DETERMINACIÓN DE LOS ESFUERZOS RESIDUALES EN UNIONES SOLDADAS DE TUBERÍA DE ACERO INOXIDABLE AUSTENÍTICO, MEDIANTE EL MÉTODO DE ELEMENTOS FINITOS

determinación de los esfuerzos residuales en uniones soldadas de tubería de acero inoxidable austenítico, mediante el método de elementos finitos

AUTOR: Ing. Leonardo Castarlenas Mir

TUTOR: MSc. Ing. Edwin Peña

## DETERMINACIÓN DE LOS ESFUERZOS RESIDUALES EN UNIONES SOLDADAS DE TUBERÍA DE ACERO INOXIDABLE AUSTENÍTICO, MEDIANTE EL MÉTODO DE ELEMENTOS FINITOS

AUTOR: Ing. Leonardo Castarlenas Mir

Trabajo presentado ante el Área de Estudios de Postgrado de la Universidad de Carabobo para optar al Título de Magister en Ingeniería Mecánica

DETERMINACIÓN DE LOS ESFUERZOS RESIDUALES EN UNIONES SOLDADAS DE TUBERÍA DE ACERO INOXIDABLE AUSTENÍTICO, MEDIANTE EL MÉTODO DE ELEMENTOS FINITOS

AUTOR: Ing. Leonardo Castarlenas Mir

## APROBADO EN EL ÁREA DE ESTUDIOS DE POSTGRADO DE LA UNIVERSIDAD DE CARABOBO POR MIEMBROS DE LA COMISIÓN COORDINADORA DEL PROGRAMA:

### VEREDICTO

Nosotros, Miembros del Jurado designado para la evaluación del Trabajo de Grado Titulado: DETERMINACIÓN DE LOS ESFUERZOS RESIDUALES EN UNIONES SOLDADAS DE TUBERÍA DE ACERO INOXIDABLE AUSTENÍTICO, MEDIANTE EL MÉTODO DE ELEMENTOS FINITOS, presentado por: Leonardo Castarlenas Mir, para optar al Título de Magister en Ingeniería Mecánica, estimamos que el mismo reúne los requisitos para ser considerado como:

Nombre, apellido, C.I., Firma del Jurado

# DEDICATORIA

A mis dos hermosos hijos, Leito y Santi, va por ustedes...

A mi bella esposa, Nazita eres el motor de todo esto...

A mis padres...

A María Elena y María Esther, quienes siempre han estado a mi lado...

A la cuentacuentos, in memoriam...

#### RECONOCIMIENTOS

Al Profesor Edwin Peña, por haber confiado en mí y entregarme la oportunidad de recibir sus valiosos conocimientos.

Al cuerpo de profesionales y técnicos del Taller de la Escuela de Ingeniería Mecánica de la Universidad Central de Venezuela, quienes con su aporte desinteresado de conocimientos y habilidades, hicieron posible la ejecución de los ensayos experimentales, en especial, un profundo agradecimiento a los grandes amigos de siempre: Rubén Sandoval, Yoel Vidal, Eli Araque, Ángel Vizcaya y José García.

Al gran amigo Roy Morán, quién desde su posición contribuyó significativamente al desarrollo de la presente investigación.

Al gran maestro y amigo José Sáez, quién con sus consejos y enseñanzas ha impulsado mi desarrollo profesional.

xiii

# ÍNDICE GENERAL

CAPÍTI	JLO	I. EL PROBLEMA	37
1.1.	Pla	nteamiento del problema	37
1.2.	For	mulación del problema	40
1.3.	Ob	jetivos del trabajo	41
1.3	8.1.	General	41
1.3	8.2.	Específicos	41
1.4.	Jus	tificación de la investigación	42
1.5.	Del	imitaciones del problema	43
1.6.	Lim	litaciones	44
CAPÍTI	JLO	II. MARCO TEÓRICO	47
2.1.	Ant	ecedentes	47
2.2.	Bas	ses teóricas	56
2.2	2.1.	Soldadura	56
2.2	2.2.	Procesos de soldadura utilizados en la fabricación de la junta	56
	2.2.2	.1. Proceso GTAW	56
	2.2.2	2.2. Proceso SMAW	58
2.2	2.3.	Flujo de calor durante el proceso de soldadura	59

2.2.4. D	istribución del calor durante el proceso de soldadura	63
2.2.4.1.	Propiedades térmicas de los materiales	66
2.2.4.2. T	Masa de la junta y geometría del material a soldar – Trayectorias disponibles para la conducción del calor	67
2.2.4.3.	Técnicas de soldadura – Ondeo y arrastre	69
2.2.4.4.	Velocidad de avance	70
2.2.4.5.	Temperatura inicial – Condición ambiental o precalentamiento	71
2.2.4.6.	Diámetro del electrodo	72
2.2.4.7.	Modelo analítico de transferencia de calor para el pro de soldadura	ceso 72
2.2.4.8.	Ciclo térmico del metal base	82
2.2.4.9.	Velocidad de enfriamiento	89
2.2.5. E	volución microestructural del metal en las uniones solda	das 89
2.2.5.1.	Solidificación	91
2.2.6. A	ceros inoxidables austeníticos	112
2.2.7. S	oldabilidad de los aceros inoxidables austeníticos	114
2.2.8. M aı	etalurgia de la soldadura en los aceros inoxidables usteníticos	117
2.2.8.1.	Zona afectada por el calor (ZAC) en las uniones solda de aceros inoxidables austeníticos	adas 123
2.2.8.2.	Precalentamiento y control de las temperaturas interpases	128
2.2.8.3.	Fragilización a temperaturas intermedias	128
2.2.9. Pi in	ropiedades mecánicas del depósito soldadura en los ac oxidables austeníticos	eros 130
2.2.10.	Esfuerzos residuales	132

2.2.11.	Clasificación de los esfuerzos residuales	133
2.2.1	1.1. Macroesfuerzos térmicos	136
2.2.12.	Esfuerzos residuales en uniones soldadas	140
2.2.1	2.1. Procesos mecánicos y térmicos durante la soldadu	ra 147
2.2.13.	Resumen de técnicas para la detección y medición de esfuerzos residuales	los 149
2.2.1	3.1. Métodos mecánicos	150
2.2.1	3.2. Métodos de difracción	150
2.2.14.	Métodos para el alivio de los esfuerzos residuales en la uniones soldadas	as 151
2.2.15.	Introducción al método de elementos finitos (MEF)	152
2.2.16.	Modelación mediante método de elementos finitos	155
2.2.17.	Ensayo de tracción	156
2.2.18.	Metalografía	161
CAPÍTULO	III. MARCO METODOLÓGICO	163
3.1. Niv	el de la investigación	163
3.2. Dis	eño de la investigación	163
3.2.1.	Investigación documental:	164
3.2.2.	Diseño del modelo:	165
3.2.3.	Validación experimental:	165
3.3. Uni	verso y muestra	167
3.3.1.	Universo	167
3.3.2.	Muestra	167
3.4. Def	inición de las propiedades del material base	168
3.5. Def	inición de las propiedades del material de aporte	173
3.6. Cál	culo del calor aportado durante el proceso de soldadura	174

3.7. Co	onstrucción del modelo gráfico	174
3.8. Sii	nulación del proceso de soldadura	175
3.8.1.	Metodología para el análisis térmico	175
3.8.1.2	L. Etapa de pre-procesamiento	175
3.8.1.2	2. Etapa de solución	177
3.8.1.3	3. Etapa de post-procesamiento:	179
3.8.2.	Metodología para el análisis estructural	179
3.8.2.2	L. Etapa de pre-procesamiento	179
3.8.2.2	2. Etapa de solución:	180
3.8.2.3	3. Etapa de post-procesamiento:	181
3.9. Va	lidación experimental	181
3.9.1. I	Ejecución de la soldadura multipases en tubería de acero austenítico	181
3.9.1.1.	Preparación de la junta a soldar	181
3.9.1.2.	Procedimiento de soldadura	181
3.9.1.3.	Ensayo de tracción	182
3.9.2.	Ensayos de relajación de esfuerzos	182
3.9.2.1.	Preparación de las probetas para el ensayo de relajación esfuerzos	de 182
3.9.2.2.	Identificación de los puntos de medición mediante el méto de relajación de esfuerzos con galgas extensométricas.	do 186
3.9.2.3.	Obtención de los esfuerzos residuales mediante el método relajación de esfuerzos utilizando galgas extensométricas	o de 188
3.9.2.4.	Instalación de las galgas extensométricas	189
3.9.2.5.	Relajación de esfuerzos mediante fresado	189
3.9.2.6. esfuerzo	Medición de las deformaciones - Ensayo de relajación de s	192

3.9.2.7. Obtención de los esfuerzos residuales en función de los valores de resistencia reportados por el transductor	
analógico-digital.	193
3.10. Comparación entre la simulación del proceso de soldadura resultados de los ensayos de relajación de esfuerzos	a y los 194
3.11. Análisis metalográficos	195
CAPÍTULO IV. RESULTADOS	197
4.1. Resultados de la simulación mediante elementos finitos	197
<ul> <li>4.1.1. Resultados del cálculo del calor aportado durante el pro de soldadura – Datos de entrada de la simulación térmica</li> </ul>	ceso 197
4.1.2. Resultados de la simulación estructural	199
4.2. Resultados del ensayo de tracción	201
4.3. Resultados del ensayo de relajación de esfuerzos	202
4.3.1. Medición de los valores de resistencia en las galgas, pre ensayo de relajación de esfuerzos, reportados por el	evia al
transductor analogico-digital.	202
4.3.2. Medición de los valores de resistencia en las galgas, po al ensayo de relajación de esfuerzos, reportados por el transductor analógico-digital.	sterior 203
4.3.3. Variación de resistencia en las galgas.	204
4.3.4. Determinación de los esfuerzos residuales	205
4.4. Resultados de la determinación de la correlación (r) entre la simulación mediante elementos finitos y los ensayos	
experimentales de relajación de esfuerzos	207
4.5. Resultados de los análisis metalográficos y de corrosión	209
CAPÍTULO V. DISCUSIÓN DE RESULTADOS	211
5.1. Verificación de las propiedades mecánicas del metal base	211
5.2. Simulación mediante elementos finitos	211
CONCLUSIONES	215

RECOMENDACIONES	217
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	219
ANEXOS	223
Anexo A - Especificación del procedimiento de soldadura EPS-Z&P-SS-028	A-1
Anexo B - Informes de laboratorio ASMECA	B-1
Anexo C – Certificados de calidad de los materiales	C-1
Anexo D – Análisis metalográficos y ensayos de corrosión	D-1
Anexo E – Carta de autorización de la compañía Z&P.	E-1
Anexo F –Electrodos recubiertos 100% austeníticos, marca Thyssen Thermanit 25\22 H.	F-1
Anexo G – Procedimiento para la instalación de galgas G-extensométricas.	G-1
Anexo H – Sistema de codificación de las galgas extensométricas empleadas en los ensayos experimentales.	H-1

### ÍNDICE DE FIGURAS

2.2.4.1. Distribución de temperaturas en una lámina metálica durante el proceso de soldadura por fusión (Kreith, 2000).63

2.2.4.2. Ubicación de las zonas metalúrgicas (afectadas y no afectadas por el calor), para soldaduras de un sólo pase, categorizadas de acuerdo a la máxima temperatura local. Las micrografías corresponden a una junta de composición 2.25Cr - 1/2Mo (Francis, et. al., 2007).

2.2.4.2.1. (a) Trayectorias disponibles para la disipación del calor en una junta a tope con bisel en "V". (b) Trayectorias disponibles para la disipación del calor en una junta a filete, en donde se aprecia que la superficie disponible para la disipación del calor es mucho mayor que en el caso de juntas a tope (Rampaul, 2003).

2.2.4.3.1. Técnica de soldadura mediante zigzag, aplicada en juntas a tope con bisel en "V" de tuberías (Rampaul, 2003).70

2.2.4.7.1 Sistema de coordenadas para el análisis de la transferencia de calor en el proceso de soldadura (De Vedia, Svoboda, 2004)75

xxi

2.2.4.7.2 Flujo de calor en dos dimensiones: Desarrollo del perfil de temperatura – T(x, y) (Kou, 2003). 76

2.2.4.7.3 Función de Bessel modificada de segundo tipo y orden cero(Kou, 2003).80

2.2.4.7.4 Flujo de calor en tres dimensiones: Desarrollo del perfil de temperatura – T(x, y, z) (Kou, 2003). 81

2.2.4.7.5. Campos de distribución de temperaturas calculados de acuerdo a las ecuaciones de Rosenthal: a) Lámina delgada. b) Lámina Gruesa.(Easterling, 1992).

2.2.5.1.1. Curva de enfriamiento tiempo-temperatura, durante la solidificación de un material fundido (Dardati, 2005). 95

2.2.5.1.2. Crecimiento dendrítico (Dardati, 2005). 99

2.2.5.1.3. Proceso de solidificación equiaxial dendrítico, donde se observa la dirección de la disminución de la temperatura de fusión – Tf (Dardati, 2005).

2.2.5.1.2.1. Esquema de los constituyentes de la estructura primaria de un depósito de soldadura de un acero (Bhadeshia, 1993). 108

2.2.5.1.3.1. Ciclos térmicos durante la soldadura multipases (Francis, et al., 2007).

xxii

2.2.7.1. Diagrama de Schaeffler para el metal de soldadura de la aleación
Fe-Cr-Ni, en donde se muestra: Estructura y defectos típicos, que pueden
devenir durante el proceso (mediante regiones aproximadas) (Lancaster,
1999)

2.2.8.1. Campos de fase a temperatura ambiente de las aleaciones Fe-Cr-Ni (Conde y Santiago, 1971).

118

2.2.8.2. Diagrama pseudobinario obtenido mediante un corte al 70% en peso de hierro, sobre el diagrama ternario de la aleación Fe-Cr-Ni (Shankar, et al., 2003).

2.2.8.3. Diagrama ternario de la aleación Fe-Cr-Ni. (a) Superficies de líquidus. (b) Superficies de solidus (ASM Handbook Vol. 3, 2005).

2.2.8.4. Ubicación de los diferentes tipos de microestructuras presentes en el diagrama pseudobinario Fe-Cr-Ni al 70% de hierro, y su relación con los modos de transformación (Lippold, Kotecki, 2005). 123

2.2.12.1. Perfil de esfuerzos residuales en una plancha soldada (Hosford, 2005).

2.2.12.2. Cambios en la temperatura y esfuerzos generados durante el proceso de soldadura. (a) Soldadura. (b) Cambios en la temperatura. (c) Perfil de esfuerzos en la dirección de la soldadura (eje x) (Kou, 2003). 146

xxiii

2.2.17.1. Dimensiones de la probeta rectangular de sección reducida, empleada en el ensavo de tracción para tuberías soldadas con bisel en "V" (ASME Boiler and Pressure Vessel Code - Section IX, 2004). 157 2.2.17.2. Curva de esfuerzo-deformación típica para un metal (Dieter, 1988). 160 2.2.18.1. Plantilla de tamaños de grano (Exime, Mora, 2010). 162 3.2.3.1. Probetas tubulares. 166 3.2.3.2. Cupones extraídos de probetas tubulares 166 3.4.1. Conductividad térmica (W/mK) en función de la temperatura (K) 170 (Karditsas, Baptiste, 1995). 3.4.2. Calor específico (J/Kg K) en función de la temperatura (K) (Karditsas, Baptiste, 1995). 171 3.4.3. Coeficiente de expansión Térmica (m/m K) en función de la temperatura (K) (Karditsas, Baptiste, 1995). 171 3.4.4. Módulo de elasticidad (GPa) en función de la temperatura (K) (Karditsas, Baptiste, 1995). 172 3.4.5. Esfuerzo de fluencia (MPa) en función de la temperatura (K) (Karditsas, Baptiste, 1995). 172 3.7.1. Modelo gráfico bidimensional de la unión soldada (ventana gráfica del software). 175

xxiv

3.8.1.1.1. Mallado de la pieza (ventana gráfica del software). 176

3.9.2.1.1. Cupones extraídos de probetas tubulares: (a) Previo a la preparación de superficie. (b) Luego de la preparación de superficie. 183

3.9.2.1.2. Cupones extraídos de probetas tubulares: (a) Previo a la preparación de superficie. (b) Luego de la preparación de superficie. 184

3.9.2.1.3. Operación de cepillado de probetas. 185

3.9.2.1.4. Operación de rectificado de probetas. 185

3.9.2.2.1. Ubicación de las galgas en los cupones. 187

3.9.2.2.2. Ubicación de las galgas en las probetas tubulares. 188

3.9.2.5.1. Herramienta (fresa) utilizada para ejecución de la operación de relajación de esfuerzos. 191

3.9.2.6.1. Transductor analógico- digital marca: MCC, modelo: USB-2404-UI (MC Measurement computing catalog USB-2404-UI, 2011). 192

4.1.1.1. (a) Modelo gráfico bidimensional de la unión soldada un solo pase. (b) Fenómeno real soldadura multipasadas.198

4.1.2.1. Distancias en milímetros, medidas desde el borde exterior delcordón de soldadura.200

1.1.2.2. Distribución de esfuerzos principales en la pieza (ventana gráfica
del software). 200
1.1.2.3. Gráfico de los esfuerzos principales con respecto al centro de la
pieza. 201
1.3.4.1. Curvas de esfuerzos residuales obtenidos en probetas tubulares y
cupones. 207
5.2.1. Gráfico comparativo entre la simulación y los ensayos
experimentales. 212

### ÍNDICE DE TABLAS

2.2.4.1.1 Propiedades térmicas de varios metales (Kou, 2003). 67

2.2.4.8.1. Factores de disipación de calor en función del tipo de junta(Peña, 2009).88

2.2.8.1. Tipos de solidificación, reacciones y microestructuras resultantes para los aceros inoxidables austeníticos (Lippold, Kotecki, 2005). 122

2.2.9.1. Propiedades mecánicas mínimas en metales de soldadura para aceros inoxidables austeníticos (Lippold, Kotecki, 2005).131

3.4.1. Composición química de tuberías de acero inoxidable austenítico tipo TP316L (ASTM A 312/A 312M, 2003). 169

3.4.2. Resistencia mínima de tuberías de acero inoxidable austenítico tipoTP316L a temperatura ambiente (ASTM A 312/A 312M, 2003) (ASM Handbook, Vol. 1, 2005).

3.9.2.5.1 Parámetros para el fresado de relajación de esfuerzos (Gerling, 1981).

4.1.1.1. Calor aportado en cada proceso de soldadura en la junta. 198

4.1.2.1. Distribución de esfuerzos principales con respecto a la distanciaal borde del cordón.199

4.3.1.1. Valores de resistencia, previo al ensayo de relajación deesfuerzos (cupones extraídos de probetas tubulares).202

4.3.1.2. Valores de resistencia reportados por el transductor previo al ensayo de relajación de esfuerzos (probetas tubulares). 203

4.3.2.1. Valores de resistencia reportados por el transductor posterior al ensayo de relajación de esfuerzos (cupones extraídos de probetas tubulares).

4.3.2.2. Valores de resistencia reportados por el transductor posterior al ensayo de relajación de esfuerzos (probetas tubulares). 204

4.3.3.1. Variaciones en la resistencia, en cupones	s. 205
--	--------

4.3.3.2. Variaciones en la resistencia, probetas tubulares. 205

4.3.4.1. Esfuerzos residuales obtenidos en cupones extraídos de probetas tubulares. 206

4.3.4.2. Esfuerzos residuales en probetas tubulares. 206

- 4.4.1. Correlaciones de Pearson (r). 208
- 4.4.2. Coeficientes de determinación (r2). 208

# **GLOSARIO DE TÉRMINOS**

### AISI

American Iron and Steel Institute.

### ANSYS

Software empleado para la simulación mediante elementos finitos.

### Anisotropía

Es la propiedad general de la <u>materia</u> según la cual determinadas propiedades físicas, tales como: <u>elasticidad</u>, <u>temperatura</u>, <u>conductividad</u>, <u>velocidad</u> de propagación de la luz, etc. varían según la dirección en que son examinadas. Algo anisótropo podrá presentar diferentes características según la dirección.

### ASM

American Society for Metals.

### ASME

American Society of Mechanical Engineers.

### ASTM

American Society for Testing and Materials.

### Capacidad volumétrica

Describe la capacidad de cierto <u>volumen</u> de una sustancia para almacenar calor al experimentar un cierto cambio en su <u>temperatura</u> sin cambiar de <u>fase</u>. Se diferencia del <u>calor específico</u> en que está determinada por el volumen del material, mientras que el calor específico está basado en la <u>masa</u> del material.

### Conducción

La conducción de calor es un mecanismo de <u>transferencia de energía</u> <u>térmica</u> entre dos sistemas, basado en el contacto directo de sus <u>partículas</u> sin flujo neto de materia y que tiende a igualar la <u>temperatura</u> dentro de un cuerpo o entre diferentes cuerpos en contacto por medio de transferencia de <u>energía cinética</u> de las partículas.

### Conductividad térmica

Es una característica de cada sustancia y expresa la magnitud de su capacidad de conducir el calor.

### Convección

La convección es una de las tres formas de <u>transferencia de calor</u> y se caracteriza porque se produce por intermedio de un <u>fluido</u> (líquido o gas) que transporta el calor entre zonas con diferentes <u>temperaturas</u>. La convección se produce únicamente por medio de materiales <u>fluidos</u>. Lo que se llama convección en sí, es el transporte de calor por medio del movimiento del fluido.

### Correlación de Pearson

En <u>estadística</u>, el coeficiente de correlación de Pearson es un índice que mide la relación lineal entre dos <u>variables aleatorias cuantitativas</u>. A diferencia de la <u>covarianza</u>, la correlación de <u>Pearson</u> es independiente de la escala de medida de las variables. De manera menos formal, podemos definir el coeficiente de correlación de Pearson como un índice que puede utilizarse para medir el grado de relación de dos variables siempre y cuando ambas sean cuantitativas.

### **Corrosión bajo esfuerzo (SCC – Stress Corrosion Cracking)**

Es la corrosión sufrida por un material en una determinada atmosfera sometida a esfuerzos estáticos. Las fisuras q se originan en un material que sufre corrosión bajo esfuerzo crecen de tamaño, y cuando una de estas fisuras adquiere un tamaño considerable, se produce una fractura. Las atmosferas en las que se verifica este fenómeno dependen del material. En aceros de alta resistencia existe un esfuerzo umbral por debajo de la cual no se produce el fallo. El tiempo necesario para que el fallo sobrevenga disminuye al aumentar el esfuerzo impuesto. Los esfuerzos originados por tratamiento térmico soldadura, son suficientes para provocar el fenómeno de corrosión bajo esfuerzo. Cuando el esfuerzo varia cíclicamente (fatiga) los efectos son mucho más graves que cuando los esfuerzos son estáticos.

### Cupón

Pieza extraída de una sección de la probeta tubular con dimensiones normalizadas, para ser sometida a diversos ensayos mecánicos, con la finalidad de estudiar algunas propiedades del material de donde se extrae.

### Deformación elástica

Es aquella deformación reversible, en donde el cuerpo recupera su forma original al retirar la <u>fuerza</u> que le provoca la deformación.

### Deformación plástica

Modo de deformación en que el material no regresa a su forma original después de retirar la carga aplicada.

Modulo de Poisson: Es una <u>constante elástica</u> (denotada mediante la <u>letra</u> <u>griega</u>  $\nu$ ) que proporciona una medida del estrechamiento de sección de un prisma de material elástico lineal e isótropo cuando se estira longitudinalmente y se adelgaza en las direcciones perpendiculares a la de estiramiento.

### Diagrama de fase pseudobinario

En un diagrama pseudobinario, se muestra el equilibrio entre tres o más componentes usando dos compuestos. Representa una sección de los diagramas de fases ternarios, desarrollados para sistemas que están constituidos por tres componentes.

### Diámetro nominal

Número adimensional empleado para clasificar el diámetro de las tuberías mediante un parámetro único.

### Difusividad térmica

Caracteriza la rapidez con la que varía la temperatura del material ante una solicitud térmica, por ejemplo, ante una variación brusca de temperatura en la superficie.

### Especificación del procedimiento de soldadura (EPS)

Es un procedimiento de soldadura escrito, diseñado para entregar una guía o dirección para la producción de soldaduras según los requerimientos del código ASME sección IX.

### Galga extensométrica

Es un <u>sensor</u>, para medir la <u>deformación</u>, presión, carga, torque, posición, entre otras cosas, que está basado en el <u>efecto piezoresistivo</u>, el cual es la propiedad que tienen ciertos materiales de cambiar el valor nominal de su resistencia cuando se le someten a ciertos esfuerzos y se deforman en dirección de los ejes mecánicos. Un esfuerzo que deforma a la galga producirá una variación en su <u>resistencia eléctrica</u>, esta variación puede ser por el cambio de longitud, el cambio originado en la sección o el cambio generado en la resistividad. La galga extensométrica hace una lectura directa de deformaciones longitudinales en cierto punto del material que se está analizando.

### GTAW

Gas tugsten arc welding.

### Isotropía

Es la característica de los cuerpos cuyas propiedades físicas no dependen de la dirección. Es decir, se refiere al hecho de que ciertas

<u>magnitudes</u> <u>vectoriales</u> medibles, dan resultados idénticos con independencia de la dirección escogida para dicha medición.

### Junta a tope combinación GTAW con SMAW

Se entiende por junta el espacio existente entre las superficies que van a ser unidas por soldadura. El caso particular de juntas a tope con combinación de procesos GTAW y SMAW, está referido a la preparación de los bordes en donde no es posible soldar por ambos lados, así pues, por lo menos los dos primeros cordones de soldadura se realizan mediante el proceso GTAW y los restantes empleando el proceso SMAW.

### Junta de enchufe (socketweld)

Son aquellas juntas soldadas en donde el elemento tubular se introduce en la cavidad o enchufe de un accesorio particular (tees, válvulas, codos, etc.), normalmente empleadas en diámetros de tuberías de hasta dos pulgadas.

### MEF

Método de elementos finitos.

### Metal base

Representa toda aquella pieza metálica (tuberías, perfiles, vigas, planchas, etc.) a ser unida mediante el proceso de soldadura.

### Metal de aporte

Normalmente se suministra en forma de alambre sólido (electrodo), con recubrimientos especiales, con el fin de evitar inclusiones indeseadas para la calidad de la soldadura.

### Microestructura

La microestructura de un material refleja las propiedades del material, es la estructura más fina de un material, la cual se visualiza con la ayuda de un microscopio. Se caracteriza por el número de fases, su proporción y su distribución dentro del sistema. Depende del número de componentes, de la concentración de cada uno de ellos, de los defectos, de la historia del material, etc. Puede ser modificada, lo que le permite al ingeniero escoger una combinación con las propiedades más adecuadas según la aplicación a emplear, tomando en cuenta que sea un material conformado mediante un proceso de producción industrial.

### Probeta

Pieza fabricada mediante algún proceso de conformado mecánico (corte, doblez, soldadura, etc.), empleada como base para extraer cupones normalizados para realizar ensayos mecánicos.

### Probeta tubular

Pieza fabricada mediante corte, biselado y posterior soldadura de la tubería en estudio.

### Radiación

El fenómeno de la radiación consiste en la propagación de <u>energía</u> en forma de <u>ondas electromagnéticas</u> o partículas subatómicas a través del vacío o de un medio material.

#### Resistencia de fluencia

Esfuerzo máximo necesario para provocar una determinada cantidad de fluencia en un período específico. Sinónimo de límite de fluencia.

### Resistencia mecánica

Capacidad de un elemento para resistir esfuerzos y fuerzas aplicadas sin romperse, adquirir deformaciones permanentes o deteriorarse de algún modo. La resistencia mecánica de un cuerpo depende de su material y de su geometría.

### Registro de calificación del procedimiento de soldadura

(PQR por sus siglas en idioma inglés Procedure Qualification Record) Una vez ejecutado el proceso de soldadura de acuerdo a la EPS, se formalizan mediante el registro de calificación del procedimiento de soldadura los ensayos aplicados (tracción, dureza, corrosión, etc.). Es importante resaltar que la calificación del procedimiento de soldadura se hace para demostrar la compatibilidad existente entre el metal base, los materiales de aporte, los procesos de soldadura y la técnica aplicada.

### Schedule

Número adimensional empleado para definir el espesor de pared de las tuberías.

### SMAW

Submerged manual arc welding (Soldadura de arco manual).

### Tenacidad

La tenacidad es la cantidad de energía que un material absorbe antes de la rotura y viene representada por el área bajo la <u>curva</u> <u>esfuerzo-deformación</u> del material.

### TP316L

Clasificación ANSI/ASME, que representa lo siguiente:

- TP: Tubular products (productos tubulares).
- 316: Acero inoxidable austenítico con alto contenido de cromo y níquel, incluyendo además, un porcentaje importante de molibdeno.

• L: Low carbon content (bajo contenido de carbono).

# ZAC

Zona afectada por el calor.

#### RESUMEN

Con el objetivo de determinar los esfuerzos residuales que se presentan en uniones soldadas a tope con bisel en "V", para tuberías de acero inoxidable austenítico AISI TP316L, se plantea una simulación de elementos finitos simplificada en dos dimensiones, tomando en cuenta las complejas interacciones entre los fenómenos térmicos, metalúrgicos y mecánicos, resultando en una predicción satisfactoria de los esfuerzos residuales en la zona afectada por el calor (ZAC), al compararlos con los resultados obtenidos mediante ensayos experimentales de relajación de esfuerzos. Para llevar a cabo el proceso de simulación, en las uniones soldadas de este tipo de tubería, es preciso establecer las relaciones entre los esfuerzos residuales y los parámetros del tipo de material (metal base y metal de aporte), los parámetros estructurales (geometría de la unión, espesor de pared de la tubería, etc.) y los parámetros de fabricación (proceso de soldadura, aporte de calor, etc.), los cuales, influyen de manera determinante sobre el comportamiento de las mismas.

# **CAPÍTULO I. EL PROBLEMA**

#### 1.1. Planteamiento del problema

El transporte de fluidos mediante tuberías, es el sistema más común y extendido desde hace ya más de un siglo, cuando el auge industrial a fines del siglo XIX, permitió que la industria metalúrgica y metalmecánica lograran desarrollar técnicas efectivas de conformado y fabricación. Prácticamente en todos los sectores industriales se encuentran diversas clases de tuberías elaboradas dentro de una amplia gama de aceros y sus aleaciones, utilizadas en la mayoría de las aplicaciones, de acuerdo al tipo de fluido y las condiciones de temperatura y presión, que circularán a través de su interior.

Las tuberías son confeccionadas en diferentes diámetros, los cuales han sido normalizados por cuestiones de manufactura y estandarización, de igual manera que las longitudes, las cuales poseen dimensiones comerciales de seis y doce metros (salvo algunos casos muy especiales, en donde lo costoso del material, se presta para la fabricación de tramos más cortos, de hasta dos metros). En tal sentido, para lograr satisfacer las configuraciones de los sistemas de tuberías, tanto dentro como fuera de las plantas de procesos industriales, se encuentran las juntas o uniones

de diferentes tipos, siendo las más comunes las juntas soldadas y roscadas, aunque, indiscutiblemente las uniones soldadas gozan de mayor aceptación, gracias a sus excelentes condiciones de resistencia, estanqueidad, facilidad de construcción para diferentes arreglos con altos grados de dificultad, etc.

En la construcción de tramos de tuberías soldadas, se encuentran básicamente, dos tipos de uniones, la junta "a tope" con bisel en "V" (buttweld "V" joint) y la junta "de enchufe" (socketweld joint), siendo la primera de más amplia aplicación, prácticamente para todos los diámetros nominales de tuberías y la segunda empleada en diámetros nominales de hasta dos pulgadas, lo cual permite llevar a cabo la fabricación de un sin fin de arreglos de tuberías, para cualquier industria.

En dichas uniones soldadas, el proceso de aporte de calor origina esfuerzos térmicos, especialmente en la zona afectada por el calor (ZAC), donde se presentan esfuerzos de tracción y de compresión. Los grandes esfuerzos residuales a tracción, son conocidos por promover fractura y fatiga, mientras que los esfuerzos residuales de compresión, pueden producir indeseables y a menudo imprevisibles pandeos globales y locales, durante o después de la soldadura.

Por tal motivo, la determinación de los esfuerzos residuales, los desplazamientos y la deformación en los procesos de soldadura, reviste gran importancia. En la actualidad, numerosos investigadores dedicados al tema, hacen uso extendido de la modelación mediante elementos finitos, con el fin de predecir y determinar con gran exactitud esfuerzos residuales, con los respectivos desplazamientos y deformaciones.

Es preciso mencionar, que el comportamiento de la unión soldada, dependerá de varios factores, englobados en tres parámetros fundamentales: Los parámetros del tipo de material (metal base y metal de aporte), los parámetros estructurales (geometría de la unión, espesor de pared de la tubería, etc.) y los parámetros de fabricación (proceso de soldadura, aporte de calor, etc.), los cuales influirán directamente sobre los esfuerzos residuales que se producirán.

Para el caso de las juntas soldadas en tuberías de aceros especiales, tales como los aceros inoxidables austeníticos (quienes gracias a su excelente comportamiento y resistencia a la corrosión a elevadas temperaturas y presiones, se emplean en plantas petroquímicas y petroleras), se producen comportamientos indeseables si no se controlan las condiciones de flujo de calor y el tiempo de deposición, por ejemplo: La aparición de la fase sigma ( $\sigma$ ), promotora del endurecimiento y fragilización del material. Del mismo modo, la distribución de los esfuerzos

residuales en dichas juntas de ese tipo de material, se comporta de manera singular, gracias a su baja conductividad del calor y elevada expansión térmica, en la zona afectada por el calor (ZAC), con respecto a otros aceros.

Para llevar a cabo la evaluación y determinación de dichos esfuerzos residuales, en las uniones soldadas de este tipo de tubería, es preciso establecer las relaciones entre dichos esfuerzos y los parámetros del tipo de material, los parámetros estructurales y los parámetros de fabricación, contribuyendo de esta manera, a comprender con mayor claridad los factores a considerar en el diseño e inspección de uniones soldadas de este tipo. En tal sentido, se propone la determinación de dichos esfuerzos mediante el método de elementos finitos, junto con la evaluación mediante ensayos de relajación de esfuerzos, en probetas fabricadas con tubería de acero inoxidable austenítico AISI TP316L, con la finalidad de validar la efectividad del modelo propuesto.

#### 1.2. Formulación del problema

En juntas a tope con bisel en "V" para la fabricación de uniones soldadas de tubería de acero inoxidable austenítico AISI TP316L, es preciso determinar los esfuerzos residuales luego del proceso de soldadura, diseñando un sistema mediante el método de elementos finitos.

#### 1.3. Objetivos del trabajo

#### 1.3.1. General

Determinar los esfuerzos residuales que se presentan en uniones soldadas a tope con bisel en "V", para tuberías de acero inoxidable austenítico AISI TP316L, mediante el método de elementos finitos.

### 1.3.2. Específicos

- 1.3.2.1. Consultar la bibliografía disponible, acerca del comportamiento de los aceros inoxidables austeníticos.
- 1.3.2.2. Definir y establecer los parámetros de la unión soldada: Tipo de material, geometría de la unión, proceso de soldadura, aporte de calor, etc.
- 1.3.2.3. Establecer el comportamiento térmico de la unión soldada.
- 1.3.2.4. Modelar la unión soldada mediante el método de elementos finitos, para determinar los esfuerzos residuales.
- 1.3.2.5. Definir, construir y soldar las probetas con tubería de acero inoxidable austenítico AISI TP316L, de diámetro nominal seis pulgadas, Schedule 160.
- 1.3.2.6. Validar los resultados a través de ensayos experimentales.

#### 1.4. Justificación de la investigación

La necesidad de comprender con mayor claridad los factores a considerar en el diseño e inspección de uniones soldadas, en tuberías de aceros inoxidables austeníticos, promueven la investigación de soluciones para la determinación de los esfuerzos residuales presentes en dichas juntas, modelando su comportamiento, de manera confiable y precisa. Así pues, los diseñadores podrán establecer parámetros más efectivos para controlar el proceso de soldadura, tales como: El control de la atmósfera, aportes de calor, enfriamiento, etc., en aras de mejorar su desempeño, minimizando los esfuerzos residuales.

De forma similar, la investigación en este campo, propiciará el afinamiento de las técnicas de inspección, orientándolas de forma más eficiente, reduciendo de esta manera los tiempos y en consecuencia los costos por este concepto, beneficiando al sector industrial, en donde se manejan este tipo de uniones soldadas de aceros inoxidables austeníticos (petrolero, petroquímico y químico), ya que al disminuir su estructura de costos, elevará su productividad y su oportunidad de negocios, haciéndose más competitiva y en definitiva contribuirá con la sociedad, representada por el consumidor final de los productos generados, quienes gozarán de mejores precios.

#### 1.5. Delimitaciones del problema

El desarrollo de la presente investigación se encuentra sujeto a las siguientes premisas:

- La construcción del modelo para la determinación de los esfuerzos residuales, en uniones soldadas a tope con bisel en "V", mediante el método de elementos finitos, se fundamentará en la geometría de las probetas experimentales, que se emplearán para validar los resultados.
- 2. Para llevar a cabo las pruebas experimentales, se fabricarán cupones, de acuerdo al Código ASME Sección IX, los cuales serán extraídos de probetas de tubería soldada, elaboradas de acuerdo al procedimiento de soldadura EPS-Z&P-SS-028, emitido por la Compañía Z&P Construction Company, soportado por la Calificación del Procedimiento de Soldadura PQR-Z&P-SS-028.
- El material empleado en la construcción de dichas probetas, será tubería de acero inoxidable austenítico AISI TP316L, de diámetro nominal seis pulgadas, con espesor de pared 18,26 mm. (Schedule 160).
- El diseño de la unión soldada, será a tope con bisel en "V" (Buttweld joint V bevel).

 La unión soldada será ejecutada en múltiples pases, de acuerdo a la secuencia siguiente: Los pases de raíz, se realizarán mediante el proceso GTAW y los pases subsecuentes, mediante el proceso SMAW.

#### 1.6. Limitaciones

- 1. El proceso de fabricación y conformado del acero inoxidable austenítico, se realiza en el exterior del país contra pedido, transformándolo en un material altamente costoso y de largo tiempo de entrega, por lo que su utilización para el campo de la investigación, es sumamente complicado, ya que es preciso contar con financiamiento y/o apoyo, de algún ente con interés en desarrollar trabajos al respecto.
- El material bibliográfico relacionado con el tema de investigación, es costoso y su adquisición debe ser en divisa extranjera, ya que generalmente, las fuentes se encuentran fuera del país.
- 3. Es preciso contar con el apoyo de instituciones públicas y/o privadas, que cuenten con los recursos necesarios para llevar a cabo los ensayos experimentales, requeridos en el presente trabajo de investigación. En tal sentido, se tienen instituciones tales como: Universidad de Carabobo, Universidad Central de Venezuela, y/o Laboratorios de ensayos privados.
### CAPÍTULO II. MARCO TEÓRICO

### 2.1. Antecedentes

2.1.1. Análisis de elementos finitos de los esfuerzos residuales en la zona soldada de una acero de alta resistencia. Li Yajiang, Wang Juan, Chen Maoai y Shen Xiaoqin. Laboratorio Principal de Herencia y Estructura Líquida de los Materiales, Ministerio de educación, Universidad de Shandong (2003).

### **Resumen:**

La distribución de esfuerzos residuales en las juntas soldadas de acero de alta resistencia grado HQ130, se investigó por medio del método de elementos finitos (MEF) usando el software ANSYS. La soldadura se llevó a cabo mediante el proceso SMAW (Shielded Metal Arc Welding), con un aporte de calor de 16 KJ / cm. El análisis de elementos finitos de la unión soldada revela que existe un gradiente de esfuerzos alrededor de la zona de fusión de la unión soldada. El esfuerzo instantáneo residual en la superficie de la soldadura se eleva entre 800 y 1000 MPa y alcanza valores de 500 a 600 MPa, por debajo de la soldadura. El gradiente de esfuerzo cerca de la zona de fusión es superior a cualquier otro lugar en los alrededores, lo cual se considera como una de las causas más importantes, para el desarrollo de grietas en frío en la zona de fusión del acero de alta resistencia. Con el fin de evitar las grietas mencionadas, el esfuerzo térmico en la unión soldada debe ser minimizado mediante el control del aporte de calor en la soldadura.

2.1.2. Temperaturas de transformación y esfuerzos residuales de soldadura en aceros ferríticos. J. A. Francis, H. J. Stone, S. Kundu, R. B. Rogge, H. K. D. H. Bhadeshia, P. J. Withers y L. Karlsson. Conferencia ASME de la División de Recipientes a Presión y Tuberías (2007).

### **Resumen:**

Los esfuerzos residuales en las proximidades de una soldadura pueden tener gran influencia sobre la integridad estructural de los componentes. Se investigan los efectos del control de la temperatura de inicio de la fase martensítica del metal de aporte, con la finalidad de mitigar la distribución de esfuerzos residuales en soldaduras de aceros ferríticos. Tres pases de soldadura en una junta a ranura, fueron depositados mediante el proceso de soldadura por arco manual, en planchas de acero de espesor 12 mm., empleando metales de relleno diseñados para tener diferentes temperaturas de inicio de la fase martensítica. Cada una de las distribuciones de esfuerzos residuales se caracterizó, mediante el método de difracción de neutrones. Se encontró que bajas temperaturas de transformación dan lugar a una distribución de esfuerzos potencialmente menos perjudicial, dentro y cerca de la zona de fusión. El método experimental es reportado y los resultados son interpretados en el contexto del diseño de mejores consumibles para la soldadura.

2.1.3. Esfuerzos residuales en soldaduras de aceros ferríticos en plantas de generación de potencia. J. A. Francis, H. K. D. H. Bhadeshia y P. J. Withers. Materials Science and Technology (2007).

#### **Resumen:**

Muchos de los mecanismos de degradación, presentes en los componentes de plantas de generación de potencia, pueden ser exacerbados por los esfuerzos residuales existentes en el material. Un buen diseño o evaluaciones de integridad estructural requieren por lo tanto, un informe de los esfuerzos residuales, que a menudo son introducidas durante la soldadura. Para ello es necesario caracterizar los esfuerzos, mediante el empleo de métodos no destructivos, lo cual, podría no ser posible realizar en componentes de altos espesores. Estas dificultades, y la escasez de datos técnicos pertinentes, han dado lugar a un creciente énfasis en el desarrollo y la validación de adecuadas herramientas de modelado. Así pues, existen avances importantes en la estimación de los esfuerzos residuales de soldadura en los aceros inoxidables austeníticos. Sin embargo, el progreso ha sido menos convincente en el caso de las aleaciones ferríticas, en especial debido a las complejidades asociadas a las transformaciones de fase de estado sólido que se producen en la soldadura multipases. Se revisan los problemas metalúrgicos que surgen en las soldaduras de acero ferrítico, relacionadas con las dificultades en el cálculo de los esfuerzos residuales. Adicionalmente, se resaltan algunos tópicos, con el fin de estimular investigaciones futuras.

2.1.4. Efecto de la soldadura GTAW sobre los esfuerzos residuales en juntas soldadas de acero inoxidable. K. H. Tseng, y C.P. Chou, Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad Nacional de Chiao Tung, Taiwán (2000).

### **Resumen:**

El objetivo de este estudio es investigar el efecto de los parámetros de la soldadura por arco pulsante GTAW, sobre el esfuerzo residual

de la junta soldada. Se aplicó soldadura por arco pulsante autógena con electrodo de tungsteno a las aleaciones de acero inoxidable SUS 304 y SUS 310, para producir un cordón de soldadura sobre placa. El esfuerzo residual se determinó usando la técnica del agujero de perforación (Hole Drilling), bajo norma ASTM E837. Los resultados experimentales demuestran que cuanto mayor es la frecuencia de pulso, conjuntamente con pulsos de mayor espaciamiento, así como una relación de mayor amplitud, y mayor duración, contribuyen a la reducción de la magnitud de los esfuerzos residuales en la soldadura de acero inoxidable austenítico. El esfuerzo residual en la soldadura de acero inoxidable 310 es mayor que el encontrado en la soldadura de acero inoxidable 304, bajo las mismas condiciones, debido a su baja conductividad térmica y difusividad térmica. Los resultados experimentales mostraron también que la soldadura de corriente por pulso origina esfuerzos residuales de menor dimensión en la zona de tracción, en comparación con la soldadura de corriente constante, debido a su menor capacidad para la absorción de calor.

2.1.5. Distorsión y esfuerzos residuales en soldaduras a tope multipases de acero inoxidable tipo 316. Leggatt, R.H. Residual Stresses in Science and Technology. Vol. 2; Garmisch-Partenkirchen (1986).

#### Resumen:

En el presente trabajo, se resumen los resultados de un extenso estudio teórico y experimental de esfuerzos residuales y la distorsión en las soldaduras a tope multipases en placas planas de acero austenítico tipo 316. Las mediciones se realizaron en las direcciones paralela, transversal, y a través del espesor de las soldaduras, pero los resultados se presentan sólo para los esfuerzos residuales y distorsiones transversales a la dirección de la soldadura. El análisis de los esfuerzos longitudinales y transversales en las soldaduras circunferenciales en tuberías de acero C-Mn, se han discutido previamente. Se presta especial atención a los efectos de la restricción en la junta durante el desarrollo de la distorsión en la soldadura y en el estado final de los esfuerzos locales y de mayor dimensión. Las aplicaciones de los resultados de esta investigación se encuentran en la optimización de los procedimientos de soldadura para un mínimo de distorsión, y en el cálculo del efecto de los esfuerzos residuales en la propagación de grietas por fatiga ó fractura.

**2.1.6. Simulación de juntas soldadas mediante elementos tipo concha.** F. Faure, J.-M. Bergheau y J.B. Leblond. Journal de Physique IV, France (2004) 347-354.

### **Resumen:**

Las simulaciones de elementos finitos pueden ser utilizadas para evaluar los esfuerzos residuales y las distorsiones inducidas por la soldadura. Estas simulaciones deben tener en cuenta las compleias interacciones entre los fenómenos térmicos. metalúrgicos y mecánicos. Simulaciones "locales" suelen ser suficientes para poder realizar predicciones satisfactorias de los esfuerzos residuales en la zona afectada por el calor (ZAC), pero simulaciones 3D "globales", a menudo son necesarias para calcular las distorsiones, que pueden ser importantes, incluso lejos de la ZAC. A fin de evitar tales cálculos, que requieren de mucho tiempo de procesamiento, un elemento tipo concha (Shell) se propone para la simulación de soldadura de estructuras finas. El cálculo térmico consiste en un sólo grado de libertad nodal, totalmente responsable de las condiciones de contorno en las caras de la concha. Los cálculos metalúrgicos y mecánicos se basan en un enfogue "multi-capa", en consecuencia, se presta especial atención a la transformación en la zona plástica durante los cálculos mecánicos. Los resultados numéricos obtenidos con este método, se comparan con los experimentales y algunos de simulación 3D.

2.1.7. Investigación numérica y experimental sobre los esfuerzos residuales en soldaduras a tope multipases de tubería de acero inoxidable austenítico. D. Deng, I. Murakawa y W. Liang. Computational Material Science (2007).

### **Resumen:**

Durante el transcurso de la soldadura, se producen a menudo, altos esfuerzos residuales y sus correspondientes distorsiones. Esto genera diversos problemas en varios de los componentes del sistema de generación de potencia en las plantas nucleares, especialmente en aquellos en donde el peligro de corrosión bajo esfuerzo (SCC) existe. En el transcurso de este estudio, se emplean métodos experimentales y de elementos finitos (FEM), para investigar la distribución de esfuerzos residuales en la soldadura de paredes de tuberías con alto espesor de acero inoxidable austenítico. En primer lugar, los experimentos se llevan a cabo para examinar las características del ciclo de temperatura y el esfuerzo residual de soldadura en la tubería de acero inoxidable tipo SUS304, que se realiza mediante un proceso de soldadura en varias pasadas (multipases). En segundo lugar, se han desarrollado modelos FEM 2-D axi-simétricos, para simular el campo de la temperatura de soldadura y el campo de esfuerzos residuales. En los modelos de elementos finitos, se tienen en cuenta las propiedades del material que dependen de la temperatura, del comportamiento durante el endurecimiento, recocido y de deformación plástica. Por último, la influencia de la resistencia a la fluencia del metal de soldadura en el esfuerzo residual, se aclara mediante una simulación numérica.

**2.1.8. Esfuerzos residuales. Parte 1 – Técnicas de medición.** P. J. Withers y H. K. D. H. Bhadeshia. UK (2001).

### **Resumen:**

El esfuerzo residual es aquel que permanece en un cuerpo que se encuentra en equilibrio con su entorno. Puede ser muy perjudicial para el rendimiento de un material o la vida de un componente. Sin embargo, ciertos esfuerzos residuales pueden ser introducidos deliberadamente, con la finalidad de obtener algunos beneficios. Los esfuerzos residuales son más difíciles de predecir que los esfuerzos en servicio con las que se superponen. Por esta razón, es importante disponer de métodos fiables para la medición de estos esfuerzos, así como, entender el nivel de información que pueden proporcionar. En este trabajo, que es la primera parte de un conjunto de dos capítulos, se resumen en primer lugar, el efecto de los esfuerzos residuales en la vida de fatiga y la integridad estructural, seguido por la definición y medición de esfuerzos residuales. Diferentes tipos de esfuerzos se caracterizan de acuerdo con la escala de longitud característica sobre la que se auto-equilibran. Al comparar esta longitud y medir el volumen de cada técnica, se evalúa la capacidad de una gama de técnicas. En la segunda parte, se examinan los diversos orígenes de las esfuerzos residuales en las distintas clases de materiales.

**2.1.9. Esfuerzos residuales. Parte 2 – Naturaleza y origen.** P. J. Withers y H. K. D. H. Bhadeshia. UK (2001).

### **Resumen:**

El esfuerzo residual puede ser perjudicial cuando se reduce la tolerancia del material a una fuerza aplicada externamente, como es el caso de las uniones soldadas. Por otro lado, puede ser aprovechada para el diseño de materiales o componentes que son resistentes a los daños, el vidrio templado es un buen ejemplo de ello. En este documento, la segunda parte de un conjunto de dos capítulos, se examina la naturaleza y los orígenes de los esfuerzos residuales en una serie de escalas. Esta se extiende desde los campos de largo alcance, hasta la tensión residual en los componentes de ingeniería y estructuras soldadas, desde de la interfase de esfuerzos presentes en los materiales compuestos y recubrimientos, hasta las interacciones en micro escala de las transformaciones de fase con los esfuerzos locales.

### 2.2. Bases teóricas

Partiendo de la revisión bibliográfica actualizada, relacionada con el tema de investigación planteado, se han establecido los siguientes tópicos, como bases teóricas fundamentales para abordar el problema.

### 2.2.1. Soldadura

"Se denomina soldadura a cualquier proceso de unión de dos metales, en general de la misma composición, mediante la fusión del material, con

presión o sin presión entre las partes y con aportación o no de otro material." (Garcimartín, 2002, p. 12).

## 2.2.2. Procesos de soldadura utilizados en la fabricación de la junta

### 2.2.2.1. Proceso GTAW

La soldadura GTAW (gas tugsten arc welding) o soldadura TIG (tungsten inert gas), es un proceso en el que se usa un electrodo no consumible de tungsteno sólido. El electrodo, el arco y el área al rededor de la soldadura fundida son protegidas de la atmósfera por un escudo de gas inerte (Argón y Helio pueden ser usados con éxito en este proceso), si algún metal de aporte es necesario es agregado a la soldadura desde el frente del borde de la soldadura que se va formando.

El aislamiento del 100% de la atmósfera del área de soldadura, junto con un control muy fino y preciso de la aplicación de calor, proporcionan a la soldadura GTAW, mayor resistencia mecánica, mayor ductilidad y mayor resistencia a la corrosión que las soldaduras hechas con el proceso ordinario de arco manual (electrodo recubierto). Sin embargo, su aplicación está circunscrita

a bajos espesores, debido a su limitado aporte de calor, lo cual restringe la velocidad de deposición del material, elevando considerablemente el tiempo de ejecución de las juntas. En el caso específico de juntas a tope con bisel en "V" en tuberías, el proceso GTAW es preferido para el pase de raíz, debido al bajo espesor y a su acabado limpio y homogéneo, sin presencia de escoria, lo cual previene la acumulación de materiales no deseados en el interior de la tubería.

La fuente de poder para TIG puede ser AC o DC, sin embargo, algunas características sobresalientes obtenidas durante el empleo de dichas configuraciones, hacen de cada una de ellas mejor adaptable en ciertas aplicaciones específicas. Para el caso de las juntas con bisel en "V" en aceros inoxidables, donde es requerida la penetración profunda, la fuente de poder empleada es la corriente directa, con electrodo negativo (ó polaridad directa), debido a que la mayor concentración de energía se encuentra al final del arco (aproximadamente dos tercios de la energía total generada en el mismo), lo cual provoca la penetración deseada.

### 2.2.2.2. Proceso SMAW

El proceso de soldadura eléctrica manual con electrodo recubierto (shielded metal arc welding) se caracteriza, por la creación y mantenimiento de un arco eléctrico entre una varilla metálica llamada electrodo, y la pieza a soldar. El electrodo recubierto está constituido por una varilla metálica a la que se le da el nombre de núcleo, generalmente de forma cilíndrica, recubierta de un revestimiento de sustancias no metálicas, cuya composición química puede ser muy variada, según las características que se requieran en la aplicación. Para realizar una soldadura por arco eléctrico se induce una diferencia de potencial entre el electrodo y la pieza a soldar, con lo cual se ioniza el aire entre ellos (se genera un arco eléctrico) y pasa a ser conductor, de modo que se cierra el circuito. El calor del arco funde parcialmente el material base y propicia el flujo de material fundido desde el electrodo -material de aporte y recubrimiento-, es de esta manera, como el núcleo del material de aporte se solidifica conjuntamente con el metal base creando el cordón de soldadura, y simultáneamente, el material del recubrimiento --por ser más liviano- flota y se solidifica en la superficie de la soldadura, constituyendo la capa de escoria en el tope de la misma.

### 2.2.3. Flujo de calor durante el proceso de soldadura

El flujo de calor durante el proceso de soldadura representa un factor decisivo en las interacciones térmicas-metalúrgicas-mecánicas, siendo el principal responsable de las transformaciones de fase, y en consecuencia, de la microestructura y propiedades de la junta. De igual manera, es responsable de la distorsión y los esfuerzos residuales presentes en la unión soldada (Kou, 2003).

La tasa de aporte de calor es proporcional a la intensidad de la corriente y al voltaje aplicado, e inversamente proporcional a la velocidad de avance, lo cuál puede ser expresado mediante la siguiente ecuación:

$$Q = \frac{I \times V}{1000 \times v}$$

Ecuación

2.2.3.1

Donde:

Q = Flujo de Calor [KJ/mm]

*I* = Intensidad de Corriente [A]

V = Voltaje [V]

v = Velocidad de avance de la soldadura [mm/s]

Los parámetros de la Ecuación 2.2.3.1, están referidos a los valores nominales que son entregados por las máquinas de soldar (I, V), así como también a una velocidad de avance fijada de acuerdo al tipo de material, que el soldador debe cumplir durante el proceso de soldadura. Sin embargo, no todo el calor que genera el arco, es transferido a la junta, una parte de él se pierde en el ambiente que rodea la unión, por lo que la siguiente ecuación refleja de mejor manera el flujo de calor real a la junta soldada (Holmberg, 2002):

$$Q = \eta \times \frac{I \times V}{1000 \times v}$$

Ecuación 2.2.3.2

Donde:

Q = Flujo de Calor [KJ/mm]

 $\eta$  = Constante que depende del proceso de soldadura (0.7-1.0)

*I* = Intensidad de Corriente [A]

V = Voltaje [V]

v = Velocidad de avance de la soldadura [mm/s]

El parámetro  $\eta$ , no es más que la eficiencia del flujo del calor durante el proceso de la soldadura, el cual depende del tipo de proceso a ser empleado. Para el caso del proceso GTAW, la eficiencia se encuentra entre 0.70 y 0.80, y para el proceso SMAW entre 0.80 y 0.85 (Kou, 2003). Con la finalidad de prevenir la precipitación de compuestos frágiles en la microestructura de los aceros inoxidables austeníticos, durante el proceso de soldadura. especialmente los carburos de cromo. ciertas consideraciones importantes deben ser tomadas en cuenta acerca del aporte de calor (ver encartado 2.2.8.6 "Precalentamiento y Control de Temperaturas Interpase"). Por otro lado, la aparición de la fase sigma en dichos aceros, también debe ser evitada. La misma, se produce en el intervalo de temperaturas comprendido entre 600°C y 900°C (Lippold,

Kotecki, 2005) (la cual es aún más rápida en el intervalo de 750°C a 850°C (Holmberg, 2002)), y depende del tiempo de residencia en las mencionadas condiciones (ver encartado 2.2.8.7 "Fragilización a temperaturas intermedias"). Es por ello que el flujo de calor debe ser controlado para evitar prolongados tiempos de exposición, tanto en la junta, como en las zonas adyacentes a ella, diseñando un procedimiento que permita suspender la operación de soldadura, a intervalos establecidos, en base a la relación existente entre la geometría y tamaño de la unión, velocidad de avance, diámetro del electrodo y tasa de enfriamiento de la misma, para obtener de ese modo, enfriamientos relativamente rápidos al aire, con la finalidad de evitar la permanencia del metal durante largos periodos en los niveles temperaturas mencionados.

### 2.2.4. Distribución del calor durante el proceso de soldadura

Durante el proceso de soldadura, el calor transferido al material, se realiza de forma localizada, en consecuencia, es transferido desde la región soldada hacia el resto de la pieza. Por consiguiente, se producen altos gradientes térmicos, que dependen de la tasa de aporte de calor y de la masa del elemento en su totalidad.

En tal sentido, es importante resaltar que: "Este proceso ocurre en tiempos muy cortos y con una variación de temperaturas extremas que van desde la fusión hasta aquellas que no afectan la estructura del metal base" (Peña, 2009, p. 40). En la figura 2.2.4.1, se observa la distribución de temperaturas típicas en el proceso de soldadura por fusión.



Figura 2.2.4.1. Distribución de temperaturas en una lámina metálica durante el proceso de soldadura por fusión (Kreith, 2000).

En consecuencia, se originan velocidades de enfriamiento variables y muy

rápidas dentro de cada zona.



Figura 2.2.4.2. Ubicación de las zonas metalúrgicas (afectadas y no afectadas por el calor), para soldaduras de un sólo pase, categorizadas de acuerdo a la máxima temperatura local. Las micrografías corresponden a una junta de composición 2.25Cr - 1/2Mo (Francis, et. al., 2007).

Así pues, la distribución del calor y la tasa de disipación del mismo desde la zona de deposición de material, depende principalmente del flujo de calor (tal como se explicó en el apartado anterior: 2.2.3 Flujo de calor durante el proceso de soldadura), y de los siguientes factores (Rampaul, 2003):

• Conductividad térmica del material.

- La masa de metal que rodea la soldadura.
- Las trayectorias disponibles para la conducción del calor, o lo que es lo mismo la geometría de la junta.
- El uso de técnicas de deposición mediante ondas (weave) o mediante arrastre (whipping).

Sin embargo, existen también otros factores que pueden influenciar la distribución del calor en la soldadura:

- Velocidad de avance.
- Temperatura inicial, bien sea la condición ambiental, o la temperatura de precalentamiento.
- Diámetro del electrodo.

A continuación, se describen los diferentes parámetros que afectan la distribución del calor, con la finalidad de presentar detalles que ayuden a comprender mejor el proceso:

### 2.2.4.1. Propiedades térmicas de los materiales

Las propiedades térmicas de los materiales son las que gobiernan, tanto las etapas de calentamiento, como las de enfriamiento, entre ellas se encuentran: El calor específico, la conductividad térmica y la densidad, las cuales pueden ser resumidas mediante un sólo parámetro: Difusividad térmica ( $\alpha$ ), de acuerdo a la relación:

$$\alpha = \frac{K}{\rho C}$$

Ecuación 2.2.4.1.1

Donde:

K: Conductividad térmica [J/msK].

 $\rho$  : Densidad [kg/m<sup>3</sup>].

C: Calor específico [J/kgK].

A continuación se muestran las diferentes propiedades térmicas de varios materiales en la Tabla 2.2.4.1.1:

Material	Difusividad Térmicaα (m²/s)	Capacidad Volumétrica ρC <sub>s</sub> (J/m³K)	Conductividad Térmica <i>k</i> (J/msK)	Punto de Fusión (K)
Aluminio	8,5x10 <sup>-5</sup>	2,7x10 <sup>6</sup>	229,0	933
Acero al Carbono	9,1x10 <sup>-6</sup>	4,5x10 <sup>6</sup>	41,0	1800
Acero al 9%Níquel	1,1x10 <sup>-5</sup>	3,2x10 <sup>6</sup>	35,2	1673
Acero Inoxidable Austenítico	5,3x10 <sup>-6</sup>	4,7x10 <sup>6</sup>	24,9	1773
Inconel 600	4,7x10 <sup>-6</sup>	3,9x10 <sup>6</sup>	18,3	1673
Aleciones de Titanio	9,0x10 <sup>-6</sup>	3,0x10 <sup>6</sup>	27,0	1923
Cobre	9,6x10 <sup>-5</sup>	4,0x10 <sup>6</sup>	384,0	1336
Monel 400	8,0x10 <sup>-6</sup>	4,4x10 <sup>6</sup>	35,2	1573

Tabla 2.2.4.1.1 Propiedades térmicas de varios metales (Kou, 2003).

En general, los metales son buenos conductores del calor si se comparan con otros materiales. Sin embargo, no todos los metales poseen la misma capacidad de conducir el calor, tal es el caso de los aceros inoxidables austeníticos, los cuales presentan una conductividad térmica dos veces menor que los aceros ordinarios al carbono.

## 2.2.4.2. Masa de la junta y geometría del material a soldar – Trayectorias disponibles para la conducción del calor

La cantidad de material o masa del material a soldar (metal base), representa un factor determinante en lo que a flujo de calor se refiere. A medida que las secciones o espesores (para el caso específico de tuberías) se incrementan, se eleva la caída del calor (efecto conocido como "heat sink"), en consecuencia, los gradientes térmicos aumentan, produciendo mayores distorsiones. Sin embargo, el tiempo de residencia a temperaturas pico disminuye.

De igual manera, sucede con la geometría de la pieza a soldar, la cual define las trayectorias disponibles para el flujo de calor. Un ejemplo clásico de ello, es la diferencia que existe entre las juntas soldadas a tope y las soldaduras a filete. En el primer caso, el calor fluye a través de una superficie mucho menor, en donde el espesor juega un papel decisivo (ver figura 2.2.4.2.1.a), en cambio, en las soldaduras a filete, las superficies de conducción son mucho mayores (ver figura 2.2.4.2.1.b) y en consecuencia los gradientes térmicos y las distorsiones son menores.



Figura 2.2.4.2.1. (a) Trayectorias disponibles para la disipación del calor en una junta a tope con bisel en "V". (b) Trayectorias disponibles para la disipación del calor en una junta a filete, en donde se aprecia que la superficie disponible para la disipación del calor es mucho mayor que en el caso de juntas a tope (Rampaul, 2003).

### 2.2.4.3. Técnicas de soldadura – Ondeo y arrastre

La técnica de soldadura mediante ondas, es aquella en donde la piscina de metal fundido es desplazada hacia adelante y atrás de manera uniforme a través de la junta, siguiendo un patrón, que puede ser circular ó zigzag, en la figura 2.2.4.3.1 se puede apreciar la técnica en forma de zigzag. Esta técnica permite disipar el calor cercano a la soldadura, obteniendo un cordón ancho sin mantener la piscina de metal fundido excesivamente grande (Rampaul, 2003).



Figura 2.2.4.3.1. Técnica de soldadura mediante zigzag, aplicada en juntas a tope con bisel en "V" de tuberías (Rampaul, 2003).

En la técnica de soldadura mediante arrastre, el electrodo es movido hacia adentro y hacia afuera de la piscina de metal fundido de manera uniforme en el sentido de avance de la soldadura, permitiendo reducir la temperatura en el metal fundido y precalentar el metal base delante de la soldadura.

### 2.2.4.4. Velocidad de avance

El efecto de la velocidad de avance sobre la distribución del calor en el proceso de soldadura, se observa en la ecuación 2.2.3.2, en donde claramente se aprecia que el flujo de calor es inversamente proporcional a la velocidad de avance, o lo que es lo mismo, a medida que la velocidad de avance decrece, aumenta el flujo de calor hacia la pieza.

# 2.2.4.5. Temperatura inicial – Condición ambiental o precalentamiento

Tal como se ha mencionado en los párrafos anteriores, los gradientes térmicos que se presentan en las uniones soldadas, dependen de tres factores fundamentales: El calor aportado, la masa del elemento y la geometría de la pieza. Bajo ciertas condiciones, específicamente aquellas relacionadas con altos espesores y amplias trayectorias para la disipación del calor, el precalentamiento, surge como una alternativa para disminuir los elevados gradientes térmicos que se generan bajo esas circunstancias, permitiendo a la pieza enfriarse más lentamente, obteniéndose microestructuras más finas y homogéneas. El empleo de esta solución, es beneficioso siempre que el metal a soldar no se vea afectado por largos periodos de tiempo de enfriamiento.

Un efecto similar al precalentamiento, es frecuentemente obtenido en soldaduras multipases (Kreith, 2000), y es explicado en más detalle para el caso de los aceros austeníticos en el apartado 2.2.7 "Soldabilidad de los aceros inoxidables austeníticos".

### 2.2.4.6. Diámetro del electrodo

Al igual que el metal base, el metal de aporte necesita de cierta cantidad de calor para fundirse y pasar a formar parte del cordón de soldadura. En tal sentido, a medida que se aumenta el diámetro del electrodo, el calor aportado a la junta se incrementa también, bien sea por el aumento en el amperaje ó por la disminución de la velocidad de avance, variables que deben ser definidas de acuerdo al tipo de material, geometría y espesor, tal como se ha venido mencionando a lo largo del presente trabajo de investigación.

Luego de haber descrito cada uno de los diferentes factores que afectan la distribución de calor en la soldadura, se presenta a continuación, el modelo analítico para la trasferencia de calor del mencionado proceso.

# 2.2.4.7. Modelo analítico de transferencia de calor para el proceso de soldadura

"La transferencia de calor en la soldadura es gobernada principalmente por el transporte de calor dependiente del tiempo, por conducción y convección, que es expresada por la siguiente ecuación, basada en la conservación de la energía" (De Vedia, Svoboda, 2004, p. 29), partiendo de la hipótesis de que el material es isotrópico:

$$\rho \frac{\partial}{\partial t} [CT] + \rho v_x \frac{\partial}{\partial x} [CT] + \rho v_y \frac{\partial}{\partial y} [CT] + \rho v_z \frac{\partial}{\partial z} [CT] = \frac{\partial}{\partial x} \left[ k \frac{\partial T}{\partial x} \right] + \frac{\partial}{\partial y} \left[ k \frac{\partial T}{\partial y} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + \frac{\partial}$$

Ecuación 2.2.4.7.1.

Donde:

k: Conductividad térmica [J/mm s °C]

T: Temperatura en la soldadura [ºC]

ρ: Densidad del metal [g/mm<sup>3</sup>]

C: Calor específico del material [J/g °C]

t: tiempo [seg]

*v<sub>x</sub>*: componente de la velocidad en la dirección de *x* [mm/seg]

*x*: coordenada en la dirección de la soldadura [mm]

 $v_y$ : componente de la velocidad en la dirección de y [mm/seg]

y: coordenada en la dirección transversal a la soldadura [mm]

*v*<sub>z</sub>: componente de la velocidad en la dirección de *z* [mm/seg]

*z*: coordenada en la dirección normal a la superficie de la soldadura [mm].

Q: velocidad de generación de calor interno volumétrico [J/mm<sup>3</sup> seg]

El sistema de coordenadas se puede ver en la figura 2.2.4.7.1. El origen coincide con el centro de la fuente de calor en la superficie de la pieza. La fuente de calor se mueve a una velocidad U en la dirección del eje x, mientras que la pieza permanece estacionaria.



Figura 2.2.4.7.1. Sistema de coordenadas para el análisis de la transferencia de calor en el proceso de soldadura (De Vedia, Svoboda, 2004).

El primer término del lado izquierdo de la ecuación 2.2.4.7.1, es transitorio y tiene en cuenta el cambio en el contenido de calor de la pieza. Los términos restantes del lado izquierdo representan la transferencia de calor por convección. Los primeros tres términos del lado derecho representan la transferencia de calor por conducción, mientras que S representa la velocidad de generación de calor interno volumétrico.

La solución de la ecuación 2.2.4.7.1 de manera rigurosa (tomando en cuenta la conducción y convección), es compleja y requiere de un gran esfuerzo de cálculo, que en muchos casos se resuelve mediante el empleo de métodos numéricos ó mediante elementos finitos. Sin embargo, el flujo de calor durante la soldadura se puede considerar como un proceso estable o quasi-estático, siempre que el recorrido sea lo suficientemente largo, como para despreciar los efectos de borde resultantes del inicio y fin de la soldadura. Esta suposición, para simplificar el análisis matemático del flujo de calor, fue desarrollada originalmente por Rosenthal.

En tal sentido, Rosenthal utilizó las siguientes simplificaciones, para desarrollar las soluciones analíticas del flujo de calor en la soldadura (Kou, 2003):

- Flujo de calor en estado estable (fuente de calor se mueve a una velocidad constante, sobre un camino recto relativo a la pieza).
- El flujo de calor se considera puntual.
- Se considera despreciable el calor de fusión.
- Se mantienen constantes las propiedades térmicas del material.

- Cero pérdidas de calor desde la superficie de la pieza.
- Se desprecia la convección en el charco de la soldadura.
- La sección transversal de la junta de soldadura es constante.
- Los efectos de borde resultantes del inicio y fin de la soldadura no se tienen en cuenta.

Adicionalmente, las ecuaciones analíticas propuestas por Rosenthal, fueron desarrolladas tomando en cuenta la masa del elemento que rodea dicho proceso, ya que de ello depende el enfriamiento del conjunto de la pieza intervenida, el cual, es más rápido cuando los espesores son grandes (láminas gruesas) y más lento cuando son pequeños (láminas delgadas).

En consecuencia, se desarrollaron las ecuaciones para flujo de calor en dos dimensiones, asumiendo que la distribución de temperaturas es constante en el espesor (láminas delgadas), y para el flujo de calor en tres dimensiones, considerando los efectos a lo largo del espesor (láminas gruesas): Ecuación de Rosenthal para flujo de calor en dos dimensiones:

$$\frac{2\pi(T-T_0)kg}{Q} = \exp\left(\frac{Vx}{2\alpha}\right)K_0\left(\frac{Vr}{2\alpha}\right)$$
 Ecuación 2.2.4.7.2

Donde:

T = Temperatura

 $T_0$  = Temperatura inicial de la pieza a soldar

k = Conductividad térmica del material

g = Espesor de la pieza

Q = Flujo de calor transferido desde la fuente de calor a la pieza.

V = Velocidad de avance

 $\alpha$  = Difusividad térmica, conocida como la relación =  $k/\rho C$ , donde  $\rho$ y C son la densidad y el calor específico del material respectivamente

 $K_0$  = Función de Bessel modificada de segundo tipo y orden cero

r = Distancia radial desde el origen de coordenadas:  $(x^2 + y^2)^{1/2}$ 

En la figura 2.2.4.7.2 se pueden apreciar gráficamente los parámetros considerados en la ecuación 2.2.4.7.2, adicionalmente en la figura 2.2.4.7.3 se puede observar la curva de la función de Bessel modificada de segundo tipo y orden cero, necesaria para la solución de la ecuación de Rosenthal en láminas delgadas.



Figura 2.2.4.7.2 Flujo de calor en dos dimensiones: Desarrollo del perfil de temperatura – T(x, y) (Kou, 2003).



Figura 2.2.4.7.3 función de Bessel modificada de segundo tipo y orden cero (Kou, 2003).

Ecuación de Rosenthal para flujo de calor en tres dimensiones:

$$\frac{2\pi(T-T_0)kr}{Q} = \exp\left[\frac{-V(r-x)}{2\alpha}\right]$$
 Ecuación 2.2.4.7.3

Donde *r* representa la distancia radial desde el origen de coordenadas:  $r = (x^2 + y^2 + z^2)^{1/2}$ .

En la figura 2.2.4.7.4 se pueden apreciar gráficamente los parámetros considerados en la ecuación 2.2.4.7.3.



Figura 2.2.4.7.4 Flujo de calor en tres dimensiones: Desarrollo del perfil de temperatura – T(x, y, z) (Kou, 2003).

En resumen, la forma de los campos de distribución de temperatura arrojados por las ecuaciones 2.2.4.7.2 y 2.2.4.7.3, se pueden observar en la figura 2.2.4.7.5 (a) y (b), para el caso de aceros al carbono.


Figura 2.2.4.7.5. Campos de distribución de temperaturas calculados de acuerdo a las ecuaciones de Rosenthal: a) Lámina delgada. b) Lámina Gruesa (Easterling, 1992).

#### 2.2.4.8. Ciclo térmico del metal base

Una vez explicadas las interacciones entre el aporte de calor desde su punto de aplicación y los diversos parámetros que afectan su distribución, es preciso continuar exponiendo lo que sucede en el metal base durante el proceso de soldadura, es decir, los efectos sobre el mismo, o lo que es igual, la denominada "zona afectada por el calor" (ZAC).

En el caso de láminas delgadas, la manera de estimar el ciclo térmico de la ZAC, es emplear la ecuación 2.2.4.7.2 (asumiendo la aplicación de calor de forma instantánea) para una cierta posición fija desde la fuente de calor (definida por la distancia radial  $r = (x^2 + y^2)^{1/2}$ ), de donde se obtiene la siguiente ecuación, que representa una solución de primer orden, que puede ser aplicada únicamente fuera de la zona de fusión (Easterling, 1992):

$$T - T_0 = \frac{Q}{g(4\pi k\rho Ct)^{\frac{1}{2}}} \exp\left(-\frac{r^2}{4\alpha t}\right)$$
 Ecuación 2.2.4.8.1

Donde:

#### T = Temperatura

 $T_0$  = Temperatura inicial de la pieza a soldar

k = Conductividad térmica del material

g = Espesor de la placa

t = Tiempo

Q = Flujo de calor transferido desde la fuente de calor a la pieza.

 $\alpha$  = Difusividad térmica, conocida como la relación =  $k/\rho C$ , donde  $\rho$ y C son la densidad y el calor específico del material respectivamente

r = Distancia radial desde el origen de coordenadas:  $(x^2 + y^2)^{1/2}$ 

De manera similar se emplea la ecuación 2.2.4.7.3, para la determinación del ciclo térmico de la ZAC en el caso de láminas gruesas, y se obtiene la siguiente ecuación:

$$T - T_0 = \frac{Q}{2\pi kt} \exp\left(-\frac{r^2}{4\alpha t}\right)$$
 Ecuación 2.2.4.8.2

Donde:

r = Distancia radial desde el origen de coordenadas:  $(x^2 + y^2 + z^2)^{1/2}$ .

Es importante señalar, que el elemento de volumen de la zona afectada por el calor (ZAC), definido por el parámetro *r* (en las ecuaciones 2.2.4.8.1 y 2.2.4.8.2), es función de la temperatura y el tiempo.

Ahora bien, las ecuaciones 2.2.4.8.1 y 2.2.4.8.2, pueden ser simplificadas enormemente, si se emplea el hecho que para el rango de temperaturas de enfriamiento comprendido entre 800 y 500 °C, el tiempo ( $\Delta t_{8-5}$ ) es constante (siempre que la temperatura pico del proceso de soldadura se encuentre por encima de los 900 °C) (Easterling, 1992). En consecuencia, la

expresión:  $\frac{Q}{2\pi k \Delta t_{8-5}}$  es constante.

Luego de las simplificaciones, las ecuaciones mencionadas adquieren la siguiente forma:

 Distribución de temperaturas en la ZAC, para el caso de láminas delgadas:

$$T_p - T_0 = \left(\frac{2}{\pi e}\right)^{\frac{1}{2}} \frac{Q}{g\rho c 2r}$$
 Ecuación 2.2.4.8.3

Donde:

 $T_{\rho}$  = Temperatura pico

e = Base de los logaritmos naturales (= 2.718)

El tiempo de enfriamiento ( $\Delta t_{8-5}$ ), está dado por la siguiente ecuación (Peña, 2009):

$$\Delta t_{8-5} = \frac{(Q)^2 . F_2}{4\pi k \rho c \theta^2 g^2}$$
 Ecuación 2.2.4.8.4

$$\frac{1}{\theta^2} = \frac{1}{(773 - T_0)^2} - \frac{1}{(1073 - T_0)^2}$$
 Ecuación 2.2.4.8.5

$$T_p - T_0 = \theta \left(\frac{\Delta t_{8-5}}{t}\right)^{\frac{1}{2}} \exp\left(\frac{\theta^2 \Delta t}{2et(T_p - T_0)^2}\right) \text{Ecuación 2.2.4.8.6}$$

Donde  $F_2$  es un factor que representa el efecto de la disipación de calor en distintos tipos de juntas. En la tabla 2.2.4.8.1 se muestran los valores respectivos.

 Distribución de temperaturas en la ZAC, para el caso de láminas gruesas:

$$T_{p} - T_{0} = \left(\frac{2}{\pi e}\right) \frac{Q}{\rho cr^{2}}$$
 Ecuación 2.2.4.8.7

El tiempo de enfriamiento ( $\Delta t_{8-5}$ ), está dado por la siguiente ecuación (Peña, 2009):

$$\Delta t_{8-5} = \frac{Q.F_3}{2\pi k\theta}$$
 Ecuación 2.2.4.8.8

$$\frac{1}{\theta} = \left(\frac{1}{773 - T_0} - \frac{1}{1073 - T_0}\right)$$
 Ecuación 2.2.4.8.9

$$T - T_0 = \theta \left(\frac{\Delta t}{t}\right) \exp \left(\frac{\Delta t}{et} \left(\frac{\theta}{T_p - T_0}\right)\right) \text{Ecuación 2.2.4.8.10}$$

La ecuación 2.2.4.8.10 se obtiene de las ecuaciones 2.2.4.8.8 y 2.2.4.8.9, demostrándose que  $T_{\rho}$ ,  $T_0$  y  $\Delta t$ , caracterizan completamente el ciclo de soldadura.

Donde  $F_3$  es un factor que representa el efecto de la disipación de calor en distintos tipos de juntas. En la tabla 2.2.4.8.1 se muestran los valores respectivos.

	Disipación del calor	
Forma de la junta	Bidireccional	Tridimensional
	F2	F3
	1	1
	0.9	0.9
	0.9 / 0.67	0.67
	0.45 / 0.67	0.67

Tabla 2.2.4.8.1. Factores de disipación de calor en función del tipo de junta (Peña, 2009).

#### 2.2.4.9. Velocidad de enfriamiento

"Durante el enfriamiento la disminución de la temperatura se produce por una combinación de pérdida de calor al ambiente, transferencia de calor al metal base y al metal de soldadura. De esta forma, la velocidad de enfriamiento que tiene lugar en la soldadura es una función de la velocidad de disipación de energía. La estructura metalúrgica final de la zona soldada es determinada principalmente por la velocidad de enfriamiento desde la temperatura máxima o pico alcanzada durante el ciclo térmico de la soldadura. Esta velocidad de enfriamiento varía con la temperatura y es particularmente importante en aceros tratables térmicamente" (De Vedia, Svoboda, 2004, p. 37).

# 2.2.5. Evolución microestructural del metal en las uniones soldadas

La microestructura representa un factor determinante en las propiedades mecánicas de los elementos soldados, siendo responsable (conjuntamente con la composición química) de las principales características de desempeño de las juntas soldadas (resistencia y tenacidad). En tal sentido, su evolución tanto para el cordón de soldadura, como para la zona afectada por el calor, reviste gran interés para el desarrollo de modelos relativos a la determinación de esfuerzos residuales, en dichos procesos.

Se considera que la microestructura final del metal de soldadura dependerá de complejas interacciones entre variables importantes, tales como (De Vedia, Sbovoda, 2004):

- El contenido de aleación total.
- Concentración, composición química y distribución de tamaños de las inclusiones no metálicas.
- Microestructura de solidificación
- Tamaño de grano austenítico primario.
- Ciclo térmico.

Adicionalmente, vale decir que el metal de soldadura líquido alberga varias reacciones que poseen importantes efectos sobre la evolución microestructural, entre las que se pueden listar las siguientes:

- Solución de gas, causando reacciones gas-metal o reacciones con otros elementos disueltos en el metal líquido.
- Evolución del gas.
- Reacción con la escoria o fundente.

Principalmente las reacciones de desoxidación, controlarán la composición química del metal de soldadura y estarán influenciadas por el tipo de consumible (metal de aporte, gas y/o escoria), la composición del metal base y las condiciones de proceso.

#### 2.2.5.1. Solidificación

La solidificación es simplemente una transformación de fase de líquido a sólido, la cual, representa un elemento crítico que determina las propiedades y desempeño de las uniones soldadas (Vitek, Babu, David, 2005).

Entre las zonas afectadas por el ciclo térmico, la zona fundida es, como su calificativo lo indica, la que experimenta fusión y posterior solidificación, lo cual es influenciado básicamente por la composición química del sistema (metal base, metal de aporte, gas de protección, recubrimientos del electrodo, etc.), por la geometría de la pileta líquida y por las condiciones térmicas bajo las que tiene lugar. Adicionalmente existen otros factores que afectan la solidificación, tales como: Presencia de impurezas en la pileta líquida, turbulencia, volumen de metal líquido pequeño respecto del metal base y la existencia de grandes gradientes de temperatura en el metal líquido. Además de ello, es importante considerar que gracias al movimiento de la fuente de calor, la solidificación es un proceso dinámico, que depende de la velocidad de avance de la soldadura.

Ahora bien, a pesar de que todas las características de la solidificación durante la soldadura, convierten dicho proceso en algo muy singular, la mayoría del conocimiento sobre la solidificación de la zona de fusión, proviene de la extrapolación del conocimiento de solidificación de fundiciones.

Los parámetros básicos que controlan el proceso de solidificación son la velocidad de crecimiento R, el gradiente de temperaturas G, el sobre enfriamiento  $\Delta T$  y la composición de la aleación (de Vedia, Svoboda, 2004).

La velocidad de crecimiento o velocidad de solidificación es la velocidad con la que avanza la interfase sólido/líquido o frente de solidificación en la pileta líquida.

Los gradientes de temperaturas en el sólido y en el líquido (G<sub>s</sub> y G<sub>L</sub> respectivamente) en la interfase sólido/líquido, juegan un rol importante en la determinación de la subestructura de solidificación en la zona de fusión. De los dos gradientes mencionados G<sub>L</sub> es el más crítico en la determinación de la interfase sólido/líquido morfología de la en una escala microscópica, y es directamente proporcional al flujo de calor en la interfase mencionada. En general el gradiente térmico aumenta a medida que la conductividad térmica del material disminuye.

La combinación entre ambas variables (velocidad de crecimiento (R) y el gradiente de temperaturas (G)), representa la velocidad de enfriamiento Ve (Ve=G.R), parámetro importante al momento de la determinación de las características microestructurales de la soldadura, debido a que entrega la relación de la extracción de calor en el tiempo.

Al inicio del proceso de solidificación, cuando el material cristaliza a partir de una masa fundida, la curva tiempo-temperatura muestra una meseta mientras transcurre la solidificación, tal como se observa en la Figura 2.2.5.1.1. Esta meseta es causada por la liberación del calor latente de fusión debido a la baja energía potencial del estado cristalino. Con frecuencia se requiere un cierto grado de sobre enfriamiento (es decir que la temperatura baje por debajo de la que la termodinámica indica para el inicio espontáneo de la cristalización) ya que es necesario que un cierto número de átomos forme un núcleo de tamaño crítico que pueda crecer espontáneamente formando un cristal (Dardati, 2005).



Figura 2.2.5.1.1. Curva de enfriamiento tiempo-temperatura, durante la solidificación de un material fundido (Dardati, 2005).

Continuando con las variables del proceso, el término sobre enfriamiento ( $\Delta T$ ), se refiere a la diferencia entre la temperatura de

líquidus de equilibrio de la aleación de composición nominal y la temperatura real. Éste es un parámetro crítico que controla la estructura de solidificación y la segregación. El sobre enfriamiento puede estar asociado con el proceso de nucleación de un sólido desde el líquido o con el crecimiento del sólido durante la solidificación.

El sobre enfriamiento total ( $\Delta$ T) se puede dividir en cuatro términos, según la siguiente ecuación (De Vedia, Svoboda, 2004):

$$\Delta T = \Delta T_{T} + \Delta T_{C} + \Delta T_{\sigma} + \Delta T_{\kappa}$$
 Ecuación 2.2.5.1.1

Donde:

 $\Delta T$ : Sobre enfriamiento total.

 $\Delta T_{T}$ : Sobre enfriamiento térmico.

 $\Delta T_c$ : Sobre enfriamiento constitucional.

 $\Delta T_{\sigma}$ : Sobre enfriamiento debido a la curvatura de la interfase.

 $\Delta T_{\kappa}$ : Sobre enfriamiento cinético.

El sobre enfriamiento térmico ( $\Delta T_T$ ) representa el grado al cual el líquido es enfriado por debajo de la temperatura de solidificación de equilibrio, no es usual en soldadura, ya que la nucleación del sólido no es difícil por lo que no es posible enfriar el líquido demasiado lejos de la temperatura de equilibrio.

El sobre enfriamiento constitucional se presenta en las aleaciones, gracias a los cambios en la temperatura de transformación por efectos de constitución, ya que la misma es función de la composición (Dardati, 2005). En otras palabras, la temperatura de líquidus del metal fundido es dependiente de la composición, por lo que la temperatura del líquido puede diferir de la temperatura de líquidus de la aleación si la composición del líquido se desvía de la composición promedio del volumen. Este sobre enfriamiento es, en muchos casos, el más grande e importante de los cuatro términos de la ecuación 2.2.5.1.1, y teniendo el mayor potencial de influencia en el desarrollo de la estructura de solidificación.

El sobre enfriamiento cinético está asociado con la fuerza impulsora necesaria para que la solidificación tenga lugar. Está relacionado con la velocidad a la cual los átomos se incorporan al

sólido. Esta cantidad es bastante pequeña, especialmente para el caso de solidificación de metales. El sobre enfriamiento cinético en metales es típicamente menor que 1K, por lo que esta contribución al sobre enfriamiento total es generalmente ignorada.

El sobre enfriamiento debido a la curvatura, a menudo se refiere como un efecto de capilaridad y de energía superficial. La temperatura de transformación sólido-líquido disminuye como resultado de la energía superficial adicional, asociada a la creación de una superficie para una interfase curva. El sobre enfriamiento por curvatura en soldadura puede ser significativo debido a que las velocidades de crecimiento son altas y las estructuras de solidificación son finas.

Volviendo al proceso de solidificación, una vez que se ha dado la nucleación y se ha iniciado el crecimiento de los cristales en el líquido, la liberación del calor latente que se origina tiene influencia en el desarrollo del crecimiento. El desarrollo inicial del cristal se produce preferentemente hacia la zona con mayor sobre enfriamiento pero, al liberarse el calor latente, se excede la velocidad de extracción del calor, reduciéndose así la magnitud del sobre enfriamiento local, con lo cual la velocidad de crecimiento del cristal en dicha dirección disminuye. La zona de mayor sobre

enfriamiento cambia de posición, tal como lo muestra la figura 2.2.5.1.2 y se origina el crecimiento de ramas laterales, produciéndose un fenómeno conocido como crecimiento dendrítico. El calor latente que se genera en el crecimiento de estas ramificaciones, a su vez reduce el grado de sobre enfriamiento en esta dirección con lo que se restablece la posición del sobre enfriamiento en la dirección original, favoreciendo nuevamente el crecimiento del tronco principal de la dendrita.

El ciclo mostrado en la figura 2.2.5.1.2 continúa hasta que las dendritas chocan con sus vecinas. El crecimiento y engrosamiento de las ramas continúa hasta que finaliza la solidificación de un grano, figura 2.2.5.1.3 (Dardati, 2005).



Figura 2.2.5.1.2. Crecimiento dendrítico (Dardati, 2005).



Figura 2.2.5.1.3. Proceso de solidificación equiaxial dendrítico, donde se observa la dirección de la disminución de la temperatura de fusión - Tf (Dardati, 2005).

Así pues, el fenómeno de la solidificación se puede analizar en dos etapas, por un lado la nucleación de la fase sólida y posteriormente el crecimiento de esa fase sólida estable. Como el proceso de soldadura se realiza sobre un sustrato sólido existente, resulta que la barrera energética para la nucleación se vuelve muy pequeña y/o despreciable, causando solidificación espontánea con crecimiento epitaxial (DebRoy, 1995). En otras palabras, como la barrera energética para la nucleación del metal de soldadura es despreciable, no se necesita sobre enfriamiento del líquido, y la solidificación ocurre uniformemente sobre todo el grano del metal base (De Vedia, Svoboda, 2004).

A lo largo del proceso, los grandes gradientes de temperatura en la interfase sólido-líquido aseguran que la solidificación se produzca según un frente inestable que en general es del tipo celular, por lo que los granos finales de ferrita delta serán del tipo columnar, alineados según la dirección de máxima extracción de calor. En el enfriamiento posterior los granos alotriomórficos de austenita nuclearán en los bordes de grano de la ferrita delta, formando granos columnares de austenita que reemplazarán a los de la estructura de solidificación original.

Debido a que la soldadura implica una fuente de calor en movimiento, la orientación de las isotermas cambia con el tiempo, por lo que la dirección de crecimiento de los granos de austenita es algo distinta de la de los granos de ferrita delta. Usualmente los granos de austenita son más finos que los granos columnares de ferrita delta, indicando que más de un evento de nucleación tiene lugar en el borde de granos de la ferrita delta.

Después de la nucleación o en presencia de la interfase sólido/líquido, tiene lugar el crecimiento de los cristales por adición

de átomos al sólido. En la solidificación de la soldadura el mecanismo de crecimiento que tiene lugar es el de crecimiento normal, en donde la interfase avanza por la adición continua de átomos al azar, pudiendo sostenerse velocidades de crecimiento relativamente altas. Durante el crecimiento normal la forma macroscópica de la interfase, está determinada por las condiciones adyacentes a la misma y ésta puede pasar de ser planar a celular o dendrítica, a medida que cambian las condiciones de crecimiento. Este hecho del cambio en la morfología de la interfase se denomina inestabilización del frente de solidificación.

En la solidificación de aleaciones, las condiciones que llevan a la presencia de sobre enfriamiento constitucional promoverán la inestabilización de la interfase. Estas condiciones son:

- Bajos gradientes térmicos en el líquido.
- Altas velocidades de crecimiento.
- En el caso de aleaciones, líneas de líquidus empinadas.

- Altos contenidos de aleación (en soldadura el sobre enfriamiento constitucional puede existir para contenidos de aleación mayores a 0,2%).
- Valores extremos para el coeficiente de partición de equilibrio  $k_0$  (es la relación entre la concentración de soluto en el sólido  $c_s$  y la concentración de soluto en el líquido  $c_1$  a una temperatura dada).

Otro fenómeno importante que tiene influencia sobre el proceso de solidificación, es la llamada redistribución del soluto, ya que resulta en la segregación de elementos que pueden afectar significativamente la microestructura y las propiedades de la soldadura.

En la teoría de solidificación, el efecto composicional de la solidificación de aleaciones se puede dividir en tres casos límite:

- Solidificación bajo condiciones de equilibrio completo.
- Solidificación de no equilibrio. Sin difusión en el sólido y mezcla perfecta en el líquido (convección y difusión).

 Solidificación de no equilibrio. Sin difusión en el sólido y mezcla imperfecta en el líquido, sólo asistida por difusión.

Las altas velocidades de enfriamiento en la soldadura por fusión implican que la solidificación no puede ocurrir bajo condiciones de equilibrio, por lo que el primer caso límite no describe el proceso de soldadura. Además de ello, asumir que no existe difusión en el sólido, es una hipótesis no válida, en particular para el caso de los aleantes intersticiales como el carbono en el acero. En tal sentido, se pueden observar cambios en el contenido de carbono en el metal base, cerca de la línea de fusión.

#### 2.2.5.1.1 Modos de solidificación

Durante el crecimiento del sólido la forma macroscópica de la interfase sólido-líquido estará determinada por las condiciones en el entorno inmediato de la interfase. Por lo tanto, si el crecimiento se produce en forma planar, celular o dendrítica influirá fuertemente en la forma y distribución de los granos y en las variaciones composicionales dentro de la soldadura, así como en las propiedades de la misma. De este modo, es posible generar un amplio rango de subestructuras de solidificación, en

un material dado, simplemente variando las condiciones de soldadura (De Vedia, Svoboda, 2004) (Kou, 2003).

Las dos variables que deben ser consideradas para predecir el tipo de microestructura desarrollada en la soldadura, son las siguientes:

- El gradiente de concentraciones ubicado delante de la interfase sólido-líquido, el cual dependerá tanto del coeficiente de difusión del líquido, como de la velocidad de crecimiento del cristal.
- El cambio en el gradiente térmico a través del líquido, a través del cual, se determina la existencia de sobre enfriamiento constitucional en términos de la velocidad de crecimiento de la interfase sólido-líquido y de las condiciones de la soldadura.

Así pues, cuanto mayor sea el sobre enfriamiento constitucional, mayor será la inestabilidad del frente de solidificación, pasando de planar a celular, de celular a dendrítico, y por último, de dendrítico a equiaxial dendrítico.

#### 2.2.5.1.2 Evolución y transformación de la austenita

La microestructura obtenida al enfriar el metal de soldadura desde el líquido hasta la temperatura ambiente, se denomina estructura primaria o depósito primario. Esta consiste de ferrita alotriomórfica  $\alpha$ , ferrita con placas laterales o Widmanstatten  $\alpha_w$ , ferrita acicular  $\alpha_a$  y las llamadas microfases, que pueden incluir pequeñas cantidades de martensita, austenita retenida o perlita. La bainita también se puede encontrar en ciertos depósitos de soldadura.

Durante el enfriamiento por debajo de la temperatura A<sub>3</sub> (límite de formación de ferrita, que puede variar de 723°C a 920 °C) en el diagrama hierro-carbono, la ferrita nucleará inicialmente en las esquinas y bordes de grano austeníticos, ya que estos sitios generalmente proveen la menor barrera energética para la nucleación. La ferrita crecerá con una cinética parabólica dentro de la austenita detrás de un frente planar incoherente llevando a la formación de alotriomorfos en los bordes de grano.

Si se aumenta el sobre enfriamiento la distribución del carbono se vuelve insuficiente para mantener el frente plano de crecimiento, por lo que un crecimiento adicional de la ferrita sólo

puede tener lugar por movimiento lateral de las inestabilidades (salientes) a lo largo de una interfase de baja energía. Esto implica una relación de orientación entre la austenita y la ferrita, que es una característica de la estructura de la ferrita Widmanstatten. Las placas laterales de ferrita una vez nucleadas crecen rápidamente bajo las condiciones reinantes como resultado de una eficiente redistribución del carbono hacia los costados de la interfase que avanza. De esta manera, se obtienen arreglos paralelos de placas de ferrita con una elevada relación de aspecto (alrededor de 10 a 1) en las áreas adyacentes a los bordes de grano austenítico primario.

Simultáneamente, o inmediatamente después de la formación de las placas laterales de ferrita en los bordes de grano austeníticos, la ferrita acicular puede comenzar a nuclear intragranularmente sobre las inclusiones. Además de este tipo de nucleación de la ferrita acicular, ésta también puede desarrollarse desde la ferrita Widmanstatten preexistente, en un proceso de nucleación referido como nucleación simpatética. Como las placas de ferrita acicular pueden normalmente crecer hasta chocar con otras placas, el tamaño final de las placas estará fuertemente influenciado por el espaciado promedio entre las inclusiones. Cada placa individual tiene típicamente de 1-3

μm de ancho, con una relación de aspecto que varía entre 2:1 y 4:1.

Debido a la formación de ferrita durante el enfriamiento, la austenita remanente es continuamente enriquecida en carbono. Dependiendo de la velocidad de enfriamiento y de la composición química del metal de soldadura, la austenita enriquecida en carbono se puede transformar en una gran variedad de constituyentes, tales como: Bainita superior e inferior, martensita o perlita. Ocasionalmente se pueden observar islas intragranulares de austenita retenida. En la figura 2.2.5.1.2.1, se puede observar un esquema de dichos productos de la descomposición de la austenita.



Figura 2.2.5.1.2.1. Esquema de los constituyentes de la estructura primaria de un depósito de soldadura de un acero (Bhadeshia, 1993).

En consecuencia, si se pretende determinar los esfuerzos residuales en las uniones soldadas, es necesario entender las transformaciones que suceden durante el proceso, así como, las temperaturas a las cuales ocurren, debido a que cada cambio de fase, está asociado a un cambio en las deformaciones (Francis, et al., 2007).

## 2.2.5.1.3 Efectos de la soldadura multipases en la microestructura

Las soldaduras multipases son sumamente comunes en uniones de tuberías y recipientes a presión, debido a su excelente desempeño, en cuanto a resistencia y tenacidad. Este tipo de soldadura tiene ciertas características que la diferencian respecto de la soldadura monopase, basadas fundamentalmente en el efecto del recalentamiento producido por los sucesivos cordones. En tal sentido, en las soldaduras multipases se observa refinamiento en la microestructura, aumento en la tenacidad y reducción de los esfuerzos residuales, con respecto de las monopase. Las razones principales para que esto tenga lugar son (Easterling, 1992):

- Cada ciclo térmico de soldadura subsecuente, efectivamente refina el grano o "normaliza" parte del metal de soldadura previo.
- La energía total incorporada por cordón de soldadura es menor, en relación a la soldadura monopase, por lo que se reduce el crecimiento de grano.
- Los cordones de soldadura previos pueden proveer un cierto precalentamiento, que tiende a extender el tiempo de enfriamiento.
- Los cordones de soldadura subsecuentes tienden a aliviar los esfuerzos residuales producidos por los cordones previos.

A continuación se muestra la figura 2.2.5.1.3.1, en donde se aprecian de manera esquemática, algunas de las posibles combinaciones de ciclos térmicos, que tienen lugar en las soldaduras multipases, representados con secuencia de grises. El primer ciclo de calor, tiene poco efecto sobre la

microestructura final de la junta, debido a que los pases subsecuentes, introducen más elevados picos de temperatura en ese lugar, reacomodando su estructura. Sin embargo, podrían existir secuencias de trabajo, en donde los efectos sobre la junta, vayan en deterioro de la misma, por ejemplo, cuando se tiene una zona de granos gruesos, dentro de la zona afectada por el calor (CGHAZ en la figura 2.2.5.1.3.1), coincide con una zona recalentada, parcialmente austenitizada (área de color negro en la figura 2.2.5.1.3.1), resultando en la sensitización de esa área (Francis, et al., 2007).



Figura 2.2.5.1.3.1. Ciclos térmicos durante la soldadura multipases (Francis, et al., 2007).

Donde:

- CGHAZ: Zona de granos gruesos, dentro de la zona afectada por el calor.
- FGHAZ: Zona de granos finos, dentro de la zona afectada por el calor.

Otra característica positiva en la soldadura multipases, es que mientras mayor sean los cordones depositados en la junta, mayor será la fracción de metal recalentado en la misma. En consecuencia, mientras mayor es el volumen de granos refinados, conjuntamente con la posibilidad de remover el efecto de segregación presentado durante la solidificación (como por ejemplo los carburos columnares depositados en los bordes de grano), la unión soldada obtendrá mayor tenacidad.

#### 2.2.6. Aceros inoxidables austeníticos

Los aceros inoxidables austeníticos son los más ampliamente usados de la familia de las aleaciones resistentes a la corrosión, encontrando aplicaciones desde atmósferas medianamente corrosivas hasta altamente corrosivas. Están compuestos principalmente por una aleación hierro-cromo-níquel (Fe-Cr-Ni), conjuntamente con otra cantidad de elementos aleantes en mucho menor proporción. Este grupo de inoxidables, no es magnético y representa uno de los más importantes materiales anticorrosivos para aplicaciones en la industria de procesos, especialmente en la industria petrolera y petroquímica. Poseen una estructura cristalina centrada en las caras, desde temperaturas muy por debajo de cero grados centígrados, hasta temperaturas cercanas al punto fusión. de debido principalmente а los elementos aleantes. específicamente al níquel. No pueden ser endurecidos por tratamientos térmicos, sin embargo, pueden ser endurecidos por deformación mediante trabajo en frío.

Para lograr la formación de la estructura austenítica, es necesaria la adición de aproximadamente 8% níquel en una base de 18% de cromo, para promover la transición desde la ferrita a la austenita. En términos generales, los aceros inoxidables austeníticos contienen al menos un 15% de cromo y suficiente níquel para mantener estable la austenita en el rango de temperatura comprendido entre los 1100°C y la temperatura ambiente, sin la formación de martensita. Como ejemplo de ello, para un acero inoxidable con contenido de cromo entre 15 y 16%, es necesaria una cantidad de níquel entre 6 y 8% (Kou, 2003).

Desde el punto de vista de tenacidad, maleabilidad y soldabilidad, la estructura austenítica, se comporta mucho mejor que la estructura ferrítica.

En cuanto a la resistencia a la corrosión, en algunos aceros inoxidables austeníticos se agrega el molibdeno, quién le provee un excelente desempeño en ambientes oxidantes, tales como soluciones acuosas.

Por otro lado, en cierto grupo de los aceros austeníticos (la llamada serie "L" – Low carbon content), la resistencia a la corrosión intergranular ha sido mejorada en gran medida, debido al bajo contenido de carbono, específicamente por debajo de 0,03%, evitando así la precipitación de carburos de cromo, hacia los bordes de grano.

En comparación con los aceros al carbono, el flujo de calor a través de los aceros austeníticos es considerablemente menor, extendiendo el tiempo de exposición a elevadas temperaturas, trayendo como consecuencia expansiones térmicas con sus correspondientes esfuerzos. En tal sentido, los aceros austeníticos generalmente se expanden con una tasa cercana a dos veces, la de los aceros al carbono.

#### 2.2.7. Soldabilidad de los aceros inoxidables austeníticos

Presentan excelente soldabilidad, pero se deben tomar las previsiones necesarias, para evitar problemas relacionados con la soldadura. Dependiendo de su composición química y de los niveles de impureza relacionados con la cantidad de fósforo y azufre, pueden aparecer grietas durante la solidificación de la soldadura. Por otro lado, a pesar de poseer

elevada resistencia a la corrosión, son susceptibles a ciertas formas de corrosión localizada en los bordes de grano pertenecientes a la zona afectada por el calor (ZAC). De igual manera, prolongados tiempos de exposición a ciertas temperaturas, pueden degenerar en la aparición de la fase sigma, la cuál es extremadamente dura, por lo que promueve la fragilización del material.

La estructura obtenida durante la soldadura de los aceros inoxidables (hierro-cromo-níquel), varía de acuerdo a la composición y tasa de enfriamiento. Para el caso de soldadura manual con electrodos recubiertos, las diferencias en las tasas de enfriamiento pueden ser omitidas, por lo que la constitución, depende fundamentalmente de la composición química. Los diferentes elementos aleantes empleados, pueden ser clasificados como promotores de la austenita y ferrita respectivamente, en consecuencia, el balance de dichos elementos definirá si la estructura es más ó menos austenítica. El cromo, molibdeno, sílice, niobio y aluminio, comúnmente son promotores de la ferrita, mientras que el níquel, carbono, nitrógeno y manganeso favorecen la formación de austenita. Los efectos combinados de los promotores de ferrita y austenita, en la constitución del metal de la soldadura, son representados en el diagrama de Schaeffler, de amplio uso para las estimaciones de la constitución del metal de las juntas soldadas (ver figura 2.2.7.1).





proceso (mediante regiones aproximadas) (Lancaster, 1999).

Los efectos de los elementos promotores de ferrita y austenita, se representan mediante dos factores numéricos: El cromo equivalente ( $Cr_{eq}$ ) y el níquel equivalente ( $Ni_{eq}$ ) respectivamente, comúnmente empleados para predecir el contenido de ferrita a temperatura ambiente. Dichos factores, se calculan mediante las siguientes relaciones (Conde y Santiago, 1971):

$$Cr_{eq} = Cr + Mo + 1.5Si + 0.5Nb$$
 Ecuación 2.2.7.1

$$Ni_{eq} = Ni + 0.5Mn + 30C$$
 Ecuación 2.2.7.2

Posteriormente, se han desarrollado numerosas investigaciones, en donde se ha determinado, que las siguientes relaciones presentan mejores resultados (Lancaster, 1999):

Cr<sub>eq</sub> = Cr + 1.37Mo + 1.5Si + 2Nb + 3Ti Ecuación 2.2.7.3

 $Ni_{eq} = Ni + 0.81Mn + 22C + 14.2N + Cu$  Ecuación 2.2.7.4

### 2.2.8. Metalurgia de la soldadura en los aceros inoxidables austeníticos

Como se ha dicho en párrafos anteriores, los aceros inoxidables austeníticos se componen principalmente de aleación una hierro-cromo-níquel (Fe-Cr-Ni), con amplio uso en diversas industrias, especialmente para el sector petrolero, petroquímico, generación de potencia, etc., gracias a su elevada resistencia a la corrosión y excelentes propiedades mecánicas. En tal sentido, las siguientes líneas resaltan dicha condición (Conde y Santiago, 1971): "Por su extraordinario interés práctico, las aleaciones hierro-cromo-níquel (Fe-Cr-Ni), han constituido tema de numerosas investigaciones. Todos los investigadores están de acuerdo, en principio, en admitir que en ellas, aparte de la presencia de carburos en algunas de las relativamente altas en carbono, aparecen tres fases:  $\alpha$ ,  $\gamma$ ,  $\gamma$ ,  $\sigma$ " (ferrítica, austenítica  $\gamma$  sigma, respectivamente). En la figura 2.2.8.1, se muestra el diagrama constitucional de dichas aleaciones, en donde se observa la distribución de las fases mencionadas a temperatura ambiente.



Figura 2.2.8.1. Campos de fase a temperatura ambiente de las aleaciones Fe-Cr-Ni (Conde y Santiago, 1971).

Con la finalidad de seguir avanzando en la comprensión del comportamiento de la metalurgia de la soldadura de los aceros inoxidables austeníticos, es preciso hacer mención del diagrama de fases pseudobinario de la aleación Fe-Cr-Ni, mostrado en la figura 2.2.8.2, el cual, proviene de un plano de corte del diagrama ternario de dicha aleación (ver figura 2.2.8.3), realizado sobre un punto de composición de interés, específicamente en el 70% en peso de hierro. En la parte inferior del mismo, se muestran de manera opuesta los rangos de contenido de cromo y níquel a lo largo del eje horizontal, en donde, la suma de ambos en cualquier punto, es igual al 30% en peso. En consecuencia, las composiciones ternarias ricas en cromo (elemento estabilizador de la ferrita), promueven la formación de la fase ferrita- $\delta$  ó ferrita- $\alpha$  (ver el diagrama de la figura 2.2.8.1). En contraposición, cuando se tienen altos contenidos de níquel (elemento estabilizador de la austenita), se da paso
a la estructura austenítica o estructura γ. En los párrafos siguientes, durante la descripción de los modos de solidificación de los aceros inoxidables austeníticos, se profundizará en el empleo del mencionado diagrama pseudobinario (Messler, 2004; Shankar, et al., 2003).



Figura 2.2.8.2. Diagrama pseudobinario obtenido mediante un corte al 70% en peso de hierro, sobre el diagrama ternario de la aleación Fe-Cr-Ni (Shankar, et al., 2003).



Figura 2.2.8.3. Diagrama ternario de la aleación Fe-Cr-Ni. (a) Superficies de líquidus. (b) Superficies de solidus (ASM Handbook Vol. 3, 2005).

Por otro lado, continuando con el tema metalúrgico, se tiene que la microestructura de la zona de fusión de la soldadura en los aceros

inoxidables austeníticos a temperatura ambiente, depende esencialmente del comportamiento de la solidificación y de los estados subsecuentes de transformación en la fase sólida (Lippold, Kotecki, 2005; Francis, et al., 2007).

Durante la solidificación primaria, la microestructura puede ser ferrítica ó austenítica, dependiendo básicamente de la composición química específica. Posteriores transformaciones de fase en estado sólido, pueden ocurrir durante el proceso de enfriamiento, por lo que la microestructura final del acero no debe ser confundida con la estructura de solidificación inicial, en especial para aquellas aleaciones en donde la microestructura de solidificación primaria es ferrítica, debido a que, a posteriori, la mayoría de ella se transformará en austenita.

El proceso de solidificación está gobernado por las proporciones de los elementos promotores de austenita y ferrita presentes. El primer grupo, comprende el carbono, nitrógeno, níquel, manganeso, cobre y cobalto. Los promotores más importantes de la ferrita son los siguientes: Cromo, sílice, molibdeno, niobio, titanio y aluminio (Jernkontoret Research Comittee, 1977).

A través del proceso de solidificación, así como también, durante las transformaciones en estado sólido, existen cuatro tipos de transformaciones posibles en los aceros inoxidables austeníticos. Esas reacciones se listan en la tabla 2.2.8.1, en conjunto con su relación en el

diagrama de fases pseudobinario hierro-cromo-níquel (Fe-Cr-Ni), que se muestra en la figura 2.2.8.4.

Tabla 2.2.8.1. Tipos de solidificación, reacciones y microestructuras resultantes para los aceros inoxidables austeníticos (Lippold, Kotecki, 2005).

Tipo de Solidificación	Reacción	Microestructura	
А	$L \rightarrow L + A \rightarrow A$	Completamente austenítica, estructura de solidificación bien definida.	
AF	$L \rightarrow L + A \rightarrow L + A + A + (A + F)_{eut} \rightarrow A + F_{eut}$	Ferrita en los límites celulares y dendríticos	
FA	$L \rightarrow L + F \rightarrow L + F + (F + A)_{per/eut} \rightarrow F + A$	Ferrita tipo esqueleto, como resultado de la transformación de ferrita a austenita.	
F	$L \rightarrow L + F \rightarrow F \rightarrow F + A$	Ferrita acicular ó matriz ferrítica, con bordes de grano austeníticos y placas tipo	

Donde, las siglas A y AF, denotan a la austenita como fase de solidificación primaria, mientras que FA y F, a la ferrita respectivamente.



Figura 2.2.8.4. Ubicación de los diferentes tipos de microestructuras presentes en el diagrama pseudobinario Fe-Cr-Ni al 70% de hierro, y su relación con los modos de transformación (Lippold, Kotecki, 2005).

# 2.2.8.1. Zona afectada por el calor (ZAC) en las uniones soldadas de aceros inoxidables austeníticos

La zona afectada por el calor (ZAC), puede ser dividida mediante un cierto número de sub-zonas (dependiendo del material que está siendo soldado), de acuerdo a las transformaciones que sufre la microestructura del acero. Cada sub-zona, está referida a un tipo específico de microestructura y quizá lo más importante, es que en cada una de ellas, las propiedades mecánicas son diferentes. El tipo de estructura y el tamaño de cada sub-zona, se encuentra parcialmente determinado por el ciclo térmico y las propiedades térmicas del metal base. Sin embargo, los cambios en la ZAC, dependen también de los antecedentes térmicos y de fabricación del material. Como ejemplo de ello, el comportamiento de la recristalización durante el ciclo térmico de la soldadura, está afectado de una manera si el metal base ha sido previamente conformado en frío, y de otra muy diferente, si ha sido completamente revenido. La forma y crecimiento de los granos en la ZAC, también puede estar influenciada por la presencia de ciertos precipitados y su solubilidad a temperatura ambiente. En tal sentido, para lograr comprender el comportamiento de la ZAC, es preciso considerar la forma como la microestructura del metal base reacciona durante la totalidad del ciclo térmico (Easterling, 1992).

Para el caso específico de los aceros inoxidables austeníticos, el comportamiento de la zona afectada por el calor (ZAC) depende principalmente de la composición química y la microestructura del metal base, así como también de su historial de conformación.

Las siguientes reacciones metalúrgicas, pueden ocurrir en la ZAC de las aleaciones austeníticas (Lippold, Kotecki, 2005):

 Crecimiento de grano: La mayoría de los aceros inoxidables que se emplean para trabajos que involucren soldadura, poseen

una condición previa de revenido y/o fabricación mediante conformado en caliente, en consecuencia, el crecimiento de grano estará restringido, a menos que el aporte de calor sea muy elevado. Algunos granos gruesos y alargados suelen aparecer, sin embargo, en la mayoría de los casos no es perjudicial. En metales base, que han sido endurecidos por deformación, como en el caso del trabajo en frío, la recristalización y el crecimiento de grano, suavizan de manera significante la zona afectada por el calor. Para este caso particular, el tamaño de los granos de la ZAC, es visiblemente más largo que los del metal base.

Formación de ferrita: Como se puede apreciar en los diagramas de las figuras 2.2.8.2 y 2.2.8.4, las aleaciones cuyos contenidos se encuentran hacia la derecha del rango de solidificación de austenita total, producirán ferrita cuando son calentados a temperaturas por encima de la línea de solidus. A medida que la relación Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub>, aumenta, la formación de ferrita será mayor. Usualmente se deposita a lo largo de los bordes de grano, restringiendo el crecimiento de grano de austenita y minimizando el agrietamiento en la ZAC, debido a la separación de componentes hacia los bordes de grano (Grain boundary liquation). La cantidad de formación de ferrita es por lo general

baja, gracias a que la transformación de austenita en ferrita es, en la mayoría de los casos débil (ó de baja energía) y el ciclo térmico de la ZAC, es habitualmente rápido. En condiciones normales, cierta cantidad de la ferrita que se forma a elevadas temperaturas, puede transformarse nuevamente en austenita durante el enfriamiento.

- Precipitados: Debido a que la ZAC es calentada a temperaturas por encima del límite de solidus de la aleación, muchos de los precipitados presentes en el metal base suelen ser disueltos, lo cual, puede generar la sobresaturación de la matriz austenítica durante el enfriamiento, resultando en la formación de diversos precipitados, siendo los carburos y nitruros, los más frecuentes en la ZAC de los aceros inoxidables austeníticos. Usualmente se concentran a lo largo de los bordes de grano ó en la interfase austeno-ferrítica (siempre que esté presente la ferrita). El tamaño, morfología y distribución de los precipitados de carburos de la ZAC. La excesiva aparición de precipitados de carburos de cromo, degeneran en una importante disminución de la resistencia a la corrosión.
- Separación de componentes hacia los bordes de grano (Grain boundary liquation): La fusión local a lo largo de los límites de

grano austeníticos, puede suceder en la ZAC de los aceros inoxidables austeníticos, causado principalmente por la segregación de elementos impuros que reducen la temperatura de fusión de los bordes de grano. Las aleaciones que contienen titanio y niobio, que se combinan con el carbono para formar carburos, que pueden presentar separación constitucional, degenerando en el agrietamiento de la ZAC por separación de componentes hacia los bordes de grano. La segregación de otros elementos impuros, tales como el fósforo y el azufre pueden promover el mencionado fenómeno en la ZAC.

Finalmente, cuando se utiliza una soldadura multipases, como normalmente ocurre en grandes espesores, que son los que se utilizarán en este trabajo, la ZAC, varía en la dirección paralela a la línea de fusión y en la dirección perpendicular a ella, teniendo una gran influencia la temperatura entre pasadas, las secuencias de los cordones, así como el calor aportado por la soldadura (heat input) (Muñoz, 2009).

# 2.2.8.2. Precalentamiento y control de las temperaturas interpases

Cuando se hace uso del precalentamiento en la soldadura de los aceros inoxidables austeníticos, así como también, cuando se fabrican uniones con múltiples pasadas, la tasa de enfriamiento tiende a bajar, disminuyendo los gradientes térmicos y las correspondientes distorsiones (ver encartado 2.2.5.1.3 "Efectos de la soldadura multipases en la microestructura"). Para los casos en donde la precipitación de carburos produce fragilización del material, la temperatura interpases debe ser controlada por debajo de cierto nivel máximo, debido a que los enfriamientos lentos pueden propiciar dicho efecto.

### 2.2.8.3. Fragilización a temperaturas intermedias

Durante el proceso de soldadura, los aceros inoxidables austeníticos, tanto el metal base como el metal de la junta, son susceptibles de fragilización debido a la formación de la llamada fase sigma. Es una fase rica en cromo, con composición nominal Fe-Cr, extremadamente dura y frágil. Cuando se presenta en grandes cantidades tiende a reducir la tenacidad y ductilidad de la junta. En las microestructuras completamente austeníticas, la precipitación de la fase sigma es relativamente débil, requiriendo largos periodos de tiempo a determinadas condiciones, para su formación.

La fase sigma puede aparecer durante condiciones de servicio, durante la ejecución de soldaduras multipases, con temperaturas muy elevadas no controladas y por último, durante el tratamiento térmico post-soldadura. Su intervalo de formación. está comprendido entre los 600 y 900°C, y en el caso de los aceros austeno-ferríticos, su aparición se acelera a temperaturas cercanas a los 750°C. Además del cromo, las adiciones de otros elementos, tales como: Molibdeno, niobio, silicio, vanadio, titanio, wolframio y zirconio (elementos promotores de ferrita), promueven la formación de la fase sigma, sin embargo, el carbono y el nitrógeno retardan su crecimiento. En otras palabras, la microestructura ferrítica, acelera significativamente la aparición de la mencionada fase. El empleo de materiales de aporte para producir estructuras totalmente ferríticas y/ó con bajo contenido de ferrita, es ciertamente efectivo en la reducción de las probabilidades de La aparición, características y aparición de la fase sigma. consecuencias de la fase sigma en la soldadura de los aceros inoxidables austeníticos, se puede resumir de la siguiente manera (Lippold, Kotecki, 2005):

• Es una fase de equilibrio FeCr.

- Su intervalo de precipitación inicia en los 600°C hasta los 900°C.
- Aparece rápidamente en los metales de soldadura que contienen ferrita.
- Puede aparecer durante la aplicación de tratamientos térmicos post-soldadura.
- Reduce en gran medida la resistencia a la corrosión, ductilidad y tenacidad.

# 2.2.9. Propiedades mecánicas del depósito soldadura en los aceros inoxidables austeníticos

Las propiedades mecánicas mínimas que deben poseer los materiales consumibles, empleados para la soldadura de los aceros inoxidables austeníticos, se listan en la tabla 2.2.9.1.

Tabla 2.2.9.1. Propiedades mecánicas mínimas en metales de soldadura para aceros inoxidables austeníticos (Lippold, Kotecki, 2005).

Тіро	Resistencia a la Tensión		Elongación
	MPa	ksi	(%)
219	620	90	15
308	550	80	35
308H	550	80	35
308L	520	75	35
309	550	80	30
309L	520	75	30
310	550	80	30
316	520	75	30
316H	520	75	30
316L	480	70	30
317	550	80	30
317L	520	75	30
330	520	75	25
347	520	75	30

Nota: Las propiedades listadas en esta tabla, aplican para todos los depósitos de metales de soldadura, para electrodos recubiertos bajo la especificación AWS A5.4.

Como consecuencia de la reducción en la resistencia, experimentada en la ZAC durante el proceso de crecimiento de grano, es usual, que en los ensayos de tracción realizados sobre probetas soldadas de acero inoxidable austenítico, la fractura se presente en dicha área. En algunos casos, la presencia de ferrita en el metal depositado en el cordón de soldadura, generado por el contenido de carbono adicional, tiende a elevar su resistencia, favoreciendo aún más la condición de falla mencionada. Sin embargo, la presencia de dicha estructura, suele disminuir notablemente la tenacidad de la junta, por lo que su desempeño en condiciones de servicio criogénico puede quedar francamente comprometido. Igualmente, la presencia de elementos aleantes como el nitrógeno, suele favorecer cierto aumento en la resistencia del metal depositado en la soldadura.

#### 2.2.10. Esfuerzos residuales

Los esfuerzos se pueden definir como cargas internas en los cuerpos, que resultan de la aplicación de fuerzas externas. Cuando estas fuerzas externas desaparecen, también sucede lo propio con los esfuerzos.

Sin embargo, durante los procesos de conformado y manufactura de elementos metálicos, así como también en procesos térmicos, tales como tratamientos térmicos, soldadura, etc., se producen deformaciones internas que propician la aparición de esfuerzos residuales, en donde no existen cargas externas aplicadas que remover, y por tanto, permanecen encerradas en el metal. En tal sentido, la siguiente definición recoge lo anteriormente expuesto: "Los esfuerzos residuales son aquellos que permanecen en un cuerpo en estado estacionario y en equilibrio con sus alrededores" (Withers, Bhadeshia 2001), o, dicho de otro manera: "Es el esfuerzo presente en una junta o material, libre de fuerzas externas o gradientes térmicos" (Jefferson's Welding Encyclopedia AWS, 1997).

Las zonas donde aparecen los esfuerzos residuales, puede variar desde áreas microscópicas, hasta grandes secciones de estructuras metálicas, y pueden ser clasificados en dos grupos de acuerdo a los mecanismos que los producen (ASM Handbook Vol. 6, 2005):

- Esfuerzos producidos por ensamblajes defectuosos.
- Esfuerzos producidos por deformaciones térmicas y plásticas, con distribuciones no uniformes.

### 2.2.11. Clasificación de los esfuerzos residuales

Básicamente, existen tres maneras para clasificar los esfuerzos residuales: De acuerdo a su naturaleza y/o causa, conforme al volumen donde consiguen el auto-equilibrio y en base al método que se emplea para su medición (Withers, Bhadeshia, 2001). Convenientemente, se adoptará la clasificación relativa a las diferentes escalas, en donde se encuentra el auto-equilibrio, presentada por Withers y Bhadeshia [2001], partiendo desde la escala atómica, pasando por los espacios intergranulares y finalizando en las escalas macro, es decir, a lo largo de sectores de tamaño considerable, que guardan el mismo comportamiento a lo largo del componente estudiado (grupos de varios cristales o granos),

en muchos casos sensibles a la dirección (anisotrópicos). Esta clasificación, ha sido presentada también por Peña [2009], de la siguiente manera:

- Esfuerzos de primer género Tipo I "Macroesfuerzos": Se equilibran en el volumen de todo el cuerpo. Estos esfuerzos están orientadas en correspondencia con la forma del componente. En presencia de ellas, la separación de cualquier parte de la pieza conduce a la ruptura del equilibrio entre el resto de las partes, lo que en muchos casos provoca deformaciones (alabeos, distorsiones) del componente. Además, pueden ser perjudiciales (las de tracción) o beneficiosas (generalmente las de compresión).
- Esfuerzos de segundo género Tipo II "Esfuerzos Intergranulares": Se equilibran en el volumen de algunos cristales o bloques. Estos esfuerzos pueden o no estar orientadas (en dirección al esfuerzo que produjo la deformación plástica).
- Esfuerzos de tercer género Tipo III "Escala Atómica": Se equilibran en los límites de pequeños grupos de átomos. En los metales deformados, ellas se equilibran en los grupos de átomos que se encuentran cercanos a la frontera de los granos, a los

planos de deslizamiento, etc. Las deformaciones pueden estar relacionadas con la presencia de dislocaciones. El desplazamiento de los átomos de las posiciones ideales puede surgir también en los cristales de las soluciones sólidas debido a la diferencia entre las dimensiones de los átomos y a la interrelación química entre los átomos del mismo género y de géneros diferentes, que componen la solución.

En presencia de los esfuerzos residuales de segundo y tercer género, la separación de una parte del cuerpo no conduce a una redistribución de los esfuerzos y por lo tanto el cuerpo no se deforma. Estos esfuerzos pueden ser beneficiosas, de acuerdo al tipo de solicitación del material o componente, en muchos casos, su presencia se encuentra relacionada al endurecimiento de los metales (Peña, 2009).

Volviendo a las razones, que propiciaron el empleo de la clasificación mencionada, es importante señalar que los esfuerzos residuales impuestos por proceso térmicos, especialmente el proceso de soldadura, producen un cambio importante a lo largo de regiones considerables de las piezas sometidas a ésta condición, por lo que sin lugar a dudas, representan esfuerzos de primer género, las cuales, podrán ser registradas bajo técnicas de remoción de material (taladrado de agujero,

crecimiento de grieta, etc.), ya que experimentarán cambios considerables en el volumen, una vez extraída la sección correspondiente.

Adicionalmente, durante la evaluación del comportamiento de componentes metálicos, los esfuerzos residuales de los tipos II y III, son generalmente despreciables, en tal sentido, la atención se concentra fundamentalmente en los esfuerzos de tipo I ó macroesfuerzos, ya que los mismos son capaces de promover fallas en el material.

### 2.2.11.1. Macroesfuerzos térmicos

En los diferentes procesos de manufactura donde se emplea el calor como fuente de energía, se originan, como consecuencia de los gradientes térmicos, transformaciones de fase y cambios desiguales del volumen específico en sus diferentes zonas, que a la postre, promueven la aparición de esfuerzos residuales macroscópicos (esfuerzos residuales de primer género) que se equilibran en los límites de los dominios, cuyas dimensiones son del mismo orden que las dimensiones del cuerpo en cuestión. Las variaciones en el volumen específico se producen durante la contracción y dilatación térmica, la recristalización y las transformaciones de fase en estado sólido. En tal sentido, la

naturaleza heterogénea de los mencionados procesos, impiden que los efectos se sientan de igual manera a lo largo y ancho de todo el volumen del cuerpo, generando dichos esfuerzos residuales.

Los esfuerzos residuales de tipo I, pueden surgir durante cualquier tipo de proceso de fabricación, inclusive dentro de un mismo trabajo de manufactura, se pueden presentar diferentes tipos de esfuerzos de acuerdo a su origen y/o causas. En tal sentido, durante la conformación mediante presión en caliente, además de la aparición de esfuerzos producto de la deformación plástica heterogénea, pueden surgir esfuerzos térmicos, así como, transformaciones de fase en estado sólido, siempre que la aleación deformada en caliente, experimente procesos de enfriamiento que promuevan dichas transformaciones.

Los macroesfuerzos residuales se desarrollan, en la mayoría de los casos, cuando el grado de deformación plástica no es homogéneo a lo largo de toda la sección transversal del metal que se deforma. Durante el proceso de enfriamiento, la zona del metal con mayor tracción inicial, la cual sufrió deformación plástica, no le permite a las áreas adyacentes regresar completamente al estado inicial, resultando en la aparición de esfuerzos residuales de signos diferentes en ambas zonas. El área que inicialmente estuvo

sometida a tracción, se encuentra en estado de compresión residual, mientras que la ligada a ella se encuentra en estado de tracción.

Los esfuerzos residuales tipo I, provocan alteraciones en la forma de los componentes (alabeo), así como también, cambios en sus dimensiones durante el proceso de fabricación, funcionamiento y almacenaje. El alabeo surge como resultado de las deformaciones de flexión y torsión, que se manifiestan al romperse el equilibrio de las fuerzas internas y momentos. El cambio espontáneo en las dimensiones y el alabeo durante el almacenamiento de los elementos, está basado en la redistribución paulatina de los esfuerzos residuales durante su relajación, cuya velocidad de reducción, depende del nivel de partida. En consecuencia, mientras más elevado haya sido éste, más rápido transcurre el proceso de reducción, en la búsqueda del equilibrio.

Debido a la variación en el valor de los macroesfuerzos, producto de velocidad desigual de relajación a lo largo de las diferentes zonas del elemento, a temperatura ambiente se rompe el equilibrio inicial de las fuerzas y momentos internos, por lo que los esfuerzos residuales se redistribuyen y se establece un nuevo estado de equilibrio. El valor del alabeo es mayor, tanto más elevada sea la

diferencia en el grado de relajación de los esfuerzos residuales en las diferentes zonas de la sección y mientras menor sea la rigidez del elemento a la flexión.

Al sumarse algebraicamente con los esfuerzos de trabajo, los esfuerzos residuales pueden incrementar su efecto, ó debilitarlo.

En general, los esfuerzos residuales de primer género más peligrosos son los de tracción, pues al sumarse con las cargas de tracción exteriores, pueden provocar la ruptura frágil del metal, alabeos y aumento en la probabilidad de la corrosión bajo esfuerzo. Sobre todo, resultan peligrosos los esfuerzos residuales de tracción durante el estado esfuerzo de tracción triaxial: Como es conocido el estado de esfuerzo de tracción triaxial, es el más rígido debido a que los esfuerzos tangenciales, que son las que provocan la fluencia plástica, son demasiado pequeñas o iguales a cero, por lo que se crean las condiciones favorables para la ruptura frágil. Adicionalmente, los esfuerzos residuales resultan en particular peligrosas, en componentes de aleaciones de baja plasticidad y en aquéllos que se fragilizan con la reducción de la temperatura.

En los metales con esfuerzos residuales, existen zonas de deformaciones elásticas con diferentes signos, así pues, si se corta el elemento resulta posible la determinación de las macroesfuerzos. En la medición de las deformaciones elásticas que surgen bajo estas circunstancias, se fundamentan los métodos mecánicos para la determinación del valor y signo de los esfuerzos residuales, las cuales, se calculan a partir de las deformaciones.

Durante la determinación de los esfuerzos residuales de tipo I, mediante métodos mecánicos, se hace seguimiento a la deformación que éstos van sufriendo durante las sucesivas operaciones de corte. Sin embargo, los resultados obtenidos dependen en gran medida del método de corte empleado y de la forma de las piezas estudiadas (Peña, 2009).

### 2.2.12. Esfuerzos residuales en uniones soldadas

Tal como se ha mencionado en las secciones anteriores, la distribución no uniforme de temperaturas durante el ciclo térmico en las operaciones de soldadura, generan esfuerzos que a posteriori permanecen en el cuerpo. Así pues, los procesos de calentamiento y enfriamiento, inducen contracciones tanto en el metal base, como en el metal de soldadura, las

cuales, tienden a propiciar distorsiones en el componente (Feng, 2005). También llamados esfuerzos térmicos, los esfuerzos residuales debidos a la soldadura, son aquellos que permanecen en un cuerpo previamente sometido a cambios no uniformes de temperatura (Kou, 2003) (Zinn, Scholtes, 2002).

El estudio de los esfuerzos residuales generados durante los procesos de soldadura, reviste importancia capital, debido a los diversos efectos nocivos que pueden tener sobre el desempeño de componentes soldados. En este contexto, los puntos de vista más importantes se listan a continuación:

- Elevada cantidad de esfuerzos totales, como consecuencia de la superposición de cargas externas y esfuerzos residuales.
- Influencia en el límite elástico local de los componentes soldados, dependiendo del signo y la multiaxialidad del estado de esfuerzos residuales.
- Formación de grietas, sin la aplicación de cargas externas.

- Incremento del riesgo de fractura frágil, causada por elevados valores de esfuerzos locales, y/o elevados estados de esfuerzos residuales multiaxiales.
- Influencia de la distribución de los esfuerzos residuales sobre los modos de carga de las grietas existentes.
- Influencia sobre la resistencia a la fatiga.
- Influencia sobre la estabilidad elástica.
- Influencia sobre la severidad de la corrosión bajo esfuerzo, para el caso de ambientes corrosivos.
- Consecuencias de la distribución de esfuerzos residuales sobre la distorsión de componentes soldados.

Ahora bien, los esfuerzos residuales se generan como consecuencia de las distribuciones no homogéneas de deformaciones elásticas y/ó plásticas. En tal sentido, todos los parámetros del proceso de soldadura, que introducen y/o influencian la aparición de deformaciones no homogéneas deben ser considerados, si se desea conocer el origen de dichos esfuerzos.

Inicialmente, la unión a soldar es calentada localmente, originando expansiones térmicas, que se traducen en esfuerzos de compresión, debido a las restricciones impuestas por la zona con menor temperatura adyacente al arco de soldadura (metal base). Dichos esfuerzos alcanzan niveles que superan la resistencia de fluencia del material a esos niveles de temperatura, propiciando la aparición de deformaciones plásticas (ASM Handbook Vol. 6, 2005).

Posteriormente, en la etapa de enfriamiento, la contracción del metal, genera esfuerzos de tracción, que a la postre, permanecerán en la junta soldada como esfuerzos residuales. Del mismo modo, en las regiones vecinas al cordón de soldadura, hasta donde es notoria la influencia térmica (zona afectada por el calor – ZAC), aparecerán esfuerzos residuales de compresión, para conseguir el balance de esfuerzos y mantener así, el equilibrio en la junta soldada. El perfil de equilibrio de esfuerzos típico en una junta soldada, se puede apreciar en la figura 2.2.12.1.



*Figura 2.2.12.1. Perfil de esfuerzos residuales en una plancha soldada. (Hosford, 2005).* 

Con la finalidad de describir esquemáticamente el ciclo térmico experimentado por un componente (en este caso una plancha) en la dirección de la soldadura, y su relación con los esfuerzos residuales generados, se presenta la figura 2.2.12.2, en donde, convenientemente para la dirección de la soldadura se asume la coordenada x, y el esfuerzo en esa dirección, se denota  $\delta_x$  respectivamente. El área rellena con líneas (área M-M'), representa la región donde ocurre la deformación plástica. Partiendo de la sección A-A, la cual se encuentra delante de la fuente de calor, no se ha visto afectada aún por el aporte de calor ( $\Delta T = 0$ ). A lo largo de la sección B-B, exactamente en el eje de la fuente de calor, la distribución de temperatura alcanza su pico más alto. En la sección C-C, ubicada a cierta distancia detrás de la fuente de calor, la distribución de temperatura, se vuelve menos pronunciada, volviéndose completamente uniforme a lo largo de la sección D-D. Ahora bien, en cuanto a la

distribución de esfuerzos, se tiene lo siguiente: En la sección A-A, el esfuerzo ( $\delta_x$ ) es igual a cero. A lo largo de la sección B-B, es cercana a cero en las adyacencias del cordón, recordando que en el material completamente fundido (piscina de soldadura) no existe resistencia para soportar ninguna clase de carga, sin embargo, en las regiones más alejadas de dicha sección, se presentan esfuerzos de compresión, gracias a que la expansión del material, es restringida por las áreas circundantes, que se encuentran a menor temperatura. Posteriormente, debido al enfriamiento que se presenta en la sección C-C, el metal de soldadura y sus adyacencias tiende a contraerse, produciendo esfuerzos de tracción, y en las zonas más alejadas, compresión. Finalmente, a lo largo de la sección D-D, el enfriamiento y la contracción, alcanzan valores apreciablemente mayores, provocando elevados esfuerzos a tracción en la zona de soldadura, e igualmente, grandes esfuerzos compresivos en las regiones más alejadas, permaneciendo a la postre, como esfuerzos residuales.



Figura 2.2.12.2. Cambios en la temperatura y esfuerzos generados durante el proceso de soldadura. (a) Soldadura. (b) Cambios en la temperatura. (c) Perfil de esfuerzos en la dirección de la soldadura (eje x). (Kou, 2003).

A lo largo de las últimas tres décadas, se han realizado diversas investigaciones orientadas a predecir los esfuerzos residuales y las distorsiones causadas por los procesos de soldadura, mediante el método de elementos finitos (MEF), destacando una importante conclusión: A pesar de que los esfuerzos residuales y la distorsión producidos en la soldadura, se encuentran influenciados por el ciclo térmico de ésta, el fenómeno que posee mayor predominio sobre el desarrollo de los mismos, es aquel producto de la contracción que se genera en el metal de soldadura y el metal base adyacente durante el enfriamiento, cuando el límite de resistencia elástica y el módulo de elasticidad del material son restituidos a sus valores normales a bajas temperaturas (temperatura ambiente). En consecuencia, el análisis del mencionado fenómeno, puede ser suficiente para predecir el estado de esfuerzos residuales y la distorsión, durante la soldadura (Feng, 2005). A continuación, se realiza un análisis más profundo de dicho fenómeno, mediante una descripción de los procesos mecánicos y térmicos en la soldadura.

# 2.2.12.1. Procesos mecánicos y térmicos durante la soldadura

En una junta soldada, las fuerzas de expansión y contracción ejercen importantes influencias sobre el metal de soldadura y sus adyacencias (metal base). Mientras que el metal de soldadura se solidifica y se funde con el metal base, se encuentra en su estado de máxima expansión, sin embargo, debido a las altas temperaturas, su resistencia y rigidez, se encuentran disminuidas, por lo que la expansión volumétrica produce reducciones de área locales en la zona de soldadura, pero es incapaz de inducir

deformaciones plásticas considerables en las regiones menos calientes de las adyacencias. Durante el enfriamiento, existe la tendencia del metal a contraerse y ocupar el volumen que usualmente ocupaba a más bajas temperaturas, pero es restringido por el metal base circundante, que se encuentra menos caliente. En consecuencia, los esfuerzos que se desarrollan en la soldadura, alcanzan el límite de resistencia elástico del material, por lo que en ese momento, la soldadura de retrae y encoje, para ajustarse al volumen requerido a más bajas temperaturas, resultando un estado de esfuerzo, en el cuál, únicamente los esfuerzos que no alcanzan el límite elástico, serán aliviados.

Las deformaciones plásticas acumuladas a lo largo de los ciclos térmicos, son inicialmente compresivas. Con el transcurrir del tiempo, una vez que la junta alcanza la temperatura ambiente, el cordón poseerá esfuerzos internos de tracción residuales, con magnitudes cercanas a la fluencia, y el metal base (más alejado), se encontrará en compresión, con menores magnitudes, obteniéndose el equilibrio tracción-compresión, mediante la compatibilidad en las deformaciones, es decir, las secciones sometidas a compresión (con menores magnitudes), se extenderán a lo largo de volúmenes mayores y las zonas en tracción (con mayores magnitudes), ocuparán menor volumen (cordón de

soldadura), en conclusión, la distribución final de los esfuerzos residuales y la magnitud de las distorsiones, dependerá del estado final de la distribución de las deformaciones plásticas y su compatibilidad con la junta (Feng, 2005).

# 2.2.13. Resumen de técnicas para la detección y medición de los esfuerzos residuales

La detección de esfuerzos residuales, representa un campo de la ciencia en continuo desarrollo, debido a los efectos nocivos, que este tipo de esfuerzos puede generar sobre la integridad estructural de muchos dispositivos mecánicos, entre los que se encuentran las uniones soldadas.

La detección y medición de los esfuerzos residuales, suele estar asociada a la clasificación de dichos esfuerzos (esfuerzos de tipo I, II y III, ver encartado 2.2.11 "Clasificación de los Esfuerzos Residuales). Así pues, en la actualidad podemos encontrar tres grandes grupos dentro del ámbito de la detección de los esfuerzos residuales (Withers, Bhadeshia, 2001):

### 2.2.13.1. Métodos mecánicos

- Método de la curvatura: Frecuentemente empleado para determinar los esfuerzos residuales producidos por recubrimientos y/ó capas colocadas sobre los materiales, tales como el proceso de termo rociado.
- Técnica de relajación de esfuerzos mediante el empleo de extensómetros resistivos: Es una técnica destructiva, que permite medir las deformaciones que se generan en el material, durante el alivio de esfuerzos, por medio de cortes sucesivos en las adyacencias a la zona en donde se encuentran los esfuerzos residuales, empleando para ello rosetas ó galgas extensométricas. En esta técnica, se colocan en la superficie de la soldadura de prueba indicadores que miden el desplazamiento, mediante el cambio en la resistencia eléctrica en una bobina de alambre (Carrera, Ysasis, 2010).

## 2.2.13.2. Métodos de difracción

 Difracción de Rayos-x: Es una técnica no destructiva, que emplea la medición de los parámetros reticulares de las estructuras cristalinas de los metales, mediante el empleo de difracción de rayos X.

- Difracción de electrones: Empleada para determinar los esfuerzos residuales, con excelente resolución de las deformaciones, que se presentan producto de los esfuerzos residuales.
- Difracción de neutrones: Tiene la ventaja sobre la difracción de rayos X, que su amplitud de onda es comparable con la de los espacios interatómicos, por lo que la penetración en los materiales empleados en ingeniería es un poco mayor.
- Rayos X de alta penetración: Permiten intensidades de hasta un millón de veces por encima de los rayos X convencionales, por lo que la penetración se encuentra en un orden mil veces mayor.

# 2.2.14. Métodos para el alivio de los esfuerzos residuales en las uniones soldadas

Las técnicas para el alivio de esfuerzos residuales, se pueden englobar en dos grandes grupos:

 Tratamientos térmicos: En donde las zonas y/o piezas sometidas a esfuerzos residuales, son calentadas hasta cierta temperatura por debajo de la temperatura de transformación, en donde se mantienen por cierto periodo de tiempo, para lograr temperaturas uniformes en toda la zona y/ó pieza, con el fin de obtener nuevamente la microestructura óptima para soportar las solicitaciones mecánicas (Laufgang, 2004).

- Métodos Mecánicos: Este tipo de metodología, se encuentra dividida en los siguientes grupos:
  - o Aplicar y remover esfuerzos externos, como por ejemplo pruebas hidrostáticas en recipientes y sistemas de tuberías.
  - o Martillado de los cordones de soldadura.
  - o Empleo de vibraciones.

## 2.2.15. Introducción al método de elementos finitos (MEF)

El Método de elementos finitos (MEF) es un método numérico de resolución de ecuaciones diferenciales. Para ello trabaja discretizando la estructura en elementos de forma variada (pueden ser superficies, volúmenes y/o barras), que se conectan entre sí mediante "nodos", a través de los cuales se calculan los campos de esfuerzos o deformaciones interpolando los resultados en la vecindad de dichos nodos, en consecuencia, la solución es una aproximación en función de la

interpolación de los resultados obtenidos para los nodos, los cuales, al trabajar en conjunto, originan la interpolación de los campos de valores de interés, sobre el total de la pieza o elemento bajo análisis. El MEF parte del cálculo matricial en el planteamiento del equilibrio en los nodos, mediante un sistema de ecuaciones, resultado de la contribución de los elementos, el cual puede llegar a contener cientos o miles de ecuaciones algebraicas, que se introducen al computador, como un elemento esencial en el procesamiento de datos. El simbolismo matricial empleado para ese conjunto de ecuaciones es: KD = R, donde D representa el vector de valores desconocidos (valores de los campos de esfuerzo en los nodos), R es el vector conocido (cargas impuestas) y K constituye una matriz de constantes conocidas, llamada matriz de rigidez para el caso particular del análisis de esfuerzos.

El método de elementos finitos (MEF), utiliza un complejo sistema de puntos llamados nodos, que producen una red conocida como malla. Dicha malla, está programada para contener el material y las propiedades de la estructura, que definen como reaccionará ante ciertas condiciones de carga. A cada pieza se le asigna una densidad uniforme de nodos (cantidad de nodos por área o volumen de la pieza, para simulaciones en dos dimensiones o tres dimensiones respectivamente) a lo largo de todo el material, sin embargo, dependiendo del nivel de esfuerzo anticipado en áreas determinadas (partiendo de la experiencia del ingeniero modelador), algunas regiones en donde se sospeche la presencia de gran

cantidad de esfuerzo, normalmente se prevé un incremento en la densidad de nodos, con la finalidad de obtener resultados más uniformes y cercanos al comportamiento real de la pieza en análisis. Las siguientes regiones se consideran propensas a recibir gran cantidad de esfuerzos: Regiones de fractura previamente observadas en el material, detalles complejos, y áreas con elevados niveles de esfuerzo aplicado, tales como: Zonas influenciadas por cargas externas y/o concentradores de esfuerzos. En definitiva, la malla actúa como una red, en la cual, cada nodo extiende un elemento de malla a cada nodo adyacente. Este tipo de red vectorial es la que lleva las propiedades del material al objeto.

La fortaleza del MEF, es su versatilidad. La estructura analizada puede tener cualquier forma, cargas y restricciones arbitrarias, lo cual no es posible ejecutar mediante métodos analíticos clásicos. Como ejemplo de ello, los esfuerzos inducidos por cambios en la temperatura, usualmente, son difíciles de analizar con los métodos clásicos, incluso cuando su estructura geométrica y el campo de temperaturas son relativamente simples. Sin embargo, el MEF aborda los esfuerzos térmicos, como si se tratara de esfuerzos impuestos por cargas mecánicas, y la distribución de temperaturas, se determinará usando elementos finitos (Cook, 1995).

#### 2.2.16. Modelación mediante método de elementos finitos

Representa la simulación de una estructura o proceso físico, mediante la construcción de un modelo numérico, basado en la estructura de

discretización a través de nodos y mallado. La modelación requiere un conocimiento profundo del proceso, con el fin de seleccionar adecuadamente el tipo y cantidad de elementos que serán empleados en dicha construcción, debido a que el empleo de formas geométricas incorrectas o demasiado grandes, pueden alterar u omitir los fenómenos que se están modelando, así como también, la utilización de un número muy grande de elementos o la sobre-refinación del mallado, puede significar desperdicios innecesarios de recursos computacionales y tiempo de procesamiento.

Posteriormente, luego que la computadora ha realizado los cálculos, es de vital importancia, la verificación de los resultados obtenidos, con el fin de observar si se encuentran dentro de ciertos parámetros razonables, inherentes al proceso, ya que es común cometer errores durante la traducción del fenómeno estudiado al lenguaje del software, es decir, se deben definir las condiciones de borde de la pieza en estudio, de manera tal que el programa computacional, sea capaz de producir resultados similares a los que se presentan en la realidad.

## 2.2.17. Ensayo de tracción

El ensayo de tracción es ampliamente usado para suministrar información básica, relacionada con la resistencia de los materiales, en el diseño de componentes. Adicionalmente, se emplea como ensayo para la aceptación de determinadas especificaciones de materiales (Dieter, 1988)
(Smith, 1998) (Askeland, 1998) (Callister, 2001) (Hosford, 2005) y/o procedimientos de soldadura (ASME Boiler and Pressure Vessel Code - Section IX, 2004).

El ensayo de tracción, mide la resistencia de un material a la aplicación gradual de una fuerza uniaxial de tracción, en simultáneo con el registro de su alargamiento. La probeta normalizada, se fija en la máquina de ensayo de materiales y se deforma hasta la fractura, mediante la aplicación una carga que es incrementada de manera gradual (Callister, 2001).

Un deformímetro o extensómetro se emplea para medir el alargamiento de la probeta entre las marcas de calibración cuando se aplica la fuerza. Para el caso específico del ensayo a tracción en tuberías soldadas con bisel en "V", se emplea la probeta de la figura 2.2.17.1, descrita en el apartado QW-462.1(b) del Código ASME para recipientes a presión, sección IX.



Figura 2.2.17.1. Dimensiones de la probeta rectangular de sección reducida, empleada en el ensayo de tracción para tuberías soldadas con bisel en "V" (ASME Boiler and Pressure Vessel Code - Section IX, 2004).

Los resultados de un ensayo de tracción, relacionan la carga con la longitud de alargamiento. Dichos resultados, pueden aplicarse a todos los tamaños y formas de un material dado si se transforma la fuerza a esfuerzo, y la distancia entre las marcas de calibración a deformación, y de este modo, se obtienen resultados aplicables a los cálculos y simulaciones de estructuras y procesos en ingeniería. Con base en los resultados obtenidos en el ensayo de tracción, se construye la curva de esfuerzo-deformación de ingeniería, usando parámetros normalizados, con el fin de evitar la variación de los resultados por efectos geométricos, debido principalmente, a que la carga aplicada y el alargamiento dependen del tamaño de la pieza. En tal sentido para el caso de materiales metálicos los estándares ASTM son una referencia a seguir, específicamente el estándar ASTM A 370-05. Así pues, se emplea el promedio del esfuerzo longitudinal aplicado sobre la probeta a tracción, que se obtiene dividiendo la carga entre el área original de la sección transversal de la probeta (Dieter, 1988) (Askeland, 1998):

$$S = \frac{P}{A_0}$$
  
Donde:

Ecuación 2.2.17.1

S: Esfuerzo de ingeniería

P: Carga aplicada.

*A*<sub>0</sub>: Área original de la sección transversal de la probeta

Igualmente, la deformación empleada para la construcción de la curva de esfuerzo-deformación de ingeniería, es el promedio de la deformación lineal, que se obtiene dividiendo el alargamiento del deformímetro colocado en la probeta ( $\delta$ ), entre su longitud original:

$$e = \frac{\delta}{L_0} = \frac{\Delta L}{L} = \frac{L - L_0}{L_0}$$
 Ecuación 2.2.17.2

Donde:

e: Deformación de ingeniería

L: Distancia entre marcas, después de la aplicación de la carga P.

 $\delta$ : Alargamiento.

*L*<sub>0</sub>: Distancia original entre marcas calibradas.

La magnitud y forma de la curva de esfuerzo-deformación de un metal, dependerá de su composición, tratamiento térmico, trabajo en frío previo, tasa de deformación, temperatura y el estado de esfuerzo impuesto durante el ensayo. Los parámetros utilizados para describir dicha curva, son los siguientes: Resistencia a la tracción, resistencia a la fluencia o punto de fluencia, porcentaje de alargamiento y reducción de área. Los dos primeros son considerados parámetros de resistencia y los dos últimos se refieren a la ductilidad del material.

La forma de la curva de esfuerzo-deformación típica para un metal, se muestra en la figura 2.2.17.1. En la región elástica el esfuerzo es proporcional a la deformación. Cuando la carga aplicada excede al valor

correspondiente al punto de fluencia, la probeta experimenta deformación plástica, y luego de que la carga es retirada (es decir, se hace igual a cero), quedará permanentemente deformado.



Figura 2.2.17.2. Curva de esfuerzo-deformación típica para un metal (Dieter, 1988).

En resumen, los resultados que se obtienen de este ensayo, son la resistencia a la tracción, la deformación ingenieril de rotura y la reducción del área a la fractura, los cuales aportan información clave, acerca de la resistencia mecánica del material y de la ductilidad del mismo (De Vedia, Svoboda, 2004).

## 2.2.18. Metalografía

La metalografía es la disciplina que estudia microscópicamente las características estructurales de un metal o de una aleación. Mediante esta técnica, es posible determinar el tamaño de grano, forma y distribución de

varias fases, así como también, las inclusiones que tienen gran efecto sobre las propiedades mecánicas del metal.

Existen diversos métodos para determinar el tamaño de grano, de acuerdo a la forma como se visualizan en el microscopio. El método que se explica a continuación, es utilizado con frecuencia por los fabricantes de aleaciones. El tamaño de grano se determina por medio del conteo de los granos en cada pulgada cuadrada bajo un aumento de 100X. La figura 2.2.18.1, es una carta que representa el tamaño real de los granos tal como aparece cuando se aumenta su tamaño a 100X.



Figura 2.2.18.1. Plantilla de tamaños de grano (Exime, Mora, 2010).

La metalografía se realiza de acuerdo a los siguientes pasos:

- Preparación de la muestra.
- Pulido de la muestra.
- Ataque químico de la muestra.

# CAPÍTULO III. MARCO METODOLÓGICO

## 3.1. Nivel de la investigación

De acuerdo al problema planteado con la determinación de los esfuerzos residuales en uniones soldadas de tubería de acero inoxidable austenítico, mediante el método de elementos finitos, la investigación se encuentra enmarcada inicialmente, dentro de la metodología descriptiva. Así pues, se ha modelado el comportamiento de dichas uniones, estudiando los esfuerzos residuales a lo largo del cordón de soldadura, analizando los resultados, comparándolos con los resultados obtenidos en los ensayos experimentales de relajación. Posteriormente, la metodología explicativa se ha hecho parte de la investigación, estableciendo las relaciones entre los parámetros fundamentales de dichas juntas con el fenómeno estudiado, cuya finalidad ha sido la de exponer cuáles son las causas de ocurrencia del fenómeno, bajo las condiciones previamente establecidas.

#### 3.2. Diseño de la investigación

El diseño de la investigación, se ha realizado en función de los objetivos propuestos para su desarrollo, y está sustentado en dos pilares fundamentales: La investigación documental y el diseño de un modelo para la determinación de los esfuerzos residuales, en uniones soldadas de tubería de acero inoxidable austenítico, mediante el método de elementos finitos. Posteriormente se ha validado el modelo, mediante ensayos experimentales, empleando la técnica de relajación de esfuerzos, así como también, con el empleo de análisis metalográficos. A continuación, se presenta el esquema trazado, para el logro de dichos objetivos:

#### 3.2.1. Investigación documental:

a. El Internet se utilizó como base para la revisión bibliográfica, con el fin de explorar el universo de los tópicos y trabajos relacionados con el fenómeno estudiado. Paralelamente, contando con la experiencia del tutor, diversos profesionales con experiencia en el ramo, y una extensa revisión bibliografía acerca del tema en estudio, se desarrollaron las bases teóricas que enmarcan la investigación.

b. Las propiedades mecánicas y térmicas de los materiales involucrados en el proceso de soldadura (material de la tubería ó metal base y metal de aporte), se definieron de acuerdo a los datos suministrados por los fabricantes, así como la información obtenida en la bibliografía relacionada con dichos materiales.

## 3.2.2. Diseño del modelo:

- a. Construcción del modelo gráfico.
- b. Simulación del proceso de soldadura, mediante un software de elementos finitos.
- c. Reporte de resultados.

## 3.2.3. Validación experimental:

- a. Ejecución de la soldadura multipases en tubería de acero austenítico AISI TP316L, como fase inicial de los ensayos experimentales:
  - Preparación de los biseles de las probetas para soldar.

- Ejecución del procedimiento de soldadura.
- b. Fabricación de las probetas para el desarrollo de los ensayos de relajación de esfuerzos.
  - Cordón de Soldadura
  - Probetas 100 % tubulares (ver Figura 3.2.3.1).



Figura 3.2.3.1. Probeta tubular.

Cupones extraídos de probetas tubulares (ver Figura 3.2.3.2).



Figura 3.2.3.2. Cupón extraído de probeta tubular.

c. Ensayos de Relajación de Esfuerzos.

## 3.3. Universo y muestra

## 3.3.1. Universo

El universo de la investigación, está comprendido por el conjunto de las uniones soldadas a tope con bisel en "V", de tubería de acero inoxidable austenítico AISI TP316L, soldadas de acuerdo a la especificación del procedimiento de soldadura EPS-Z&P-SS-028 (emitido por la Compañía Z&P Construction Company - ver Anexo A), en la Planta de Urea, sección de síntesis, del Complejo Petroquímico Morón, ubicado en Venezuela, carretera nacional Morón–Coro, Estado Carabobo. El empleo de dicho procedimiento para el desarrollo del presente trabajo de investigación, ha sido autorizado por la mencionada compañía, a través de una carta, presentada en el Anexo E. Es preciso destacar que dicho procedimiento fue emitido, para realizar un total de quince juntas soldadas, con las características mencionadas anteriormente, correspondientes a la ejecución de un proyecto particular en dicha planta.

## 3.3.2. Muestra

La definición del tamaño de la muestra ser ensayada а experimentalmente, se encuentra fundamentada, en acuerdo a lo establecido en el Estándar Militar: "Sampling procedures and tables for inspection by variables for percent defective" (MIL-STD-414), Nivel de Inspección IV, con variabilidad desconocida. En tal sentido, de acuerdo al universo de quince (15) juntas soldadas, se establece la cantidad en tres (03) muestras.

## 3.4. Definición de las propiedades del material base

El material base utilizado, fue tubería de acero inoxidable austenítico, de diámetro nominal 6" (diámetro externo 168.30 mm.), espesor de pared 18.26 mm. (Schedule 160), marca Sandvik código XTST-E-3R60UG-168.3-18.2 (ver el Anexo C - Certificado de calidad de los materiales), designación AISI TP316L, en conformidad con la

especificación ASTM A-312-03. La composición química y resistencia mecánica se presenta a continuación en las tablas 3.4.1 y 3.4.2:

Tabla 3.4.1. Composición química de tuberías de acero inoxidable austenítico tipo TP316L (ASTM A 312/A 312M, 2003).

Grado TP316L		
Elemento	%	
Carbono	0,035	
Manganeso	2,000	
Fósforo	0,045	
Azufre	0,030	
Sílice	1,000	
Cromo	16,0-18,0	
Niquel	10,0-14,0	
Molibdeno	2,00 - 3,00	

Tabla 3.4.2. Resistencia mínima de tuberías de acero inoxidable austenítico tipo TP316L a temperatura ambiente (ASTM A 312/A 312M, 2003) (ASM Handbook Vol. 1, 2005).

Grado	Esfuerzo último ksi[Mpa]	Esfuerzo de fluencia ksi[Mpa]
TP316L	70[485]	25[170]

Ahora bien, es preciso aclarar que en esta investigación, un conjunto de propiedades se consideraron dependientes de la temperatura. Entre las propiedades térmicas, se conocen las variaciones con respecto a la temperatura de: Conductividad térmica, calor específico y el coeficiente de expansión térmica (ver figuras 3.4.1, 3.4.2 y 3.4.3, respectivamente). De igual manera, se consideran conocidas las variaciones con respecto a la temperatura de las siguientes propiedades mecánicas: Módulo de elasticidad y esfuerzo de fluencia (ver figuras 3.4.4 y 3.4.5 respectivamente).



Figura 3.4.1. Conductividad térmica (W/m K) en función de la temperatura (K) (Karditsas, Baptiste, 1995).



Figura 3.4.2. Calor específico (J/Kg K) en función de la temperatura (K) (Karditsas, Baptiste, 1995).



Figura 3.4.3. Coeficiente de expansión térmica (m/m K) en función de la temperatura (K) (Karditsas, Baptiste, 1995).



Figura 3.4.4. Módulo de elasticidad (GPa) en función de la temperatura (K) (Karditsas, Baptiste, 1995).



Figura 3.4.5. Esfuerzo de fluencia (MPa) en función de la temperatura (K) (Karditsas, Baptiste, 1995).

Por otro lado, las siguientes propiedades se consideraron independientes de la temperatura (constantes):

- Densidad: 8.000 kg/m<sup>3</sup> (ASM Handbook Vol. 1, 2005)
- Módulo de Poisson: 0,3 (ASM Handbook Vol. 1, 2005).

## 3.5. Definición de las propiedades del material de aporte

El material de aporte utilizado, fue el siguiente:

- Pases de Raíz: Varillas de acero 100% austenítitico, marca Sandvick 25.22.2 LMn (ver el certificado de las varillas, que se encuentra contenido en el Anexo C).
- Pases de relleno: Electrodos recubiertos 100% austeníticos, marca Thyssen Thermanit 25\22 H (ver ficha técnica de los electrodos en el Anexo F).

Con el fin de simplificar la simulación, y tomando en cuenta que la composición química de los materiales de aporte son muy similares a las del metal base, se consideró que las propiedades térmicas y mecánicas de los materiales de aporte, son idénticas a las del material base.

## 3.6. Cálculo del calor aportado durante el proceso de soldadura

Los cálculos del calor aportado durante el proceso de soldadura, se realizaron de acuerdo a la ecuación 2.2.3.2.

## 3.7. Construcción del modelo gráfico

La construcción del modelo gráfico, fue desarrollada en dos dimensiones, con la finalidad de simplificar el tiempo de procesamiento del programa de elementos finitos. La geometría base utilizada, fue la junta soldada empleada en los ensayos experimentales (tubería de acero inoxidable austenítico, de diámetro nominal 6", diámetro externo 168.30 mm., espesor de pared 18.26 mm./Schedule 160), mediante sistemas de dibujo asistido por computador, los cuales permitieron la interfase con un programa de simulación mediante elementos finitos (ver figura 3.7.1).



Figura 3.7.1. Modelo gráfico bidimensional de la unión soldada.

## 3.8. Simulación del proceso de soldadura

El modelado de la unión soldada, se realizó a través de un programa de simulación mediante elementos finitos, el cual, permitió ingresar las propiedades del material (definidas en los encartados 3.4 y 3.5) y controlar los diferentes parámetros involucrados en el estudio, simulando su comportamiento, para luego determinar los esfuerzos residuales generados por el proceso de soldadura.

#### 3.8.1. Metodología para el análisis térmico

#### 3.8.1.1. Etapa de pre-procesamiento

Se declaran como propiedades termo-dependientes del material, la conductividad térmica, el calor específico y el coeficiente de expansión térmica, introduciendo los valores de cada propiedad, correspondiente a los valores de temperatura, entre la temperatura ambiente y la de fusión del metal.

Se construye el modelo geométrico bidimensional, en base a la geometría de la junta soldada empleada para los ensayos experimentales.

Se malla la geometría, empleando en método de cuadriláteros uniformes (Uniform Quad Method), fijando el tamaño del elemento en 4 mm., y el mínimo en 1,5875 mm. (correspondiente a la separación del pase de raíz – 1/16 pulgadas). Adicionalmente, considerando la geometría regular de la pieza, se aplica el método de mallado uniforme (Mapped Face Meshing), consiguiendo un mallado completamente uniforme (ver figura 3.8.1.1.1). Bajo estas condiciones se obtiene un total de 432 elementos y 511 nodos.



Figura 3.8.1.1.1. Mallado de la pieza.

Se declara como condición de frontera la pérdida de calor del modelo, por convección al medio, a través de todas las superficies exteriores que físicamente emiten calor, mediante el coeficiente de convección y la temperatura del medio.

Se debe destacar que las pérdidas de calor por radiación pueden ser de consideración a temperaturas solo cercanas a la de fusión, por lo que algunos autores solo le introducen al modelo las pérdidas por convección y consideran las pérdidas por radiación disminuyendo el coeficiente de eficiencia de la fuente de calor, o simplemente las desprecian. Si no se introduce ningún tipo de pérdida de calor al modelo, luego de aplicado el calor de la soldadura, con el paso del tiempo la temperatura en dicho modelo tiende a equilibrarse por conducción y nunca regresa a la temperatura inicial o ambiente, independientemente del tiempo transcurrido, lo que es erróneo y no coincide con el fenómeno real (Peña, 2010).

#### 3.8.1.2. Etapa de solución

Se declara como tipo de análisis el "transitorio" en el tiempo.

Se selecciona el avance de tiempo automático (Auto Time Stepping).

Se declara la temperatura inicial del metal base (30 °C).

Se declara el proceso transitorio en dos pasos: Paso 1, proceso de soldadura (duración 75 segundos), y Paso 2, enfriamiento (1800 segundos).

Introducción de la carga térmica al modelo, a través del cordón de soldadura, empleando para ello la función de "Heat Flow" – Flujo de Calor. Dicho flujo de calor se introduce como carga al modelo, para el primer paso de tiempo (Paso 1) y se retira en el siguiente paso (Paso 2), permitiendo el enfriamiento del modelo, a través de la pérdida de calor por convección, hasta un tiempo estimado tal, en que se alcance el enfriamiento total.

Se emplea el comando de solución respectivo, para resolver el problema.

Una vez concluido el cálculo se "guarda" todo el modelo elaborado y los resultados con la historia térmica en un gran fichero con extensión "wbpj" (workbench project).

## 3.8.1.3. Etapa de post-procesamiento:

Esta etapa abarca la obtención de los diferentes listados de resultados, su procesamiento y respectivo análisis.

## 3.8.2. Metodología para el análisis estructural

## 3.8.2.1. Etapa de pre-procesamiento

Se parte del modelo geométrico bidimensional previamente mallado, en la corrida térmica.

Se declaran como propiedades termo-dependientes del material, desde la temperatura ambiente hasta la temperatura de sólido (o la "temperatura de corte"), el módulo de elasticidad y el límite de fluencia del material. El coeficiente de Poisson se asume constante. Muchos autores, asumen el coeficiente de Poisson con su valor constante a temperatura ambiente, aunque de poseer datos confiables, se puede también declarar termo-dependiente (Peña, 2009).

Se declaran, como condiciones de frontera, las restricciones de desplazamiento en los extremos de la pieza, y en la superficie interna y externa de la tubería, permitiendo al cordón libre movimiento en el sentido transversal.

## 3.8.2.2. Etapa de solución:

El análisis estructural se realiza mediante una serie de análisis de equilibrio "estático". Se parte leyendo las temperaturas nodales de cada paso de tiempo, generadas por la corrida térmica y se aplican como cargas nodales en la corrida estructural. De esta manera cada análisis estructural estático parte del estado final de deformaciones y esfuerzos del análisis previamente concluido hasta finalizar. En este análisis no es necesario efectuar una integración en el tiempo debido a que fue establecido que las deformaciones plásticas son "deformaciones irreversibles independientes del tiempo" (Peña, 2009).

Se declara como tipo de análisis el "estático estructural".

Se selecciona el avance de tiempo automático "auto time stepping".

Solución mediante el comando respectivo que se intercala al final de cada paso de carga para resolver el problema.

Una vez concluido el cálculo se "guarda" todo el modelo elaborado y los resultados con la historia de desplazamientos y deformaciones en un gran fichero con extensión "wbpj" (workbench project).

## 3.8.2.3. Etapa de post-procesamiento:

Esta etapa abarca la obtención de los diferentes listados de resultados, su procesamiento, análisis y su respectivo graficado.

## 3.9. Validación experimental

# **3.9.1. Ejecución de la soldadura multipases en tubería de acero austenítico**

#### 3.9.1.1. Preparación de la junta a soldar

Con el fin de garantizar un biselado preciso, previo a la ejecución de la soldadura, ambas caras de la tubería a soldar, fueron mecanizadas mediante el empleo de máquinas herramientas, específicamente un tormo paralelo 20 x 60 marca: Kent.

#### 3.9.1.2. Procedimiento de soldadura

La fabricación de las probetas soldadas, se ejecutó de acuerdo a la especificación del procedimiento de soldadura EPS-Z&P-SS-028, emitido por la Compañía Z&P Construction Company (Ver Anexo A), para el desarrollo de un proyecto particular, en la Planta de Urea, Sección de Síntesis del Complejo Petroquímico Morón.

## 3.9.1.3. Ensayo de tracción

Los cupones para el ensayo de tracción uniaxial, se elaboraron de acuerdo a lo establecido en el Código ASME sección IX, encartado QW-462.1(b). Dichos cupones fueros extraídos de las probetas tubulares soldadas previamente, de acuerdo a lo establecido en el encartado 3.9.1.2 "Procedimiento de Soldadura".

#### 3.9.2. Ensayos de relajación de esfuerzos

**3.9.2.1.** Preparación de las probetas para el ensayo de relajación de esfuerzos

Para el desarrollo de los ensayos de relajación de esfuerzos, mediante fresado, se emplearon dos tipos de probetas:

 Cupones extraídos de probetas tubulares, con dimensiones similares a las empleadas en los ensayos a tracción uniaxiales, con la respectiva preparación de la superficie, necesaria para la correcta fijación de las galgas extensométricas. (Ver figura 3.9.2.1.1).





(a)

(b)

- Figura 3.9.2.1.1. Cupones extraídos de probetas tubulares: (a) Previo a la preparación de superficie. (b) Luego de la preparación de superficie.
- Probetas 100 % tubulares, a las cuales se les realizó un planeado en un lugar de su superficie de aproximadamente 30 mm. de ancho, a lo largo de toda su extensión. Posteriormente, se llevó a cabo la respectiva preparación de la superficie, necesaria para la correcta fijación de las galgas extensométricas. (Ver figura 3.9.2.1.2).



(a)

(b)

Figura 3.9.2.1.2. Cupones extraídos de probetas tubulares: (a) Previo a la preparación de superficie. (b) Luego de la preparación de superficie.

Con la finalidad de evitar la imposición adicional de esfuerzos residuales por operaciones de mecanizado, la preparación de la superficie, para ambos tipo de probeta, se llevó a cabo de la siguiente manera:

Desbaste de soldadura superficial y ligero planeado de superficie
a baja velocidad, lubricando con aceite soluble en agua,
mediante el empleo de cepillo marca Alba Shaper (ver figura
3.9.2.1.3).



Figura 3.9.2.1.3. Operación de cepillado de probetas.

 Rectificado de Superficie con piedra, lubricado mediante aceite soluble en agua, empleando una rectificadora marca Berco (ver figura 3.9.2.1.4).



Figura 3.9.2.1.4. Operación de rectificado de probetas.

 Lijado y pulido de superficie mediante el procedimiento establecido para la adhesión de las galgas extensométricas, el cual se detalla en el Anexo G.

# 3.9.2.2. Identificación de los puntos de medición mediante el método de relajación de esfuerzos con galgas extensométricas.

Los puntos de medición/adhesión de las galgas extensométricas para la medición de esfuerzos residuales mediante relajación de esfuerzos, fueron ubicados perpendiculares al cordón de soldadura mediante la distribución que se detalla a continuación, para lo cual se emplearon los siguientes criterios: En primer lugar, la dimensión de los dispositivos de medición en el sentido de medición, impide su colocación a menos de cinco milímetros de la anterior, por lo que representa un restricción importante en la zona más cercana al cordón, en donde ocurren los mayores esfuerzos a tracción. En segundo lugar, se consideraron espaciamientos mayores en la zona de esfuerzos a comprensión, sabiendo que la misma comprende un área mayor, debido a que la magnitud de dichos esfuerzos es menor que la de los esfuerzos a tracción, por lo que se compensan con mayores extensiones de esfuerzos a compresión hacia la zona fría de la tubería. • Cupones extraídos de probetas tubulares:

La primera a cuatro (04) mm. del cordón, la segunda a nueve (09) mm., la tercera a veintiún (21) mm. y la última a treintaiún (31) mm. del cordón de soldadura respectivamente. La figura 3.9.2.2.1 muestra la distribución de los puntos de medición.



Figura 3.9.2.2.1. Ubicación de las galgas en los cupones.

• Probetas tubulares:

La primera a cuatro (04) mm. del cordón, la segunda a trece (13) mm., la tercera a veintiún (21) mm., la cuarta a veintinueve (29) mm., la quinta a treintaiocho (38) mm. y la última a cuarentaisiete (47) mm. del cordón de soldadura respectivamente. La figura 3.9.2.2.2 muestra la distribución de los puntos de medición.





Figura 3.9.2.2.2. Ubicación de las galgas en las probetas tubulares.

# 3.9.2.3. Obtención de los esfuerzos residuales mediante el método de relajación de esfuerzos utilizando galgas extensométricas

Los esfuerzos residuales en las probetas se determinaron mediante la técnica de medición de relajación de esfuerzos (stress-relaxation), la cual se basa en el hecho de que las deformaciones que ocurren durante la descarga, son elásticas aun cuando el material haya sufrido deformaciones plásticas.

#### 3.9.2.4. Instalación de las galgas extensométricas

Las galgas extensométricas deben estar adheridas a la probeta en las posiciones anteriormente señaladas. Para ello, se preparó la superficie de forma tal, de no comprometer las mediciones. La técnica seguida para la adhesión e instalación de galgas puede observarse en el (Anexo G).

#### 3.9.2.5. Relajación de esfuerzos mediante fresado

Luego de ser adheridas correctamente las galgas extensométricas a las probetas, se procedió a medir la resistencia de las mismas, previo al proceso de relajación de esfuerzos (fresado). Posteriormente, se aliviaron los esfuerzos mediante el fresado de un surco paralelo al cordón de soldadura, que provocó el seccionado parcial de cada probeta.

Dicho surco tenía la longitud de la probeta en el sentido transversal (para el caso de los cupones extraídos de los tubos soldados, y para

el caso de la probeta tubular, dicha longitud fue aproximadamente igual al plano de sección desbastada). La sección rectangular fue de 2 mm. por 2,5 mm.

Los parámetros de corte establecidos para el fresado se muestran en la tabla 3.9.2.5.1 Los mismos, se seleccionaron de acuerdo a los siguientes parámetros:

- Tipo de material.
- Fresa a emplear.
- Baja velocidad, con el fin de evitar esfuerzos residuales adicionales en la pieza.

Tabla 3.9.2.5.1 Parámetros de corte para el fresado de relajación de esfuerzos (Gerling, 1981).

Velocidad de Corte (v) (m/min)	Avance (F) (mm/min)	Diámetro de la Fresa (mm)	Revoluciones por minuto de la Fresa (rpm)
25	30	80	100

Las revoluciones por minuto de la fresa, se obtuvieron de acuerdo a la ecuación 3.9.2.5.1.

$$n = \frac{v*1000}{\pi * d}$$

Ecuación 3.9.2.5.1.

Donde:

n = Revoluciones por minuto (rpm).

v = Velocidad de Corte (m/min).

D = Diámetro de la Fresa (mm).

La herramienta empleada para el fresado, fue una sierra circular de diámetro 80 mm., y espesor 2 mm. (Ver figura 3.9.2.5.1).



Figura 3.9.2.5.1. Herramienta (fresa) utilizada para ejecución de la operación de relajación de esfuerzos.

## 3.9.2.6. Medición de las deformaciones - Ensayo de relajación de esfuerzos

Para la medición de las deformaciones que se generaron durante los ensayos de relajación de esfuerzos, se emplearon galgas extensométricas marca Kyowa, modelo KFG-2-120-C1-16L1M2R (cuya descripción se presenta en el Anexo H), las cuales convierten las deformaciones en señales eléctricas, debido a que su resistencia eléctrica varía en función de pequeños cambios de longitud. Estas variaciones de resistencia eléctrica fueron digitalizadas mediante un transductor Analógico-Digital Marca: MCC, Modelo: USB-2404-UI que permitió el registro de las mismas en un computador (ver figura 3.9.2.6.1).



Figura 3.9.2.6.1. Transductor analógico- digital marca: MCC, modelo: USB-2404-UI (MC Measurement computing catalog USB-2404-UI, 2011).

# 3.9.2.7. Obtención de los esfuerzos residuales en función de los valores de resistencia reportados por el transductor analógico-digital.

Luego de obtenidos los valores de resistencia (antes y después de la relajación de esfuerzos mediante fresado), se procedió a calcular las variaciones de resistencia generadas según la ecuación 3.9.2.7.1:

$$\Delta R = R_f - R_i$$
 (Ecuación 3.9.2.7.1)

Donde:

 $\Delta R$  = Variación de resistencia ( $\Omega$ ).

 $R_f$  = Resistencia posterior al fresado ( $\Omega$ ).

 $R_i$  = Resistencia previa al fresado ( $\Omega$ ).

Ya obtenidas las variaciones de resistencia, se aplica la ecuación 3.9.2.6.2 para obtener los esfuerzos residuales longitudinales que afectaron la junta soldada:
$$\sigma_x = -\frac{\Delta R}{R_q * K_s} * E$$

(Ecuación 3.9.2.6.2)

Donde:

 $\sigma_x$  = Esfuerzo residual longitudinal, MPa.

 $\Delta R$  = Variación de resistencia ( $\Omega$ ).

 $R_g$  = Resistencia de la galga ( $\Omega$ ).

Ks = Factor de la galga.

E = Módulo de elasticidad del material utilizado, MPa.

# 3.10. Comparación entre la simulación del proceso de soldadura y los resultados de los ensayos de relajación de esfuerzos

Con la finalidad de comprobar la confiabilidad de la validación del modelo de elementos finitos planteado, se han utilizado diferentes herramientas. Inicialmente, se ha partido de un enfoque intuitivo, haciendo uso de un gráfico comparativo en donde se aprecian las tendencias de los resultados obtenidos mediante la simulación del proceso de soldadura (MEF) y el método de relajación de esfuerzos, conjuntamente con el desarrollo de una tabla en donde se muestra la diferencia porcentual que se presenta entre los mismos. Posteriormente, se utilizó un enfoque estadístico, para determinar la correlación (r) entre los valores de cada uno de los dos ensayos realizados, con los resultados de la simulación de elementos finitos, y posteriormente, se calculó el coeficiente de determinación (r<sup>2</sup>) de dichas correlaciones, para establecer el porcentaje de varianza compartida entre las variables estudiadas.

#### 3.11. Análisis metalográficos

Los análisis metalográficos fueron incluidos como anexos de la especificación del procedimiento de soldadura EPS-Z&P-SS-028, emitido por la Compañía Z&P Construction Company (ver Anexo D). Es preciso resaltar, que dichos análisis se realizaron para asegurar que la presencia de la fase sigma (ver encartado 2.2.8.3. "Fragilización a temperaturas intermedias") y de ferrita, en la soldadura no sobrepasara los límites de buenas prácticas establecidos para el correcto desempeño de ese tipo de soldaduras, en condiciones de servicio.

### CAPÍTULO IV. RESULTADOS

Los resultados se orientaron únicamente a los esfuerzos residuales longitudinales (resultados de la simulación estructural), debido a que representa la variable que se validó mediante los ensayos experimentales de relajación de esfuerzos, determinada a través de galgas extensométricas.

#### 4.1. Resultados de la simulación mediante elementos finitos

# 4.1.1. Resultados del cálculo del calor aportado durante el proceso de soldadura – Datos de entrada de la simulación térmica

Aplicando la ecuación 2.2.3.2 (ver pág. 52), se obtienen los resultados correspondientes al calor aportado por cada proceso de soldadura utilizado en la junta. Dichos resultados se presentan en la tabla 4.1.1.1.

Tabla 4.1.1.1. Calor aportado en cada pase de la junta.

Pase	1	2	3	4	5	6	7
Q = Flujo de Calor [KJ/mm]	0,620	0,683	0,686	0,540	0,455	0,583	0,513
Proceso	GTAW	GTAW	GTAW	SMAW	SMAW	SMAW	SMAW
η = Constante: Depende del proceso de soldadura (0.7-1.0)	0,7	0,7	0,7	0,8	0,8	0,8	0,8
<i>I</i> = Intensidad de Corriente [A]	62,125	112,250	112,250	94,000	84,667	88,000	90,857
V = Voltaje [V]	10,800	13,188	13,188	25,333	26,667	28,500	26,714
ν = Velocidad de avance de la soldadura [mm/s]	0,757	1,518	1,510	3,530	3,969	3,439	3,783

Debido a la naturaleza del modelo, en donde se está simulando la junta como un solo pase de soldadura (ver figura 4.1.1.1.a), el calor aportado se introduce al programa, como el promedio de dichos calores aportados, presentados en la tabla 4.1.1.1.



Figura 4.1.1.1. (a) Modelo gráfico bidimensional de la unión soldada un solo pase. (b) Fenómeno real soldadura multipasadas.

#### 4.1.2. Resultados de la simulación estructural

En la tabla 4.1.2.1 se muestran los resultados de los esfuerzos principales arrojados por la simulación desde el borde exterior del cordón de soldadura (ver figura 4.1.2.1, en donde se presenta un esquema de las distancias medidas desde el borde exterior del cordón de soldadura).

Tabla 4.1.2.1. Distribución de esfuerzos principales con respecto a la distancia al borde exterior del cordón de soldadura.

Distancia al borde del cordón (mm.)	Esfuerzo residual (σ <sub>×</sub> ) (MPa)
5	36,206
10	-3,305
15	-18,333
20	-27,516
25	-9,726
30	-5,126
35	-3,002
40	-2,326
45	-1,742
50	-1,236



Figura 4.1.2.1. Distancias en milímetros, medidas desde el borde exterior del cordón de soldadura.

En la figura 4.1.2.2 se muestra la distribución de los esfuerzos principales en la pieza, tal como se observa en la ventana gráfica del software, indicando el máximo (41,9554 MPa) y mínimo (-27,5165 MPa) respectivamente. Adicionalmente, en la figura 4.1.2.3 se presenta el gráfico de los esfuerzos residuales principales, tomados de la tabla 4.1.2.1, con respecto a la distancia al borde exterior del cordón de soldadura.



Figura 4.1.2.2. Distribución de esfuerzos principales en la pieza – ventana gráfica del software.



Figura 4.1.2.3. Gráfico de los esfuerzos principales con respecto al borde del cordón de soldadura.

#### 4.2. Resultados del ensayo de tracción

Los resultados del ensayo de tracción uniaxial se incluyeron como anexos de la especificación del procedimiento de soldadura EPS-Z&P-SS-028, los cuales se muestran en el Anexo B (pág. B-3).

#### 4.3. Resultados del ensayo de relajación de esfuerzos

4.3.1. Medición de los valores de resistencia en las galgas, previa al ensayo de relajación de esfuerzos, reportados por el transductor analógico-digital.

Luego de instalar las galgas extensométricas, se registraron los valores de resistencia para cada una de ellas, tal como se puede observar en las

tablas 4.3.1.1 y 4.31.2.

Tabla 4.3.1.1. Valores de resistencia, previo al ensayo de relajación de esfuerzos (cupones extraídos de probetas tubulares).

	R	Ω)	
Distancia al centro del cordón (mm.)	Probeta A	Probeta B	Probeta C
4	119,951	119,949	119,948
9	119,957	119,991	119,98
21	119,916	119,943	119,932
31	120,015	120,005	119,969

Tabla 4.3.1.2. Valores de resistencia reportados por el<br/>transductor previo al ensayo de relajación de esfuerzos<br/>(probetas tubulares).\_\_\_\_\_\_Resistencia (Ω)

Distancia al		Resistencia (Ω)	)
centro del cordón (mm.)	Probeta A	Probeta B	Probeta C
4	120,076	120,042	120,072
13	119,872	119,859	119,859
21	119,964	119,968	119,962
29	119,942	119,908	119,931
38	119,975	119,977	119,962
47	120,052	120,063	120,085

# 4.3.2. Medición de los valores de resistencia en las galgas, posterior al ensayo de relajación de esfuerzos, reportados por el transductor analógico-digital.

Después de la aplicación de la relajación de esfuerzos mediante fresado, se registraron los valores de resistencia para cada una de ellas, tal como se puede observar en las tablas 4.3.2.1 y 4.3.2.2.

Tabla 4.3.2.1. Valores de resistencia reportados por el transductor posterior al ensayo de relajación de esfuerzos (cupones extraídos de probetas tubulares).

Distancia al centro	Resistencia (Ω)		
del cordón (mm.)	Probeta A	Probeta B	Probeta C
4	119,906	119,902	119,902
9	119,964	119,999	119,987
21	119,944	119,974	119,964
31	120,021	120,012	119,975

Tabla 4.3.2.2. Valores de resistencia reportados por el transductor posterior al ensayo de relajación de esfuerzos (probetas tubulares).

Distancia al		Resistencia (Ω)	)
centro del cordón (mm.)	Probeta A	Probeta B	Probeta C
4	120,03	120,002	120,03
13	119,879	119,867	119,865
21	120,001	120,003	119,996
29	119,95	119,918	119,938
38	119,978	119,98	119,966
47	120,054	120,064	120,088

#### 4.3.3. Variación de resistencia en las galgas.

Empleando los valores de las tablas 4.3.1.1 y 4.3.2.1 (cupones extraídos de probetas tubulares), 4.3.1.2 y 4.3.2.2 (probetas tubulares), se procede a determinar la variación de resistencia que sufrieron las galgas, después de realizado el ensayo de relajación de esfuerzos, mediante la ecuación 3.12.7.1. Adicionalmente, se calcula el promedio de dichas variaciones en una columna adicional, cuyos valores serán empleados para el cálculo de los esfuerzos residuales. Los valores de las mencionadas variaciones de resistencia, se pueden observar en las tablas 4.3.3.1 y 4.3.3.2, para cupones extraídos de probetas tubulares y probetas tubulares respectivamente.

Distancia al	R	Resistencia (Ω)			
centro del cordón (mm.)	Probeta A	Probeta B	Probeta C	Promedio	
4	-0,045	-0,047	-0,046	-0,046	
9	0,007	0,008	0,007	0,007	
21	0,028	0,031	0,032	0,030	
31	0,006	0,007	0,006	0,006	

Tabla 4.3.3.1. Variaciones en la resistencia, en cupones.

Tabla 4.3.3.2. Variaciones en la resistencia, probetas tubulares.

Distancia al	Resistencia (Ω)			
centro del cordón (mm.)	Probeta A	Probeta B	Probeta C	Promedio
4	-0,046	-0,04	-0,042	-0,043
13	0,007	0,008	0,006	0,007
21	0,037	0,035	0,034	0,035
29	0,008	0,01	0,007	0,008
38	0,003	0,003	0,004	0,003
47	0,002	0,001	0,003	0,002

#### 4.3.4. Determinación de los esfuerzos residuales

Los esfuerzos residuales se determinaron a través de la ecuación 3.12.7.2, a partir de la variación de la resistencia de las galgas. Los valores de los esfuerzos residuales, se pueden observar en las tablas 4.3.4.1 y 4.3.4.2, para cupones extraídos de probetas tubulares y probetas tubulares respectivamente.

Tabla 4.3.4.1. Esfuerzos residuales en cupones extraídos de probetas tubulares.

Distancia al centro del cordón (mm.)	Esfuerzo residual (σ <sub>x</sub> ) (MPa)
4	36,992
9	-5,897
21	-24,393
31	-5,093

Tabla 4.3.4.2. Esfuerzos residuales en probetas tubulares.

Distancia al centro del cordón (mm.)	Esfuerzo residual (σ <sub>x</sub> ) (MPa)
4	34,311
13	-5,629
21	-28,414
29	-6,701
38	-2,681
47	-1,608

A partir de los resultados obtenidos en las tablas 4.3.4.1 y 4.3.4.2, se procede a construir las curvas de esfuerzos residuales para ambos casos, tal como se muestra en la figura 4.3.4.1:



*Figura 4.3.4.1. Curvas de esfuerzos residuales obtenidos en probetas tubulares y cupones.* 

# 4.4. Resultados de la determinación de la correlación (r) entre la simulación mediante elementos finitos y los ensayos experimentales de relajación de esfuerzos

Para la determinación de las correlaciones entre los valores de esfuerzo residual obtenidos de la simulación del proceso de soldadura y ambos ensayos experimentales, se calculó el coeficiente de correlación de Pearson (r), que representa un índice que mide el grado de covariación entre variables relacionadas linealmente. El coeficiente de correlación oscila entre 0 y 1, para el caso en que ambas variables aumentan conjuntamente. En tal sentido, coeficientes próximos a 0 expresan poca relación, y los coeficientes cercanos al 1 expresan mucha relación. Los resultados de las correlaciones se muestran en la tabla 4.4.1.

### Tabla 4.4.1. Correlaciones de Pearson (r).

Correlación de Pearson (r).	Correlación de Pearson (r).	
Simulación MEF vs. cupones	Simulación MEF vs. probetas	
extraídos de probetas tubulares	tubulares	
0.995	0.997	

Posteriormente, se calculó el coeficiente de determinación de dichas correlaciones, para establecer el porcentaje de varianza compartida entre las variables estudiadas. Los resultados de los coeficientes de determinación se muestran en la tabla 4.4.2.

Tabla 4.4.2. Coeficientes de de	rminación (r²).
---------------------------------	-----------------

Coeficientes de Determinación (r²).	Coeficientes de Determinación (r²).
Simulación MEF vs. cupones	Simulación MEF vs. probetas
extraídos de probetas tubulares	tubulares
0.990	0.993

#### 4.5. Resultados de los análisis metalográficos y de corrosión

La microestructura del cordón de soldadura es de tipo celular predominantemente.

La microestructura del metal base está conformada por una matriz de granos de austenita.

En la zona adyacente al cordón de soldadura, se aprecia corrosión intergranular.

La zona de transición está conformada por una franja muy pequeña (casi imperceptible en aumento 200x y un poco más visible en aumento 400x – ver imágenes contenidas en el Anexo D) de granos ligeramente alargados en la dirección del metal base.

#### **CAPÍTULO V. DISCUSIÓN DE RESULTADOS**

#### 5.1. Verificación de las propiedades mecánicas del metal base

De los resultados del ensayo de tracción uniaxial (ver Anexo B), se desprende que el esfuerzo máximo del material (79,847 Ksi), excede los requerimientos de la especificación ASTM A312 TP316L (70 Ksi), que fueron empleadas como base para la simulación.

#### 5.2. Simulación mediante elementos finitos

Se promedió el calor aportado por cada proceso de soldadura utilizado en la junta, resultando en 0,583 KJ/mm, el cual se introdujo al programa de simulación, suponiendo que la unión soldada se realiza en un solo pase. A continuación se desarrolló el análisis térmico, que a posteriori se vinculó con un análisis estático estructural, arrojando como resultado un comportamiento similar al obtenido mediante los ensayos de relajación de esfuerzos (ensayos sobre cupones extraídos de probetas tubulares y sobre probetas tubulares), tal como se aprecia intuitivamente en el gráfico comparativo de la figura 5.2.1. Por otro lado, los valores de las correlaciones correspondientes (ver tabla 4.4.1), confirmaron que existe un fuerte vínculo entre ellas, arrojando valores muy cercanos a la unidad. Adicionalmente, mediante los resultados del cálculo de los coeficientes de determinación (ver tabla 4.4.2), se puede afirmar que las variables comparadas comparten el 99,3% y 99,5% respectivamente, de características comunes.



Figura 5.2.1. Gráfico comparativo entre la simulación y los ensayos experimentales.

A pesar de que la simulación de la unión soldada se modeló como un solo cordón de soldadura, se aprecia que existe una tendencia fuertemente cercana entre el modelo y los resultados experimentales (correlacionadas con valores cercanos a la unidad y compartiendo por encima del 99% de características comunes), lo cual, le otorga suficiente validez y confiabilidad a la misma, debido a que representa una muy buena aproximación del fenómeno estudiado, constituyendo un avance significativo en la predicción del comportamiento mecánico de las juntas soldadas, más aún, cuando es sabido que existen no linealidades en cuanto al efecto térmico sobre el material base, y variables no consideradas, como por ejemplo, el cambio de densidad del aire que rodea la junta soldada, y en consecuencia, el cambio de propiedades del mismo (Peña, 2010). Adicionalmente, se supone un material isotrópico (cuyas propiedades no dependen de la dirección en que se miden), lo cual induce un error en el modelo (Peña, 2010), aunque no es objeto de esta investigación estudiar los efectos que inducen error y mucho menos los correctivos para minimizarlos.

#### CONCLUSIONES

- Es posible simular uniones soldadas de tubería y sus respectivas distorsiones térmicas, con un excelente nivel de confiabilidad (que se ubica por encima del 99%), mediante el empleo de un modelo bidimensional, el cual, reduce significativamente el tiempo de procesamiento de datos y por tanto, los costos del procesador. El mencionado nivel de confiabilidad, ha sido validado mediante ensayos experimentales de relajación de esfuerzos sobre probetas fabricadas de acuerdo a la especificación del procedimiento de soldadura EPS-Z&P-SS-028.
- Mediante la simulación bidimensional, es posible determinar el valor del esfuerzo residual en función de la distancia a la línea central del cordón de soldadura, así como también, determinar si los esfuerzos son de compresión o de tracción, luego de definir y establecer previamente los parámetros de la unión soldada, así como el comportamiento térmico de dicha junta.
- Se presume que las diferencias encontradas entre la simulación y los resultados experimentales, son causadas principalmente por la suposición de que el material se comporta isotrópicamente. Dicho

de otra manera, es probable que la desviación, se deba a que el comportamiento elástico del material varía con la dirección cristalográfica en ciertas regiones del mismo. Adicionalmente, otro factor que puede inducir diferencias entre la simulación y los ensayos experimentales, es la suposición de que el calor aportado es únicamente transferido a la pieza por convección, sin tomar en cuenta el calor aportado por radiación.

Los análisis microestructurales revelaron con claridad los límites entre el cordón de soldadura, y el metal base. En tal sentido, se puede apreciar que la franja de transición entre ambas zonas es muy pequeña (granos ligeramente alargados en la dirección de la zona de mayor temperatura), lo cual indica, que efectivamente las soldaduras multipasadas poseen un efecto de alivio de esfuerzos sobre cada cordón depositado previamente, representando la capa más externa de la junta, la de mayor influencia sobre los esfuerzos residuales.

#### RECOMENDACIONES

- Se recomienda realizar la simulación de la unión soldada mediante el empleo de comandos avanzados (activación y desactivación de elementos), que permitan modelar cada uno de los pases, desde el pase de raíz hasta los últimos pases de relleno, con el fin de comparar con el modelo planteado en el presente trabajo.
- Se recomienda realizar un estudio de sensibilidad con diferentes mallados, con la finalidad de determinar si existe la posibilidad de de mejorar los resultados del modelo utilizado.
- Se recomienda estudiar la posibilidad de incorporar el calor transferido por radiación, mediante el desarrollo de un algoritmo que permita simular dicho fenómeno, mediante una secuencia lógica de comandos.
- Se recomienda llevar a cabo ensayos experimentales que permitan determinar los esfuerzos residuales a lo largo del espesor de pared de la tubería, para comparar con el modelo propuesto.

#### **REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS**

Askeland, D. (1998). Ciencia e Ingeniería de los Materiales. México: International Thomson Editores.

ASM Metals Handbook (2005). Properties and Selection Irons, Steels, and High-Performance Alloys. USA: ASM International. Vol. 1.

ASM Metals Handbook, (2005). Alloy Phase Diagrams. USA: ASM International. Vol. 3.

ASM Metals Handbook, (2005). Welding brazing and soldering. USA: ASM International. Vol. 6.

ASME Boiler & Pressure Vessel Code (2004). Section IX. Qualification Standard for Welding and Brazing Procedures, Welders, Brazers, and Welding and Brazing Operators. USA: ASME International.

ASME B16.25, (1997). Buttwelding Ends. USA: ASME International.

ASTM A 312/A 312M, (2003). Standard Specification for Seamless and Welded Austenitic Stainless Steel Pipes. USA: ASTM International.

Badheshia, H. K. D. H., Svensson, L.E., (1993). Modelling the Evolution of Microstructure in Steel Weld Metal. London: Institute of Materials.

Callister, W. D. (2001). Fundamentals of Materials Science an Engineering. New York: John Wiley & Sons Inc.

Carrera, G., Ysasis, R. (2010). Estudio de la Influencia de las Temperaturas de Recocido sobre los Esfuerzos Residuales Producidos en Juntas Soldadas de Aceros ASTM A36. Trabajo especial de grado. Naguanagua: Universidad de Carabobo.

Conde y Santiago, G., (1971). Aceros Inoxidables, Refractarios y Criogénicos. Madrid: Editorial Interciencia.

Cook, R.D., (1995). Finite element modeling for stress analysis. USA: John Wiley & Sons Inc.

Dardati, P.M., (2005). Simulación micromecánica de la solidificación de la fundición dúctil. Tesis para obtener el grado de Doctora en Ciencias de la Ingeniería. Córdoba: Universidad Nacional de Córdoba, Facultad de Ciencias Exactas, Físicas y Naturales.

DebRoy, T., (1995). Physical Process in Fusion Welding. Revista Reviews of Modern Physics, Vol. 67, (1). Pennsylvania: The Pennsylvania State University.

De Vedia, L.A., Sbovoda, H.G., (2004). Introducción a la Metalurgia de la Soldadura. Buenos Aires: Universidad de Buenos Aires.

Deng, D., Murakawa, I., Liang, W. (2007). Numerical and experimental investigations on welding residual stress in multi-pass butt-welded austenitic stainless steel pipe. Revista Computational Material Science. Vol. 42.

Dieter, G.E. (1988). Mechanical Metallurgy. London: McGraw Hill.

Easterling, K., (1992). Introduction to the Physical Metallurgy of Welding. Oxford: Butterworth & Heinemann.

Exime, A., Mora, F., (2010). Influencia del Número de Pasadas en una Soldadura de Arco Eléctrico en la Magnitud de los Esfuerzos Mecánicos. Trabajo especial de grado. Naguanagua: Universidad de Carabobo.

Faure, F., Bergheau, J.M., Leblond, J.B. (2004). Simulating welding with shell elements. Revista Journal de Physique Vol. IV, pp. 347-354.

Feng, Z. (2005). Processes and Mechanisms of Welding Residual Stress and Distortion. Cambridge: Woodhead Publishing Ltd.

Francis, J. A., Stone, H. J., Kundu, S., Rogge, R. B., Bhadeshia, H. K. D. H., Withers, P. J., Karlsson, L. (2007). Transformation Temperatures and Welding Residual Stresses in Ferritic Steels. ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference. USA: ASME International.

Francis, J. A., Bhadeshia, H. K. D. H., Withers, P. J. (2007). Welding residual stresses in ferritic power plant steels. Revista Materials Science and Technology, Vol. 23, (9).

Garcimartín, M.A. (2002). La soldadura en Estructuras Metálicas de Edificación. Revista del Colegio Oficial de aparejadores y Arquitectos Técnicos de la Región de Murcia. N° 22.

Gerling, H. (1981). Alrededor de las Máquinas-Herramientas. Madrid: Editorial Reverté, S.A.

Holmberg, B. (2002). Stainless Steels their properties and their suitability for welding. Avesta: Edita Västra Aros.

Hosford, W.F. (2005). Mechanical Behavior of Materials. Cambridge: Cambridge University Press.

Jernkontoret Research Comittee. (1977). A Guide to the Solidification of Steels. Estocolmo: Jernkontoret Research Comittee.

Karditsas, P., Baptiste, J. (1995). Thermal and Structural Properties of Fusion related Materials. United Kingdom: United Kingdom Atomic Energy Authority.

Kreith, F. (2000). The CRC Handbook of Thermal Engineering. Boca Ratón: CRC Press LLC.

Kou, S. (2003). Welding Metallurgy. New Jersey: John Wiley & Sons Inc.

Lancaster, J.F. (1999). Metallurgy of Welding. Cambridge: Abington Publishing.

Laufgang, S. (2004). Tratamiento térmico de soldadura. Buenos Aires: Termo Soldex S.A.

Leggatt, R. H. (1986). Residual Stress and Distortion in Multipass Butt Welded Joints in Type 316 Stainless Steel. Revista Residual Stresses in Science and Technology. Vol. 2.

Lippold, J.C., Kotecki, D.J. (2005). Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels. New Jersey: John Wiley & Sons Inc.

Messler, R.W. (2004). Principles of Welding, Processes, Physics, Chemistry, and Metallurgy. New York: Wiley-VCH.

Military Standard (1957). Sampling Procedures and Tables for Inspection by Variables for Percent Defective. USA: Department of Defense.

Muñoz, A., (2009). Esfuerzos Residuales Generadas en la ZAC y su Influencia en la Tenacidad a la Fractura en los Aceros HSLA, bajo un Proceso de Soldeo por Arco Sumergido. Tesis para obtener el grado de Doctor en Ciencias de la Ingeniería. Cádiz: Universidad de Cádiz.

Peña, E., (2009). Modelo Matemático para Determinar los Esfuerzos Residuales en Juntas Soldadas. Trabajo de ascenso. Naguanagua: Universidad de Carabobo.

Rampaul, H. (2003). Pipe Welding Procedures. New York: Industrial Press.

Shankar, V., Gill, T.P.S., Mannan, S. L., Sundaresan, S. (2003). Solidification Cracking in Austenitic Stainless Steel Welds. Revista Sadhana. Vol. 28 (3-4).

Smith, W.F. (1998). Fundamentos de la Ciencia e Ingeniería de los Materiales. Madrid: McGraw Hill/Interamericana de España.

Tseng, K. H., Chou, C.P. (2000). The effect of pulsed GTA welding on the residual stress of a stainless steel weldment. Department of Mechanical Engineering, National Chiao Tung University.

Vitek, J. M., Babu, S.S., David, S.A. (2005). Recent Advances in Modeling of Solidification Behavior. Oak Ridge National Laboratory.

Withers, P. J., Bhadeshia, H. K. D. H. (2001). Residual stress. Part 1 – Measurement techniques. Revista Materials Science and Technology, Vol. 17.

Withers, P. J., Bhadeshia, H. K. D. H. (2001). Residual stress. Part 2 – Nature and origins. Revista Materials Science and Technology, Vol. 17.

Yajiang, L., Wang, J., Maoai, Ch., Xiaoqin, S. (2003). Finite element analysis of residual stress in the welded zone of a high strength steel. Key Laboratory of Liquid Structure and Heredity of Materials, Ministry of Education, Shandong University.

Zinn, W. Scholtes, B., (2002). Residual Stress Formation Processes during Welding and Joining. USA: ASM International.

ANEXOS

Anexo A - Especificación del procedimiento de soldadura EPS-Z&P-SS-028

ZP	Z & P Constru Vere	tetion Co., S.A.			
ESPECIFICA	CION DEL PROCEDI	MIENTO DE S	OLDADURAS	(EPS)	
EPS NO.: Z & P-SS-028	Fecha:	06/12/07	Revision Nº .:	0	
Sopertado por: PQR-Z&P-SS-028					1 de 2
METAL BASE(QW-403, QW-405)		JUNTA (	QW-402)		
P Nº.: Tubo 3R60UG	a Tubo 3R60UG	Diceño de	Junta Biselade	/Filete (ver pg	2)
Specificación tipo y grado : Sandvik 3R8	OUG AISI tino 316LUG	Respaldo	Sin rest	aldo	
Specificación tino y grada - Sandvil: 3RG	TIG AISI tino 316LUG	Metal Res	naldo Ningun	n	
Rango Espanores: 4.7mm	a 36mm	Tamaño d	al Filete Todos (	QW-451.4)	
Posicion (s), TODAS	d obtain	Notas	10400 1	Q.1. 101.17	
Progression. Vertical Ascendente					
Notas:					
PRE CALENTAMIENTO (QW-406)		Tratamien	to Termico (QW-4	(07)	
Temperatura Minima	55 Grados F.	Temperate	ara Rango	Ninguno	
Max. Temp. Interpases	212 Grados F.	Tiempo ra	ngo	Ninguno	
Mantenimiento pre calentamiento	N/A	Nota:			
	1	TRAC		PROGRAD	
Decesso (Mine	Ier PROC	ESO (IAT	200	MANUAT	
Process / Tipo	0.0695" to 0.5519"	UAL	0.00957	0.8221	
rango de Espesores	0.0020 10 0.0012		0,0020	- 0,0021	
GAS (QW-408)					
Gas Protector / L/min	100% Argón / 8	- 12 l/min	N/A	/	1
Gas de Arrastre / CFH	N/A /	-	N/A	/ -	1
Gas de Respaldo / L/min	100% Argón /	8 - 12 l/min	N/A	/ -	
METAL DE APORTE/QW-404)					
AWS Clasification	sin			sin	
SFA Spec. No. & F No	SFA#: sin F	#: sin	SFA#: s	in F#: s	in
A No. o Comp. Quim	316LUG Y/O CLASE 2	5Cr-22Ni-2Mo	The second The second s	hermanit 25-22 ]	H
Marca del Metal de Aporte.	Sandvík			Thermanit	
SAW Marca fundente/tipo	N/A			N/A	
Elec./Diametro alambre (Pulg.)	3/32*		3/32"	1/8*	
ELECTRICO (QW-409)	L 20 140	Ϋ́, Υ	EE 75		
Rango de amperaje soldadura.	10 - 140		<u></u>	80-110	
Kango de voltaje soldadura. Volocidad energes (inm)	10-14		22 - 28	22 - 28	
Max. Calantamianto inducido (J/mm)	Max 0 000 Kilmmt	804	Mar 0.0	Q Wilmm+ KM	
Tino de tungsteno/Diametro	EWTh-2 3/39*	078	N/A	56 Kjuliu+ 0%	
Corriente y Polaridad	DC (negativo)		DC (Pos	itivo)	
TECNICA (QW-410)					
Pases Estrechos/Anchos	Pases estrechos		Pages es	trechos	
Orificio / boquilla de gas	#6 to # 10			N/A	
Tubo de contacto	N/A			N/A	
Oscilacion	N/A			N/A	
Electrodo Mult/Sencillo	Electrodo sencillo		Electrod	o sencillo	
Otras notas tecnicas					
Multiple o Pases sencillos(por lado		Pases Multiple	8		
(n1) No se permite el martilleo en es	te procedimiento.				
(n2) 140 se permiten pases mayore de	no de Acere Ineridable 18	ambos lados do la	inte		
(n4) Effectuar limpieza con alcohol ex	tenamente e internament	antes de iniciar	el proceso		

(n5)





JUNTA DESCRITA PUEDE NO SER INCLUSIVE PARA TODAS LAS JUNTAS ENCONTRADAS EN EL SITIO. EL REFERIDO DISEÑO DE LA ESPECIFICACION DE INGENIERIA O DIBUJO DISEÑADO TOMARA PRECEDENCIA SOBRE ESTE ENSEÑADO EN LA EPS

#### Notas:

(a) Mantener la temperatura al minimo durante las operaciones de corte termico, punteado y soldadura.
 (b) La soldadura debera limpiarse entre pases. Al completarse remover escorea y salpicaduras.

(c) Se debe realizar prueba de resistencia a la corresión de acuerdo con especificación Snamprogetti 510 rev. 3 (parrafo 4.4)

(d) Efectuar PMI a la ultima capa

(c) Ferrita no mayor al 2%

(f) El diametro maximo del electrodo a utilizar sera de 3.5mm.

(g)

	۲	4	,
1	r	c,	γ.
	ε.		

		Metal de aporte		Carriente			Bango	
Capa de soldadura	Proceso	Clase	Diamatro	Tipo de polaridad	Rengo de amperaje	Rango de Voltaje	velocided mm/min	Otros
ler	GTAW	25,22,2.LMN	3/32"	DC(-)	53	10	70/88	
2do	GTAW	25,22,2LMN	3/32"	DC(-)	100	12	109-120	1
3er	GTAW	25,22,2LMN	3/32*	DC(-)	100	12	109-120	
4to	SMAW	TERMANIT 202211	1/8"	DC(+)	100	27	127/315	1 1 1 1 1 1 1 1 1 1 1 1 1 1 1 1 1 1 1
5to	SMAW	TERMANT 254211	1/8"	DC(+)	87	28	127/315	5/12 1/21
Resto	SMAW	TERMANT 254211	1/8"	DC(+)	89	29	127/315	V/////////////////////////////////////
								1/0" + 1/30" 4 3/02"
						-		

Nosotros certificamos que toda la informacion aquí descrita es verdadera y esta de acuerdo con los requerimiento del código ANSI/ASME y la seccion IX.

Preparado por:

(06/12/07)

( 06/ 12/07)

QC. Manager

Accepted By:

José A. Valecillos H.

José A. Valecillos H.

QA. Manager



æ	CALIFI	Z & P Consti Ve CACION DE PROC	ruction Co., nezuela ESO DE S	els O DE SOLDADURA (PQR)				
PQR No.:	Z&P-SS-028	Date: 06/12/07	WPS No.:	Z&P-SS-028	Rev.:	0		
						1 00		
JOINT DES WELDI Single - V gr Backing was Groove Angl Root Openin Root Pace: note: <u>G7</u> POSITION Position of J Progression: Note:	SIGN (QW-402        ING JOINT CONFIGU        oove        ussed      Open but        g:      5/32*        1/16        CAW no backing / SMA        (QW-405)        oint:      6 G - 45 1        Vertical Up	RATION 65 Degrees Inches Inches Wheeking root pass	BASE M Mat TO P No Thiol HE/ Proh Proh Max PWF PWF Note	ETAL (QW-403) erial Spec. Tubo 	Pipe 3R60UG 3R90UG 3R90UG maine P No. <u>n</u> Dis.(in) QW-408, QW-4 QW-408, QW-4 QW-408, QW-4 None <u>100</u> Degree None <u>100</u>	ma Gr. tem 8.0000 107) Des C Degrees F		
Process / Tip	·····	1st PRO GTAW / MAI	OCESS	SMA	ad PROCES W/MANUAI	is L		
GAS (QW-40	18)							
Shielding Ga	18 / CFH	100% Argon /	12 L/min	N/A	/	-		
Trailing Gas	/ CFH	None /		N/A		-		
Recking Geo	/ CIPH	100% Amon /	19 T./min	N/A	; -	-		
AWS Clachts SFA Spac. N A No. Or Chi Fillor metal i SAW flux tra Weld Deposit Elec. / wire s ELECTRIC. Amperage UN Voltege USE Travel speed	sation o. & F No sm. Comp trade name . de name/type t't'(in) ize (in) AL (QW-409) SED (ipm)	25,22,2 LMN        SFA #:	F#: sin 2.2 LMN / - - - -	SFA #: 	B-25,222H B-25,2 Thermanit V/A / 0,4331"	¥: sin 22H 		
Max. Heat In	nput (J/in)	Max 0,998 Kj/mm		Max	0,996 Kj/mm			
Tungstene T	ype/Size	EWTh - 2	3/32*	N/A				
Current & Po	olarity	DC(-)		I	DC (+)			
TECHNIQU String /weav Orifice / gas Contact tube Oscillation Mult / Single	E (QW-410) e bead cup to Work electrode	String Bead # 6 N/A N/A Single Electrode		Strin	g Bead N/A N/A N/A e Electrode			
Other Techni	ique Notes		A DE L D					
Multiple or S (n1) Peering	ingle Pass (per side was not used with this	wold tost	Multiple Pass	88				
(n2) reening	was not used with this	WORLDON						
(n3)								
(n4)								
n5)								



#### Procedure Qualification Record (PQR)

Page 2 of 8

TICHE MAN	78.D	00,000					6-	
Pign No.	2661-	00-020	Welding	Peramet	ters			
Layer			Filler Met	al	Current			Travel
and/or Pass No (s)	Weld	Process	AWS CLASIFICATION	SIZE (IN.)	Type / Polar	Amperage Range	Voltaje Range	Range (mm/seg)
1 2 3 4 5 6 7	GTAW / manual GTAW / manual GTAW / manual SMAW / manual SMAW / manual SMAW / manual 		25,22,2,1,MN 25,22,2,1,MN 25,22,2,1,MN E-25/22H E-25/22H E-25/22H E-25/22H E-25/22H	3/32 3/32 3/32 1/8 1/8 1/8 1/8	DCEN-SP DCEN-SP DCEP-RP DCEP-RP DCEP-RP DCEP-RP DCEP-RP	53 100 100 87 89 91 	10 12 27 28 29 27 	0,714 1,936 1,947 2,827 2,540 2,578 3,519 
NOTES			· · · · · · · · · · · ·			• • • • • • • • • • • • • •		





# SINGLE VEE GROOVE





#### CALIFICACION DE PROCESO DE SOLDADURA (PQR)

Page 3 of 3

PQR No.: Z & P - SS - 028

#### TENSILE TEST (QW-150)

Specimen No.	ANCHO (mm)	ESPESOR (mm)	Area Transv (mm2)	Area Transv (Pulg 2)	Carga Maxima (LB)	Esfuerzo Maximo (Kgmm2)	Esfuerzo Maximo (PSi)	Tipo de Fractura	Lugar de Fractura
T1	18,60	13,70	254,82	0,3950	31,500	56,15	79.847	Ductil	Metal Base
T2	18,65	15,50	289,07	0,4481	35.800	56,18	79.892	Ductil	Metal Base
				-		-			
				-	2100 A	-			

#### GUIDED BEND TEST (QW-160)

Figure No. And Type	Dimensions	Remark
DL1	18 mm x 3/8"	No presento discontinuidades
DL2	18 mm x 3/8"	No presento discontinuidades
DL3	18 mm x 3/8*	No presento discontinuidades
DL4	18 mm x 3/8"	No presento discontinuidades
		A A

#### TOUGHNESS TEST (QW-170)

			Test	Impact	Later	ral exp.		
	Spec. No.	Notch Location	Temp. (°F)	Values (ft lbs)	Shear %	Mils	Drop weight break	
1	***							
1	***	·			·			

HARDNESS TEST - Vicker Hardness

			OTHER 7	TEST						-
Type of Test: Corro	sion Test "Hu	ey Type" As	per ASTM A 2	83 "C" Re	ev.3 Sn	amproge	tti			
Deposit Analysis:	C S	P	Si Mn	Cr	Ni	MO	AL	Cu	N	
	0,014 0,006	0,012 0	0,28 1,92	24,12	22,84	2,24	0,003	0,050		
Base metal analisis:	0,015 0,0007	0,012 0	0,27 1,72	17,34	13,54	2,55			0,060	
Heat # 510303										
Others:										
NOTES: SEE	ASMECA REP	ORTS								
Stamp: S-45	Welde ASMECA/C 1	r's Name: 1 M	JOSE LUIS P	ALMAR		3902	ID: <u>11,9</u>	48,790		
PRO was done & welding	of coupon was	witnesed by:		Z&P Con	structio	n Co. S	A /Pequis	an		- 114
Fire nos corre a trenaria.	or coupert nus	nanosca sj.		201 001						ALC: NO
We certify that the statem in acordance with the requi	ents in this rec irements of Se	ord are correct ction IX of the	ot and that the t e ASME Code	est welds	were pr	repared, v	velded, ar	nd tested		1.1
Prepared By:	José A. Valec	illos H.	QD.	- [	-	( 06	/5/05)	QC	Manager	
Certified By:	José A, Valeo	illos H.		- 10	/.	( 06	/ 5/05)	Qua	lity Control	

Anexo B - Informes de laboratorio ASMECA

N.R.: 3302

# INFORME DE LABORATORIO

FECHA: 17 de Diciembre de 2007

CLIENTE: Z & P ATENCIÓN: SR. JOSÉ VALECILLOS.

ASUNTO: Calificación de Procedimiento de Soldadura de acuerdo con Código ASME IX. WPS: Z & P SS028.

MATERIAL: Un (1) Tubo soldado de espesor 18 mm. Metal Base: Tubo 2RE69, SANDVIK 3R60UG AISI 316L UG. Metal Aporte: Class 25Cr-22Ni-2Mo Stainless Steel.

SOLDADOR: JOSÉ LUIS PALMAR. ESTAMPA: S-045

INTRODUCCIÓN: Ensayos Realizados:

- Análisis Químico del Material de Aporte y determinación de Ferrita.
- Ensayo de Tracción.
- Ensayo de Doblado Lateral.
- Perfil de Dureza.
- Ensayo de Macroataque.

Por: ASMEG IENTE, C.A. 0.616 3.53 ING. JOSEA. GOMEZ GERENTE GENERAL C.I.V. 16.591

Calle La Línea Nº 35, Sector Bella Vista. Puerto La Cruz. Edo. Anzoategui. Telf: (0281) 2657742 - 2688983 - Cel: 0414 8063384 - 0414 8058952 E Mail: asmeca@cantv.net - Pág. Web: www.asmeca.8m.com



N.R.: 3302



#### **RESULTADOS DE LABORATORIO** CÓDIGO ASME SECCIÓN IX WPS: Z&P SS028 / UN TUBO SOLDADO DE ESPESOR 18 mm. SOLDADOR: JOSÉ LUIS PALMAR. ESTAMPA: S-045

ANÁLISIS QUÍMICO DEL MATERIAL DE APORTE. El contenido de cada elemento se expresa en porcentaje en peso.

MUESTRA	C	S	P	Si	MN	CR	Ni	Mo	AL	CU
CORDÓN	0.014	0.006	0.012	0.28	1.96	24.12	22.84	2.24	0.003	0.050

- ENSAYO UNIAXIAL DE TRACCIÓN: ٠
  - FIG.: C QW-462.1(a) Plancha.

    - QW-462.1(b) Tubo.
      QW-462.1(e) Tubo ("Full Section").

MUESTRA	ANCHO (MM)	ESPESOR (MM)	AREA TRANSV (MM <sup>2</sup> )	AREA TRANSV (Pulg <sup>2</sup> )	CARGA MAXIMA (LB)	ESFUERZO MAXIMO (Kg/MM <sup>2</sup> )	ESFUERZO MÁXIMO (PSI)	TIPO DE FRACTURA	LUGAR DE FRACTURA
T1	18,60	13,70	254,82	0,3950	31.500	56,15	79.847	Dúctil	Metal Base
T2	18,65	15,50	289,07	0,4481	35.800	56,18	79.892	Dúctil	Wetal Base

#### ENSAYO DE DOBLADO:

🗇 De Raíz y Cara. 🔳 Lateral.

"PLUNGER" (PUNZÓN): 38.10 mm "YOKE" (YUNQUE): 60.32 mm

MUESTRA	DIMENSIONES	OBSERVACIONES
DL1	18 mm x ¾"	NO PRESENTÓ DISCONTINUIDADES
DL2	18 mm x ¾"	NO PRESENTÓ DISCONTINUIDADES
DL3	18 mm x ¾"	NO PRESENTÓ DISCONTINUIDADES
DL4	18 mm x ¾"	NO PRESENTÓ DISCONTINUIDADES

REALIZADO ROR

do pór R. ¢48 in .

Calle La Línea Nº 35, Sector Bella Vista. Puerto La Cruz. Edo. Anzoategui. Telf: (0281) 2657742 - 2688983 - Cel: 0414 8063384 - 0414 8058952 E Mail: asmeca@cantv.net - Pág. Web: www.asmeca.8m.com



N.R.: 3302



RESULTADOS DE LABORATORIO CÓDIGO ASME SECCIÓN IX WPS: Z&P SS028 / UN TUBO SOLDADO DE ESPESOR 18 mm. SOLDADOR: JOSÉ LUIS PALMAR. ESTAMPA: 5-045

PERFIL DE DUREZA VICKERS HV10.



METAL BASE, CORDÓN Y Z.A.C.

ENSAYO DE MACROATAQUE.

MUESTRA	OBSERVACIONES
N° 1	NO SE OBSERVARON DISCONTINUIDADES



De acuerdo con standards de la A.W.S. las características de penetración de los cordones realizados en las muestras recibidas son satisfactorias.

REALIZADO POR

PRO O POR ----

Calle La Línea Nº 35, Sector Bella Vista. Puerto La Cruz. Edo. Anzoategul, Telf: (0281) 2657742 - 2688983 - Cel: 0414 8063384 - 0414 8058952 E Mail: asmeca@cantv.net - Pág. Web: www.asmeca.8m.com
N.R.: 3302



# **RESULTADOS DE LABORATORIO** CÓDIGO ASME SECCIÓN IX WPS: Z&P SS028 / UN TUBO SOLDADO DE ESPESOR 18 mm. SOLDADOR: JOSÉ LUIS PALMAR. ESTAMPA: S-045

# DETERMINACIÓN DEL CONTENIDO DE FERRITA EN EL MATERIAL DE APORTE.

De acuerdo con el análisis químico y aplicando el diagrama de constitución de SCHAEFFLER para aceros inoxidables austeníticos, el material de aporte consiste de austenita, sin presencia de ferrita.

Los valores determinados de Cromo equivalente y Níquel equivalente para aplicar el diagrama son:

- Cr<sub>eq</sub>: 26.78%
  Ni<sub>eq</sub>: 24.24%

REALIZADO DO POR <u>is</u>...

Calle La Línea Nº 35, Sector Bella Vista. Puerto La Cruz. Edo. Anzoategui. Telf: (0281) 2657742 - 2688983 - Cel: 0414 8063384 - 0414 8058952 E Mail: asmeca@cantv.net - Pág. Web: www.asmeca.8m.com



	CONTROL	CONTROL DE CA DE DEPOSITO DI	NLIDAD CONSTRI E SOLDADURA F	UCCION PARA UN WPQ		REPORTE N°	
NOMBRE DEL SOLD	ADOR: DESECUEST	DUMAN	CINº 11.948	.048	Nº IDEN	TIFICACION:	
PROCEDIMIENTO N		PROCESO:				CODIGO:	
SITIO DE CALIFICAC	:ION:	Ctax	1 manual			DNSI/ASA	1E 1X
SECUENCIA TIPO DE MATERIAL	2 ESP.MAT. COLADA EN mm MATERIAL	N° ELECTRODO DI TUBO TIPO ELEC	IA. MARCA LOTE W	OLT. VELOCI. AMP.	POLARIDAD	POSI. PROGRE- E	ESPESOR
1 -424- Y	11826m 510303	01 252220ma 34	(37 29ND VIK 26712)	10 1,36 53	ONVERTED	69 ascenera	2 man-
2 39 9	9 33 ~ 33	01 05000 mm 3/	32" 2940 VIK 26745	12 3.58 100+	AUT 12144	66 77	L.Sana-
4 -BBACL 6	18,26 510303	DI HE225222 1	B. Bohler Taylor	1 001 228 62	Dulle ALTON	66. Bereunant	Carlos Carlos
5 723166 6	11 18,26 m 510303	01 HE225222 11	B" BONLELTHAIR HILL	28 9,37 83	LNUTUETOA	69 Barrent	America
6 72316L C	5" 18,26m 510303	01 HE22522 11	B" BONLER HISWERS	29 8.12 894	DWEREDS	66 Ascentent	2 Zmm
7 723166 6	" 18,26 mar 5/0303	01 #6225222 //	B' BOWERTHEWER	27 8.93 91	TAUVERT DA	66 Ascession	9 mm
ſ							
							T
							T
							Π
DBSERVACIONES:						-	Τ
	:	(	(				
1	ſ						-
EALIZADO PORCO	UEUD EDUAL	00 REVISADO.RO	BAFLLA & PAVAN	APRO	DBADO POR		
ECHA CUT	F. 002 /21/ 6	FECHA C	Carlos Carpury, S.A.	FIRM	4A		Π
	A CONTRACTOR						
	Real						



# ENERGY INPUT

	V (volt)	A (amp)	T (seg)	L (mm)	Ve (mm/seg)	H (kJ/mm)
	10	53	34	25,4	0,747	0,709
	10,1	60	47	38,1	0,811	0,748
	11,1	64	50	40	0,800	0,888
PASE Nº 1	11	64	72	52	0,722	0,975
	11,1	64	68	53	0,779	0,911
	11	64	70	50	0,714	0,986
	11,1	64	50	38,1	0,762	0,932
	11	64	68	49	0,721	0,977
	Statistics.	고장감소교 전				
	12,1	90	68	76,2	1,121	0,972
	12,6	100	100	127	1,270	0,992
	12,6	100	80	105	1,313	0,960
	12,6	110	110	154	1,400	0,990
PASE Nº 2	13,9	110	65	101,6	1,563	0,978
	13,9	110	-100	154	1,540	0,993
	13,9	139	110	213	1,936	0,998 🔳
	13,9	139	90	180	2,000	0,966
					1. <i>64</i> - 1	네 가슴을 걸음
	12,1	90	65	74	1,138	0,957
	12,6	100	70	89	1,271	0,991
	12,6	100	72	92	1,278	0,986
PASE Nº 3	12,6	110	68	95	1,397	0,992
	13,9	110	73	112	1,534	0,997
	13,9	110	76	118	1,553	0,985
	13,9	139	75	146	1,947	0,993
	13,9	139	73	143	1,959	0,986





# ENERGY INPUT

	V (volt)	A (amp)	T (seg)	L (mm)	Ve (mm/seg)	H (kJ/mm)
	27	100	75	212	2,827	0,955
PASE Nº 4	26	. 90	43	177,8	4,135	0,566
	23	92	35	127	3,629	0,583
	아이 가지?		1997 - 1998 - 1998 - 1997 - 1997 - 1997 - 1997 - 1997 - 1997 - 1997 - 1997 - 1997 - 1997 - 1997 - 1997 - 1997 -			
	24	80	32	200	6,250	0,307
	24	80	58	127	2,190	0,877
PASE Nº 5	28	87	50	127	2,540	0,959
	28	87	45	177,8	3,951	0,617
	28	87	38	. 200	5,263	0,463
	28	87	58	210	3,621	0,673
	사내가 연생된					
	28	87	55	200	3,636	0,670
	28	87	45	116	2,578	0,945
PASE Nº 6	28	87	49	160	3,265	0,746
	29	89	60	230	3,833	0,673
	29	89	46	160	3,478	0,742
	29	89	45	173	3,844	0,671
			<u> Yang tan</u>			
	27	91	44	173	3,932	0,625
	27	91	54	193	3,574	0,687
PASE Nº 7	27	91	44	178	4,045	0,607
	27	91	51	189	3,706	0,663
	27	91	54	190	3,519	0,698
	26	90	45	180	4,000	0,585
	26	91	51	189	3.706	0.638

ie. Sec. Anexo C – Certificados de calidad de los materiales

NOV-30-2007 FRI 01:25 PM

SANDVIK SANDVIK SANDVIK SANDVIK Sandvik Materials Tech Welding & Wire Prod P.O. Box 1220 Scramton PA USA 18501 570-585-7500				hnology . duct Area 200745860 Page 1				
Sold To: 2805 SANDVIK MATERIALS TECHNOLOGY SCRANTON PA Customer Order No: 37174 Sandvik Order No: 37197/1 Work Order/Lot: 26743				Ship To: CLOVER INTL INC/PICE UP DEPT HOUSTON TX Certification Date: 20071023				
Stainl Type 2	ess Steel 52221MN	Welding W.	ire		Size: Feat:	.094" X 39" 510963		
Analys Heat	is % C	si	Mn	p	g	Cr.	Ni	
	.016	.10	4.34	.011	,0009	25.05	21.87	
	Mo	Co	Cu	Nb (Cb)	Ta	20	*FD	
	2.03	.068	.064	.01		.123		
	*78	*FM						

\*FD = Delta Ferrite (FN) from the Delong Diagram \*FS = Delta Ferrita (%) from the Schaeffler Diagram \*FW = Delta Ferrite (FN) from ASME Fig. NB 2433.1-1 (WRC 1992 Diagram)

Country Of Origin: Sweden The material has not come in contact with mercury or mercury containing compounds and as such is certified mercury free. Material has been manufactured/supplied in accordance with Sandvik Materials Technology Quality Manual Revision10 dated Sandvik Materials Technology Quality Manual Revisionly dated May 29, 2007. Quality Systems approved to ISO 9001:2000. This is to certify that the contents of this certificate are correct and accurate as contained in Sandvik's records, and that all above test results and operations performed are in compliance with the requirements of the purchase order.

J.Treadway, Quality Specialist 10 (NON SPEC BARE R4) (10) (DS36520)

Anthopized Representative



					POTD & # - 1001
	LOTE	#: 231107-422		MU	DOTINA # : 1691
5	DECLARACTÓN	DE CONF	ORMTDAD		1 - C
248	VALDEZ · 22/11	/07 AL 2	3/11/08		
	YALIDEZ : 23/11		w/11/00		1
	ARGON ES	SPECTROMET	TRIA		-
	Este producto cumple con	los siguientes re	quisitos de cali	idad :	13
	COMPOSICIÓN QUÍMICA	: (Expresada en	concentración	molar)	
14.					
	ARGON	Ar	00.000	5 % min.	전환 수 있는
	OXIGENO	0	1.0	0 ppm max.	
	HUMEDAD	HO	1.5	5 ppm max.	A KCah
	NITROGENO	N <sub>2</sub>	4.0	0 ppm max.	- ACA
	HIDROGENO	H	0.5	5 ppm max.	- TA # : 1891
	MONOXIDO DE CARBONO	co	0.5	5 ppm max.	
č.	DIOXIDO DE CARBONO	CO <sub>2</sub>	0.5	5 ppm max.	
AF	METANO	CH <sub>4</sub>	0.5	5 ppm max.	
	TOTAL HIDDOCADDUDOS	(TITC)	0.4	5 mmm max	
	101AL HIDROCARBOROS	THC	U.,	э ррш шал.	
CONTENIDO	60 m <sup>3</sup>	VÁLVIILA		GA-580	
CONTENIDO SERIAL DEI	CILINDRO: A121284-S 9	VÁLVULA: PRESIÓN (	: ( 21°C): 2	CGA-580 2200 psig.	
CONTENIDO SERIAL DEI TIPO DE CII	C: 6.0 m <sup>3</sup> CCILINDRO: A121284-S 9 LINDRO: 040	VÁLVULA: PRESIÓN (	: ( 21°C): 2	5 ppni max. CGA-580 2200 psig.	3
CONTENIDO SERIAL DEI TIPO DE CII	CILINDRO: 6.0 m <sup>3</sup> CILINDRO: A121284-S 9 LINDRO: 040	VÁLVULA: PRESIÓN (	: ( 21°C): 2	CGA-580 2200 psig.	3 
CONTENIDO SERIAL DEI TIPO DE CII	CILINDRO: A121284-S 9 LINDRO: 040	VÁLVULA: PRESIÓN (	: ( 21°C): 2	CGA-580 2200 psig.	
CONTENIDO SERIAL DEI TIPO DE CII	CILINDRO: A121284-S 9 LINDRO: 040	VÁLVULA: PRESIÓN (	: ( 21°C): 2	CGA-580 2200 psig.	
CONTENIDO SERIAL DEI TIPO DE CII	CILINDRO: 6.0 m <sup>3</sup> CILINDRO: A121284-S 9 LINDRO: 040	VÁLVULA: PRESIÓN (	: ( 21°C): 2	CGA-580 2200 psig.	نې لو کې د د د د د د د د د د د د د د د د د د د
CONTENIDO SERIAL DEI TIPO DE CII	CILINDRO: A121284-S 9 LINDRO: 040	VÁLVULA: PRESIÓN (	: ( 21℃): 2	CGA-580 2200 psig.	- ASA
CONTENIDO SERIAL DEI TIPO DE CII	CILINDRO: A121284-S 9 LINDRO: 040	VÁLVULA: PRESIÓN (	: ( 21℃): 2	CGA-580 2200 psig.	
CONTENIDO SERIAL DEI TIPO DE CII	CILINDRO: A121284-S 9 LINDRO: 040	VÁLVULA: PRESIÓN (	: ( 21℃): 2	CGA-580 2200 psig.	
CONTENIDO SERIAL DEI TIPO DE CII	CILINDRO: A121284-S 9 LINDRO: 040	VÁLVULA: PRESIÓN (	: ( 21℃): 2	CGA-580 2200 psig.	
CONTENIDO SERIAL DEI TIPO DE CII	CILINDRO: A121284-S 9 LINDRO: 040	VÁLVULA: PRESIÓN (	: ( 21℃): 2	CGA-580 2200 psig.	
CONTENIDO SERIAL DEI TIPO DE CII	CILINDRO: 6.0 m <sup>3</sup> CILINDRO: A121284-S 9 LINDRO: 040	VÁLVULA: PRESIÓN (	: ( 21℃): 2	CGA-580 2200 psig.	
CONTENIDO SERIAL DEI TIPO DE CII	CILINDRO: 6.0 m <sup>3</sup> CILINDRO: A121284-S 9 LINDRO: 040	VÁLVULA: PRESIÓN (	: ( 21℃): 2	CGA-580 2200 psig.	
CONTENIDO SERIAL DEI TIPO DE CII	D: 6.0 m <sup>3</sup> CILINDRO: A121284-S 9 LINDRO: 040	VÁLVULA: PRESIÓN (	: ( 21°C): 2	CGA-580 2200 psig.	
CONTENIDO SERIAL DEI TIPO DE CII	CILINDRO: 6.0 m <sup>3</sup> CILINDRO: A121284-S 9 LINDRO: 040	VÁLVULA: PRESIÓN (	21°C): 2	CGA-580 2200 psig.	
CONTENIDO SERIAL DEI TIPO DE CII	CILINDRO: 6.0 m <sup>3</sup> CILINDRO: A121284-S q <sup>-</sup> LINDRO: 040	VÁLVULA: PRESIÓN (	: ( 21°C): 2 AGA Labor	CGA-580 2200 psig. 2200 psig.	ACA
CONTENIDO SERIAL DEI TIPO DE CII	D: 6.0 m <sup>3</sup> C CILINDRO: A121284-S 9 LINDRO: 040	VÁLVULA: PRESIÓN (	: ( 21°C): 2 A G J Labor	CGA-580 2200 psig.	ACA ACA Grees
CONTENIDO SERIAL DEI TIPO DE CH	D: 6.0 m <sup>3</sup> CILINDRO: A121284-S 9 LINDRO: 040	VÁLVULA: PRESIÓN (	: ( 21°C): 2 A G A Labor	CGA-580 2200 psig.	ACA Grees



LOTE #: 180707-412

MUESTRA # : 1075

# DECLARACIÓN DE CONFORMIDAD

VALIDEZ: 18/07/07 AL: 18/07/08

# ARGON ESPECTROMETRIA

Este producto cumple con los siguientes requisitos de calidad :

COMPOSICIÓN QUÍMICA : (Expresada en concentración molar)

	ARGON	Ar	99.9995	% min.
	OXIGENO	O <sub>2</sub>	1.0	ppm max.
	HUMEDAD	$H_2O$	1.5	ppm max.
	NITROGENO	N2 .	4.0	ppm max.
	HIDROGENO	H <sub>2</sub>	0.5	ppm max.
h.1	MONOXIDO DE CARBONO	co	0.5	ppm max.
	DIOXIDO DE CARBONO	CO <sub>2</sub>	0.5	ppm max.
	METANO	CH <sub>4</sub>	0.5	ppm max.
	TOTAL HIDROCARBUROS	THC	0.5	ppm max.
CONTENIDO :	6.0 m <sup>3</sup>	VÁLVULA:	a	GA-580
SERIAL DEL C	ILINDRO: A97800-S - 7 2	PRESIÓN (21°C) :	22	200 psig.

TIPO DE CILINDRO: 040

PRESION (21°C

å

71

Δ

<u>75</u>

LABORATORIO GASES St Vane T.S.U. en rímice Maracay, Estado Aragua, TELÉFONO: (0243) 5516875 / FAX: (0243) 5515946 PLANTA GASES ESPECIALES VE-PRO-0025 E

EN 10 204 3.1	SANDVIK MATERIALS TECHNOLOGY P O BOX 1220 SCRANTON, PA 18501 USA
INSPECTION STAMP QA-TUBE	
Customer References	Sandvik References
4005 VENTAL customer 1NC. 4005 2007-06-07	Order No. Subs No. ABSMT Dispatch note 27306 05643/54 ABSMT No. C.Code 300-49330 03
610-00991 VENTAL, INC	
Material description STAINLESS STEEL SEAMLESS PIPE.	Steel/material Designations Sandvik AISI 3R60UG TP316L
for a second	
Steel making process Electric furnace	
Technical requirements ASTM A-312-05A, Stanicarbon 18005U, BC-01	/MS26, Huey 53961K.
Serie di stratico di stratico de la serie de la ser	
EXTENT OF DELIVERY It Product designation Heat L 01 XTST-E-3R60UG-168.3-18.2 510303 4 168.30 X 18.26	ot Pieces Kg M 3508 9 2547.0 37.19
T	otal 9 2547.0 37.19
03 XTST-3R60UG-26.67-3.91 432034 3 26.67 X 3.91	1595 4 53.0 24.00
TEST RESULTS	otal 4 53.0 24.00
Chemical composition (weight%)	e en 195 Ha
432034 0.008 0.39 1.62 0.013	0.001 17.33 13.59 2.56
510303¥ 0.015 0.27 1.72 0.012 N	0.0007 17.34 13.54 2.55
432034 0.066 510303 0.060	
Quality assurance - Per Eriksson/ QA- MTC Service / Cer	aanager Tube & Pipe tificates
AB SANDVIK MATERIALS TECHNOLOGY 6	eg No. 555234-6832 VAT No. 5E663000-060901

AB SANDVIK MATERIALS TECHNOLOGY Reg No. 555234-5632 VAT No. SE653000-060901 SE-51181 SANDVIKEN SWEDEN www.smt.sandvik.com mtc\_service.smt@sandvik.com Anexo D – Análisis metalográficos y ensayos de corrosión





OINSTITUTO DE INGENIERIA Centro de Tecnología de Materiales retera Hoyo de la Puerta - Baruta, Urb, Nonte Elena II, Entrada IDEA, Altos de Sartenejas - Edo. Niranda Apdo. Postal 40200 Caracas 1040-A, Telf: (0212) 903.4610 Fax: (0212) 903.4785/4786



# 1. INTRODUCCION

A solicitud del Sr. José Valecillos de la empresa ZARAMELLA & PAVAN, el Centro de Tecnología de Materiales del Instituto de Ingeniería realizó los análisis siguientes:

 Ensayos de corrosión tipo Huey Test a dos muestras de acero inoxidable Austenítico soldadas, las cuales se identificaron con las letras B y B1;

 Análisis micro estructural a estas últimas muestras con la finalidad de detectar sí las mismas eran susceptible al ataque ó corrosión intergranular;

 Micro estructural y determinación de la fase sigma a una muestra de acero inoxidable Austenítico, la cual se identifico con la letra A.

Todos los análisis y los ensayos mencionados anteriormente se realizaron según las especificaciones de la empresa **Snamprogetti** en los puntos 4.3.4, 4.3.5, 4.3.6 y 4.4.1 del documento SPC.CR.UR.510 de esta empresa, así como la norma **ASTM A262 – 02a.** 

# 2. PROCEDIMIENTOS EXPERIMENTALES

2.1 Preparación metalográfica para el análisis micro estructural, determinación de fase sigma y corrosión intergranular

Preparación de Muestra de acuerdo con la norma ASTM E3-01 (STANDART PRATICE FOR PREPARATION OF METALLOGRAPHIC SPECIMENS):

- Se cortaron tres muestras en la dirección longitudinal al trozo de tuberia traída por el cliente, y las mismas se identificaron como A, B y B1. (Estas muestras fueron extraídas transversal a la longitud del cordón de soldadura)
- 2. Desbaste grueso: Desbastadora de cinta con lija de grano 120.
- Desbaste fino: Desbaste manual en lijas de granos 240, 320, 400 y 600. Al cambiar de lija la muestra se giró en un ángulo de 90°.
- Pulido grueso: Pulidora de plato giratorio y pasta de diamante de 3 μm.
- Pulido fino: Pulidora de plato giratorio y pasta de diamante de 1 µm.

ZARAMELLA & PAVAN ANÁLISIS METALOGRAFICO Y ENSAYOS DE CORROSION. ProyectoN\*: 4-42-03010.





1<u>INSTITUTO DE INGENIERIA</u> Centro de Tecnologia de Materiales Carretera Hoyo de la Pareta - Baruta, Urb, Nonto Elena II, Entrada IDEA, Allos de Sartenejas - Edo. Hiranda Apdo. Postal 40210 Caracas 1040-A, Telf: (0212) 903.4610 Fax: (0212) 903.478514785



# 2.2 Ataques Electroquímicos

La muestra A, preparada para los análisis microestructural y determinación de la fase Sigma:

 Las condiciones bajo las cuales se hizo el ataque electroquímico para la determinación de la presencia de fase Sigma fueron las siguientes:

Reactivo utilizado: NaOH 10N Voltaje: 3V Densidad de Corriente: 0,5 – 1 A / cm<sup>2</sup> Tiempo: 5 s

 Para el análisis micro estructural general el ataque se realizo bajo las condiciones siguientes:

Reactivo utilizado: ácido oxalico al 10% Voltaje: 6V Densidad de Corriente: 0,5 – 1 A / cm<sup>2</sup> Tiempo: 15 s

Para las muestras B y B1 (ensayo de corrosión tipo Huey), para el análisis microestructural, (verificar sí presentó corrosión intergranular) se atacó bajo las condiciones siguientes:

Reactivo utilizado: ácido oxalico al 10% Voltaje: 6V Densidad de Corriente: 0,5 – 1 A / cm<sup>2</sup> Tiempo: 45 s

2.3 Ensayo de Corrosión tipo Huey

Dicho ensayo fue hecho bajos especificaciones de la norma ASTM 262 - Practice C.

El equipamiento utilizado para este ensayo se encuentra descrito en la norma antes mencionada.

Se obtuvieron dos probetas del cordón de soldadura suministrado por el proveedor, estas fueron extraídas con dimensiones similares, y fueron sumergidas en una solución de ácido nítrico al 65% v/v de acuerdo con la norma ASTM 262 – 02a, en punto de ebullición.

ZARAMELLA & PAVAN ANÁLISIS METALOGRAFICO Y ENSAYOS DE CORROSION. ProyectoN\*: 4-42-08010.





2INSTITUTO DE INGENIERIA Centro de Tecnología de Materiales Caretera Hoyo de la Puerta - Baruta, Urb. Morte Elena II, Entrada IDEA, Altos de Sartenejas - Edo. Miranda Apdo. Postal 40200 Caracas 1040-A, Yelf: (0212) 903.4810 Fax: (0212) 903.478514785



Antes de ser sumergidas las muestras, estas fueron limpiada y desengrasadas y posteriormente pesadas antes en balanza digital con 0,0001 g de error.

Las muestras son sometidas a 5 periodos de 48 horas cada uno, en la solución de ácido nítrico en ebullición. Al término de cada periodo, estas fueron pesadas, y colocadas en solución nueva para el inicio del siguiente periodo.

Al finalizar los cinco periodos en cada muestra, estas sometidas a preparación metalografica y atacadas vía electroquímica, y observadas en microscopio óptico para conocer así la morfología y posible daño.

# 3. RESULTADOS DE LOS ENSAYOS

3.1 Análisis Microestructural realizado a la muestra A de acuerdo con lo especificado en el punto 4.3.4 y 4.3.6 del documento SPC.CR.UR.510 de la empresa Snambrogetti.

Dicho análisis se hizo sobre al cordón de soldadura y sus zonas adyacentes mediante la utilización de un microscopio invertido marca NIKON modelo EPIPHOP y sus resultados se muestran en las figuras 1 y 2

Figura 1



(1-1) 400x



(1-2) 400x

Muestra las imágenes del cordón de soldadura de la muestra A (atacada con ácido oxálico al 10%), en las cuales se observa, predominantemente, una estructura de red celular (imágenes 1-1 y 1-2). También se aprecian algunas células elongadas como la mostrada en la imagen (1-3).



(1-3) 400x

ZARAMELLA & PAVAN ANÁLISIS METALOGRAFICO Y ENSAYOS DE CORROSION. ProyectoN\*: 4-42-06010.





(2-3) 400x



(2-4) 400x

Imágenes correspondientes al metal base adyacente al cordón de soldadura (2-1) de la muestra A (atacada con ácido oxálico al 10%), en las cuales se aprecia una matriz de granos de Austenita (2-2, 2-3 y 2-4) y posibles partículas de carburos (puntos negros en 2-3 y 2-4).

ZARAMELLA & PAVAN ANÁLISIS METALOGRAFICO Y ENSAYOS DE CORROSION. ProyectoNº: 4-42-08010.





4<u>INSTITUTO DE INGENIERIA</u> Centro de Tecnología de Materiales tesa Hoyo de la Puerta - Baruta, Utb. Monte Elena II, Estrada IDEA, Altos de Sartenejas - Edo. Miranda Apdo. Postal 40200 Caracas 1040-A, Tetf: (0212) 903.4510 Fax: (0212) 903.47354786



# 3.2 Análisis Microestructural de la muestra A de acuerdo con lo especificado en el punto 4.3.5 del documento SPC.CR.UR.510 de la empresa Snambrogetti.

Dicho análisis se realizó sobre al cordón de soldadura y sus zonas adyacentes mediante de un microscopio invertido marca NIKON modelo EPIPHOP y sus resultados se muestran en las figura 3. Adicionalmente se le hizo un análisis químico semi-cuantitativo al cordón de soldadura y a unas partículas con unas morfologías parecidas (de acuerdo con la observación hecha en el microscopio óptico NIKON) a la fase sigma en el Microscopio Electrónico de Barrido y las imágenes de los mismos se presentan en las figuras 4 a 6.



(3-1) 400x



(3-2) 400x



(3-3) 200x



(3-4) 400x

### Figura 3

Imágenes pertenecientes a la muestra A (atacada con NaOH 10N), en las cuales se observa una estructura, mayoritariamente, celular en el cordón de soldadura (3-1 y 3-2). También se aprecia en las zonas adyacentes al cordón de soldadura una matriz de granos de Austenita con posibles partículas de carburos (identificados con círculos en la imagen 3-4).

ZARAMELLA & PAVAN ANÁLISIS METALOGRAFICO Y ENSAYOS DE CORROSION. ProyectoN<sup>9</sup>: 4-42-08010.





Imágenes pertenecientes al cordón de soldadura de la muestra A. Donde se aprecian los resultados del análisis químico semi-cuantitativo realizado sobre el cordón de soldadura (señalado por el cuadrado)

ZARAMELLA & PAVAN ANÁLISIS METALOGRAFICO Y ENSAYOS DE CORROSION. ProyectoN": 4-42-08010.





Imágenes pertenecientes al cordón de soldadura de la muestra A. En la cual se observan los resultados del análisis químico semi-cuantitativo efectuado sobre una partícula con morfología similar a la fase sigma (señalado por la flecha)

ZARAMELLA & PAVAN ANÁLISIS METALOGRAFICO Y ENSAYOS DE CORROSION. ProyectoN<sup>\*</sup>: 4-42-08010.





Imágenes pertenecientes al cordón de soldadura de la muestra A, las cuales muestran los resultados del análisis químico semi-cuantitativo efectuado sobre una partícula con morfología similar a la fase sigma (señalado por la flecha)

ZARAMELLA & PAVAN ANÁLISIS METALOGRAFICO Y ENSAYOS DE CORROSION. ProyectoNº: 4-42-08010.





8<u>INSTITUTO DE INGENIERIA</u> Centro de Tecnología de Materiales leta Hoyo de la Puerla - Baruta, Urb, Nonte Elora II, Entrada IDEA, Altos de Sartenejas - Edo. Miranda Apdo. Postal 40200 Caracas 1040-A, Tell: (8212) 903.4610 Fax: (0212) 903.4785/4786



3.3 Análisis Microestructural realizado en la muestra B de acuerdo con lo establecido en la norma ASTM A 262.

Este análisis se efectuó sobre al cordón de soldadura y sus zonas adyacentes mediante el uso de un microscopio invertido marca **NIKON** modelo **EPIPHOP**, de la muestra sometida al ensayo de corrosión tipo Huey y sus resultados se muestran en la figura 7.



Imagenes correspondientes a la muestra B, en las cuales se observa una estructura, predominantemente, de tipo celular (7-1, 7-2 y 7.3). También se aprecia corrosión intergranular en las zonas adyacentes al cordón de soldadura (7-4, 7-5, 7-6, 7-7, 7-8 y 7.9).

#### ZARAMELLA & PAVAN ANÁLISIS METALOGRAFICO Y ENSAYOS DE CORROSION. ProyectoN<sup>9</sup>: 4-42-08010.





9<u>INSTITUTO DE INGENIERIA</u> Centro de Tecnología de Materiales Carreiara Hoyo de la Puería - Baruta, Urb. Morrie Elena II, Entrada IDEA, Altos de Sartenejas - Edo. Miranda Apdo. Postal 40200 Caracas 1040-A; Telf: (0212) 903.4810 Fax: (0212) 903.4705(4706



3.4 Análisis Microestructural realizado en la muestra B1 de acuerdo con lo establecido en la norma ASTM A 262.

Igual al anterior, se efectuó el análisis sobre al cordón de soldadura y sus zonas adyacentes mediante el uso de un microscopio invertido marca NIKON modelo EPIPHOP y sus resultados se muestran en la figura 8.



(8.1) 400x

(8.2) 400x

(8.3) 400x



Figura 8

Imágenes correspondientes a la muestra B (N° 1), en las cuales se observa una estructura, predominantemente, de tipo celular (8.1–8.3). También se aprecia corrosión intergranular en las zonas adyacentes al cordón de soldadura (8.4 a 8.9).

ZARAMELLA & PAVAN ANÁLISIS METALOGRAFICO Y ENSAYOS DE CORROSION. ProyectoN\*: 4-42-05010.





10<u>INSTITUTO DE INGENIERIA</u> Centro de Tecnología de Materiales etem Hoyo de la Puerta - Beruía, Urb. Monte Elena II, Entrada IDEA, Allos de Sartenejas - Edo. Niranda Apdo. Postal 40200 Caracas 1040-A, Telf: (0212) 903.4610 Fax: (0212) 903.4705/4706



3.5 Resultados de variación de peso de ensayo de corrosión Tipo Huey.

De acuerdo a la norma ASTM con designación A 262 – 02<sup>e</sup>, se presentan los valores de pérdida de peso para cada periodo de inmersión de muestras (Ensayo Huey) en la Tabla 1

Periodos	Pérdida de peso (B) (g)	Pérdida de peso (B1) (g)
1	109.7282	113.4826
2	109.7080	113.4232
3	109.6704	113.3978
4	109.6378	113.3695
5	109.6032	113.3382
Total Pérdida de Peso	0.1250	0.1444

# Tabla 1. Resultados de variación de peso para muestras B y B1

El cálculo de la velocidad de corrosión se presenta a continuación:

Velocidad de Corrosión según A 262 - 02a

 $V_{corr}$ : (7290 × W) / (A × t × d)

Voorr(mt): 0.0158 mm por mes

Vcorr(m2): 0.0179 mm por mes

Vcorr(promedio): 0.01685 mm por mes

De acuerdo a los resultados obtenidos de los ensayos de corrosión según ASTM A 262 – Practice C, el valor promedio encontrado es de 0.01685 mm por mes. Los valores reportados en el documento SPC.CR.UR.510 de la empresa Snambrogetti, punto 4.4.13 se reportan 0,025 mm por mes como la máxima rata de corrosión.

En la figuras 7.4 a 7.9 y 8.4 a 8.9 se puede observar corrosión intergranular en la zona adyacente al cordón de soldadura, de las muestras sometidas a corrosión, mostrando el fenómeno de ataque intergranular. Sin embargo no están estipulados elementos comparativos para los aceros tipo 316, según la norma **ASTM A 262 – Practice C.** 

ZARAMELLA & PAVAN ANÁLISIS METALOGRAFICO Y ENSAYOS DE CORROSION. ProvectoN\*: 4-42-08010.





1 1<u>INSTITUTO DE INGENIERIA</u> Centro de Tecnologia de Materiales Carretera Hoyo de la Puerta - Barata, Urb. Monte Elens II, Entrada IDEA, Altos de Sartenejas - Edo. Miranda Apdo. Postal 40200 Caracas 1040-A, Telf: (0212) 503.4610 Fax: (0212) 503.4765/4786



# 4. CONCLUSIONES

- El material analizado, presenta una microestructura típica de un acero inoxidable Austenítico, es decir granos de Austenita con maclas.
- De acuerdo con los resultados de los análisis químicos semi-cuantitativos realizados en el Microscopio Electrónico de Barrido y lo reportado por la literatura, en el material estudiado no se detecto la presencia de fase sigma.
- El material sumistrado, mediante los ensayos de corrosión tipo HUEY mostró una velocidad de corrosión de 0.01685 mm por mes. Los valores máximos admisibles de velocidad de corrosión es de 0,025 mm por mes
- El análisis metalográfico del material sometido al ensayo de corrosión muestra el ataque por corrosión Íntergranular en el mismo. Según la norma ASTM A 262 – Practice C, no hay elementos microestructurales comparativos para aceros tipo 316L.

# Participantes en la Elaboración del Informe:

T.S.U. RandolpK Ravelo

Ingeniero Arnaldo Malpica

Dr. Amilkar Fragiel

# Revisado por:

Dr. José Rus



11

ZARAMELLA & PAVAN ANÁLISIS METALOGRAFICO Y ENSAYOS DE CORROBION. ProyectoNº: 4-42-06010. Anexo E – Carta de autorización de la compañía Z&P.



Barcelona, 20 de febrero de 2008

De: Gerente de Proyectos Ing. Roy Moran Para: Ing. Leonardo Castarlenas Mir CC: Universidad de Carabobo Asunto: Autorización

Uno de los mayores retos de nuestra sociedad es la realización de inversiones en ramas que produzcan bienes y servicios, en términos internacionalmente competitivos. El tipo de producción actual de alta tecnología hace que ahora las nuevas inversiones requieran, además de financiamiento, *recursos humanos* más capacitados. Éstos incluyen, desde mano de obra calificada hasta ejecutivos con formación especializada, pasando, desde luego, por personal técnico de nivel medio y alto.

Pero lo que es quizá más importante, es que las empresas modernas requieren, cada vez más, contar con áreas de *Investigación y Desarrollo*, que les permitan incorporar nuevas tecnologías o aun desarrollar propias, para mantener y mejorar su nivel de competitividad, especialmente, en las actuales condiciones.

En efecto, la inserción competitiva de cualquier país en el mercado mundial actual requiere de innovaciones tecnológicas, como base de la especialización y el crecimiento. Conciente de dicha realidad, nuestra compañía Zaramellas & Pavan Construction Company, ha decidido prestar apoyo a la investigación nacional, específicamente al desarrollo del Trabajo Especial de Grado para optar al título de Magíster en Ingeniería Mecánica del Ingeniero Leonardo Castarlenas Mir, autorizando el uso del procedimiento de soldadura calificado Nº Z&P-SS-028, pon fines exclusivos de investigación, además de prestar sus talleres y patios de soldadura para la construcción de las probetas soldadas para el desarrollo de dicho trabajo.



Gerente de Proyectos Ing. Roy Moran

E-2

Anexo F –Electrodos recubiertos 100% austeníticos, marca Thyssen Thermanit 25\22 H.

# Thermanit 25/22 H

Basic covered electrode

Classifications	EN 1600						Mat. No.		
	E Z25	22 2 L E	322					~1.4465	
Characteristics and field of use	Stainle enviror ASTM 100 µ r synthe matchi steels	Stainless; resistant to intercrystalline corrosion – wet corrosion up to 350 °C (662 °F). Good resistance to CI-bearing environments, pitting corrosion and nitric acid. Huey test to ASTM A262-64: 1.5 $\mu$ /48 h max., (0.25 g/m <sup>2</sup> h), selective attack 100 $\mu$ max. Particularly suited to corrosion conditions in urea synthesis plants. For joining and surfacing applications with matching/similar steels. For weld cladding on high temperature steels and for fabricating joints on claddings.							
Materials	TÜV certified parent metals X2CrNiMoN25-25 (1.4485) X2CrNiMoN25-22-2 X2CrNiMo18-14-3 (1.4435)					(1.4466)			
Typical analysis	С	Si	Mn	Cr	Мо	Ni	Ν		
in%	<0.035	5 <0.4	5.0	24.5	2.2	22.0	0.15		
Mechanical proper- ties of the weld metal according	Heat- treatme	Yield : nt 0.2% N/mm	strength :	Yield stre 1.0% N/mm²	angth Te sti N/	nsile E rength (L mm² %	longation .0=540)	in JCVN	
to EN 1597-1 (min. values at RT)	AW	400		430	60	00 3	0	80	
Structure	Austen	Austenite, max. ferrite content 0.5 %							
Welding instruction									
Materials		Prehea	rting	Post	weld h	eat trea	tment		
Matching/similar stee	ls	None		Most	ly unne	cessary	/		
Welding position	Polarity = +								
Approvals	TÜV (O	Certificat	e No. 4	171)					
Packaging, weights	Dimen	sions (r	nm)	pcs/pa	ack	kg/pa	ck /	Amperage A	
and amperages	2.5 x 3	000		220		3.9		55-80	
	3.2 X 3 4.0 X 3	50 50		140 100		4.6 4.8		80-105 90-135	
142 Böhler	Thysser	Thyssen Schweisstechnik Deutschland GmbH - 09_2005							

Anexo G – Procedimiento para la instalación de galgas extensométricas.

# Procedimiento para la instalación de galgas extensométricas

# Preparación de la superficie de las probetas.

Para realizar las mediciones con los sensores de deformación, se debe preparar previamente la superficie de las probetas en los puntos de medición establecidos, con la finalidad de crear una superficie limpia, libre de imperfecciones físicas mayores y químicamente apropiada, de acuerdo al siguiente procedimiento:

- Cepillado/rectificado: Debido a la naturaleza del proceso de soldadura y a la geometría tubular del material de aporte, la superficie donde serán colocadas las galgas, debe ser cepillada hasta obtener un área plana que permita la adhesión de las mismas. Adicionalmente, la superficie será rectificada, para disminuir las operaciones de lijado manual.
- Eliminación de grasas: Este procedimiento se requiere para eliminar todo tipo de aceites, grasas, contaminantes orgánicos y residuos de productos químicos solubles. La elección del agente de limpieza depende de la naturaleza del contaminante y si la superficie puede ser deteriorada por el limpiador. Entre las opciones más comunes están el tolueno, acetona, alcohol isopropílico, desengrasante en aerosol, métodos desengrasantes por vapor, triclorietileno y otras sustancias químicas más especializadas. En este caso se empleará acetona o tricloroetano.

G-2

Lijado: La adhesión entre dos superficies depende del área que se cubre con el adhesivo. Un buen pulido fino de las superficies aumenta la adhesión porque incrementa el área de contacto efectiva. Para lijar la superficie se debe tomar en cuenta que sea un papel de lija apropiado para el material y de un grado adecuado. Desbastar con cuatro lijas de diferentes granos comenzando con la de grano 240, continuando con una de grano 320, una de grano 400 y por último una de grano 600, entre cambio de granos se debe cambiar la orientación del desbastado en 90º de forma que se eliminen los surcos dejados por el desbaste anterior. Se recomienda utilizar agua para asistir el proceso de lijado.

partículas sucias a la zona limpia.
Lijado: La adhesión entre dos superficies depende del área que se

progresivamente en esa zona hasta cubrirla completamente sin regresar a limpiar nuevamente para evitar introducir nuevas

usada en el recipiente con el agente limpiador. Porciones del agente limpiador sin usarse deben desecharse. El área a limpiar debe ser bien delimitada y avanzar

recipiente limpio del cual se usará. Cada gasa usada debe ser desechada y nunca introducir una gasa

se almacena. Una cantidad adecuada debe traspasarse a un

dejar residuos. Nunca usar el agente limpiador directamente del recipiente donde

Notas importantes: El agente limpiador debe estar químicamente limpio y no debe

sobre la superficie. Ésta se debe secar con papel o con calor.

manera que al terminar se deje una capa continua de sólo aqua

Una vez hecho esto, se debe enjuagar la superficie con agua de tal

Limpieza fina: Cualquier residuo de lija, material o polvo generado

en el proceso anterior debe ser eliminado cuidadosamente. Se

debe cuidar no soplar o respirar cerca de la superficie y evitar

Aplicar con gasa limpia acetona o tricloroetano hasta que la misma

Aplicar alcohol isopropílico con gasa limpia sobre la superficie

Para evitar la contaminación de la zona preparada con anterioridad, en

Marcar la superficie: La superficie de la probeta ó cupón donde se

van a aplicar las galgas debe marcarse ligeramente para poder

alinearlas según la deformación que se desea medir. Utilícese un

lápiz de grafito para hacer unas ligeras marcas en la periferia del

lugar de aplicación de las galgas. Tener presente que las galgas

contienen señales de alineación, para el trazado de los ejes de

Prueba de los extensómetros: Para esto, sacarlos de su estuche

Posicionamiento de la galga: Tomar la galga con unas pinzas

finas y colocarla en una superficie químicamente limpia con la

superficie de adhesión hacia abajo. Tome un pedazo de cinta

adhesiva de unos 5 ó 10 cm de largo y póngala sobre la galga, de

hasta que la gasa salga blanca de una sola pasada.

esta etapa se debe trabajar con el uso de guantes de látex.

y medirlos con un multímetro digital de precisión.

tocarla.

salga blanca de una sola pasada.

Instalación de galgas extensométricas

colocación de los extensómetros.

Enjuagar con abundante agua y secar con papel.

G-4

tal manera que queden centradas en la cinta. Levante la cinta cuidadosamente en un ángulo de aprox. 45º de la superficie, trayendo consigo la galga adherida, como lo muestra la figura D1.



Figura D1. Manipulación de la galga extensométrica.

Alineación de la galga: Posicione la cinta con la galga en la probeta de tal manera que las marcas de alineación coincidan con las marcas del espécimen y pegue firmemente un extremo de la cinta como se muestra en la figura D2. Si la alineación no coincidiera a satisfacción, levante la cinta de un extremo manteniendo un ángulo igual o menor a 45º hasta despegar la cinta completamente. Repita el procedimiento de alineación hasta quedar satisfecho.



G-5

Figura D2. Alineación de la galga extensométrica.

 Preparación final: Levante la cinta con la galga en un ángulo agudo (figura D3) hasta que quede aproximadamente 1 cm libre. Doble la cinta sobre sí misma y pegue el otro extremo sobre la superficie del espécimen de tal manera que la galga quede expuesta en una superficie plana con la parte a adherirse hacia arriba (figura D4).



Figura D3. Manipulación de la cinta adhesiva.



Figura D4. Manipulación de la cinta adhesiva.

Nota 1: Se deben revisar las especificaciones del fabricante para

saber si la galga requiere de limpieza en la superficie de adhesión. **Nota 2:** Los siguientes tres pasos deben ser realizados en la

secuencia mostrada y en un lapso de 3 a 5 segundos.

 Aplicación del adhesivo: Levante la cinta del lado que ha sido doblada sobre sí misma. Tomando la cinta sin jalar ni doblar. Aplique una o dos gotas de adhesivo de base cianoacrilato en la

unión de la cinta con la probeta a aproximadamente 1 cm. de la periferia de la galga (ver la figura D5). Esto permite que la

polimerización instantánea del adhesivo al contacto con el espécimen no provoque imperfecciones en la homogeneidad y uniformidad de la película de adhesivo.



Figura D5. Aplicación del adhesivo de base cianoacrilato.

• Adhesión: Inmediatamente desdoble la cinta para quedar a aproximadamente 30° de la superficie de la probeta con la galga haciendo un 'puente' sobre el lugar de instalación. Mientras se sostiene la cinta con una ligera tensión, aplique una presión deslizante con sus dedos y un pedazo de gasa que vaya oprimiendo la galga sobre su posición y alineación deseadas (ver la figura D6). Use una presión firme al 'recostar' la galga sobre su posición ya que se requiere una película muy delgada y uniforme de adhesivo para resultados óptimos.



Figura D6. Manipulación del adhesivo.

Aplicación de presión: Inmediatamente después de la acción deslizante y ya con la galga en su posición y alineación correctas, aplique una presión firme con el dedo pulgar sobre la galga y terminal (ver la figura D7). Esta presión se debe ejercer por lo menos por espacio de un minuto. El calor del dedo humano ayuda a una rápida polimerización del adhesivo. Espere por lo menos dos minutos para quitar la cinta después de retirar la aplicación de presión.



Figura D7. Aplicación de presión.

 Retirar la cinta: La galga y terminal ya deben estar firmemente adheridas al espécimen. Para retirar la cinta, jálela directamente sobre sí misma de forma continua y lenta para evitar ejercer fuerzas innecesarias sobre la galga (ver figura D8). Realmente no es necesario retirar la cinta inmediatamente después de la instalación y puede permanecer como protección mecánica hasta que se vaya a proceder a soldar.



G-8
Figura D8. Retiro de la cinta adhesiva.

Inspeccionar ocularmente con una lupa de gran aumento. Se observa si ha quedado alguna bolsa de aire o zonas sin adherir bajo el soporte de la galga.

## Conexionado de las galgas

 Conectar a los terminales del equipo transductor Analógico-Digital Marca: MCC, Modelo: USB-2404-UI, de acuerdo al diagrama de conexionado correspondiente, lo cual permitirá el registro de las mismas en un ordenador. Anexo H – Sistema de codificación de las galgas extensométricas empleadas en los ensayos experimentales.

## Sistema de codificación galgas extensométricas marca Kyowa, modelo: KFG-2-120-C1-16L1M2R.

Donde:

**KFG:** Galgas de propósito general.

2: Largo de la galga (mm.).

**120:** Resistencia de la galga ( $\Omega$ ).

**C1:** Perfil de medición de la galga. En este caso uniaxial.

**16:** Coeficiente de expansión lineal. En este caso 16 corresponde a acero inoxidable.

L: Tipo de recubrimiento. En este caso recubierta de vinilo.

1M: Longitud del cable (m.).

**2:** Sistema de cableado: 2-2 cables.

**R**: Código de Color del aislante de los cables: R = rojo.