp. 383-393. 2003.
73. Tabatabaeipour, S.M and Honarvar, F. "A comparative evaluation of ultrasonic testing of AISI 316L welds made by shielded metal arc welding and gas tungsten arc welding processes". *Journal of Materials Processing Technology*. Vol. 210, pp. 1043-1050. 2010.
74. Traidia and F. Roger. "Numerical and experimental study of arc and weld pool behaviour for pulsed current GTA welding". *International Journal of Heat and Mass Transfer*. Vol. 54, Issues 9-10, pp. 2163-2179. April, 2011.
75. Utria, J. M. "Comportamiento del agrietamiento de las uniones soldadas en los tramos del transportador cilindrico rotatorio helicoidal de mineral del tipo Jacoby". Tesis presentada en opción al título de Master en Electromecánica, ISMMM, 2012.
76. Van-Xuan, T and Jwo, P. "Analytical stress intensity factor solutions for resistance and friction stir spot welds in lap-shear specimens of different materials and thicknesses". *Engineering Fracture Mechanics*. Vol. 77, pp. 2611-2639. 2010.
77. 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.
78. Villa-Rabasa, Alla.; K., Hernández, G., "Apuntes de metalurgia de soldadura". SEPI-ESIME-IPN. 1999.
79. Wahab, M.A. and Alam, M.S.. "The significance of weld imperfections and surface peening on fatigue crack propagation life of butt-welded joints". *Journal of Materials Processing Technology*. Vol. 153-154, pp. 931-937. 2004.
80. Wang, Y., Sun, Y and Wang, H. "Detection of line weld defects based on multiple thresholds and support vector machine". *NDT&E International*. Vol. 41, pp. 517- 524.

2008.

81. Watanabe, M. "Grietas laminares. Welding in Shipbuilding". Welding Inst. London. 1962.
82. Weld Cracking, Lincoln Electric Co. 2001.
83. Wilson, W. G. "Minimición de las grietas laminares mediante la elevación de la ductilidad en la dirección Z". *Welding Journal*. Nro 11. 1974.
84. Wormigton, H. "Grietas laminares en Planchas de Acero calmados con Silicio". *Weld and Metal Const.* Nro 9, Vol. 35. 1967.
85. Yu, C., Yang, L., Shen, C., Luan, B and Perng, T. "Corrosion behaviour of thermo hydrogen processed Ti – 6 Al – 4 V", *Scripta Materialia*. 56 (43) 1019 – 1022, 2007.
86. 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, pp. 391 - 396. 2002
87. Zuñiga, R. "Tecnología de la soldadura eléctrica por fusión". Edit Pueblo y Educación. 350 pp. 1987.