



REPÚBLICA DE CUBA
MINISTERIO DE EDUCACIÓN SUPERIOR
INSTITUTO SUPERIOR MINERO METALÚRGICO
“DR. ANTONIO NÚÑEZ JIMÉNEZ”
FACULTAD METALURGIA – ELECTROMECAÁNICA

TRABAJO DE DIPLOMA

En Opción al Título de Ingeniero Mecánico

*Título: Soldadura de acero disímil por arco eléctrico del impelente
del ventilador de la torre de absorción*

Autor: Ariel Peña Fornaris

Tutor: Dr. C. Tomás Hernaldo Fernández Columbié
Ms. C. Rodney Enrique Correa Suárez

Moa- 2012

“Año 54 de la Revolución.”



Declaración de Autoridad:

Yo: Ariel Peña Fornaris.

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

Ariel Peña Fornaris

Dr. C. Tomás H. Fernández Columbié

Ms. C. Rodney E. Correa Suárez



Agradecimientos:

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

*A mis tutores Dr. C. Tomás Heraldó Fernández Columbié y Ms. C.
Rodney Enrique Correa Suárez por su precioso tiempo,
conocimiento y dedicación sin la cual no hubiese sido posible la
realización de este trabajo.*

*A mis familiares por su constante preocupación y por haberme
apoyado en los momentos de mi vida en que más lo necesitaba.*

*A mis compañeros de trabajo, por la ayuda mostrada en la
realización de este trabajo.*

*A mis compañeros de aula, por el empuje y la constancia
mostrada durante todo este período de estudio.*

*A la Revolución y especialmente a Fidel por darme la oportunidad
de superarme.*

A todos

Muchas Gracias.



Dedicatoria:

Quiero dedicar este trabajo a mis padres Conrado y María Isabel por haber sido los principales promotores de mi superación.

A mis hijos Ariel y Aimé con la esperanza de que este éxito sea motivo de inspiración para su futura formación profesional.

A mi esposa Lily por haber estado siempre en las buenas y las malas.

A mis hermanos por estar siempre pendiente de mí.

A Tomás por su incondicional apoyo y a su familia por soportarnos.

A mis compañeros de trabajo y amigos que siempre se preocuparon por mis estudios.

A nuestra revolución, por las posibilidades que nos ofrece.



Resumen

El trabajo tiene como objetivo analizar el comportamiento del desgaste de los álabes del ventilador empleado en la planta de lixiviación, el cual se encarga de la extracción de gases amoniacales. El ventilador está fabricado de acero A 570, sin embargo sufre desgaste. Para determinar la posibilidad de la sustitución del material de construcción, se realizó la unión soldada disímil acero A 570 y acero AISI 316, para ello se prepararon planchas de ambos materiales, las cuales fueron sometidas a proceso de soldadura por arco eléctrico (SMAW) y se empleó electrodo revestido del tipo E 316 – 12. Para caracterizar las microestructuras resultantes se efectuó el análisis metalográfico, donde se determinó que la unión soldada disímil está compuesta por estructura del tipo ferrita perlita, así como de martensita, pero que presentó buenas propiedades de soldabilidad. Finalmente se establece la valoración económica, así como las incidencias medio ambientales de la planta de Lixiviación.



Abstract

It is paper has as objective to analyze the behaviour of the waste of the álaves of the fan used in the leaching out plant, which takes charge of the extraction of ammoniac gases. The fan is fabricated of steel A 570, however it suffers waste. To determine the possibility of the substitution of the building supply, he was carried out the union welded dissimilar steel A 570 and steel AISI 316, for they got ready it irons of both materials, which were subjected to welding process for electric arch (SMAW) and it was used lined electrode of the type E 316 - 12. To characterize the resulting microstructure the analysis metallographic it was made, where it was determined that the union welded dissimilar is composed by structure of the type ferrite pearl, this way martensit com, but that it presented good weldibeality estates. Finally the economic valuation settles down, as well as the half environmental incidences of the leaching out plant.



ÍNDICE	Pág
INTRODUCCIÓN.	1
CAPITULO I. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS.	
1.1. Introducción.	5
1.2. Generalidades sobre los aceros.	5
1.2.1. Desarrollo de los aceros.	6
1.3. Soldadura de los aceros.	7
1.3.1. Zona de fusión de los aceros.	7
1.3.2. Zona afectada térmicamente en los aceros.	8
1.4. Aceros inoxidables.	12
1.4.1. Zona afectada térmicamente en los aceros inoxidables.	12
1.4.2. Influencia de los elementos de aleación en los aceros inoxidables.	12
1.4.3. Fase sigma.	13
1.5. Metalurgia de la soldadura de los aceros inoxidables.	15
1.5.1. Solidificación en aceros inoxidables soldados.	17
1.5.2. Solidificación tipo austenita-ferrita.	17
1.5.3. Solidificación tipo ferrita-austenita.	18
1.6. Crecimiento del grano.	18
1.6.1. Precipitación.	18
1.7. Uniones soldadas disímiles.	18
1.7.1. Aplicación de las uniones soldadas disímiles.	19
1.7.2. Borde de grano tipo II.	20
1.7.3. Región de transición.	22
1.7.4. Morfología de la región de transición.	24
1.8. Historia y desarrollo de los diagramas constitutivos.	24
1.9. Conclusiones del capítulo 1.	26
CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS	
2.1. Introducción.	27
2.2. Descripción de la instalación sistema de absorción	27
2.2.1. Sistema de ventiladores.	28
2.2.2. Generalidades del equipo objeto de estudio.	28



2.3. Caracterización del material de los ventiladores.	29
2.4. Análisis microestructural.	30
2.5. Soldadura de las muestras de aceros disímiles.	30
2.6. Corte de las muestras.	31
2.6.1. Ensayos de dureza y microdureza	31
2.6.2. Microscopio óptico.	32
2.6.3. Máquina pulidora metalográfica.	32
2.6.4. Preparación de las muestras.	32
2.6.5. Operación de desbaste.	33
2.6.6. Ataque químico.	33
2.7. Diagrama de Schaeffler.	34
2.7.1. Cálculo del carbono equivalente.	34
2.8. Selección del material de aporte..	35
2.8.1. Selección de la máquina para la soldadura.	36
2.9. Cálculo de costo. Soldadura de unión.	36
2.10. Conclusiones del capítulo 2.	37

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción.	38
3.2. Análisis de la composición química.	38
3.3. Análisis de la microestructura.	38
3.3.1. Análisis de la ZAT.	39
3.3.2. Análisis de la zona de fusión.	40
3.3.3. Análisis de la región de transición disímil.	42
3.3.4. Comportamiento de la ZAT del cordón de raíz.	43
3.3.5. Comportamiento micrográfico del corte transversal de la unión.	44
3.4. Comportamiento de la microdureza.	44
3.5. Análisis de la metodología de maquinado.	46
3.5.1. Análisis de la velocidad de corte.	46
3.5.2. Análisis de la profundidad de corte.	47
3.5.3. Análisis del tiempo de maquinado.	47
3.6. Análisis por el diagrama de Schaeffler.	47



3.7. Determinación de los regímenes a través del Software e-weld v3.1ML	48
3.8. Valoración económica.	48
3.9. Valoración del impacto medio ambiental.	50
3.9.1. Peligro de fuego y explosión debido al amoníaco.	53
3.10. Conclusiones del Capítulo 3.	54

Conclusiones Generales

Recomendaciones

Bibliografías

Anexos



INTRODUCCIÓN

La situación económica actual en nuestro país se relaciona con los cambios experimentados en la sociedad, así como las relaciones entre plan y mercado. Un papel importante ha jugado también el perfeccionamiento empresarial, siendo uno de los factores que más ha de llevar al desarrollo futuro del país. Los adelantos tecnológicos producidos en los últimos años han motivado el incremento de la importancia que se le concede al estudio del proceso de fabricación de los productos y como elemento indispensable para el aseguramiento de la cantidad y calidad de la producción, donde se deben utilizar coordinadamente los hombres, equipos, materiales, energía e información en conjunto con el medio ambiente.

Debido a la creciente competencia en el mercado mundial, las empresas cubanas se ven obligadas a incrementar la calidad y a realizar un amplio estudio en la preparación, ejecución y venta de la producción, con el objetivo de aprovechar al máximo cada proceso, elaborando productos que sean capaces de competir al más alto nivel en un mercado cada vez más globalizado.

La producción de níquel es fundamental para el desarrollo de la economía cubana, ya que su precio cobra gran auge en el mercado internacional, constituyendo la primera fuente de exportación del país y se encuentra enfrascada en un proceso de ampliación de sus capacidades y modernización de su tecnología y con ello equipos y aparatos para su desarrollo, lo que permitirá ir incrementando su papel en la economía nacional.

En el costo de extracción del níquel y en la eficiencia de su proceso tecnológico, incide de forma especial el deterioro prematuro provocado por la acción simultánea de la corrosión en diversos equipos de transporte de fluido: transportador de tornillo sin fin (Rodríguez, 2011), cilindros rotatorios enfriadores de mineral (Góngora, 2005), líneas fría y caliente de recirculación para el transporte de amoníaco (Zamora, 2008), tramos del árbol central de los hornos de reducción (Velázquez, 2002 y Estrada, 2008). Equipos que han presentado afectaciones durante el proceso productivo por trabajar tanto a temperaturas criogénicas como a elevadas temperaturas.

Las inestabilidades metalúrgicas son los cambios que ocurren en la estructura metalográfica originadas por permanencias a altas temperaturas. Cuando un material es muy propenso a estos cambios a elevadas temperaturas, se modifican y disminuyen las propiedades que lo caracterizan por el surgimiento o aparición de estructuras anómalas. Muchas han sido las causas aparejadas a roturas de componentes de equipos industriales en condiciones de servicio, líneas que transportan fluidos y en muchos casos dichas roturas ocurren por violación en normas.

La **situación problemática** de la investigación la constituye: Los ventiladores del sistema de absorción en la planta de Lixiviación y Lavado son los encargados de extraer los gases de las torres del sistema de absorción y lograr la presión que se requiere en el sistema, son ventiladores centrífugos, el impelente va montado directamente en el árbol del motor eléctrico (figura 1).



Figura 1. Impelente del ventilador centrífugo del sistema de absorción de amoníaco.

El ventilador está fabricado de acero al carbono A - 570, tanto el cuerpo exterior, como los alabes que componen el mismo, sin embargo por el efecto del desgaste, los mismos presentan perforaciones que provocan que el caudal del fluido disminuya considerablemente, por lo que se ha optado por la sustitución de los mismos con el empleo de acero inoxidable austenítico del tipo AISI 316.

El **problema** a investigar lo constituye: Roturas de los alabes del ventilador centrífugo del sistema de absorción de amoníaco, que ha provocado la disminución en el caudal del fluido.

Como **objeto de la investigación** se establece: soldadura de acero disímil entre el acero A-570 y el acero austenítico AISI 316 por proceso SMAW.

Sobre la base del problema a resolver se establece la siguiente **hipótesis**: Si se determina la microestructura de la zona fundida y la zona de influencia térmica de la unión de acero al carbono A-570 y el acero inoxidable AISI-316 soldado por proceso SMAW, se podrá proponer la sustitución de los alabes del ventilador por acero inoxidable y mitigar el efecto del desgaste.

A partir de la hipótesis planteada, se define como **objetivo del trabajo**: Caracterizar la microestructura resultante en la zona fundida y la zona de influencia térmica de la soldadura de acero disímil por proceso de arco manual con electrodo revestido.

Y se definen los siguientes **objetivos específicos**:

1. Caracterizar los materiales para efectuar el proceso, así como la selección del material de aporte para realizar la unión soldada disímil.
2. Describir las zonas por la influencia del ciclo térmico resultantes de la unión soldada disímil en base a la microestructura obtenida del proceso de soldadura con electrodo revestido.
3. Analizar el efecto de los elementos de aleación sobre la formación de la fase ferrita delta, austenita y fases intermetálicas.



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

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

CAPÍTULO 1



CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS

1.1. Introducción

Las uniones disímiles entre aceros inoxidable y acero al carbono realizado por arco eléctrico no han sido suficientemente estudiadas exhaustivamente en comparación con las uniones soldadas entre aceros del mismo tipo. En los cuales se han establecido los efectos de los ciclos térmicos del proceso de soldadura sobre las transformaciones de fase. Sin embargo en las uniones soldadas disímiles el efecto del calor aportado y los ciclos térmicos del proceso de soldadura pueden modificar las transformaciones de fase conocidas, generando cambios microestructurales característicos de las uniones de materiales disímiles, como lo es la región de transición y el borde de grano tipo II los cuales han sido relacionado a las fallas de las uniones soldadas disímiles.

Por tal razón es importante conocer los cambios microestructurales presentes en las uniones soldadas disímiles y determinar los efectos que producen sobre las propiedades mecánicas de la unión soldada.

En el presente capítulo se establece como **objetivo**

Realizar un análisis de la bibliografía existente que permita definir el estado del arte en la temática abordada y sustentar los resultados alcanzados en la investigación.

1.2. Generalidades sobre los aceros

El acero es conocido como la aleación estándar con la cual son comparados los nuevos materiales estructurales. Sin embargo, lo que frecuentemente no es considerado al hacer esta comparación, es que el acero se mantiene en constante cambio debido a los notorios e importantes descubrimientos en la metalurgia del hierro y sus aleaciones. Esta es la razón por la cual el acero permanece como la aleación más exitosa, aunado a que mantiene una alta relación de costo/eficiencia sobre todos los demás materiales, ocasionando que el acero sea consumido en billones de toneladas anualmente (Higgins, 1993; Badeshia y Honeycombe; 2006).

Otra razón del amplio dominio de los aceros es la variedad de microestructuras y propiedades finales que presentan, las cuales pueden ser generadas por

transformaciones en estado sólido y el método de procesamiento tal como ocurre en los aceros de alta resistencia y baja aleación (Badeshia y Honeycombe; 2006).

1.2.1. Desarrollo de los aceros

Los primeros aceros eran caracterizados por contener altos porcentajes de carbono, lo cual los hacía susceptibles a la fisuración en frío y por lo tanto solo era posible unirlos mediante remaches.

Sin embargo en la década de los cuarenta se fabricaron aceros con bajos porcentajes de carbono, donde se disminuyó el problema de la fisuración en frío y por consiguiente se incrementó la soldabilidad de estos aceros. Una de sus primeras aplicaciones se presentó durante la Segunda Guerra Mundial en la fabricación de barcos mercantes (liberty ships). Sin embargo las fallas que presentaban los buques fabricados de estos aceros, permitió el reconocimiento de un requerimiento importante en las propiedades de los aceros estructurales, la tenacidad sobre la ductilidad (Tither y Lauprecht, 1977; Llewellyn y Hudd, 1998; AWS, 1990).

Al inicio de la década de los cincuentas, el trabajo de Hall y Petch revolucionó el diseño de los aceros con el concepto de refinamiento de grano de ferrita, lo que permitió un incremento en la resistencia a la cedencia y tenacidad de los aceros ferrítico - perlíticos (Hall, 1951). Desde entonces el refinamiento de grano se mantiene como el parámetro metalúrgico más importante en el desarrollo de los aceros. Sin embargo, la necesidad de aceros con mayor resistencia promovió el desarrollo de otro mecanismo de endurecimiento, conocido como endurecimiento por precipitación, el cual se basa en pequeñas adiciones de elementos como el niobio, vanadio y titanio con la finalidad de incrementar la resistencia a la cedencia, a valores aproximados de 500 MPa. Cuando esos elementos se agregan en niveles máximos de 0,15%, se convierten en elementos microaleantes, la cual es una característica de los aceros (Llewellyn y Hudd, 1998; Badeshia y Honeycombe, 2006).

Al soldar los aceros es importante considerar las variables del proceso de soldadura como la corriente, voltaje y velocidad de avance. Las cuales en conjunto



controlan el calor aportado por el proceso de soldadura cuyo propósito es causar la fusión de los materiales para que al solidificar permitan la formación de una unión integral. Por lo tanto es necesario producir materiales de aporte que produzcan depósitos de soldadura con propiedades similares a las del metal base.

Por esta razón, el desarrollo de materiales de soldadura para los aceros ha llegado a ser complejo, en particular, cuando es necesario mantener las propiedades de tenacidad y ductilidad, lo cual ha traído la reducción de elementos comúnmente relacionados con la fragilización, tales como el carbono, nitrógeno, azufre, fósforo, silicio. Por lo tanto, se han tenido que buscar otros elementos que reemplacen a los anteriormente mencionados para mantener la resistencia a la tensión sin afectar la tenacidad del acero (AWS, 1990).

Sin embargo el calor aportado también difunde hacia las zonas adyacentes que no alcanzan el punto fusión y por lo tanto experimentan un ciclo de calentamiento y enfriamiento, cuya severidad depende de la distancia de la zona de fusión. La temperatura pico y el rango de calentamiento disminuye en función de la distancia. La velocidad de enfriamiento es menos sensible a la distancia y puede ser relacionado con el tiempo de enfriamiento en el rango de 800 - 500 °C, en el cual la austenita sufre transformaciones en estado sólido.

1.3. Soldadura de aceros

Las uniones soldadas de aceros puede ser divididas en dos zonas: la zona de fusión y la zona afectada térmicamente (ZAT). La zona de fusión representa el metal depositado y la región del metal base que alcanzó la temperatura de fusión durante la aplicación de la unión soldada, mientras que la ZAT representa la región cerca del cordón de soldadura donde el calor aportado fomenta cambios microestructurales sin fundir el material base.

1.3.1. Zona de fusión de aceros

Durante el proceso de soldadura de los aceros, la zona de fusión presenta la siguiente secuencia de transformaciones microestructurales (Zhang et al., 2005).

ferrita α $\rightarrow$ austenita γ $\rightarrow$ ferrita δ $\rightarrow$ líquido L $\rightarrow$ ferrita δ $\rightarrow$ austenita γ $\rightarrow$ ferrita α

Como se puede observar en la secuencia anterior, durante el enfriamiento se presenta la transformación "*austenita* $\gamma \rightarrow$ *ferrita* α ", a la temperatura A_1 (727 °C) adquiere gran importancia para los aceros que contienen V, Nb y Ti como elementos formadores de ferrita y controladores del tamaño de grano. Esta transformación depende de los siguientes factores:

- a) el tamaño de grano de la austenita.
- b) los solutos dentro de la fase austenita.
- c) las velocidades de enfriamiento.

Generalmente, bajas temperaturas de transformación promueven una fina precipitación de la fase ferrita, debido a que se incrementa la nucleación de la ferrita y la velocidad de crecimiento de grano disminuye en función del decremento de la temperatura de transformación, por lo tanto, la ferrita de grano fino es producida a bajas temperaturas de transformación (Bhatnagar et al., 1979).

Cuando la nucleación de la fase ferrita toma lugar en los bordes de grano de la fase austenita, la transformación *austenita* $\rightarrow$ *ferrita* es facilitada al incrementarse las áreas de los bordes de grano de la fase austenita (Bhatnagar et al., 1979).

Los cambios microestructurales en el metal de soldadura suceden durante el enfriamiento las cuales son las mismas a las que se realizan los tratamientos térmicos. Sin embargo, las microestructuras resultantes del proceso de soldadura difieren del proceso antes mencionados debido al comportamiento no isotérmico de los procesos de soldadura (Oystein, 1994).

1.3.2. Zona afectada térmicamente en los aceros

La zona afectada térmicamente (ZAT) es resultado de los ciclos térmicos originados por el proceso de soldadura (calentamientos y enfriamientos rápidos) (Sunghak et al., 1992; Oystein, 1994, los cuales promueven transformaciones microestructurales en estado sólido de la fase *ferrita* $\alpha \rightarrow$ *austenita* $\gamma \rightarrow$ *ferrita* α en la zona adjunta a la zona de fusión.

Las transformaciones de la ZAT anteriormente mencionadas, durante el ciclo térmico, que determinan la microestructura final. Como se muestra en la figura. 1.1

la transformación ferrita (α) $\rightarrow$ austenita (γ) se inicia durante el calentamiento a temperaturas superiores a la temperatura A_1 y continúa hasta la fase austenitización, para lo cual se requieren temperaturas mayores a la temperatura A_3 (911 °C). Posteriormente la temperatura continúa incrementándose hasta alcanzar la temperatura máxima (temperatura pico) antes de iniciar el enfriamiento. El crecimiento del grano de austenita se inicia después de formarse, pero también el crecimiento puede ocurrir después de que la fase de austenitización es completada (Zhang et al., 2005).

Durante el enfriamiento, a temperaturas menores a la temperatura A_3 la austenita inicia una descomposición a varios microconstituyentes, que depende ampliamente de la velocidad de enfriamiento y el tamaño de grano de la austenita (Zhang et al., 2005).

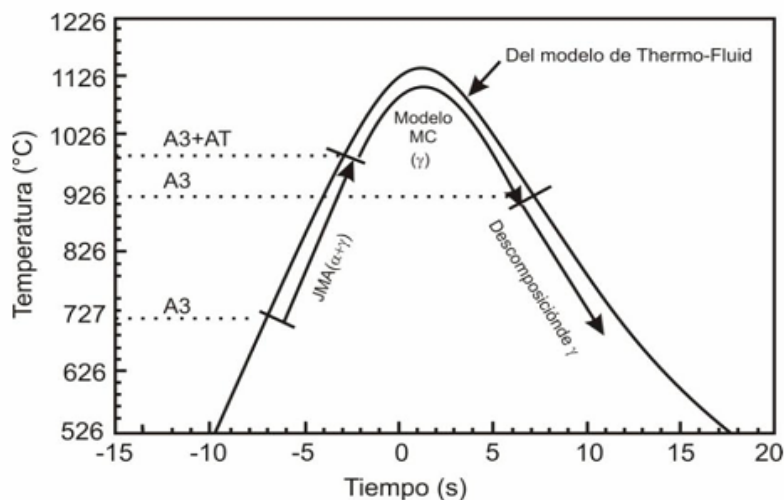


Figura 1.1. Proceso del ciclo de transformaciones en la ZAT.

Fuente: Zhang et al. (2005).

Los análisis metalográficos de la microestructura de la ZAT revelan que existen tres regiones típicas en los aceros a) región supercrítica, b) región intercrítica y c) región subcrítica.

La región supercrítica puede ser dividida en dos regiones; región de crecimiento de grano y región de grano refinado, todas las cuales están definidas por la temperatura pico y al historial térmico al que fueron sometidas, tal como lo muestra el esquema de la figura 1.1 (AWS, 1990; Zhang et al., 2005).

El crecimiento de grano se presenta cuando la temperatura pico del ciclo térmico de soldadura alcanza la temperatura de dilución de los precipitados como el VC, TiN, TiO. Los cuales evitaban este efecto. Debajo de esta temperatura, el ciclo térmico usualmente produce un tamaño de grano menor que el del metal base.

En la figura 1.2 se esquematizan las diferentes regiones en la ZAT, donde la zona supercrítica, es en la cual ocurre el crecimiento de grano, por lo que es considerada como la región más frágil que conforma la ZAT. Los parámetros estructurales, relacionados a la tenacidad son el tamaño de grano de la ZAT y la fracción volumétrica de las islas de martensita - austenita, lo que se conoce como constituyente M – A (Sunghak, 1992; Banerjee; Chatterjee, 2003).

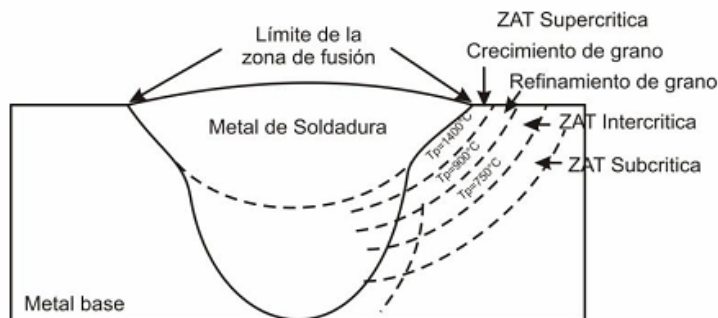


Figura 1.2. Diferentes regiones de la ZAT en los aceros.

Fuente: Banerjee; Chatterjee (2003).

1.3.3. Disminución de la tenacidad en la ZAT de aceros

Ciertas regiones de la ZAT sufren un crecimiento de grano posterior a la fase de austenitización, ocasionando que la tenacidad sea usualmente menor que la del material base (Sawhill, 1977). Este efecto puede vincularse a la estabilidad termodinámica de los elementos de aleación a elevadas temperaturas y los precipitados que estos forman.

Sawhill (1977); Kuziak *et al.* (1995) han realizados estudios previos donde han determinado que bajos porcentajes de titanio (0,01~) son efectivos para reducir el crecimiento del tamaño de grano austenítico debido a que forma nitruros de titanio (TiN) estables a temperaturas de 1400 °C aproximadamente, pero a temperaturas mayores, las partículas de TiN empiezan a disolverse y son ineficientes para reducir el tamaño de grano cerca de la línea de fusión pero logran una

considerable reducción del ancho de la zona de crecimiento de grano, lo cual es benéfico para la unión soldada. Otra solución optada para mejorar la tenacidad ha sido la adición de elementos formadores de óxidos, tales como el calcio y tierras raras, con la intención de formar partículas estables que sean refinadoras de grano efectivas a temperaturas cerca del punto de fusión (AWS, 1990).

El otro factor relacionado a la disminución de tenacidad en la ZAT es la cantidad de constituyentes M - A, las cuales se forman a partir de la austenita rica en carbón en conjunto con los elementos como el Mo y B (Oystein, 1994). La formación de este constituyente aumenta en relación del porcentaje de manganeso, debido a que este elemento promueve la disminución en la actividad del carbono dentro de la fase austenita resultando en la formación del constituyente M - A. La reducción a la formación de este constituyente se ha relacionado con la disminución de los contenidos de carbono así como el carbono equivalente (AWS, 1990; Easterling, 1992), resultando en una mejora a la tenacidad.

Sin embargo no es posible cuantificar la influencia de los elementos de aleación sobre la tenacidad de la ZAT debido a las diferentes condiciones de soldadura; por ejemplo, los elementos microaleantes como el niobio y vanadio son considerados por tener un efecto fragilizante sobre la ZAT, pero pueden ser considerados benéficos bajo ciertas condiciones, tal es el caso del niobio, el cual fomenta la formación de una ferrita acicular que se caracteriza por presentar una morfología de placas lenticulares con tamaño de grano de uno a tres micras y es conocida por mejorar la tenacidad y la resistencia de las uniones soldadas (Ricks et al., 1982; Badeshia et al., 2006).

Sin embargo, puede tener efectos adversos en las transformaciones de fases en la ZAT. Por otro lado, el vanadio puede tener efectos benéficos en los cambios microestructurales de la ZAT, ya que puede controlar la precipitación de nitruros de vanadio (VN) y carburos de vanadidos (VC), así como el crecimiento de grano en esa zona y por lo tanto mejora su tenacidad (Wang et al., 1989; AWS, 1990).

1.4. Aceros inoxidables

Los aceros inoxidables (Higgins, 1993; Badeshia y Honeycombe, 2006), se aplican a muchas aleaciones preparadas a base de hierro las cuales contienen por lo menos 12 % de cromo con o sin adiciones de otros elementos de aleación. La propiedad notable de los aceros inoxidables es su resistencia a la corrosión en muchos aunque no en todos los medios corrosivos. Además poseen una adaptabilidad excepcional a los procesos de conformado en frío, en caliente y pueden desarrollar una alta resistencia a la tensión y al movimiento plástico. La composición de los aceros inoxidables es normalizada y cada aleación posee un número específico de tipo AISI.

1.4.1. Zona afectada térmicamente en los aceros inoxidables

La evolución microestructural de la ZAT de los aceros inoxidables depende de diferentes factores, tales como, la microestructura del metal base, la temperatura pico alcanzado y las velocidades de calentamiento y enfriamiento (Nelson *et al.*, 1985).

Generalmente la microestructura resultante en la ZAT es diferente a la que presenta el metal base, pero muy parecidas a la del metal de soldadura en los aceros inoxidables la ZAT se presenta en una región estrecha, la cual es difícil de distinguir (Nelson *et al.*, 1985).

La formación de la ZAT puede ser explicada en función de los ciclos térmicos a los cuales están expuestos y puede dividirse en tres regiones distintas en función de los ciclos térmicos y temperaturas a las que estén expuestos (Lippold y Kotecki, 2005).

1.4.2. Influencia de los elementos de aleación en los aceros inoxidables

- Influencia del cromo y carbono

En la figura 1.3 se observa que la ferrita de todas las aleaciones hierro – cromo donde el contenido de cromo oscila entre 0 y 12 % se transforma por calentamiento en austenita o fase γ austenita en martensita (aceros martensíticos). Además como el límite del bucle gamma corresponde a 13 % del cromo aproximadamente todas las aleaciones hierro – cromo con contenidos de

cromo superiores a 13 % serán aleaciones ferríticas al no existir transformación de la fase α en la fase γ .

Las aleaciones hierro – cromo con contenidos de cromo entre 12 y 13 por ciento forman a elevadas temperaturas estructuras bifásicas ($\alpha + \gamma$) que enfriada rápidamente a temperatura ambiente presentarán una estructura formada por ferrita y perlita (aceros martensíticos - ferríticos).

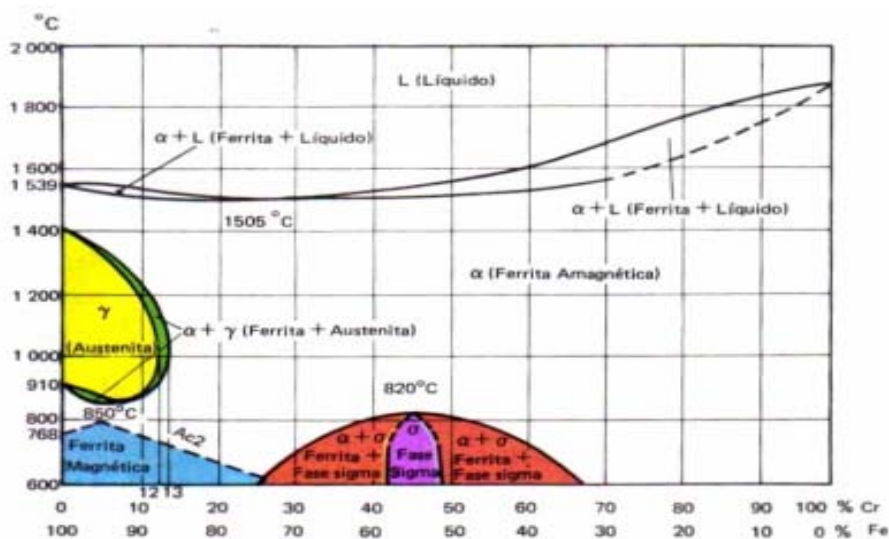


Figura 1.3. Diagrama hierro cromo. Fuente: Higgins (1993).

En las aleaciones hierro – cromo con contenidos de este último de 25 a 42 % y de 48 a 65 % a temperaturas comprendidas entre 600 y 900 °C, aparece una fase intermetálica llamada fase sigma (σ) que coexiste con la ferrita. Con contenidos de cromo de 42 a 48 % aproximadamente toda la ferrita puede transformarse en fase sigma (σ). Esta fase es frágil y se puede disolver en la ferrita calentando por encima de los 900 °C.

1.4.3. Fase sigma

La fase sigma es probablemente la fase intermetálica más estudiada y la más indeseable en los aceros inoxidable. En 1907 inclusive antes del desarrollo de los aceros inoxidable, Treitschke y Tamman encontraron un compuesto en el sistema Fe - Cr, cuya composición química presentaba un contenido de cromo de 30 - 50 por ciento. En 1927, Bain y Griffiths encontraron una fase de alta dureza pero muy frágil en un sistema Fe – Cr – Ni, a la cual llamaron componente B. En 1936, Jett y

Footella llamaron fase sigma al componente B, pero no fue hasta 1951 cuando se estudió a detalle su estructura cristalográfica (Villanueva *et al.*, 2006).

La cinética de formación de la fase sigma consta de nucleación y crecimiento. La precipitación de la fase sigma ocurre en la ferrita debido a su alto contenido de Cr y Mo, así como a la elevada difusión de estos elementos dentro de esta fase en comparación con la austenita.

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

La nucleación de la fase sigma predominantemente ocurre en los bordes de grano ferrita - ferrita y ferrita - austenita (Weber y Uggowitzer, 1998; Sieurin y Sandström; 2007). La fase sigma regularmente aparece cuando los Al son expuestos a temperaturas entre 600 y 1000 °C, por lo que el rango de formación de esta fase es el mayor en comparación a los demás compuestos intermetálicos (Dobranzky *et al.*, 2004; Elmer *et al.*, 2007).

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

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

1.5. Metalurgia de la soldadura de los aceros inoxidables

- Predicción de la microestructura

El diagrama de Schaeffler cubre los rangos de composición para aceros inoxidables ferríticos, pero se ha probado (Badeshia y Honeycombe, 2006) que es relativamente inexacto para predecir si la martensita estará presente en las aleaciones ferríticas. El factor ferrítico de Kaltenhauser es útil y puede ser usado para predecir si la microestructura es completamente ferrítica, sin embargo este no suministra información de la cantidad de martensita que estará presente. El factor K se muestra abajo y no puede ser aplicado por igual para todas las aleaciones.

$$K - factor = \%Cr + 6\%Si + 8\%Ti + 4\%Mo + 2\%Al - 40\%(C + N) - 2\%Mn - 4\%Ni \quad (1.1)$$

Para las aleaciones de medio contenido de cromo, Kaltenhauser determinó que este factor debe exceder 17,0 para prevenir la formación de martensita en la soldadura. En la práctica muchos de los aceros inoxidables comerciales están formulados de manera que el factor K no se excede, por lo tanto, la soldadura en estas aleaciones no son completamente ferríticas y contienen ciertas cantidades de martensita.

- Zona afectada por el calor

En la ZAC pueden ocurrir algunas reacciones metalúrgicas. Durante el ciclo de calentamiento cualquier carburo u otras precipitaciones tienden a disolver. Dependiendo de la composición de la aleación, la ZAC puede ser completamente ferrítica o una mezcla de ferrita y austenita.

Como el carbono tiene relativamente baja solubilidad en ferrita a bajas temperaturas estos pueden ser una fuerte razón para forzar la precipitación. La austenita que se forma a elevadas temperaturas se transformará en martensita durante el enfriamiento. Esta martensita normalmente será distribuida en los límites de grano de ferrita. Esto es a menudo confundido con austenita pero hay que recordar que la martensita simple refleja la morfología de la austenita que se formó a elevada temperatura.

- Evolución de la microestructura en la Zona de Fusión

Hay 4 posibles solidificaciones y transformaciones hasta el estado sólido para la soldadura de los aceros inoxidable austeníticos. Estas reacciones se muestran en la tabla 1.1 y tienen relación con el diagrama de fase Fe – Cr – Ni. Las solidificaciones tipo A (Austenita) y AF (Austenita – Ferrita) están asociados con la austenita primaria. Las solidificaciones tipo FA (Ferrita – Austenita) y F (Ferrita) tienen ferrita delta como fase primaria.

Tabla 1.1. Tipos de solidificación, reacciones y microestructuras resultantes.

Tipo de solidificación	Reacción	Microestructura
A	$L \rightarrow L + A \rightarrow A$	Completamente austenítico, buena definición de la estructura solidificada
AF	$L \rightarrow L + A \rightarrow L + A + (A + F)_{eut} \rightarrow A + F_{eut}$	Ferrita en las fronteras de las dendritas
FA	$L \rightarrow L + F \rightarrow L + F + (F + A)_{per/eut} \rightarrow F + A$	Ferrita columnar como resultado de la transformación ferrita – austenita
F	$L \rightarrow L + F \rightarrow F \rightarrow F + A$	Ferrita acicular o granos de matriz ferrita con fronteras de granos de austenita y placas de Widmanstätten

La microestructura solidificada del metal de soldadura consiste en granos grandes y epitaxiales de ferrita con austenita precipitada intra e intergranularmente. La formación, morfología y contenido de austenita en el metal de soldadura, son afectados por la composición química del metal de aporte y los parámetros de soldadura, mientras que la microestructura en la ZAT es determinada por los ciclos térmicos del proceso de soldadura. Sin embargo, la secuencia de transformación del metal de soldadura es la misma que para la ZAT pero debido a los patrones de solidificación, la apariencia es diferente (Lippold *et al.*, 1994; Hemmer y Grong, 1999).

Sharafi *et al.* (1987) comprobó mediante microscopía electrónica de transmisión (MET) que la austenita Widmanstätten presenta una estructura cúbica centrada en las caras mientras que la matriz ferrítica es cúbica centrada en el cuerpo.

Así también, mediante microanálisis por difracción de rayos X y MET demostraron que existe una pequeña diferencia en la composición química entre las placas de

austenita Widmanstätten y la matriz ferrítica, lo cual es debido a las altas velocidades de enfriamiento del proceso de soldadura, en donde no se permite que la austenita Widmanstätten alcance su composición de equilibrio.

1.5.1. Solidificación en aceros inoxidables soldados

La microsegregación es un fenómeno que no puede evitarse durante la soldadura. Este fenómeno provoca cambios en las fases resultantes de la solidificación, además de alterar sus composiciones.

La microsegregación de los principales elementos (Cr, Ni) en los aceros inoxidables soldados, se ha investigado por Kotecki (2000). Teniendo en cuenta los diferentes modos de solidificación se puede comentar que, en los aceros con modo de solidificación austenítico, las regiones interdendríticas están ligeramente enriquecidas en cromo y níquel. Para el modo de solidificación austenítico - ferrítico (AF), la austenita solidifica primero y la ferrita delta se forma del líquido retenido entre las dendritas de austenita, presentando un significativo enriquecimiento de cromo y carencia de níquel.

La microestructura final del metal soldado es el resultado del mecanismo de solidificación combinado con la transformación en estado sólido de ferrita-austenita durante el enfriamiento. Tal como se comentó anteriormente, la solidificación puede presentarse en el modo ferrítico primario o austenítico primario, dependiendo de la composición de la aleación; sin embargo, otro de los factores que pueden ejercer influencia en el modo de solidificación, es la tasa de enfriamiento. Altas tasas de enfriamiento ocasionan un cambio en el modo de solidificación de ferrítico primario a austenítico primario (David, 2001).

1.5.2. Solidificación tipo austenítico-ferrítico

Esta solidificación ocurre debido a elementos que promueven la ferrita (primordialmente Cr y Mo) particionando los límites de grano durante la solidificación para promover la formación de ferrita como un producto final de la solidificación.

La solidificación tipo AF (Austenita - Ferrita) se da al final del proceso de solidificación de la austenita primaria vía reacción eutéctica. La ferrita que se

forma se halla en los límites de la austenita, es relativamente estable y resiste la transformación en austenita durante el enfriamiento de la soldadura desde que ha sido enriquecida por los elementos promotores de ferrita.

1.5.3. Solidificación Tipo ferrítico-austenítico

Cuando la solidificación va desde ferrita primaria hay dos posibilidades. Si al final existen formas austeníticas en la solidificación se denomina Tipo FA. Esta austenita se forma por una reacción peritética-eutética y está en los límites de la ferrita solidificada.

1.6. Crecimiento de grano

En la mayoría de aceros inoxidables austeníticos soldados el crecimiento de grano es restringido a menos que la energía de soldadura sea extremadamente alta. En metales base que han sido endurecidos por deformación en frío puede existir una recrystalización y el crecimiento de grano. En ese caso se distingue en la ZAC tamaños de grano más grandes que el metal base.

1.6.1. Precipitación

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

1.7. Uniones soldadas disímiles

Diferentes industrias, tales 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. Sin embargo, otras secciones operan a elevadas temperaturas donde los problemas de corrosión o pérdida de las propiedades mecánicas están presentes, causando fallas que deben ser reparadas o cambiadas frecuentemente (Celik y Alsaran, 1999). Por tal razón es importante

seleccionar la aleación correcta para estas aplicaciones con base en su funcionalidad, efectividad y economía, siendo necesario producir uniones disímiles de alta calidad para tomar las ventajas de ambos materiales (Madhusudan y Srinivasa, 2009; Reddy *et al.*, 2008).

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, promoviendo fallas durante su aplicación en servicio. Por lo tanto, el ingeniero de soldadura tiene que resolver el problema de cómo tratar el material y de cómo soldarlo correctamente. Es ahí donde la unión de materiales disímiles adquiere gran importancia (Metzger y Lison, 1976; Arivazhagan *et al.*, 2008; Madhusudan y Srinivasa, 2009), dando 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 d, 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).

1.7.1. Aplicación de uniones soldadas disímiles

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

En 1940, las uniones disímiles fueron empleadas para el uso de calderas e intercambiadores de calor las cuales fueron hechas con un material de aporte de acero inoxidable austenítico. En la década de los cincuentas y sesentas se presentó un incremento en su uso en calderas en servicio, especialmente en donde la temperatura del vapor alcanzaba 566 °C. Las primeras fallas de este tipo de uniones fueron encontradas en 1950 y desde entonces, se realizaron esfuerzos para mejorar su comportamiento y entender el fenómeno de falla.

Posteriormente, en los setentas y ochentas se incrementó el uso de las uniones disímiles y por consiguiente, la presencia de fallas (Lundin, 1982).

Lundin (1982) realizó un estudio sobre las uniones soldadas disímiles que data desde el año 1935, el cual fue basado en reportes de fallas de empresas,

investigaciones, entrevistas con fabricantes y diferentes usuarios de uniones disímiles con el objetivo de proveer información sobre estas, tal como se muestra en la tabla 1.2.

Tabla 1.2. Estadísticas del comportamiento de las uniones soldadas disímiles.

Fuente: Lundin (1982).

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

La soldadura de materiales disímiles impone un reto para los ingenieros relacionado con la integridad estructural de las uniones disímiles debido a su diferencia en términos de microestructura, propiedades mecánicas, térmicas y propiedades de fractura (Samal *et al.*, 2009). El problema de la unión de materiales disímiles ha sido bien reconocido. La aplicación industrial ha experimentado fallas en la zona de transición entre los materiales debido a las diferencias en los coeficientes de expansión térmica por los metales base y el material de aporte) (Klueh *et al.*, 1983; Celik y 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.

1.7.2. Borde de grano tipo II

La evolución microestructural a lo largo del borde de la línea de fusión en soldadura de materiales disímiles fabricadas con aceros inoxidables/aceros al carbono presentan características y morfologías diferentes a las uniones símiles. Cuando el metal base presenta una microestructura ferrítica a temperaturas cercanas al punto de fusión y el metal de soldadura presenta una microestructura austenítica, entonces el crecimiento epitaxial puede ser suprimido.

Esto da origen a la formación conocida como borde de grano tipo II, el cual se presenta paralelo a la línea de fusión. Esto último es una característica que lo

diferencia con el borde de grano tipo I, el cual es el resultado del crecimiento columnar desde el metal base dentro del metal de soldadura y es orientado perpendicular a la línea de fusión. Ambas diferencias se muestran en la figura 1.4.

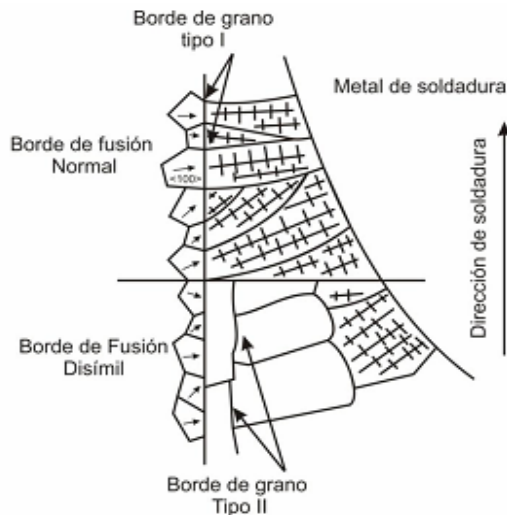


Figura 1.4. Borde de grano tipo I, Borde de grano tipo II.

Fuente: Nelson *et al.* (1999).

Se ha demostrado que el borde de grano tipo II tiene importantes implicaciones en las fallas asociadas con las uniones soldadas disímiles. El cambio microestructural y químico existente de la línea de fusión a través del borde de grano tipo II puede ser atribuida a diversos factores:

1. Diferente estructura cristalina entre el metal base y el metal de soldadura (BCC/FCC).
2. Mezcla difusional de elementos aleantes e impurezas del metal de soldadura dentro del borde de la línea adyacente al borde de fusión.
3. Cambio de dilución del metal base, que afecta los gradientes composicionales en el metal de soldadura en la línea de fusión.
4. La difusión y la cinética de crecimiento durante la soldadura multipasos y durante los tratamientos térmicos post-soldadura cuando estos son aplicados.

El borde de grano tipo II es formado mediante transformaciones en estado sólido durante el enfriamiento, cuando el metal de soldadura y la ZAT presentan la fase austenítica, permitiendo el crecimiento del grano austenítico a través de la línea de fusión. En estos bordes pueden estar presentes carburos, particularmente si la

migración del carbono desde el metal base fue significativa. Aunado a esto en ciertas combinaciones de materiales disímiles, la fase martensita puede estar presente a través del borde de grano, lo que también se conoce química entre el acero al carbono y el acero inoxidable (Zheng Sun y Tapani Moio, 1994).

1.7.3. Región de transición

La formación de la región de transición en las uniones soldadas disímiles, se origina en la zona de la línea de fusión, en el lado del acero al carbono, donde existe una pequeña zona en la cual, la microestructura puede diferir significativamente tanto del metal de soldadura así como de la ZAT y estar sujeta a los gradientes composicionales de cada una de las zonas y los efectos difusionales.

La región de transición también puede ser referida como de no mezcla, zona parcialmente mezclada, zona de mezcla intermedia, zona endurecida o zona de transición. Esta zona fue descubierta por Savage y Szekeres (1967).

Predecir la microestructura de la región de transición puede ser difícil, ya que esta zona puede cambiar dramáticamente en una distancia muy corta (1mm). Por ejemplo, si el material base presenta un alto contenido de carbono en comparación con el metal de soldadura, el carbono presentará una difusión o migración desde la ZAT hacia la zona de fusión durante la soldadura o durante un tratamiento térmico post-soldadura. Este efecto puede resultar en una estrecha región de martensita adyacente a la línea de fusión con una morfología de banda delgada, no continua, típicamente de 0,025 mm, que se caracteriza por tener una elevada dureza.

El ancho de la región de martensita es entre 50 o 100 veces menor que la marca de indentación Rockwell C e inclusive menor que la indentación Vickers con una carga de 500 g (Doddy, 1992).

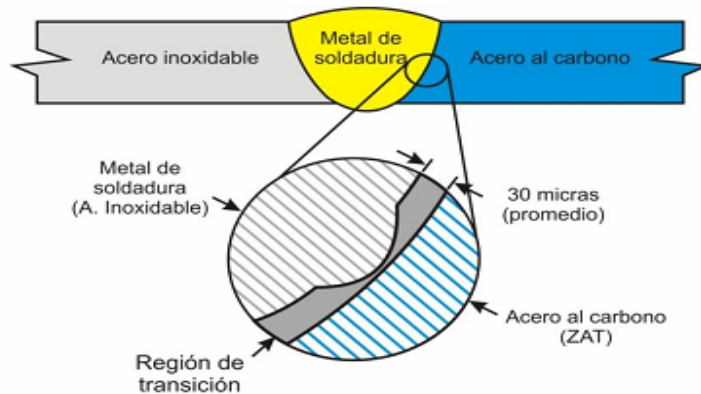


Figura 1.5. Región de transición en las uniones soldadas disímiles.

Fuente: Doddy (1992).

La soldadura por arco eléctrico involucra condiciones fuera de equilibrio, las cuales producen algunos efectos que pueden no ser importantes aparentemente, hasta que las soldaduras disímiles son hechas. Los cordones de soldadura depositados en cada paso son asumidos de una composición homogénea, siendo aplicable cuando se unen metales similares debido a la baja diferencia en la composición química entre el material de aporte y el metal base.

En la soldadura de materiales disímiles, donde el material de aporte y uno de los materiales base presentan una diferencia significativa en la composición química en comparación al otro material, presentan diferentes efectos durante la unión. Por ejemplo, al unir acero al carbono con un acero inoxidable se presenta la migración del carbono ya que el alto contenido de cromo en el metal de soldadura promueve la difusión del carbono, hacia el acero inoxidable. Esto es de gran interés cuando las uniones disímiles son expuestas a elevadas temperaturas, como lo pueden ser, las condiciones de servicio o tratamientos térmicos post-soldadura, aunque las condiciones citadas anteriormente pueden no influenciar directamente este efecto. La difusión del carbono puede influenciar la formación de zonas de alta dureza, incluso cuando el tiempo de permanencia a elevadas temperaturas durante los ciclos de soldaduras son extremadamente cortos, existiendo una ligera disminución del carbono en la ZAT del acero al carbono, lo cual indica que el carbono pudo difundir dentro del metal de soldadura y hacia la región de transición. La manipulación y variaciones de las turbulencias del charco de

soldadura tienen una influencia significativa en la formación de la región de transición (Doddy, 1992).

1.7.4. Morfología de la región de transición

Las regiones de transición son presentadas en una variedad de formas y tamaños, las cuales han sido clasificadas como se cita a continuación:

Una morfología de bandas estrechas a través de la zona de fusión con una orientación casi horizontal dentro y fuera de la línea de fusión, se conoce como la estructura tipo playa. Esta morfología presenta dimensiones típicas entre 10 y 60 micras de ancho y una longitud entre 500 y 1000 micras, presentándose evidencia de ligera decarburización en las zonas adyacentes a esta (Doddy, 1992).

La estructura tipo isla se caracteriza por áreas separadas o semiseparadas dentro del metal de soldadura, con una morfología redonda o larga. La estructura tipo isla es más grande que la estructura tipo bahía y la estructura tipo playa y generalmente es encontrada en el paso de raíz y cerca de la superficie en cordones individuales. Se ha especulado que la mayoría de la estructura tipo isla son localizada en el paso de raíz debido a que existe una mayor variación en el charco de soldadura y en el control del arco (Doddy, 1992).

1.8. Historia y desarrollo de los diagramas constitutivos

Durante los últimos 75 años se han realizado considerables esfuerzos para predecir la microestructura del metal de soldadura. Muchas de las investigaciones han estudiado los efectos de la composición química sobre la microestructura del metal de soldadura, mediante lo cual, varios diagramas de predicción y ecuaciones han sido desarrollados, basándose en la composición química de las aleaciones relacionadas (Lippold *et al.*, 2005).

Uno de los primeros diagramas para predecir la microestructura de uniones soldadas fue el que diseñó Anton Schaeffler (Schaeffler, 1947), el cual reconoció y combinó las investigaciones de Strauss y Maurer para predecir las fases de los aceros forjados, la ecuación de Ni equivalente desarrollada por Newell y Fleishman (1938) y la ecuación de Cr equivalente de Campbell y Thomas (1949). Posteriormente en 1956 se desarrollo el diagrama de DeLong el cual ha sido



catalogado como uno de los de mayor importancia por predecir el metal de soldadura para un amplio rango de composiciones, mayor exactitud en la predicción de ferrita. En 1973, DeLong realizó mejoras a su propio diagrama, donde el mayor cambio fue la sustitución del porcentaje de ferrita por el término número de ferrita FN, por sus siglas en inglés (Ferrite Number).

En 1973, el Consejo de Investigaciones de Soldadura, (WRC Welding Research Council), adoptó oficialmente el término de FN como un valor para medir la ferrita. A mediados de 1980, el Subcomité de soldadura de aceros inoxidables promovió la iniciativa para revisar y expandir el diagrama de Schaeffler y el diagrama de DeLong con el objetivo de mejorar la exactitud de la predicción de ferrita en el metal de soldadura.

En 1988, Siewert (1988) propuso un nuevo diagrama de predicción, conocido como WRC - 1988, el cual involucra un rango de FN de 0 a 100, el cual es mayor al rango del diagrama DeLong (0 a 18 FN). Siewert también propuso nuevas fórmulas equivalentes en la cual removía el manganeso de la ecuación de Nieq, proporcionando una mejor exactitud que el diagrama de DeLong.

En 1992, Kotecki y Siewert (1992) propusieron una modificación al diagrama WRC-1988, la cual incluía el coeficiente de 0,25 para el cobre, conociéndose como diagrama WRC - 1992. Posteriormente, Kotecki examinó la formación de martensita dentro del rango de diferentes composiciones en el diagrama WRC - 1992, mediante lo cual desarrolló una serie de bordes para contenidos de 1, 4 y 10 % de Mn, separando la fase austenita y la fase austenita - ferrita libres de martensita (Lippold *et al.*, 2005).



1.9. Conclusiones del capítulo I

- ❖ 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 zona afectada térmicamente en los aceros es el resultado de los ciclos térmicos originados por el proceso de soldadura como son calentamientos y enfriamientos rápidos, los cuales promueven transformaciones microestructurales en estado sólido en la zona adjunta a la zona de fusión.
- ❖ El surgimiento de las uniones disímiles datan de 1940 en el uso de intercambiadores, incrementándose su uso en la década de los cincuentas y sesentas en uso de calderas en servicio. Las primeras fallas de este tipo de uniones fueron encontradas en 1950 y desde entonces, se realizan esfuerzos para mejorar su calidad.

CAPÍTULO 2

CAPÍTULO II. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Introducción

En el mundo que vivimos, tan acelerados, la tecnología está haciendo que la productividad alcance niveles cada vez mayores. Hoy en día, las técnicas y procedimientos adecuados para soldar los aceros inoxidable y aceros al carbono están mejorando, ya que el proceso de soldadura al arco metálico y protección gaseosa (GMAW), se está desarrollando lo que permite depósitos de cordones excelentes, reduciendo el tiempo necesario para soldar, con un rendimiento mejor y uniforme, ofreciendo a la vez mayor seguridad y ergonomía.

El objetivo del capítulo es establecer los métodos y procedimientos en que se realizarán los experimentos relacionados con la soldadura de la unión disímil acero A 570 y AISI 316.

2.2. Descripción de la instalación sistema de absorción

El sistema de absorción de la UBP de Lixiviación y Lavado (figura 2.1) está previsto para recuperar los vapores de NH_3 y CO_2 que se desprenden de los diferentes equipos donde se ejecuta el proceso tecnológico.

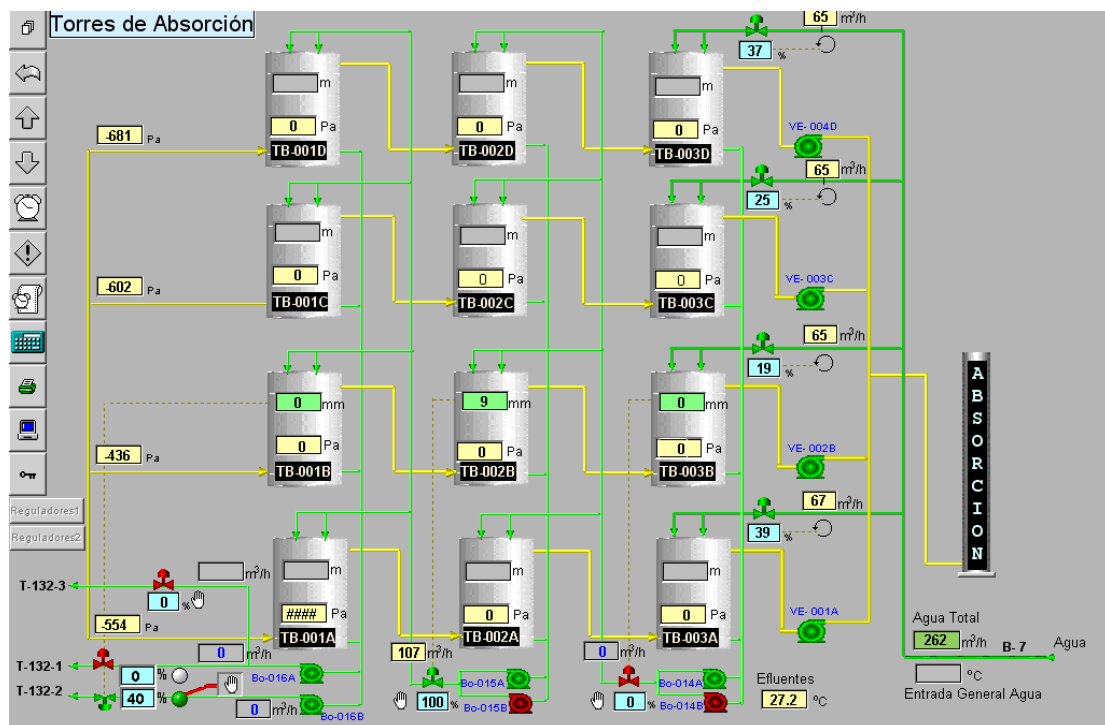


Figura 2.1. Esquema de las torres de absorción.

Este sistema está formado por cuatro líneas que operan en paralelo, cada línea cuenta con tres torres; dos empacadas y una sin empacar; un ventilador que descarga a una línea común que se conecta a la chimenea, cada línea de tres torres trabaja por tiro inducido y a contracorriente, o sea, los gases penetran por el fondo de las primeras torres y salen por la parte superior de la última torre empacada mientras que el agua se introduce por la parte superior de estas últimas y sale por el fondo de las primeras sin empaques. El bombeo de licor débil obtenido producto de la absorción de NH_3 se introduce en la última ó penúltima etapas de lavado mediante el sistema de bombeo.

2.2.1. Sistema de ventiladores

La succión en el sistema y el trasiego del gas se efectúa por un sistema de ventiladores VE 001, 002, 003 y 004 uno para cada serie de torres.

En la tabla 2.1 aparecen las características fundamentales de los ventiladores.

Tabla 2.1. Características fundamentales de los ventiladores.

Ventilador	Características
Tipo	B H -12,5 - T2
Capacidad	30 000 m ³ /h
Presión	5 320 MPa
Potencia	68,2 kW
Tipo motor	OA 2 – 92 – 6 T2
Potencia	55 kW
Tensión	220/440 V
Velocidad	1 800 rev/min
Frecuencia	60 Hz

2.2.2. Generalidades del equipo objeto de estudio

El ventilador solicitado se emplea para succionar los gases evaporados de la solución amoniaca de los diferentes equipos, mediante las combinaciones de un sistema de redes y ductos para ser inducidos a la entrada de cuatro baterías de torres de absorción en la Planta de Lixiviación y Lavado.

1. Condiciones de operación

Temperatura ambiente..... 35 – 40 °C.
Humedad relativa..... 85%.
Régimen de trabajo..... 24 h/d.

Atmósfera..... Normal.
Área de trabajo..... Abierta.

2. Principales características técnicas

Eficiencia..... 2,5 m³/s, 9 000 m³/hr
Presión de succión..... 0,1 MPa
Temperatura de succión..... 20 °C
Presión de descarga..... 0,1088 MPa
Potencia..... 40 kW
Consumo de lubricante..... 1,7 kg
Diámetro de succión..... 720 mm
Diámetro de descarga..... 720 mm
Compresión bajo el medio de gas de absorción..... 1,21 kg/Nm³

El conjunto ensamble del ventilador se puede observar en la figura 2.2.



Figura 2.2. Conjunto ensamble del ventilador.

Los mismos están fabricados de acero al carbono del tipo A 570, según la especificación ASTM A6.

2.3. Caracterización del material de los ventiladores

El análisis químico del acero A 570 como se observa en la tabla 2.2 se realizó empleando un espectrómetro de masa cuántico, ESPECTROLAB 230, con electrodo de carbón bajo arco sumergido en atmósfera de argón, ubicado en el

laboratorio del taller de fundición de la Empresa Mecánica del Níquel "Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche", Moa.

Tabla 2.2. Composición química del acero A 570.

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Fe
0,05	0,3	0,52	0,69	0,86	0,23	97.35

Para el análisis químico del acero AISI 316 como se observa en la tabla 2.3, se realizó con el empleo de un espectrómetro de masa PMI MASTER PRO con electrodo de base tungsteno bajo arco sumergido en atmósfera de argón en el laboratorio de corrosión de la Empresa "Comandante Pedro Sotto Alba".

Tabla 2.3. Composición química del acero AISI 316.

Tipo	Cr	Ni	C	Mn	Mo
316 L	16 – 18 %	10 – 14 %	0,08 %	2,0 %	2,3 %

2.4. Análisis microestructural

Para determinar el comportamiento microestructural de los materiales objeto de estudio se consideró la microestructura de una muestra patrón de cada uno de ellos, como se observa en la figura 2.3. La muestra 2.3(a) se corresponde con la muestra del acero A 570 y la 2.3 (b) es del acero AISI 316.

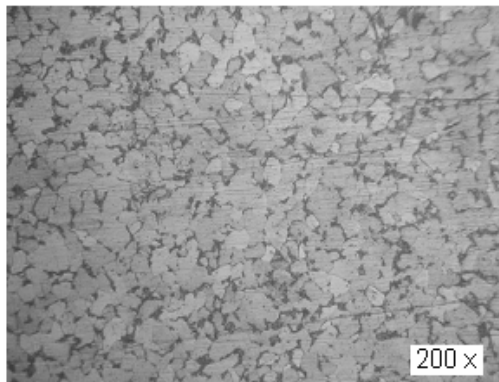


Figura 2.3 (a). Estructura del acero A 570.

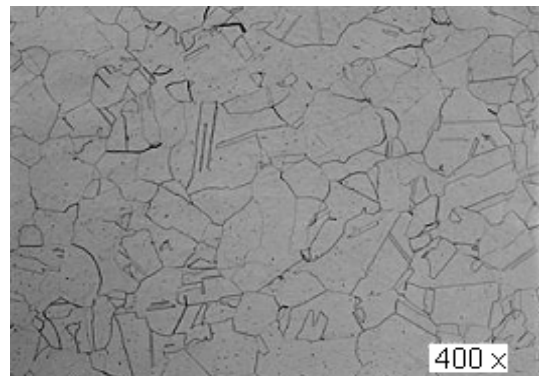


Figura 2.3 (b). Estructura del acero AISI 316.

La figura 2.3(a) que se corresponde con el acero estructural A 570, está compuesta por una matriz de grano de ferrita y perlita, sin embargo el acero AISI 316 presenta una estructura completamente austenítica.

2.5. Soldadura de las muestras de aceros disímiles

Para realizar el proceso de soldadura de las muestras se prepararon uniones soldadas de acero A 570 y AISI 316, como se muestra en la figura 2.4, estas muestras luego fueron seccionadas para analizar las zonas de la unión soldada.



Figura 2.4. Unión de soldadura de los aceros A 570 y AISI 316.

Las diferentes probetas se prepararon con longitud de 100 mm y un ancho de 50 mm, se cortaron longitudinalmente de la sección del tubo, en una sierra del tipo sinfín, después de cortada y antes de soldarla se procedió a puntearla en ambos extremos para de esta forma evitar alabeo y distorsiones, fueron sometida a proceso de soldeo. Las muestras para la observación microscópica fueron cortadas con longitud de 15 X 15 (Norma ASTM E 92). Los parámetros de soldadura seleccionados son: intensidad de corriente 85 Amp, velocidad de soldadura de 1,12 kg/h y sin precalentamiento.

2.6. Corte de las muestras

Como las muestras utilizadas eran excesivamente grandes fue necesario reducirlas a un tamaño adecuado 15 x 15 (Norma ASTM E 92). Para ello se utilizó una fresadora vertical, en la que tras sujetar la muestra con las mordazas, se procedió a realizar el corte de la pieza, al mismo tiempo que se refrigeró constantemente la herramienta y la muestra, evitando el calentamiento excesivo de la probeta. Los regímenes de corte seleccionados fueron $n = 150 \text{ rev/min}$ y $S = 25 \text{ mm/rev}$.

2.6.1. Ensayos de dureza y microdureza

En este trabajo se ha utilizado el procedimiento de dureza Vickers (Callister, 2000; Askerland, 1998). Para el ensayo se utilizó un microscopio modelo: PMT - 3 No 168, del Laboratorio de microscopia de minas del ISMM Moa.

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

2.6.2. Microscopio óptico

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

2.6.3. Máquina pulidora metalográfica

La pulidora metalográfica empleada es marca MONTASUPAL, 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 características de la máquina aparecen a continuación.

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

Para eliminar los residuos de partículas, grasas y suciedades se limpió la superficie con agua.

2.6.4. Preparación de las muestras

Una superficie metálica en la que se van a observar unas fases microscópicas ha de ser plana y estar pulida para que sólo puedan aparecer en ella detalles propios de su estructura y no de circunstancias ajenas a ella que pudieran enmascararla. Para conseguir ambas cosas, se realizan una serie de pasos consecutivos: desbaste, pulido y ataque.

2.6.5. Operación de desbaste

En el trabajo se empezó con lijas de grano 60, pasando sucesivamente por las de 120, 180, 240, 320, 400 y 600. Los papeles de lija fueron apoyados sobre una superficie plana, se frotó en una dirección hasta que se observó en su superficie sólo marcas de desbaste correspondientes al papel que se está utilizando. La dirección de desbaste se giró a 90° al pasar de un papel al siguiente, se realizó la limpieza de la probeta con agua con el fin de eliminar las posibles virutas y restos de granos de la última lija utilizada.

La superficie de la probeta, desbastada hasta el grano más fino y limpia, se pasó por unos paños impregnados en abrasivo. El tipo de abrasivo utilizado en este caso fue pasta GOI y como paño se utilizó el fieltro.

Los paños, siempre húmedos y con suficiente abrasivo, se sujetaron a un disco giratorio. Se han realizado dos etapas de pulido con el fin de obtener una superficie especular, susceptible de ser atacada y examinada al microscopio. Una vez terminadas las dos etapas del pulido, se procedió a la limpieza con alcohol antes de proceder al ataque.

2.6.6. Ataque químico

Antes de atacar, la probeta se le realizó un desengrasado. En este caso, para atacar ambos materiales con contenido en cromo - níquel y carbono se ha elegido para el primero; el reactivo Agua Regia y para el segundo Nital.

En la tabla 2.4 aparece el modo de preparación de los reactivos químicos empleados.

Tabla 2.4. Reactivos químicos empleados.

Reactivo	Composición/uso
AISI 316	Mezcla de 10mL de ácido nítrico (HNO ₃) y 30mL de ácido clorhídrico a temperatura ambiente y durante 5 minutos.
Agua Regia al 10%	
A 570	Mezcla de 5 mL de ácido nítrico (HNO ₃) y 100 mL de alcohol etanol de 3 a 5 seg.
Nital al 4 %	

Preparado el reactivo, se vierte un poco en una cápsula en la que se introduce la probeta unos instantes, mojando la superficie pulida. Se detiene el ataque con agua y se observa la superficie. La operación se repite hasta que la superficie a examinar esté bien atacada. El tiempo de ataque es muy variable y sólo la práctica

o la observación repetida de la probeta al microscopio dirán cuando debe darse por terminado. En este caso se realizó el ataque por separado ya que la unión soldada es de acero disímil.

Después del ataque se lavó la probeta de nuevo con abundante agua corriente, y se secó con alcohol (absoluto) y secada al aire.

2.7. Diagrama de Schaeffler

Los elementos más característicos de los aceros inoxidables son el Cromo, el Molibdeno, el nitrógeno y el Níquel, elementos alfégenos y gammágenos. Estos últimos elementos permiten por eso la coexistencia de ferrita y austenita en el seno del acero. La figura 2.5 resume el efecto de los dos elementos mayores (Cr y Ni) sobre las familias de aceros inoxidables (Kotecki y Siewert, 1992).

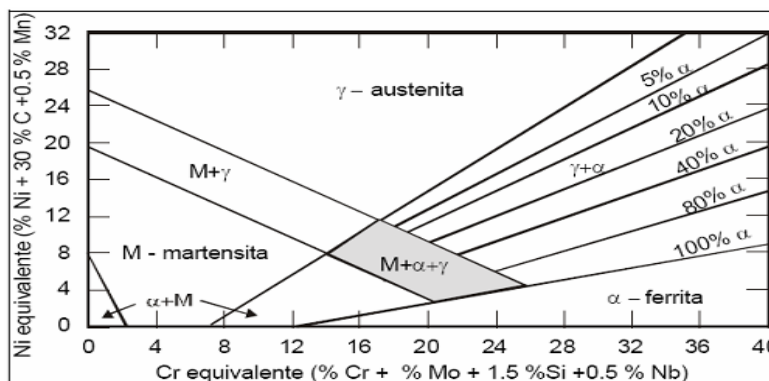


Figura 2.5. Diagrama de Schaeffler.

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

$$[Cr] = \%Cr + \%Mo + \%Nb + 1,5\%Si + 2,27\%V + 0,72\%W + 2,20\%Ti + 2,48\%Al \quad (2.1)$$

$$[Ni] = \%Ni + 0,5\%Mn + 30[\%N - 0,02] + 0,41\%Co + 0,44\%Cu \quad (2.2)$$

2.7.1. Cálculo del carbono equivalente

En los aceros al carbono y de baja aleación la propiedad de templabilidad determina, en muchos casos, la propiedad de soldabilidad, (Fernández y Rodríguez, 2007). El contenido de carbono es el que más afecta esta propiedad, de ahí que la influencia de los elementos químicos que componen el acero sobre

la templabilidad se acostumbra a cuantificar a partir de un parámetro conocido como carbono equivalente (Ceq).

Según (Seferian, 1957) la expresión para determinar el carbono equivalente de un acero es la siguiente:

$$Ceq = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + V + Mo}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad (2.3)$$

Donde:

Ceq – Carbono equivalente; %

Mn – Manganeseo

Cr – Cromo

V – Vanadio

Mo – Molibdeno

Ni – Níquel

Cu – Cobre

2.8. Selección del material de aporte

El trabajo experimental se basó en el estudio de la microestructura de la unión soldada disímil A 570 y AISI 316, así como de sus propiedades mecánicas. Por lo tanto fue importante diseñar un procedimiento de soldadura considerando algunas recomendaciones de los fabricantes. Para ello fue necesario seleccionar un material de aporte que presentara similitud microestructural con el acero inoxidable compatible con el acero.

Se seleccionó el electrodo E 316 L 12, es un electrodo de alto rendimiento y extra bajo contenido de carbono para aceros inoxidables y resistentes a los ácidos, tiene un rendimiento 180 %, las diferentes clasificaciones según normas son:

AWS A 5.4 E 316 L 12

DIN 8556 E HI Ti 19 9 2 23

UTP 68 TiMo

Se usa para unir y revestir aceros no estabilizados del tipo Cr-Ni-Mo extra bajo contenido de carbono. Una aplicación especial estriba en unir aceros al Cr-Ni-Mo con aceros estructurales no aleados o de mediana aleación.

2.8.1. Selección de la máquina para la soldadura

La máquina es un transformador del tipo Miller, compuesta de 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. Los rangos de amperaje de la misma no sobrepasan los 180 A, 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.

Las características de la máquina del tipo Miller aparecen en la tabla 2.5

Tabla 2.5. Características de la máquina empleada del tipo Miller.

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

2.9. Cálculo de costo. Soldadura de unión

Definimos una formula de cálculo (2.4) que contempla las variables principales, así como la incidencia de cada proceso de soldadura a través de los distintos consumibles que participan y los rendimientos que afectan a cada uno de ellos.

$$C_{total} = \frac{M}{J} + \frac{C}{D \cdot B} + \frac{G \cdot Q}{D} + \frac{E \cdot U \cdot I}{1000 \cdot D} + \frac{A}{D \cdot B} + F \cdot R$$

Donde:

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

C - costo de la MO directa; \$/h

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

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

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

Q - caudal de gás; m³/h

D - velocidad de deposición; kg/h

J - rendimiento del material o eficiencia del proceso [%]

R - relación fundente/alambre

B - factor de marcha u operatividad; %

U - tensión; V

I - corriente; A

δ - peso específico del material; g/cm³

l - longitud a soldar; mm

S - área de la sección transversal de la junta; cm²; cm²

La cantidad de electrodos necesario para realizar la unión se determina por la ecuación 2.5

$$Ce = \frac{S \cdot l \cdot \delta}{10^6} (1,2)$$

Donde:

Ce – cantidad de electrodos; kg

10⁶ - factor de conversión.

1,2 - coeficiente que tiene en cuenta las pérdidas por salpicaduras, calentamiento, aprovechamiento del electrodo.

2.10. Conclusiones del capítulo II

- Se establecieron las técnicas experimentales, a través de las cuales se le dará cumplimiento al desarrollo del trabajo, así como la caracterización de cada uno de los equipos y máquinas para validar los resultados a obtener.
- Con el diagrama de Schaeffler y el cálculo del carbono equivalente permitirá establecer la estructura resultante del cordón de soldadura y predecir el comportamiento de los elementos químicos [Cr], [Ni] y [C] en la influencia del acero luego de realizado el proceso de soldadura.
- Se estableció la metodología de cálculo para determinar los regímenes de soldadura en la preparación metalográfica de las muestras.

CAPÍTULO 3

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción

El análisis de los posibles cambios en las características y propiedades de los aceros: de bajo contenido de carbono e inoxidables luego de realizada la soldadura permitirá conocer los parámetros del proceso, las transformaciones que ocurren en la zona fundida (ZF) y en la zona afectada por el calor (ZAC). Esta información contribuirá a mejorar significativamente la soldadura de estos materiales y consecuentemente disminuiría pérdidas por uniones deficientes que incumplan características y especificaciones necesarias para determinadas aplicaciones.

El objetivo del capítulo es determinar los posibles cambios en la ZF y la ZIT y las propiedades de los aceros A 570 y AISI 316 luego de realizada la soldadura por el proceso manual por arco eléctrico.

3.2. Análisis de la composición química

El acero AISI 316 (18 – 8), a temperatura ambiente, está constituido por una solución sólida homogénea de hierro gamma (austenita), en la que el carbono, cromo y otros elementos se encuentran en disolución. Al calentar un acero de más de 0,03 % de carbono a 500 °C, en las uniones de los cristales de austenita comienzan a formarse carburos de cromo.

Estos carburos, que son de composición variable y cuyo contenido en cromo suele oscilar entre 30 y 90 % y de carbono entre 1 y 2 %, se forman a costa del carbono y del cromo de los cristales de austenita cercanos. Estos cristales se empobrecen en estos elementos, se disminuye, por lo tanto, en esas zonas el porcentaje de cromo y de carbono. El acero situado en la proximidad de los carburos, por no tener la composición inicial, ya no es inoxidable (menor al 11 % Cr) y es atacado rápidamente por los agentes químicos.

3.3. Análisis de la microestructura

En el trabajo se lleva a cabo la obtención de replicas metalográficas de una unión soldada de aceros al carbono e inoxidable. La utilización de esta técnica de caracterización constituye una vía eficaz de obtener información del estado

microestructural de uniones de este tipo, frecuentes en algunos sectores industriales como la industria del níquel.

La unión fue preparada siguiendo lo planteado en el capítulo 2, en cuanto a preparación de las probetas. Cabe destacar que en este caso particular surge un inconveniente, relacionado con las características de los dos aceros de la unión y por tanto requiere de una preparación por separado de ambas regiones de la probeta. En la figura 3.1 se muestra la unión de soldadura disímil AISI A 570 y AISI 316 del tipo austenítico.



Figura 3.1. Unión de soldadura disímil.

En la junta disímil al tratarse de la unión de dos materiales bases diferentes, el análisis se le realiza tanto en la zona térmicamente afectada del perfil como en la zona térmicamente afectada de la varilla. La observación microestructural en la ZAT del perfil indica la presencia de estructuras similares a la ZAT del perfil de la junta símil, es decir ferrita y perlita, con predominio de la primera sobre la segunda. La morfología de los granos de ferrita es equiaxial y su tamaño de grano varía a medida que se aleja de la línea de fusión.

3.3.1. Análisis de la ZAT

En la ZAT (Figura 3.2) de la varilla en la soldadura disímil se tiene que los granos de ZGG son de tipo equiaxial, se observa que estos granos contienen estructuras ferrito perlíticas. Las fases presentes son perlita, bainita, ferrita en el límite de grano, ferrita acicular y ferrita de Widmanstaetten.

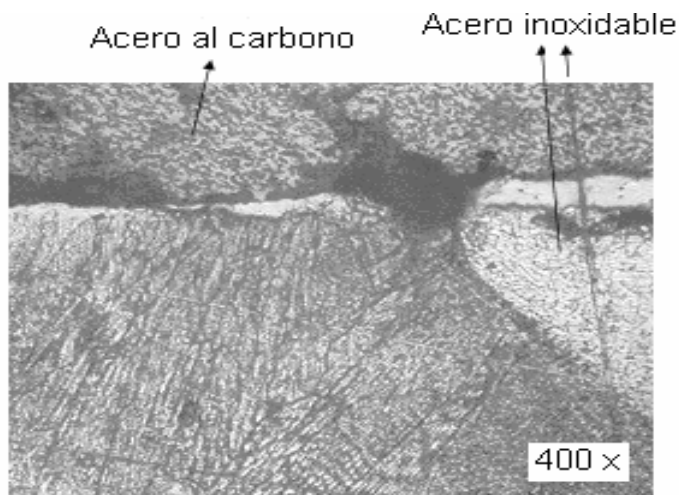


Figura 3.2. Estructura de la ZAT.

En la ZGM las estructuras formadas son perlita y ferritas en el límite de grano, ferrita Widmanstaetten en mayor cantidad que en la zona anterior y ferrita acicular. La ZGF presenta granos equiaxiales de ferrita poligonal como la principal fase y perlita que nuclea intergranularmente entre los granos de la ferrita.

3.3.2. Análisis de la zona de fusión

En la figuras 3.3, se observa la zona de fusión, muestra la frontera de fusión del lado del acero inoxidable austenítico. En ambas se observa la transición de la austenita (en la zona de fusión a ferrita (ZAC). En esta figura se observa el gran parecido de las morfologías austenítica (en la parte superior) y martensítica (en los bordes de grano ferrítico de la ZAC).

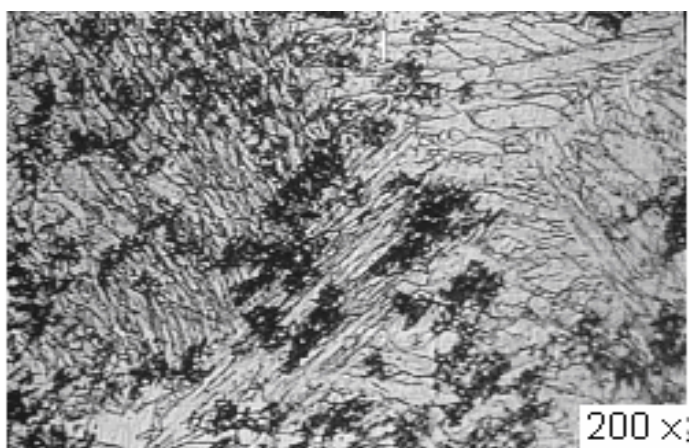


Figura 3.3. Microestructura de la zona de fusión.

El metal fundido muestra estructura de austenita + ferrita, se aprecia ciertas partes negras, probablemente precipitados de carburo que se han formado dentro del pozo de soldadura.

La figura 3.4 muestra otro sector, la zona afectada por el calor en el acero A 570.

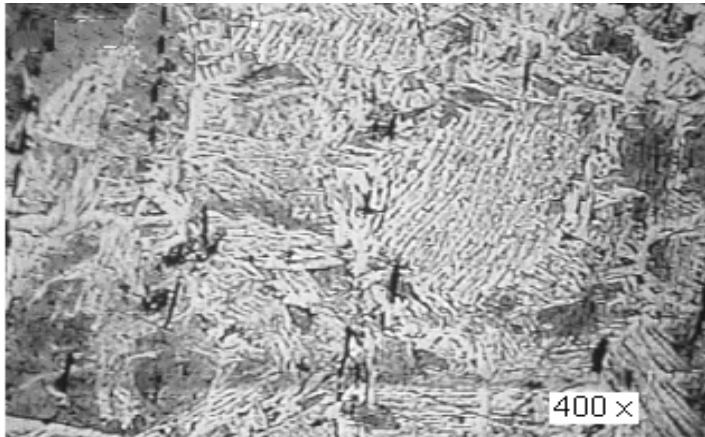


Figura 3.4. Microestructura de la ZAC en el acero A 570.

La microestructura está compuesta por ferrita y austenita, así como perlita media en una matriz de ferrita alfa. Como se observa ha existido crecimiento del grano ferrítico por las altas temperaturas.

En la figura 3.5 se muestra la ZAC en el acero AISI 316.



Figura 3.5. Microestructura de la ZAC en el acero AISI 316.

El metal base, parte inferior de la figura 3.5, comparada con la microestructura del acero inoxidable 316 antes de soldar, la figura 2.3 (b), hace notar la disminución en la cantidad de carburos y la formación de pequeñas cantidades de martensita. Esto se debe a que con el calentamiento los carburos tienden a disolver en

austenita; esta austenita enriquecida en carbono se transformó en martensita debido a la tasa de enfriamiento luego de la soldadura.

Como se puede apreciar en todas las microestructuras, se observa que la unión está caracterizada por la presencia de una estructura austenítica en la región del acero inoxidable del metal base y una estructura ferritoperlítica en la región del acero al carbono.

3.3.3. Análisis de la región de transición disímil

La región de transición de la unión soldada disímil es observada junto a la zona de fusión, presentando una microestructura diferente al metal de soldadura y a la ZAT del acero A 570. En el acero AISI 316 se puede distinguir como una estrecha banda de martensita, que se caracteriza por ser una línea blanca (figura 3.2) en la línea de fusión, que funciona como interfase entre el acero A 570 y el metal de soldadura.

Otro comportamiento obtenido en la microestructura soldada disímil fue la región de transición del tipo bahía e isla, como se muestra en la figura 3.6.



Figura 3.6. Región de transición del tipo bahía, playa e isla.

La región de transición con estructura del tipo bahía e isla, son el resultado de la dilución que se presenta entre el cordón depositado y el metal de soldadura previamente depositado. Sin embargo, la morfología tipo playa se encuentra presente en ambas uniones disímiles, siendo la que se encuentra con mayor frecuencia en este tipo de uniones soldadas, lo que ha sido planteado por Doddy (1992); Barnhouse y Lippold (1998) y Samal *et al.*, (2009).

3.3.4. Comportamiento de la ZAT del cordón de raíz

En la figura 3.7 se aprecia la diferencia microestructural que existe entre el paso de raíz y el paso de corona, en donde este último presenta una transformación de bainita, la cual es típica de enfriamientos intermedios, debido a que esta zona, al ser el último cordón depositado, no sufre ciclos térmicos subsecuentes y su enfriamiento al aire produce este tipo de microestructura.

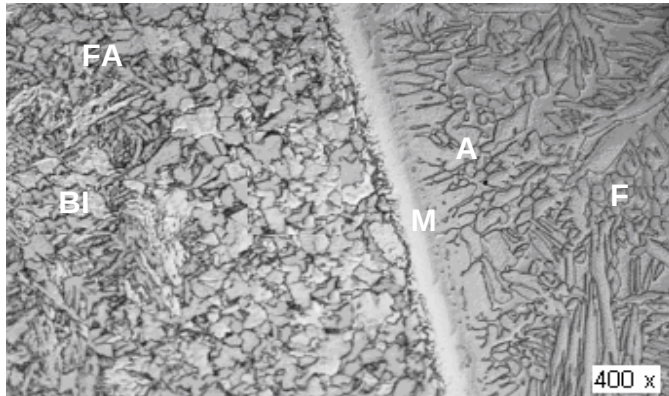


Figura 3.7. Comportamiento de la ZAT del cordón de raíz.

En el paso de raíz de la unión soldada disímil, las transformaciones del acero A 570 son más notables, observándose la transformación de la fase ferrita y la perlita, en ferrita de borde de grano, ferrita acicular y bainita inferior. Las transformaciones de fase pueden relacionarse con la transformación del acero A 570 a 800 °C durante la aplicación de los ciclos térmicos, siendo esta la temperatura en la cual el acero A 570 inicia su proceso de austenitización, por lo que algunas fases son diluidas durante el calentamiento. Sin embargo, al no alcanzar la temperatura de austenitización y ser sometidas a velocidades de enfriamientos moderadas.

Como parte de la caracterización de la ZAT, se identificó el borde de grano tipo II en ambas uniones soldadas disímiles mediante microscopía óptica donde es posible distinguir que los granos crecen en dirección paralela a la línea de fusión a partir del cual el metal de soldadura solidifica en dirección paralela al gradiente de temperatura.

3.3.5. Comportamiento micrográfico del corte transversal de la unión

Se tuvo en cuenta la unión soldada realizada en el epígrafe 2.5 para determinar el comportamiento micrográfico de la misma. La figura 3.8 muestra la micrografía de la unión soldada disímil, la cual fue realizada bajo los parámetros establecidos en el epígrafe 2.6.

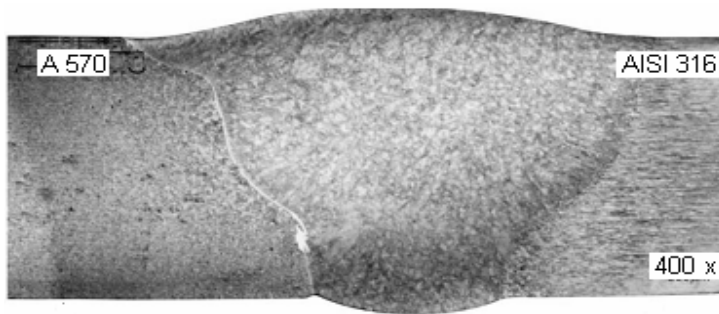


Figura 3.8. Corte transversal de la unión soldada.

En la sección transversal, se observa que la unión soldada disímil se encuentran libres de defectos de soldadura, tales como porosidades, socavados, inclusiones o falta de fusión.

3.4. Comportamiento de la microdureza

Se determinó por separado la influencia de la microdureza de la soldadura disímil: acero A 570 y AISI 316.

La figura 3.9 muestra los cambios de dureza a lo largo de la sección transversal para la soldadura del AISI 316.

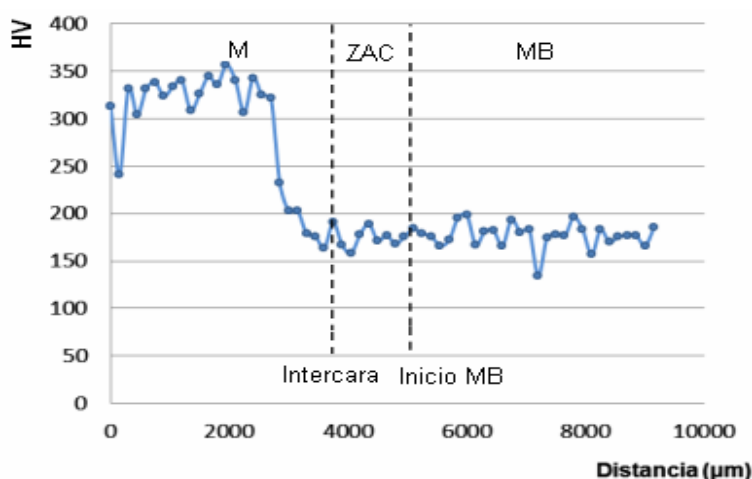


Figura 3.9. Cambios de dureza en la soldadura del AISI 316.

En la figura 3.9 se observa que en el metal fundido la dureza se encuentra entre valores similares llegando a un promedio de 217 HV, en este sector la microestructura consta en su gran mayoría de austenita y pequeñas cantidades de ferrita. Tanto para la ZAC como para el metal base se aprecia que la dureza es prácticamente semejante. La razón por la que la dureza es mayor en el metal fundido (MF) que en la ZAC o en el metal base (MB) se debe a que en el proceso de solidificación la austenita fue enriquecida con elementos promotores de esta fase como el carbono lo que provocó el incremento en la dureza de esta zona.

La figura 3.10 muestra las durezas en el acero con bajo contenido de carbono medidos desde el centro del pozo de soldadura.

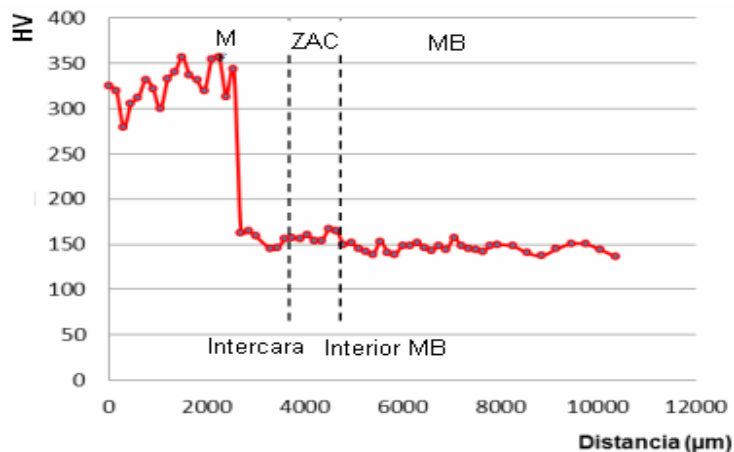


Figura 3.10. Cambios de dureza en la soldadura del A 570.

Como se aprecia, el metal fundido de este material conformado de austenita y ferrita posee valores similares de dureza que los del acero inoxidable austenítico. La ZAC muestra valores más estables de dureza pertenecientes a las fases ferrítica y perlítica, estos valores de dureza se mantienen dentro de un rango estable hasta el metal base.

Para observar la variación de durezas entre los dos materiales, en la figura 3.11 se ha sobrepuesto las graficas de las figuras 3.9 y 3.10. La figura 3.11 deja observar que en el metal fundido no hay gran diferencia entre los valores de dureza. No así en la ZAC donde el acero inoxidable se ve más afectado que el acero de bajo contenido de carbono.

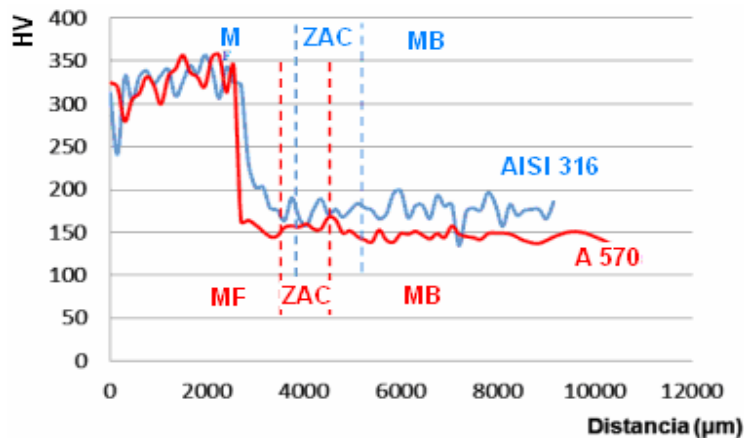


Figura 3.11. Comportamiento de HV vs. Distancia para la junta A 570 - AISI 316.

En la figura 3.11 se observa que en el metal fundido la dureza se encuentra entre valores similares llegando a un promedio de 217 HV, en este sector la microestructura consta en su gran mayoría de austenita y pequeñas cantidades de ferrita. Tanto para la ZAC como para el metal base se aprecia que la dureza es prácticamente semejante. La razón por la que la dureza es mayor en el metal fundido (MF) que en la ZAC o en el metal base (MB) se debe a que en el proceso de solidificación la austenita fue enriquecida con elementos promotores de esta fase como el carbono lo que provocó el incremento en la dureza de esta zona.

3.5. Análisis de la metodología de maquinado

Del capítulo 2, epígrafe 2.6, se abordó el corte de la probeta, este se realizó en una fresadora vertical, el tiempo consumido para esta operación fue de 14 min, teniendo en cuenta la cantidad de muestras, el tiempo total de la operación es 20 min. El corte manual de las muestras se realizó con una següeta, la misma tiene un precio de 1,20 CUC.

3.5.1. Análisis de la velocidad de corte

A partir de $n = 150$ rev/min y $S = 0,2$ mm/rev, ambos valores prefijados por las características del material a maquinar, se tiene que la velocidad empleada será de 11,2 m/min. La velocidad obtenida permite establecer un periodo de vida más prolongado de la herramienta y ahorrar recursos materiales, si se tiene en cuenta

que los aceros inoxidables por poseer mayor ductibilidad tienden a la abrasión en el filo de la herramienta.

3.5.2. Análisis de la profundidad de corte

La profundidad de corte es 3 mm, ya que las dimensiones de las probetas es de 15 X 15 X 50 mm, de dimensiones normalizada. A pesar de no tener una profundidad de la capa cortada grande, el efecto de la unión soldada ocasiona el calentamiento excesivo de la parte cortante, desgaste del filo, provoca pérdida de tiempo en el operario y disminuye la vida de la herramienta.

3.5.3. Análisis del tiempo de maquinado

Para obtener el tiempo que se emplea durante la operación de corte de las probetas en la fresadora, donde se tiene en cuenta las dimensiones de las mismas, la operación se realizan en un tiempo de 2 minutos, sin considerar los gastos de tiempos como tiempos auxiliares.

3.6. Análisis por el diagrama de Schaeffler

La utilización del diagrama, como resultado final es solo una curva, cuyos puntos determinan el porcentaje de ferrita presente en la aleación de la soldadura disímil, en función de la relación del Cromo equivalente y del Níquel equivalente [Cr] y [Ni]. En la figura 3.12 se muestra en el diagrama el comportamiento de la unión soldada disímil A 570 y AISI 316, así como el del material de aporte E 316 L - 12.

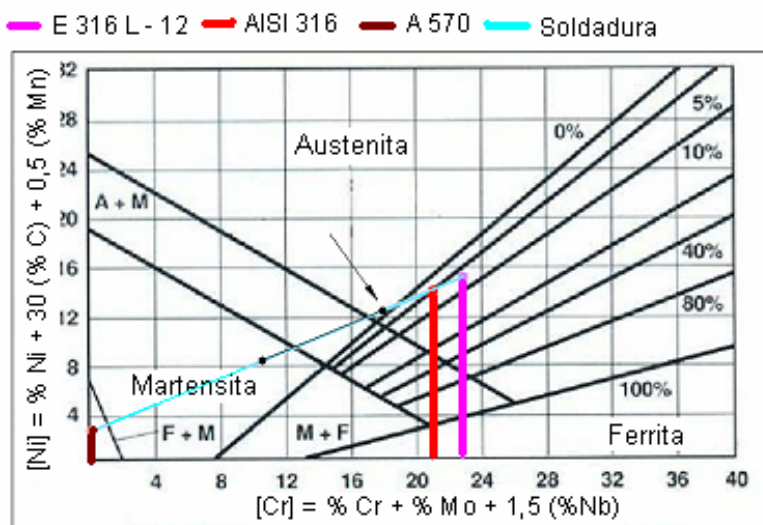


Figura 3.12. Comportamiento de la soldadura según el diagrama.

Como se aprecia en el diagrama el metal de aporte seleccionado es útil y se logra una junta soldada con un porcentaje de ferrita que está entre un 5 a 10 %, además se observa que con la selección del metal de aporte se logra en las microestructuras un porcentaje bajo de ferrita, con el cual se ayuda a obtener buenas propiedades mecánicas en la junta. Está considerado por la literatura (Das y Albert, 2005) niveles de ferrita de 5 a 10 % o más en soldaduras o fundiciones pueden ser bastante beneficiosas en la reducción de grietas.

Con esta selección y la unión disímil lograda las tensiones residuales existentes en el material serán mínimas, el agrietamiento que ocurre en forma transgranular con escasa o nula deformación plástica no producirá efectos catastróficos.

3.7. Determinación de los regímenes a través del Software e-weld v3.1ML

Pasos para determinar los regímenes de cálculo y consumos generados durante el soldeo de los álabes.

- Selección del tipo de junta, espesores de los materiales bases, cateto de soldadura y ángulo de unión (anexo 1).
- Método de soldadura, material base, eficiencia del depósito, tarifa horaria del soldador y costo de un kilogramo de electrodos (anexo 2).
- Selección del diámetro del electrodo (anexo 3).
- Pulsando el conmutador OK se obtienen los consumos generados durante el proceso tecnológico de soldeo de los 16 álabes (anexo 4).
- Pasos para determinar los regímenes de cálculo y consumos generados durante el soldeo del núcleo (anexo 5).
- Selección del tipo de junta.
- Pulsando el conmutador OK se obtiene los consumos generados durante el proceso tecnológico de soldeo del núcleo (anexo 6).

3.8. Valoración económica

Para efectuar este análisis debemos resaltar que el desbalance de masa constituye una de las causas principales de fallos que se presentan en la maquinaria industrial provocados por el desgaste desigual que ocurre en piezas y

accesorios trayendo consigo altas vibraciones, siendo este una de las afectaciones más comunes en estos ventiladores.

Para realizar esta valoración debemos tener en cuenta las pérdidas económicas generadas por fallos y pérdidas a la producción por la necesidad de poner fuera de servicio este equipamiento para su intervención, estos resultados se muestran en la tabla 3.3.

Tabla 3.1. Efecto económico por fallos en los ventiladores.

Gasto de material			
Denominación	Códigos	Costos	
		CUC	CUP
Impelente	304,0452.02.000	1 109,46	1 832,12
Voluta	304,0452.03.000	1 732,39	2 713,46
Aro de desgaste	304,0452.04.000	327,40	530,06
Total		3 169,25	5 075,64

A esto se le añaden los gastos realizados por concepto de reparaciones del motor ya que el impelente va montado directamente en el árbol del mismo, por tal motivo este sufre daños severos, estas reparaciones se realizan en el taller reparaciones eléctricas del Combinado Mecánico del Níquel "Gustavo Machín Goe de Bech", el cual reflejamos los costos en la tabla 3.2.

Tabla 3.2. Efecto económico por reparación y mantenimiento del motor.

	Costos	
	CUC	CUP
Mantenimiento	440,04	876,83
Reparación	1 360,56	1 383,65

Afectaciones a la producción provocada por causa de los ventiladores del sistema de absorción.

Mayo 10, 2011

El VE-003 queda fuera de servicio por espacio de 8 h por presentar vibraciones de 8 mm/s a 1XRPM lo que indica desbalance por pérdida de material en el impelente.

Junio 3, 2011

El VE-001 sale de servicio por 8 h motivado por baja eficiencia, al realizarse la inspección se detecta desgaste excesivo en el aro de desgaste el cual se sustituyó.



Julio 11, 2011

El VE-001 queda fuera de servicio por espacio de 10 h al sustituirse la voluta por perforación.

Agosto 9, 2011

Al VE-003 se le sustituye el motor por desgaste excesivo en el rodamiento # 2, esto provocó que estuviera fuera de servicio 9 h.

Octubre 14, 2011

El VE-002 se saca de servicio por espacio de 8 h por presentar perforaciones en los álabes del impelente, se procedió a sustituir el mismo por la baja eficiencia y el desbalance con que operaba.

Noviembre 9, 2011

S procede a balancear el VE-001 por presentar desgaste desigual en el disco del impelente estando 6 h fuera de servicio.

Enero 10, 2012

Se balancea el impelente del VE-004 por presentar vibraciones en la posición horizontal radial en el rodamiento # 2 de 9.6 mm/s. el mismo estuvo fuera de servicio para dicho trabajo 6 h.

Febrero 23, 2012

Por perforación en los álabes del impelente del VE-004 es sacado de servicio por espacio de 8 h, esto provocó baja eficiencia y desbalance con la afectación a los rodamientos.

Marzo 19, 2012

Por altas vibraciones el VE-002 se pone fuera de servicio para ser balanceado al presentar desgaste en el disco del impelente. Fuera de servicio 8 h.

Abril 17, 2012

Al VE-003 se le sustituye el motor por desgaste severo en los rodamientos, lo cual provocó que estuviera fuera de servicio 10 h.

Horas perdidas: 81

Amoníaco dejado de recuperar: 8,69 tn

Precio actual de la tonelada de NH_3 : 581,46 CUC.

En 81 horas las pérdidas equivalen a un valor de 11 512,17 CUC.

3.9. Valoración del impacto medio ambiental

En la Industria del Níquel en Cuba resulta de gran aplicación el transporte hidráulico y neumático, diferenciándose entre la tecnología ácida y la amoniacal. Entre los impactos permanentes causados por la industria en los años de explotación se encuentra el amoníaco, que contamina el entorno y en muchos casos contienen material o componentes tóxicos.

La planta de Lixiviación y Lavado está proyectada para trabajar con gran seguridad para los trabajadores, pero siempre está latente la posibilidad de riesgos para la vida, dentro de los cuales tenemos:

- Amoníaco (NH_3).
- Hidrosulfuro de amonio (NH_4HS) y Sulfhidrato de Sodio (NaHS).
- Floculante.

El Amoníaco (NH_3), se presenta bajo la forma de gas, es incoloro, de olor penetrante, más ligero que el aire, se licua a la presión atmosférica a la temperatura de $-33,4\text{ }^\circ\text{C}$ y se solidifica a $-77,7\text{ }^\circ\text{C}$. Provoca dolor intenso en la boca, el tórax y el abdomen, con tos, náusea y colapso, perforación del estómago o esófago, por lo que aumenta el dolor abdominal, irritación de los ojos y vía respiratoria y enrojecimiento de la mucosa.

El efecto sobre el organismo, en concentraciones bajas de amoníaco pueden cortar la respiración, pero sin provocar efectos nocivos. Las concentraciones medias pueden causar decaimiento, irritación, congelación, hinchazón o entumecimiento de las membranas, mucosa de la nariz, ojos y garganta. El amoníaco líquido, produce quemaduras graves parecidas a las quemaduras características y estas varían de acuerdo con las concentraciones del amoníaco y del tiempo que se permanezca expuesto al mismo.

Cuando el amoníaco líquido se pone en contacto con la piel, produce congelación rápida e intensa de la zona afectada. La ingestión del amoníaco líquido origina severa acción corrosiva en la boca, la garganta y el estómago. El amoníaco

gaseoso tiene gran acción irritante en cualquier tejido húmedo, la taquicardia y la taquinea, son algunos aspectos originados por la irritación de las vías respiratorias pudiendo llegar hasta retener la respiración. Debido a la alta solubilidad del amoníaco este tiene gran facilidad para disolverse en el sudor del cuerpo humano.

Las medidas de seguridad más comunes al trabajar con amoníaco son:

- Tener en cuenta hacia donde circula el aire para situarse de manera que este bata sobre su espalda, para que los vapores de amoníaco sean alejado del mismo.
- Situar duchas y lavaderos de ojos y cuerpo convenientemente para aplicar grandes cantidades de agua.
- Utilizar medios de protección adecuados para casos en dependencia del % de O_2 en el aire y el lugar donde se ejecuta el trabajo.
- Equipos de aire automático.
- Equipos de inyección de aire.
- Máscara con filtros de amoníaco.

Otro derivado del amoniaco es el hidrosulfuro de amonio (NH_4HS)

Líquido tóxico de color amarillo negruzco, de concentración entre 140 - 180 g/L. La peligrosidad y el riesgo a que se somete el hombre son considerable teniendo en cuenta las propiedades químicas, así como los efectos que produce el amoníaco tanto líquido como en soluciones amoniacaes concentradas, diluidas o combinadas con el ácido sulfhídrico (H_2S) formando el hidrosulfuro de amonio (NH_4HS).

- Es un gas asfixiante que ataca los ojos, nariz y garganta, destruye la membrana de la mucosa lo que puede resultar fatal.

➤ **Riesgos a que está sometido el trabajador**

- Intoxicación aguda o crónica.
- Origina una severa acción corrosiva sobre la garganta, boca y estómago.
- En estado gaseoso provoca irritación en cualquier tejido humano.
- Asfixia por exposición de gases amoniacaes.
- Inhalado sólo produce efecto sobre tejidos superficiales ya que no es absorbido por el organismo.

➤ **Medidas de seguridad**

Teniendo en cuenta la toxicidad del hidrosulfuro de amonio (NH_4HS), durante la manipulación y recepción se deben tomar las siguientes medidas:

- Tener en cuenta hacia donde circula el aire para situarse de manera que este bata sobre su espalda, para que los vapores de hidrosulfuro de amonio sean alejado del mismo.
- Situar duchas y lavaderos de ojos y cuerpo convenientemente para aplicar grandes cantidades de agua.
- El área debe estar limpia y libre de personas y objetos extraños que afecten el normal desarrollo de la operación a realizar.
 - o Primeros auxilios:
 - Retirar el individuo del sitio de exposición y trasladarlo a un lugar ventilado.
 - Eliminar las ropas y realizar lavado con abundante agua en todas las partes del cuerpo que haya tenido contacto con el hidrosulfuro de amonio.
 - o Higiene del trabajo.
 - Limpiar cuidadosamente todas las herramientas y equipos de seguridad que hayan tenido contacto con el hidrosulfuro de amonio.
 - Lavarse bien las manos después de terminado el trabajo y antes de ingerir alimentos.
 - Limpiar con agua a presión el área que haya sido objeto de llovizna de hidrosulfuro de amonio.

➤ **Medidas de protección**

- Careta antigás con filtro contra amoníaco.
- Traje contra ácido.
- Botas de goma.
- Guantes de goma.

3.9.1. Peligro de fuego y explosión debido al amoníaco

El amoníaco no es inflamable con solo ponerse en contacto con el aire, pero una mezcla de aire y amoníaco (17 a 25 en volumen) sí puede estallar por acción de una chispa eléctrica o en contacto con una llama, por lo que se hace necesario

que a la hora de soldar algún recipiente, una tubería, que tenga amoníaco, sea imprescindible su lavado y secado total antes de comenzar los trabajos de soldadura.

La presencia de aceite o la mezcla del amoníaco con otras sustancias combustibles aumentan las posibilidades de incendio. Las posibilidades de incendios también aumentan cuando el aire es sustituido por oxígeno, así como si se aumenta la presión atmosférica. El amoníaco forma compuestos explosivos si se mezcla con mercurio, cloro, yodo, bromo, calcio, plata o hipoclorito.

3.10. Conclusiones del capítulo 3

- ❖ Las microestructuras obtenidas han permitido observar y analizar los importantes cambios a los que están sujetos los aceros de bajo contenido de carbono A 570 y el inoxidable austenítico AISI 316 al ser sometidos al proceso de soldadura manual por arco eléctrico (SMAW).
- ❖ El acero inoxidable austenítico AISI 316 evoluciona y posee algunos tipos de microestructuras resultantes en la zona de fusión dependiendo del material de aporte seleccionado y de la tasa de enfriamiento.
- ❖ Se pudo determinar por el diagrama de Schaeffler, que la unión soldada presenta presencia de porcentajes bajos de ferrita después de la soldadura de aceros inoxidables lo cual ayuda a mejorar las propiedades mecánicas.



Conclusiones generales

- ❖ En la microestructura de la ZAT de la soldadura disímil AISI 316 y A 570 se pudo determinar que la misma está compuesta por estructura ferrito perlíticas y que las fases presentes son perlita, bainita, ferrita en el límite de grano, ferrita acicular y ferrita de Widmanstaetten, estructura que no provocan afectaciones a la unión soldada.
- ❖ Se determinó que en la unión soldada disímil, en la región de transición disímil existen estructuras tipo isla, playa y bahía, formadas por el efecto de la dilución que se presenta entre el cordón depositado y el metal de soldadura.
- ❖ La incidencia económica en la que incurren las roturas de los álabes y del impelente del ventilador, donde se consideró las toneladas de níquel que se dejan de recuperar es de 11 512,17 CUC.
- ❖ Las roturas del ventilador de la planta de Lixiviación provoca afectaciones a la salud del hombre relacionado con tos, náusea y colapso, perforación del estómago o esófago, por lo que aumenta el dolor abdominal, irritación de los ojos y vía respiratoria.



Recomendaciones

- ❖ A partir de la propuesta de material realizado en la presente investigación, emplear el AISI 316 como sustituto en los álabes de los ventiladores.
- ❖ Considerar en futuras investigaciones la capacidad de extracción de gases amoniacales, con el empleo del AISI 316 como material en los álabes.
- ❖ Analizar a partir de las propiedades físicas y el valor del acero AISI 316, fabricar el conjunto con este tipo de material.

BIBLIOGRAFÍAS



Bibliografías

1. AWS., The metallurgy, welding and qualification of microalloyed (HSLA) steel weldments, AWS international conference, Houston, Texas, Nov 6 – 8. 1990.
2. Arivazhagan, N., Singh, S., Prakash, S. y Reddy G., An assessment of hardness, impact strength, and hot corrosion behaviour of friction-welded dissimilar weldments between AISI 4140 and AIS 304, International Journal of advance manufacturing technology, V.39, p.679 – 689, 2008.
3. Badeshia, H. y Honeycombe, R., Steels, Third edition. Butterworth-Heinemann, Oxford, UK. 2006.
4. Barnhouse, E. y Lippold, J., Microestructure/ Property relationships in dissimilar welds between duplex stainless steels and carbon steels. USA: Editorial AWS Welding Research Supplement, 1998.
5. Bhatnagar, S.; Guha, B. y Sinha, R., Vanadium high-strength low-alloy steels for low temperatures use, Journal of Materials Science, V.14, p.1631-1640, 1979.
6. Banerjee, K. y Chatterjee, H., Effect of microstructure on hydrogen embrittlement of weld simulated HSLA-80 and HSLA 100 steels, Metallurgical and Materials Transaction, V. 34A, N.6, p. 1297-1309, 2003.
7. Celik, A., Alsaran, A., Mechanical and structural properties of similar and dissimilar steel joints, Materials Characterization, V. 43, p. 311-318, 1999.
8. Campbell, H., y Thomas, R., The effect of alloying elements on tensile properties of 25-20 weld metal, Welding Journal, Vol. 25, N.11, p. 760s - 768s, 1949.
9. Dobranzky, J.; Szabo, P.; Berecz, T.; Hrotko, V.; Portko, M., Energy-Dispersive Spectroscopy and Electron Backscatter Diffraction Analysis of Isothermally Aged SAF 2507 type Superduplex Stainless Steel, Spectrochimica, V.59, p.1781-1788, 2004.
10. Duddy, T., Intermediate mixed zones in dissimilar metal welds for sour service, Welding Journal, V.71, N.3, p.47 – 54, 1992.



11. Easterling, K., Introduction to the physical metallurgy of welding, 2nd edition, Butterworth-Heinemann, Oxford, UK. 1992.
12. Elmer, J.; Palmer, T.; Spercht, E., Direct Observations of Sigma Phase Formation in Duplex Stainless Steels Using In-Situ Synchrotron X-Ray Diffraction, Metallurgical and Materials Transactions, V.38A, N.3, p. 464 – 475, 2007.
13. Hemmer, H., y Grong, O., A process model for the heat-affected zone microstructure evolution in duplex stainless steel weldments: part I. The model. Metallurgical and Materials Transaction A, 30A, 2915 – 2929, 1999.
14. Higgins, R., Engineering metallurgy part I, 6th edition, Hodder Headline Group, London, UK. 1993.
15. Hall, E., Proc. Phys. Soc, Serie B., Vol. 64, pp. 747-753, 1951.
16. Joseph, A.; Sanjai, K.; Jayakumar, T. y Murugan, N., International journal of pressure vessel and piping, V.82, p.700 – 705, 2005.
17. Klueh, R., King, J. y Griffith, J., A simple test for dissimilar-metal welds, Welding Journal, V.62, N.6, p.154s - 159s, 1983.
18. Kotecki, D., y Siewert, T., Constitution diagram for stainless steel weld meta: a modification of the WRC 1988 diagram, Welding Journal, Vol. 71, N.5, p. 171s-178sm, 1992.
19. Kuziak, R.; Bold, T. y Yi-Wen, Cheng., Microstructure control of ferrite-pearlite high strength low alloy steels utilizing microalloying additions, Journal of Materials Processing Technology, V. 53, p. 255-262, 1995.
20. Lee, Y.; Kim, K.; Lee, Y. y Kim, K., Effect of W substitution on sigma and chi phase precipitation and toughness in duplex stainless steels. Material Science and Technology, 14, 757 – 764, 1998.
21. Lundin, D., Dissimilar metal welds transition joints literature review, Welding Journal, V.61, N.2, p. 58s - 63s, 1982.
22. Lippold, J. y Kotecki, D., Welding metallurgy and weldability of stainless steels, 1st edition. Jhon Wiley & Sons, New Jersey, USA. 2005.



23. Lippold, J.; Varol, I. y Baeslack, W., The influence of composition and microstructure on the HAZ toughness of duplex stainless steels at - 20°C, *Welding Journal*, V.73, N.4, p. 75s - 79s, 1994.
24. Llewellyn, D. y Hudd, R., *Steels: Metallurgy and Applications*, 3rd edition, Butterworth-Heinemann, Oxford. 1998.
25. Martins, M. y Casteletti, L., Sigma Phase Morphologies in Cast and aged Super Duplex Stainless Steel, *Materials Characterization*, v.60, p. 792 – 795, 2009.
26. Madhusudan, G. y Srinivasa, R., 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.
27. Metzger, G. y Lison, R., Electron beam welding of dissimilar metals, *Welding Journal*, V.55, N.8, p. 230s - 240s, 1976.
28. Nelson, T. y Lippold, J. y Mills, M., 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.
29. Newell, H. y Fleischmann, M., Hot rolled metal article and method of making same. Patente 2, 118,683, 1938.
30. Nelson, D. y Baeslack, W. y Lippold, J., Characterization of the weld structure in a duplex stainless steel using color metallography, *Metallography*, V.18, p. 215 - 225, 1985.
31. Oystein, G., *Metallurgical Modelling of Welding*, 2nd edition, London: The Institute of Materials, UK, 1994.
32. Pardal, J.; Tavares, S.; Fonseca, M.; Souza, J. y Corte, R. y Abreu, H., Influence of the grain size on deleterious phase precipitation in superduplex stainless steel UNS S 32 750, *Materials Characterization*, V.60, p. 165 – 172, 2009.
33. Reddy, G.; Rao, K. y 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.



34. Ricks, R.; Howell, P. y Barrite, G., The nature of acicular ferrite in HSLA steel weld metals, *Journal of Materials Science*, V.17, p. 732 – 740, 1982.
35. Savage, W. y Szekeres, E., A mechanism for crack formation in HY-80 steel weldments, *Welding Journal*, V.46, N.2, p.94s - 96s, 1967.
36. Shaeffler, A., Selection of austenitic electrodes for welding dissimilar metals, *Welding Journal*, V. 26, N.10, p.601s - 620s, 1947.
37. Siewert, T.; McCowan, C. y Olson, D., Ferrite number prediction to 100 FN in stainless steel weld metal., *Welding Journal*, Vol. 67, N.12, págs. 289s - 298s, 1988.
38. Samal, M.; Balani, K.; Seidenfuss, M. y Ross, E., An experimental and numerical investigation of fracture resistance behaviour of a dissimilar metal welded joint, *Journal of Mechanical Engineering Science*, V. 223, p. 1502 - 1523, 2009.
39. Sieurin, H. y Sandström, R., Sigma phase precipitation in duplex stainless steels 2205, *Materials Science and Engineering*, A 444, p. 271 – 276, 2007.
40. Sunghak, L.; Byung, C.; Gongil, K., Correlation of microstructure and fracture properties in weld heat affected zones of thermomechanically controlled processed steels, *Metallurgical Transactions A*, V. 23A, N.12, p. 2803 – 2816, 1992.
41. Sawhill, J., Welding HSLA line pipe steels, *Metallovedenie*, N.7, p. 56 - 60, 1977.
42. Tither, G. y Lauprecht, W., Pearlite-reduced HSLA steels for line pipe, *Metallovedenie*, No. 7, p. 37 – 40, 1977.
43. Strutt, A. y Vecchio, K., Simultaneous Oxidation and Sigma-Phase Formation in a Stainless Steel, *Metallurgical and Materials Transactions*, v. 30 A, p. 355 – 362, 1999.
44. Villanueva, D.; Junio, F.; Plaut, R. y Padilha, A., Comparative Study on Sigma Phase Precipitation of Three types of Stainless Steels: Austenitic, Superferritic and Duplex, *Material Science and Technology*, V. 22, N. 9, p. 1098 – 1104, 2006.



45. Wang, G.; Lau, T.; Weatherly, G. y North, T., Weld thermal cycles and precipitation effects in Ti-V containing HSLA steels, Metallurgical Transaction A, V. 20, N. 10, p. 2093 – 2100, 1989.
46. Weber, L. y Uggowitzer, P., Partitioning of chromium and molybdenum in super duplex stainless steel with Respect to nitrogen and nickel content, Materials Science and Engineering ,V. A 242, p. 222 – 229, 1998.
47. Zheng Sun, Tapani Moisio., Weld metal / ferritic steel interface in laser welded austenitic/ferritic dissimilar steel joints, Journal of Materials Science Letters, V. 13, p. 802 – 805, 1994.
48. Zhang, W.; Elmer, J. y DebRoy, T., Integrated modelling of thermal cycles, austenite formation, grain growth and decomposition in the heat affected zone of carbon steel, Science and Technology of Welding and Joining, V. 10, N. 5, p. 574 – 582, 2005.

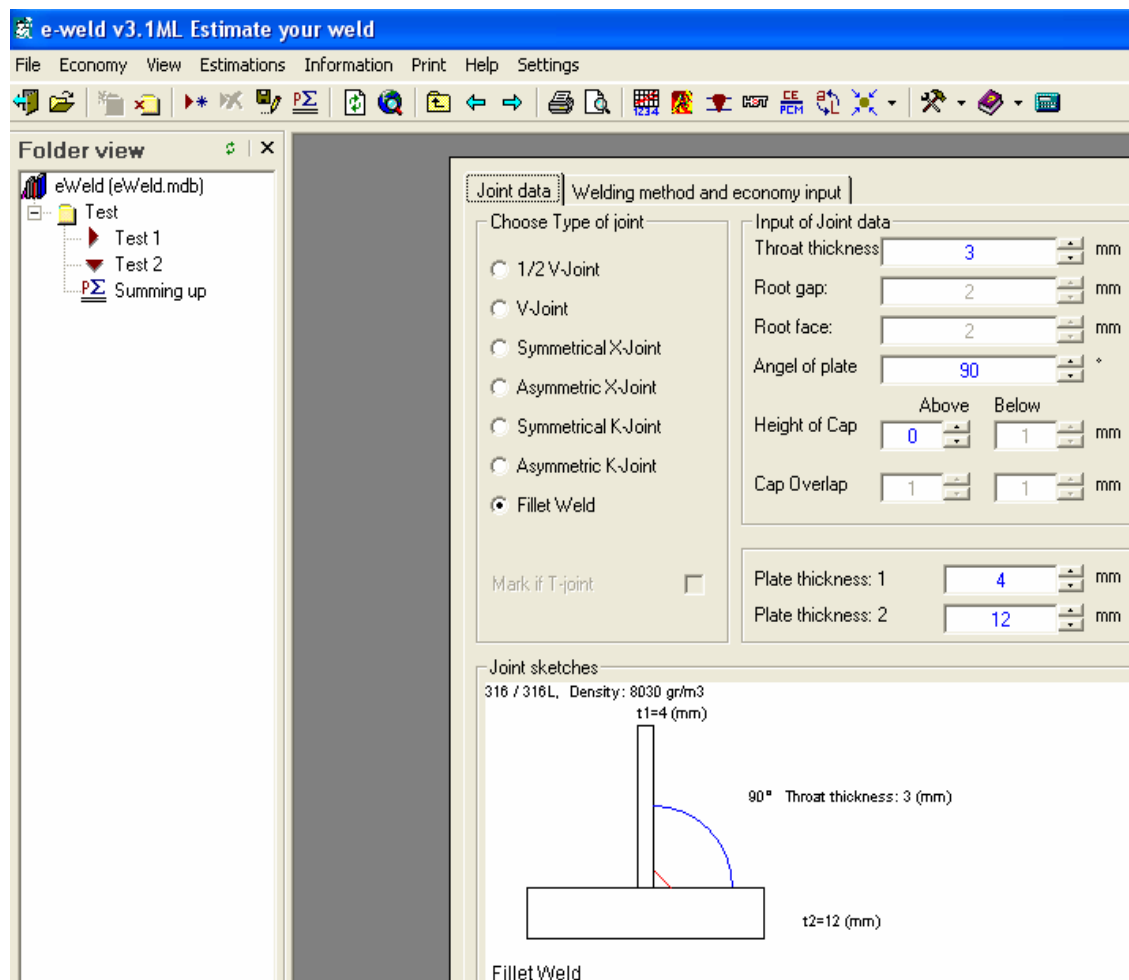
ANEXOS

ANEXO 1

Determinación de los regímenes de soldadura y consumos generados a través del Software e-weld v3.1ML.

Pasos para determinar los regímenes de cálculo y consumos generados durante el soldeo de los álabes.

Selección del tipo de junta, espesores de los materiales bases, cateto de soldadura, ángulo de unión.



ANEXO 2

Método de soldadura, material base, eficiencia del deposito, tarifa horaria del soldador y costo de un kilogramo de electrodos.

The screenshot displays the 'e-weld v3.1ML Estimate your weld' software interface. The 'Folder view' on the left shows a project tree with 'Test 1', 'Test 2', and 'Summing up'. The main window is divided into two tabs: 'Joint data' and 'Welding method and economy input'. The 'Welding method and economy input' tab is active, showing a list of welding methods (SMAW, FCAW, SAW, MIG/MAG/TIG, G-FCAW) and a material selection dropdown set to '316 / 316L'. To the right, the 'Input of Economical Data' section contains fields for 'Depositrate at Actual Welding Current' (1,127 kg/hr), 'Deposition efficiency' (80 %), 'Duty cycle' (20 %), 'Hourly wage' (3.2 \$/hr), 'Electrode/Wire Cost' (342,27 \$/kg), and 'Filler name' (Basic covered electrodes). At the bottom, the 'Joint sketches' section shows a diagram of a fillet weld joint with dimensions: t1=4 (mm), t2=12 (mm), and a 90° throat thickness of 3 (mm). The material is identified as 316 / 316L with a density of 8030 gr/m3.

Joint data | Welding method and economy input

Choose welding method/material

- ☒ SMAW (111)
- ☐ FCAW (114)
- ☐ SAW (121)
- ☐ MIG/MAG/TIG (131/135/141)
- ☐ G-FCAW(136)

Type of material: 316 / 316L

Additional information

Input of Economical Data

Depositrate at Actual Welding Current: 1,127 kg/hr

Deposition efficiency: 80 %

Duty cycle : 20 %

Hourly wage: 3.2 \$/hr.

Electrode/Wire Cost: 342,27 \$/kg

Filler name: Basic covered electrodes

Joint sketches

316 / 316L, Density: 8030 gr/m3

t1=4 (mm)

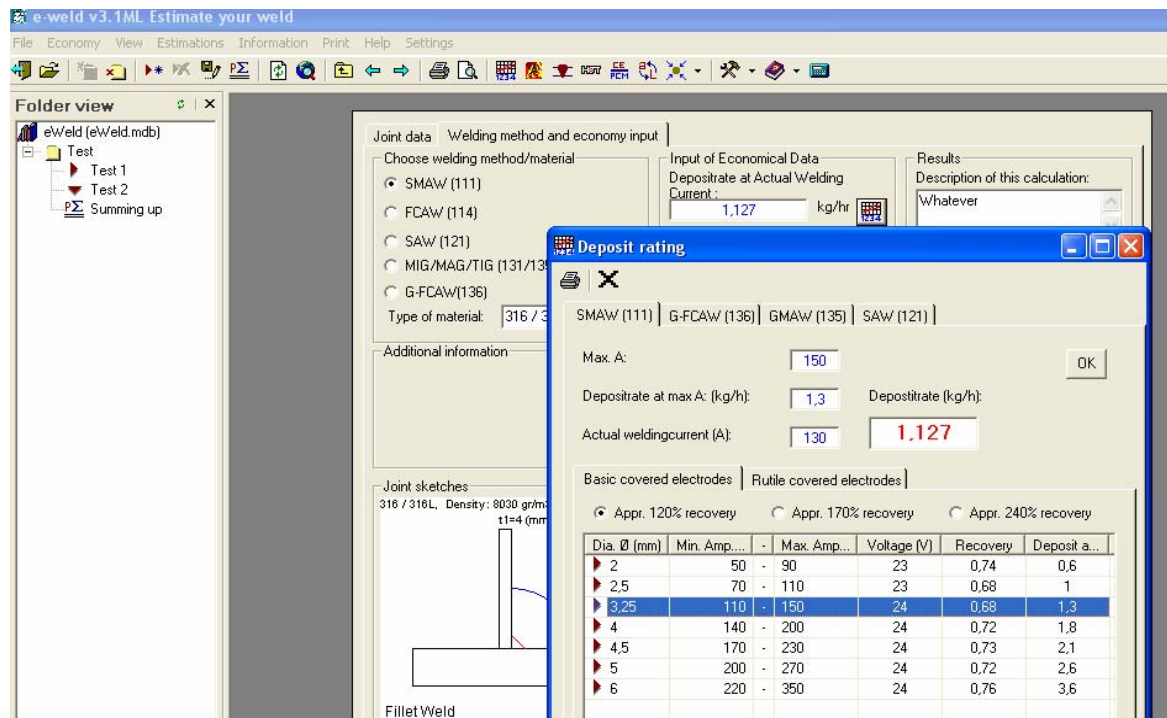
90° Throat thickness: 3 (mm)

t2=12 (mm)

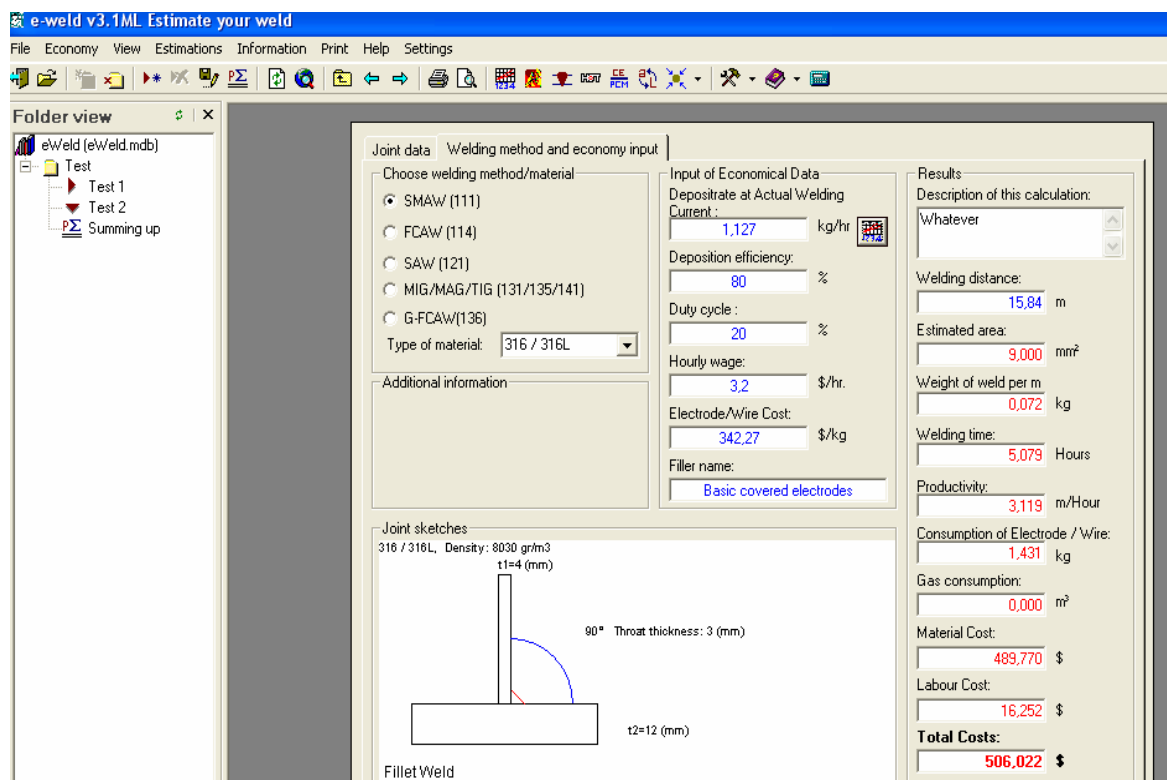
FilletWeld

ANEXO 3

Selección del diámetro del electrodo.



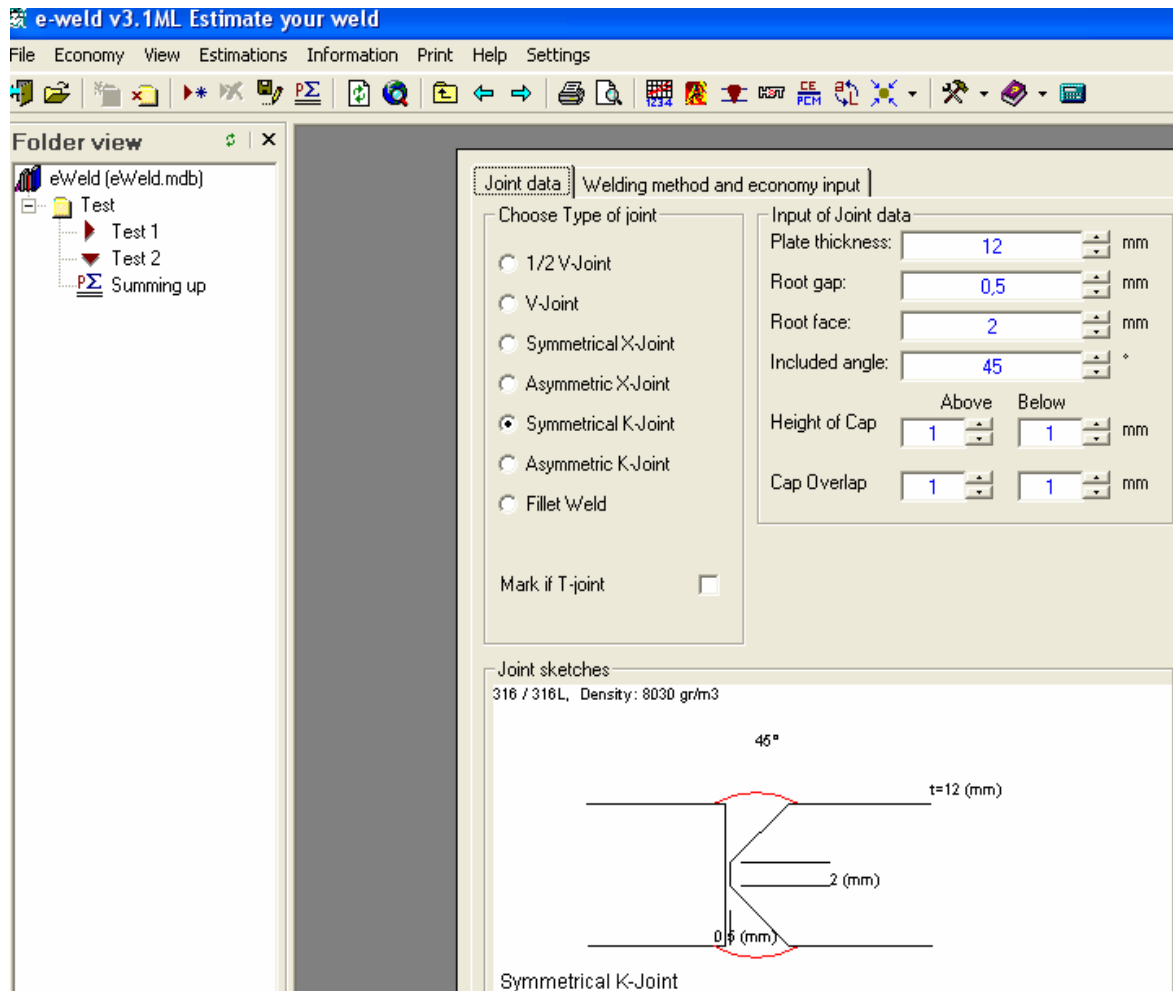
Pulsando el conmutador OK se obtiene los consumos generados durante el proceso tecnológico de soldeo de los 16 álabes.



ANEXO 4

Pasos para determinar los regímenes de cálculo y consumos generados durante el soldeo del núcleo.

Selección del tipo de junta.



ANEXO 5

Método de soldadura, material base, eficiencia del deposito, tarifa horaria del soldador y costo de un kilogramo de electrodos.

The screenshot shows the 'e-weld v3.1ML Estimate your weld' software interface. The 'Welding method and economy input' tab is active. In the 'Choose welding method/material' section, 'SMAW (111)' is selected. The 'Type of material' is set to '316 / 316L'. The 'Input of Economical Data' section includes: 'Depositate at Actual Welding Current' at 1,127 kg/hr, 'Deposition efficiency' at 80%, 'Duty cycle' at 20%, 'Hourly wage' at 3,2 \$/hr, 'Electrode/Wire Cost' at 342,27 \$/kg, and 'Filler name' as 'Basic covered electrodes'. The 'Joint sketches' section shows a 'Symmetrical K-Joint' diagram with a 45° angle, plate thickness t=12 (mm), and a 2 (mm) gap. The material is identified as 316 / 316L with a density of 8030 gr/m3.

Folder view

- eWeld (eWeld.mdb)
 - Test
 - Test 1
 - Test 2
 - Summing up

Joint data Welding method and economy input

Choose welding method/material

- ☒ SMAW (111)
- ☐ FCAW (114)
- ☐ SAW (121)
- ☐ MIG/MAG/TIG (131/135/141)
- ☐ G-FCAW(136)

Type of material: 316 / 316L

Additional information

Input of Economical Data

Depositate at Actual Welding Current: 1,127 kg/hr

Deposition efficiency: 80 %

Duty cycle: 20 %

Hourly wage: 3,2 \$/hr.

Electrode/Wire Cost: 342,27 \$/kg

Filler name: Basic covered electrodes

Joint sketches

316 / 316L, Density: 8030 gr/m3

45°

t=12 (mm)

2 (mm)

0,5 (mm)

Symmetrical K-Joint



ANEXO 6

Pulsando el conmutador OK se obtiene los consumos generados durante el proceso tecnológico de soldeo del núcleo.

e-weld v3.1ML Estimate your weld

File Economy View Estimations Information Print Help Settings

Folder view: eWeld (eWeld.mdb) | Test | Test 1 | Test 2 | Summing up

Joint data | Welding method and economy input

Choose welding method/material:

- ☒ SMAW (111)
- ☐ FCAW (114)
- ☐ SAW (121)
- ☐ MIG/MAG/TIG (131/135/141)
- ☐ G-FCAW(136)

Type of material: 316 / 316L

Additional information:

Input of Economical Data:

Depositate at Actual Welding Current: 1.127 kg/hr

Deposition efficiency: 80 %

Duty cycle: 20 %

Hourly wage: 3.2 \$/hr.

Electrode/Wire Cost: 342.27 \$/kg

Filler name: Basic covered electrodes

Results:

Description of this calculation: Whatever

Welding distance: 0.770 m

Estimated area: 41,133 mm²

Weight of weld per m: 0.330 kg

Welding time: 1.128 Hours

Productivity: 0.682 m/Hour

Consumption of Electrode / Wire: 0.318 kg

Gas consumption: 0.000 m³

Material Cost: 108,813 \$

Labour Cost: 3,611 \$

Total Costs: 112,423 \$

Joint sketches:

316 / 316L, Density: 8030 gr/m³

45°

t=12 (mm)

2 (mm)

0.5 (mm)

Symmetrical K-Joint