



UNIVERSIDAD MICHOACANA DE  
SAN NICOLAS DE HIDALGO

*INSTITUTO DE INVESTIGACIONES METALURGICAS*

*“MEDICION DE PARAMETROS  
GENERADORES DE ESFUERZOS  
RESIDUALES DURANTE EL PROCESO DE  
SOLDADURA DE ACERO INOXIDABLE  
AUSTENITICO AISI 304L”.*

TESIS

PARA OBTENER EL TÍTULO DE:

Maestro en Ciencia de Materiales y Metalurgia

PRESENTA:

ING. CHRISTIAN JESUS GARCÍA LÓPEZ

ASESOR:

Dr. IGNACIO MEJÍA GRANADOS

MORELIA, MICHOACÁN, FEBRERO DE 2008.



# INDICE

INDICE.....	ii
LISTA DE FIGURAS .....	v
LISTA DE TABLAS.....	viii
INTRODUCCION .....	1
JUSTIFICACION.....	4
OBJETIVOS.....	5
CAPITULO 1. ANTECEDENTES .....	6
1.1 ACEROS INOXIDABLES .....	6
1.1.1 Aceros Inoxidables Austeníticos .....	9
1.2 METALURGIA FISICA Y MECANICA DE LOS ACEROS INOXIDABLES AUSTENITICOS	11
1.3 METALURGIA DE LA SOLDADURA DE LOS ACEROS INOXIDABLES AUSTENITICOS	15
1.3.1 Solidificación totalmente austenítica: tipo A.....	16
1.3.2 Solidificación austenita-ferrita: tipo AF. ....	17
1.3.3 Solidificación ferrita-austenita: tipo FA. ....	18
1.3.4 Solidificación ferrítica: tipo F. ....	19
1.3.5 Zona afectada térmicamente.....	21
1.4 SOLDABILIDAD DE LOS ACEROS INOXIDABLES AUSTENITICOS. ....	23
1.4.1 Agrietamiento por solidificación de soldadura.....	23
1.4.1.1 Efectos benéficos de una solidificación primaria ferrítica. ....	24
1.4.1.2 Uso de diagramas predictivos. ....	25
Diagrama de Schaeffler. ....	25
Diagrama de DeLong. ....	26
Diagrama WRC-1992.....	27
Diagrama Suutala. ....	29
1.4.1.3 Efecto de los elementos de impureza.....	29
1.4.1.4 Efecto de la solidificación rápida. ....	30
1.4.1.5 Morfología de la fractura por agrietamiento durante la solidificación.....	31
1.4.1.7 Prevención del agrietamiento por solidificación de soldadura. ....	32
1.4.2 Agrietamiento por licuación en la ZAT. ....	33
1.5 ESFUERZOS RESIDUALES .....	33
1.5.1 Definición y clasificación.....	33
1.5.2 Naturaleza y efecto .....	34
1.5.3 Generación esfuerzos residuales en soldadura .....	36
1.5.3.1 Esfuerzos residuales debidos a procesos de contracción. ....	37
1.5.3.2 Esfuerzos residuales debidos a procesos de enfriamiento rápidos.....	38
1.5.3.3 Esfuerzos residuales debidos a transformaciones de fase.....	38
1.5.4 Medición de esfuerzos residuales. ....	39

1.5.4.1 Técnica de Hole Drilling.....	40
1.5.5 Esfuerzos residuales uniformes. ....	42
1.5.6 Esfuerzos residuales no uniformes. ....	46
1.5.6.1 Método integral. ....	46
1.6 TECNOLOGIA DE SOLDADURA. ....	49
1.6.1 Soldadura de arco eléctrico con electrodo tubular y núcleo de fundente (FCAW). .	51
Equipo.....	52
Metales base soldables. ....	53
Electrodos. ....	53
1.6.2 Clasificación de los electrodos con núcleo de fundente para los aceros inoxidables.	54
Electrodos de acero inoxidable. ....	54
1.7 SEÑALES Y SU PROCESAMIENTO DIGITAL .....	54
1.7.1 Sensores termoelectricos: Termopares.....	55
Efecto Peltier.....	56
Efecto Thomson. ....	56
1.7.1.1 Limitaciones y ventajas. ....	57
1.7.1.2 Tipos de termopares.....	58
1.7.2 Sensores electromagnéticos: Sensor de efecto Hall.....	58
1.7.3 Galgas extensométricas o de deformación.....	60
1.7.3.1 Factor de Sensibilidad a la deformación .....	61
1.7.3.2 Aplicaciones para elevadas temperaturas. ....	61
1.7.3.3 Salida térmica.....	62
1.7.4 Adquisición de señales en tiempo real: Tarjetas DAQ.....	63
CAPITULO 2. MATERIALES Y DESARROLLO EXPERIMENTAL .....	65
2.1 METAL BASE Y METAL DE SOLDADURA .....	65
2.2 PROBETAS DE SOLDADURA.....	65
2.3 SISTEMA DE ADQUISICIÓN DE DATOS: TEMPERATURA, CORRIENTE Y DEFORMACION. ....	66
2.4 PROCEDIMIENTO DE SOLDADURA .....	73
2.5 MEDICION DE ESFUERZOS RESIDUALES .....	76
2.6 METALOGRAFIAS.....	78
CAPITULO 3. RESULTADOS Y DISCUSION.....	80
3.1 MEDICIONES DE TEMPERATURA (CICLO TERMICO).....	80
3.2 MEDICIONES DE CORRIENTE (APORTE TÉRMICO).....	85
3.3 MEDICION DE DEFORMACION (PROCESOS DE CONTRACCION-EXPANSION). ....	90
3.4 MEDICIONES DE ESFUERZOS RESIDUALES UNIFORMES. ....	92

3.5 MEDICIONES DE ESFUERZOS RESIDUALES NO UNIFORMES. ....	105
3.6 METALOGRAFIAS.....	111
3.7 DISCUSION DE RESULTADOS.....	116
CAPITULO 4. CONCLUSIONES. ....	118
RECOMENDACIONES Y SUGERENCIAS PARA TRABAJO FUTURO. ....	120
BIBLIOGRAFÍA. ....	121

## LISTA DE FIGURAS

Fig. 1.1 Familias de aceros inoxidables en función la relación Cromo/Níquel.....	7
Fig. 1.2 Diagrama de equilibrio de fases Cr-Fe <sup>13</sup> . (Original de Hansen <sup>14</sup> ).....	9
Fig. 1.3 Proyecciones de a) liquidus, y; b) solidus del sistema ternario Fe-Cr-Ni. <sup>19</sup> .....	11
Fig. 1.4 Secciones pseudobinarias del sistema Fe-Cr-Ni en: (a) 70% Fe y (b) 60% Fe. <sup>20</sup> .....	12
Fig. 1.5 Diagramas de fases calculados mediante programas de cómputo: (a) Fe-18Cr-10Ni-1.5Mn-0.5Si-0.004N, C variable; (b) Fe-10Ni-1.5Mn-0.5Si-0.04C-0.04N, Cr variable. <sup>22</sup> .....	13
Fig. 1.6 Microestructuras de acero tipo 304: (a) austenita; (b) austenita con vetas de ferrita. <sup>23</sup> .....	13
Fig. 1.7 Precipitación de carburos M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> en acero inoxidable 304 con 0.05% en peso de carbono. ....	14
Fig. 1.8 Modo de solidificación en el diagrama de fases pseudobinario.....	16
Fig. 1.9 Solidificación tipo A, totalmente austenítica. ....	16
Fig. 1.10 Zona de fusión durante un patrón de solidificación totalmente austenítico (Tipo A).....	17
Fig. 1.11 Microestructura resultante de una solidificación del tipo AF en la zona de fusión. <sup>30</sup> .....	17
Fig. 1.12 Microestructura resultante de una solidificación tipo AF. <sup>26</sup> .....	18
Fig. 1.13 Solidificación del tipo FA: (a) morfología de ferrita de esqueleto; (b) morfología de listón. <sup>25</sup> .....	19
Fig. 1.14 Microestructura resultante de una solidificación tipo FA en la zona de fusión: (a) morfología de ferrita de esqueleto; (b) morfología de ferrita listoncillo. <sup>8</sup> .....	19
Fig. 1.15 Solidificación esquemática tipo F: (a) ferrita acicular; (b) ferrita y austenita Widmanstätten. <sup>25</sup> .....	21
Fig. 1.16 Zona de fusión de solidificación tipo F: Nucleación de austenita Widmanstätten a partir de austenita que se encuentra en los límites de grano de la ferrita. <sup>26</sup> .....	21
Fig. 1.17 Acero inoxidable del tipo 304L, ferrita a lo largo de los límites de grano. <sup>26</sup> .....	22
Fig. 1.18 Grietas por solidificación de la soldadura en muestras Varestraint ensayadas con 5% de deformación (a) metal de soldadura totalmente austenítico (FN 0), y (b) metal de soldadura con FN 6, modo de solidificación FA. <sup>26</sup> ....	24
Fig. 1.19 Susceptibilidad al agrietamiento por solidificación de soldadura como una función de la composición, basado en datos Varestraint. <sup>8</sup> .....	24
Fig. 1.20 Efecto del tipo de solidificación en la sinuosidad de los límites de grano: (a) solidificación tipo A; (b) solidificación tipo FA con ferrita tipo esqueleto. <sup>30</sup> .....	25
Fig. 1.21 Diagrama Schaffler de 1949, el cual está aún en uso. ....	25
Fig. 1.22 Diagrama de DeLong de 1973, el cual introdujo el concepto de número ferrita. <sup>37</sup> .....	27
Fig. 1.23 Diagrama WRC-1992.....	28
Fig. 1.24 Uso del diagrama WRC-1992 para predecir el comportamiento durante la solidificación y el número de ferrita. ....	28
Fig. 1.25 Diagrama Suutala para la predicción del agrietamiento del metal de soldadura a partir de la composición del metal de soldadura. <sup>39</sup> .....	29
Fig. 1.26 Susceptibilidad al agrietamiento por solidificación de soldadura de una aleación de soldadura completamente austenítica 25Cr-20Ni, con base en el ensayo Varestraint: (a) efecto del fósforo; (b) efecto del azufre. <sup>40</sup> .....	30
Fig. 1.27. Efecto de la solidificación rápida en las puntas de las dendritas sobreenfriadas.....	31
Fig. 1.28. Microestructuras de soldadura láser por puntos. a) Solidificación tipo A; b) Solidificación tipo F/MA. Ambas estructuras son totalmente austeníticas. ....	31
Fig. 1.29. Superficie característica de una fractura dendrítica de una soldadura con agrietamiento por solidificación. 32	

Fig. 1.30. Esquema de la morfología de una fractura en metal de soldadura totalmente austenítico, D, dendrítico; F, plano; BTR, rango de temperatura ductility-dip.....	32
Fig. 1.31 Campos de esfuerzos residuales de acuerdo a la escala sobre la cual se autoequilibran (M y R significan matrix y refuerzo respectivamente).....	34
Fig. 1.32 Esfuerzos residuales generados por desajustes entre regiones o fases diferentes dentro del material: se ilustran diferentes tipos de macro y micro esfuerzos residuales.....	35
Fig. 1.33 Transformaciones sin restricción. a) Mecanismos de transformación; b) muestra policristalina de austenita; c) muestra policristalina de austenita parcialmente transformada, mediante el mecanismo reconstructivo, en conjuntos aleatorios de placas de ferritas y; d) muestra policristalina de austenita parcialmente transformada, mediante el mecanismo de desplazamiento, en conjuntos ordenados de placas de ferritas. (Las barras horizontales de la escala son todas del mismo tamaño).....	36
Fig. 1.34 Cambios en temperatura y esfuerzos durante la soldadura.....	37
Fig. 1.35 Contracciones causadas por la distribución no homogénea de temperatura.....	38
Fig. 1.36 Contracción y expansión en una transformación de fase.....	39
Fig. 1.37 Técnicas de medición de esfuerzos residuales y su resolución.....	40
Fig. 1.38 Roseta de galgas de deformación.....	41
Fig. 1.39 Geometría de una galga de deformación de una roseta.....	41
Fig. 1.40 Conjunto de orificio-galga en una placa con esfuerzos.....	42
Fig. 1.41 Coordenadas de la galga referenciadas a la dirección del esfuerzo.....	43
Fig. 1.42 La deformación como la distancia radial ente el círculo de la galga y la elipse para un estado uniaxial de esfuerzos a lo largo de (a) el eje x, (b) el eje y. La deformación, proporcional a $K(\alpha)$ , se muestra en coordenadas rectangulares en (c).....	44
Fig. 1.43 El método incremental de orificio perforado: notación general (SG = galga de deformación).....	48
Fig. 1.44 Distribución a lo largo de un arco asimétrico de: (a) diámetro del arco; (b) potencial; (c) corrientes del ion y electrones; $U_{c1}$ , $U_{a1}$ y $U_{c2}$ , y $U_{a2}$ son gotas potenciales en áreas de la carga espacial y en constricción en el cátodo y ánodo; $U_c$ y $U_a$ son los goteos del voltaje total en la vecindad de los electrodos.....	50
Fig. 1.45 Distribución de la temperatura radial a una distancia de 5 mm en un arco de 10 mm de longitud: 1) $I_w = 300$ A; 2) $I_w = 100$ A 3) $I_w = 25$ A.....	51
Fig. 1.46 Soldadura por arco con núcleo de fundente modo: a) con gas de protección y; b) autoprottegida.....	52
Fig. 1.47 Equipo requerido para el proceso FCAW.....	52
Fig. 1.48 Pistola para soldadura semiautomática por arco con núcleo de fundente y autoprotección.....	53
Fig. 1.49 Clasificación de electrodos para aceros inoxidable del proceso FCAW.....	54
Fig. 1.50 Efecto Seebeck en un termopar: (a) corriente o (b) una diferencia de potencial surge cuando existe una junta de dos metales con temperaturas diferentes.....	55
Fig. 1.51 Efecto Peltier: Cuando existe una corriente a lo largo del circuito de un termopar, una de las juntas se enfría mientras que la otra se calienta.....	56
Fig. 1.52 Efecto Thomson: Cuando existe una corriente a través de un conductor de temperatura no homogénea, el calor es absorbido o liberado.....	56
Fig. 1.53 Efecto Hall.....	59
Fig. 1.54 Configuración típica de un cuarto de puente de Wheatstone.....	60
Fig. 2.1 Microestructura austenítica con pequeñas vetas de ferrita de la sección transversal de la placa de acero inoxidable AISI 304L utilizada.....	65
Fig. 2.2. Probetas de acero inoxidable AISI 304L.....	66
Fig. 2.3. Maquinado de las probetas de acero inoxidable.....	66

Fig. 2.4 Dispositivos del sistema adquisición de datos y puntos de medición. ....	67
Fig. 2.5. Ubicación de los termopares en la probeta. ....	68
Fig. 2.6 Ubicación del medidor de corriente. ....	69
Fig. 2.7. Detalles del procedimiento de fijación de la galga de alta temperatura. ....	71
Fig. 2.8 Ciclos térmicos reales de: (a) Curado del cemento cerámico y (b) Curado final del sistema. ....	72
Fig. 2.9 Soldadura del acero inoxidable. ....	74
Fig. 2.10 Detalles de la soldadura de la probeta 1. ....	75
Fig. 2.11 Detalles de la soldadura de la probeta 2. ....	75
Fig. 2.12 Detalles de la soldadura de la probeta 3. ....	76
Fig. 2.13 Mediciones de esfuerzos residuales en la probeta soldada de acero AISI 304L. ....	76
Fig. 2.14 Rosetas de galgas extensométricas para la medición de esfuerzos residuales; (Izq.) en las cercanías del cordón de soldadura, 062UM y; (Der.) en los puntos más alejados del cordón de soldadura, 062UL. ....	77
Fig. 2.15 Detalles de la técnica de hole drilling para medición de esfuerzos residuales. ....	77
Fig. 2.16 Seccionamiento de las probetas para su análisis metalográfico. ....	78
Fig. 2.17 Proceso de corte con sierra cinta de las probetas soldadas de acero AISI 304L. ....	78
Fig. 2.18 Secuencia de la preparación metalográfica. ....	79
Fig. 3.1 Ciclos térmicos de los siete puntos de medición en la probeta soldada no.1. ....	80
Fig. 3.2 Ciclos térmicos de: a) Canales 1, 5, 6 y 7 ubicados a 12 mm de LC del cordón de soldadura, y: b) Canales 2 y 3 ubicados a 28 mm de LC del cordón de soldadura. ....	81
Fig. 3.3 Ciclos térmicos a 12, 28 y 45 mm de la línea de centro del cordón de soldadura. ....	81
Fig. 3.4 Ciclos térmicos de los siete puntos de medición en la probeta soldada no.2. ....	82
Fig. 3.5 Ciclos térmicos de: a) Canales 1, 5, 6 y 7 ubicados a 12 mm de LC del cordón de soldadura, y: b) Canal 2 y 3 ubicado a 28 mm de LC del cordón de soldadura. ....	82
Fig. 3.6 Ciclos térmicos a 12, 28 y 45 mm de la línea de centro del cordón de soldadura. ....	83
Fig. 3.7 Ciclos térmicos de los siete puntos de medición en la probeta soldada no. 3. ....	83
Fig. 3.8 Ciclos térmicos de: a) Canales 1, 5, 6 y 7 ubicados a 12 mm de LC del cordón de soldadura, y: b) Canales 2 y 3 ubicados a 28 mm de LC del cordón de soldadura. ....	84
Fig. 3.9 Ciclos térmicos a 12, 28 y 45 mm de la línea de centro del cordón de soldadura. ....	84
Fig. 3.10 Medición de la corriente de forma continua con respecto al tiempo, para probeta no. 1. ....	85
Fig. 3.11 Valores de corriente registrados en la soldadura de la probeta no. 1. ....	86
Fig. 3.12 Medición de la corriente de forma continua con respecto al tiempo, para probeta no. 2. ....	87
Fig. 3.13 Valores de corriente registrados en la soldadura de la probeta no. 2. ....	88
Fig. 3.14 Medición de la corriente de forma continua con respecto al tiempo, para probeta no. 3. ....	89
Fig. 3.15 Valores de corriente registrados en la soldadura de la probeta no. 3. ....	89
Fig. 3.16 Microdeformaciones durante la soldadura de la probeta y su posterior enfriamiento. ....	91
Fig. 3.17 Ciclos de expansión – contracción durante la aplicación del proceso de soldadura, su solidificación y su posterior enfriamiento. ....	92
Fig. 3.18. Valores de microdeformación medidos por cada una de las tres galgas extensométricas de la roseta para cada incremento de profundidad en la perforación en la probeta soldada no. 1. ....	94
Fig. 3.19 Valores de microdeformación medidos a partir de LC hacia el extremo de la placa soldada no. 1 (10, 24, 40, 55 y 64 mm) para cada incremento de profundidad. ....	95

<i>Fig. 3.20 Variación del esfuerzo residual máximo presente en el metal base a partir de la LC hacia el borde exterior de la probeta soldada no. 1</i> .....	96
<i>Fig. 3.21. Valores de microdeformación medidos por cada una de las tres galgas extensométricas de la roseta para cada incremento de profundidad en la perforación en la probeta soldada no. 2.</i> .....	98
<i>Fig. 3.22 Valores de microdeformación medidos a partir de LC hacia el extremo de la placa soldada no. 2 (10, 24, 40, 55 y 64 mm) para cada incremento de profundidad.</i> .....	99
<i>Fig. 3.23 Variación del esfuerzo residual máximo presente en el metal base a partir de la LC hacia el borde exterior de la probeta soldada no. 2.</i> .....	100
<i>Fig. 3.24 Valores de microdeformación medidos por cada una de las tres galgas extensométricas de la roseta para cada incremento de profundidad en la perforación en la probeta soldada no. 3.</i> .....	102
<i>Fig. 3.25 Valores de microdeformación medidos a partir de LC hacia el extremo de la placa soldada no. 2 (10, 24, 40, 55 y 64 mm) para cada incremento de profundidad.</i> .....	103
<i>Fig. 3.26 Valores de microdeformación medidos a partir de LC hacia el extremo de la placa soldada no. 3 (10, 24, 40, 55 y 64 mm) para cada incremento de profundidad.</i> .....	104
<i>Fig. 3.27 Valores de esfuerzos residuales no uniformes para las 7 mediciones en la probeta no. 1.</i> .....	107
<i>Fig. 3.28 Valores de esfuerzos residuales no uniformes para las 7 mediciones en la probeta no. 1.</i> .....	109
<i>Fig. 3.29 Valores de esfuerzos residuales no uniformes para 6 mediciones en la probeta no. 4.</i> .....	111
<i>Fig. 3.30 Microestructura austenítica del metal base (se aprecian pequeñas vetas de ferrita delta alineadas en la dirección de laminación).</i> .....	112
<i>Fig. 3.31 Microestructuras de la probeta no. 1, atacada con glicirregia; 1) ferrita tipo esqueleto, 2) ferrita tipo listoncillo, 3) ferrita tipo esqueleto y listoncillo en interfase de cordones de soldadura, 4) ferrita en la zona parcialmente fundida a lo largo de los límites de grano de la austenita, 5) grano austenítico en la ZAT, 6) y 7) ZAT, 8) grano austenítico del metal base con ligeras trazas de ferrita delta, 2') y 3') ferrita tipo listoncillo y esqueleto, respectivamente, no se aprecia precipitación de carburos, y 8') metal base.</i> .....	113
<i>Fig. 3.32 Microestructuras de la probeta no. 2, atacada con glicirregia; 1) ferrita tipo esqueleto, 2) ferrita tipo esqueleto, 3) ferrita tipo esqueleto mas burda que las anteriores, 4) ferrita tipo listoncillo en la zona parcialmente fundida, 5) Zona de crecimiento de grano austenítico en la ZAT, 6) y 7) ZAT, 8) grano austenítico del metal base con ligeras trazas de ferrita delta de alta temperatura, 1') y 4') ferrita tipo esqueleto, no se aprecia precipitación de carburos, y 8') metal base con traza de ferrita, la cual es resultado de la segregación de elementos promotores de la ferrita, principalmente cromo.</i> .....	114
<i>Fig. 3.33 Microestructuras de la probeta no. 3, atacada con glicirregia; 1) ferrita tipo esqueleto, 2) ferrita tipo listoncillo y esqueleto en interfase de soldadura, 3) ferrita tipo listoncillo y esqueleto en interfases de soldadura, 4) ferrita en la zona parcialmente fundida, 5) grano austenítico en la ZAT, se aprecia formación de ferrita delta de alta temperatura, 6) y 7) ZAT, 8) grano austenítico del metal base con ligeras trazas de ferrita delta, 1') carburos crecidos de diferente morfología presentes en la ferrita tipo esqueleto, 1'') carburo crecido de aproximadamente 2 μm de tamaño de morfología esférica y 3') carburos esféricos alojados en las dendritas de ferrita tipo listoncillo.</i> .....	115
<i>Fig. 3.34 Diagrama de precipitación para un acero inoxidable austenítico (0.038% C, 18% Cr y 9% Ni). Se indican las curvas de enfriamiento desde la temperatura pico de las tres probetas soldadas.</i> .....	116

## LISTA DE TABLAS

Tabla 1.1 Designación AISI para los aceros inoxidable.	7
Tabla 1.2. Comparativa de propiedades de las familias de los aceros inoxidable.	8
Tabla 1.3. Precipitados en aceros inoxidable austeníticos.	14
Tabla 1.4 Propiedades mecánicas mínimas a temperatura ambiente de aceros inoxidable austeníticos laminados.	15
Tabla 1.5 Tipos de solidificación, reacciones y microestructuras resultantes.	15
Tabla 1.6 Cambios de forma debidos a transformaciones de fase.	36
Tabla 1.7. Medio de protección y polaridad requerido para los electrodos de acero inoxidable para FCAW.	54
Tabla 1.8 Características de algunos termopares comunes.	58
Tabla 1.9. Sensibilidad a la deformación $S_A$ para aleaciones comunes de galgas extensométricas.	61
Tabla 2.1. Composición química de acero AISI 304L.	65
Tabla 2.2. Composición química de electrodo E309L.	65
Tabla 2.3. Características del termopar tipo “K” utilizado para medir la temperatura de la probeta durante su soldadura y posterior enfriamiento.	68
Tabla 2.4 Características principales de la tarjeta DAQ para temperatura.	69
Tabla 2.5 Características del medidor de corriente.	69
Tabla 2.6 Características principales de la tarjeta DAQ para la corriente.	70
Tabla 2.7 Características de la galga extensométrica para elevadas temperaturas.	70
Tabla 2.8 Características del cemento cerámico.	70
Tabla 2.9. Resumen de los ciclos térmicos realizados durante el pegado de la galga de alta temperatura.	71
Tabla 2.10 Características principales del medidor de microdeformaciones.	72
Tabla 2.11 Condiciones de muestreo de la temperatura, corriente y deformación durante la soldadura.	73
Tabla 2.12. Procedimiento de soldadura.	73
Tabla. 2.13 Variables ajustadas de aporte térmico por cordón de soldadura de la probeta 1.	74
Tabla. 2.14 Variables ajustadas de aporte térmico por cordón de soldadura de la probeta 2.	75
Tabla. 2.15 Variables ajustadas de aporte térmico por cordón de soldadura de la probeta 3.	76
Tabla 2.15 Características de las rosetas de galgas extensométricas.	77
Tabla 2.16 Composición química del reactivo glicirregia.	79
Tabla 3.1 Valores estadísticos de la medición de la corriente de soldadura.	86
Tabla 3.2 Valores de aporte térmico utilizados en la soldadura de la probeta.	87
Tabla 3.3 Valores estadísticos de la medición de la corriente de soldadura.	87
Tabla 3.4 Valores de aporte térmico utilizados en la soldadura de la probeta.	88
Tabla 3.5 Valores estadísticos de la medición de la corriente de soldadura.	89
Tabla 3.6 Valores de aporte térmico utilizados en la soldadura de la probeta.	90
Tabla 3.7. Valores de microdeformación registrados durante la medición de esfuerzos residuales uniformes y no uniformes por la técnica de “hole drilling” en la probeta soldada no. 1.	93
Tabla 3.8. Resultados del programa H-Drill para las 7 mediciones de esfuerzos en la probeta no. 1.	96
Tabla. 3.9 Valores de microdeformación registrados durante la medición de esfuerzos residuales uniformes y no uniformes por la técnica de “hole drilling” en la probeta soldada no. 2.	97
Tabla 3.10 Resultados del programa H-Drill para las 7 mediciones de esfuerzos en la probeta no. 2.	99

<i>Tabla 3.11 Valores de microdeformación registrados durante la medición de esfuerzos residuales uniformes y no uniformes por la técnica de “hole drilling” en la probeta soldada no. 3. ....</i>	<i>100</i>
<i>Tabla 3.12 Resultados del programa H-Drill para las 7 mediciones de esfuerzos en la probeta no. 3. ....</i>	<i>103</i>
<i>Tabla 3.13. Valores de esfuerzos principales y cortantes para la probeta no. 1, determinados por el método integral. ....</i>	<i>105</i>
<i>Tabla 3.14. Valores de esfuerzos principales y cortantes para la probeta no. 2, determinados por el método integral. ....</i>	<i>107</i>
<i>Tabla 3.15. Valores de esfuerzos principales y cortantes para la probeta no. 3, determinados por el método integral. ....</i>	<i>109</i>
<i>Tabla 3.16 Temperatura pico y velocidades de enfriamiento para los probetas soldadas. ....</i>	<i>117</i>

## INTRODUCCION

En la actualidad los procesos de soldadura por arco eléctrico se han convertido en la técnica por excelencia para la unión del acero y sus aleaciones. Se puede mencionar que la importancia de la soldadura, es tal, que sin ella no serían posibles muchos de los productos y servicios que cotidianamente son consumidos o requeridos por las sociedades contemporáneas actuales. Cada vez con mayor longitud y diámetro se instalan líneas de tubería para la distribución y conducción de todo tipo de sustancias (petróleo y sus derivados, gases combustibles, agua, alimentos, etc.), las cuales invariablemente requieren ser almacenadas en recipientes atmosféricos o a presión para su posterior procesamiento o almacenamiento final. La fabricación de tales tuberías y recipientes se realiza principalmente mediante procesos de soldadura por arco eléctrico.

Las megaconstrucciones de rascacielos de más de 400 metros de altura (Torre Tapei, Torres Petronas, Torre Sears), puentes colgantes de más de 1500 metros de longitud (Akashi-Kaikyo, Great Belt Bridge, Runyang Bridge, Humber Bridge), túneles submarinos de más de 40,000 metros de longitud (Seikan, Eurotunnel), entre otros, requieren de miles de toneladas de acero soldados por procesos de arco eléctrico. De forma similar las plataformas petroleras, submarinos, calderas, tanques y equipos industriales son posibles gracias a los procesos de soldadura por fusión. Sin embargo, como cualquier proceso de manufactura, no se encuentra exento de complicaciones o fenómenos asociados al proceso de soldadura que pueden resultar benéficos o perjudiciales.

Uno de los tantos y muy variados fenómenos son los esfuerzos residuales, los cuales han sido poco investigados hasta ahora. Sin embargo, actualmente se trabaja en un marco teórico donde sean considerados en el diseño mecánico, ya que han ocurrido fallas en componentes de ingeniería en servicio como resultado de la combinación de un esfuerzo residual con el esfuerzo de servicio para el cual fue diseñado el elemento mecánico<sup>1</sup>.

Los esfuerzos residuales son un factor inherente a los procesos convencionales de soldadura por fusión, más no son exclusivos de estos procesos y mucho menos de los aceros y sus aleaciones, pues se presenta en otros materiales metálicos y también en cerámicos. Los procesos de fundición, forja, tratamientos térmicos y mecánicos, nitrurados y cementados, unión de materiales disímiles, entre muchos otros, también originan la presencia de esfuerzos residuales. Cabe mencionar que no siempre los esfuerzos residuales actúan en detrimento de los materiales pudiendo ejercer un factor benéfico en algunas situaciones, principalmente cuando los esfuerzos residuales son de magnitud negativa (compresivos), con lo cual se logra aumentar la vida a la fatiga, reducir la corrosión bajo tensión y el crecimiento de grietas, en materiales metálicos.

Las temperaturas que se alcanzan en cualquier proceso de soldadura por fusión con arco eléctrico son muy elevadas, del orden de la temperatura de fusión del material base, lo que trae como consecuencia un calentamiento no uniforme en la pieza de trabajo. Este calentamiento no uniforme entre el metal base y de soldadura provoca un shock térmico originado por las elevadas velocidades de enfriamiento, un efecto térmico de expansión-contracción impedida en regiones contiguas de temperaturas no homogéneas, y además genera transformaciones de fase no homogéneas. Todo esto ocasiona la presencia de zonas en el material con deformaciones elásticas y en algunos puntos se puede sobrepasar el esfuerzo de cedencia originando puntos con deformación plástica, provocando la presencia de esfuerzos residuales después del enfriamiento.

Los parámetros empleados durante el proceso de soldadura (aporte térmico) influyen para la generación y presencia de esfuerzos residuales, su magnitud y orientación, pues están relacionados directamente con las temperaturas alcanzadas.

De la gran variedad de aceros existentes, los más susceptibles de presentar esfuerzos residuales son los endurecibles por transformación martensítica, por solución sólida y los que presentan coeficientes de expansión térmica muy elevados con valores bajos de conductividad térmica. A este último caso pertenecen los aceros inoxidable austeníticos, los cuales poseen coeficientes de expansión térmica del orden de 17 micras por metro y por grado centígrado ( $\mu\text{m}/\text{m}\cdot^{\circ}\text{C}$ ), además de su baja conductividad térmica del orden de 0.025 a 0.033 ( $\text{J}/\text{mms K}$ ), los cuales se encuentran por encima y por debajo, respectivamente, en comparación con los aceros de baja y media aleación.

Los aceros inoxidable abarcan una amplia gamma de aleaciones debido a las múltiples combinaciones de elementos de aleación que se utilizan. En un inicio su principal aplicación fueron los medios corrosivos, sin embargo debido a sus muy variadas composiciones y fases microestructurales, poseen múltiples y excelentes propiedades físicas y mecánicas que lo ha hecho un material de gran importancia para diversas aplicaciones médicas, industriales, alimenticias, marítimas, entre muchas otras.

Dentro del presente trabajo de investigación se analizaron, primordialmente, algunos de los parámetros que originan la presencia de esfuerzos residuales en probetas soldadas de acero inoxidable austenítico, para lo cual se emplearon diferentes sistemas de medición de entre los que me atrevo a mencionar, destaca por su innovación en México, el uso de galgas extensométricas de alta temperatura. Las cuales se utilizaron para registrar los procesos de contracción impedidos, que es un fenómeno asociado a la presencia de esfuerzos residuales en soldadura. Se determinaron también las temperaturas máximas alcanzadas en algunos puntos del material durante su soldadura. Así como la corriente real empleada en el proceso de soldadura del acero inoxidable austenítico.

La presente tesis está estructurada de acuerdo al esquema tradicional utilizado en el posgrado del Instituto de Investigaciones Metalúrgicas de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, lugar donde se realizó todo el proceso experimental de este trabajo de tesis de posgrado. La tesis esta constituida por la introducción, la justificación y los objetivos en forma de temas, para posteriormente empezar con los capítulos. El primer capítulo se titula "Antecedentes", el cual comprende la revisión bibliográfica que abarca los conceptos teóricos considerados más importantes para el tema de investigación de la tesis. El segundo capítulo se titula "Materiales y Desarrollo Experimental", el cual describe materiales y secuencias de experimentación utilizados para la concertación de los objetivos planteados al inicio. El tercer capítulo titulado "Resultados y discusión" presenta los resultados obtenidos del proceso de experimentación y realiza un análisis de ellos para su discusión. El cuarto y último capítulo titulado "Conclusiones", da cuenta de las conclusiones obtenidas en la discusión de los resultados del proceso experimental. Finalmente, se presentan de nuevo en forma de tema las sugerencias y recomendaciones para trabajo futuro, seguido de la bibliografía consultada para la realización de esta tesis.

Consideré pertinente incluir algunos anexos para presentar más información con respecto a algunos puntos en específico, como son composiciones químicas de aceros inoxidable austeníticos y metales de aporte, las galgas de deformación de alta temperatura,

las cuales fueron una aportación novedosa e importante durante el desarrollo experimental que sirvieron para la medición y adquisición de la señal en tiempo real de las deformaciones ocurridas en las probetas de acero inoxidable austenítico durante su unión por soldadura de arco eléctrico, así como el procedimiento de soldadura.

## JUSTIFICACION

Los esfuerzos residuales son un campo de estudio reciente en la ciencia de los materiales y el cual, me atrevo a anticipar sin temor a equivocarme, se convertirá en un bastión importante para el desarrollo de la tecnología. Durante los últimos tiempos, los esfuerzos residuales habían pasado inadvertidos, enmascarados por factores de seguridad en el diseño de ingeniería que los volvía intrascendentes. Sin embargo, con el paso del tiempo esto ha cambiado, los factores de seguridad han ido en descenso y el diseño en ingeniería se ha transformado. Se han conseguido construcciones cada vez más grandes, ligeras, resistentes y seguras, máquinas más veloces y eficientes, procesos de producción totalmente automáticos, es por esto que el desarrollo de nuevos y mejores materiales, procesos de manufactura y desarrollo de tecnologías se vuelve inaplazable, y se requiere del avance de la ciencia para dar frente a estos retos.

Como parte de esta exigencia, la soldadura por arco eléctrico no puede quedarse atrás en este proceso de mejora continua, y uno de los muchos retos que presenta, es disminuir la presencia de los esfuerzos residuales post-soldadura, que se presentan principalmente en aceros y aleaciones endurecibles por tratamientos térmicos, por solución sólida y aquellos que poseen coeficientes de expansión térmica elevados. Entre estos podemos mencionar a los aceros inoxidables, los aceros de alta aleación y los grado herramienta, así como aleaciones de aluminio y titanio, entre otras.

Los esfuerzos residuales en la soldadura son perjudiciales pues actúan en detrimento de la vida en servicio del componente o pieza soldada, y son resultado de tres factores principales: a) gradientes de temperatura no homogéneos; b) contracciones impedidas y; c) transformaciones de fase no homogéneas. Dichos factores se encuentran directamente relacionados con los parámetros de soldadura empleados durante el proceso de soldeo, y que son la corriente, el voltaje y la velocidad de avance. Por lo que se vuelve prioritario determinar la relación que existe entre los parámetros de soldadura y los factores que originan los esfuerzos. Para esto es necesario conocer las temperaturas registradas en la pieza soldada y su comportamiento durante el enfriamiento, las deformaciones que sufre la probeta en la soldadura y en el enfriamiento posterior, así como los valores reales empleados en el aporte térmico. Contar con información real nos permitirá predecir el comportamiento de piezas soldadas mediante el uso de modelos matemáticos.

No puedo dejar de mencionar como parte de esta justificación, el enorme interés que representa la investigación en el campo de los aceros inoxidables para la industria, así como los egresados especializados en esta área. Ya que las aplicaciones industriales de los aceros inoxidables van en aumento, debido a las excelentes propiedades mecánicas que presentan a elevadas y bajas temperaturas, y a la resistencia que poseen a la corrosión. Reconozco el amplio campo de investigación de los aceros inoxidables, de los cuales los austeníticos solo representan un limitado porcentaje, pero considero que mi formación como Ingeniero Mecánico y ahora como Maestro en Ciencia de Materiales y Metalurgia me otorga las herramientas necesarias para desarrollarme en esta área, e incursionar en el estudio de otros materiales metálicos.

## OBJETIVOS

El objetivo general de este trabajo de investigación es efectuar la medición de parámetros que generan esfuerzos residuales durante la soldadura de acero inoxidable AISI 304L, lo cual se cumple a través de los siguientes objetivos específicos:

1. Manufacturar una placa de acero inoxidable austenítico AISI 304L para fabricar las probetas de soldadura requeridas por el presente trabajo de investigación.
2. Integrar un sistema de adquisición de datos para medir y digitalizar las señales de temperatura, corriente y deformación, in situ durante el proceso de soldadura de tres probetas manufacturadas de acero inoxidable AISI 304L.
3. Realizar la soldadura por arco eléctrico de tres probetas de acero inoxidables AISI 304L, utilizando tres valores diferentes de aporte térmico; alto, medio y bajo de acuerdo con un procedimiento de soldadura desarrollado.
4. Realizar la medición de los esfuerzos residuales uniformes y no uniformes post-soldadura, en las tres probetas de acero inoxidable AISI 304L, mediante la técnica de hole drilling conforme a la norma ASTM especificación E837.
5. Realizar un análisis metalográfico mediante el microscopio electrónico de barrido (SEM) del metal base, ZAT y soldadura de las tres probetas soldadas de acero inoxidable AISI 304L.

Y como un objetivo adicional se determino establecer la relación que existe entre los valores de esfuerzos residuales post-soldadura con los valores de temperatura, corriente y deformación registrados durante el proceso de soldadura y las metalografías.

## CAPITULO 1. ANTECEDENTES

La adición de cromo al acero y su aparente efecto benéfico en la resistencia a la corrosión, es generalmente atribuida a Frenchman Berthier, quien en 1821 desarrollo una aleación de 1.5% en peso de cromo, la cual recomendó para aplicaciones de cuchillería. Sin embargo, debido al alto contenido de carbono en estas primeras aleaciones su ductilidad disminuía dramáticamente, razón por la que desapareció el interés en ellas y no fue sino hasta principios del siglo XX entre 1900 y 1915 que el atractivo en los aceros resistentes a la corrosión renació<sup>2</sup>. El renacimiento de este interés se debió al desarrollo en 1897, por parte de Goldschmidt en Alemania, de una técnica para producir barras de aleaciones resistentes a la corrosión<sup>3</sup>. Poco tiempo después, Guillet<sup>4</sup> (1904), Portevin<sup>5</sup> (1909), y Giesen<sup>6</sup> (1909) publicaron artículos describiendo la microestructura y propiedades de los aceros inoxidables martensítico y ferrítico con 13% y 17% de cromo en peso, respectivamente. En 1909, Guillet también publicó un estudio de los aceros cromo-níquel, que fueron los precursores de los aceros inoxidables austeníticos. El desarrollo por parte de Frenchman Heroult en 1899 del horno de fundición de arco eléctrico directo también contribuyó al amplio desarrollo de los aceros inoxidables.

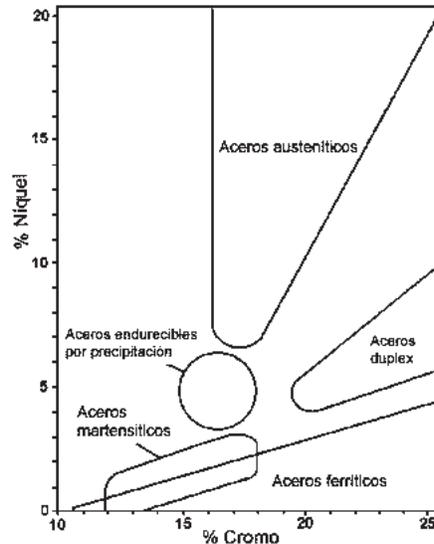
La primera aleación reportada de "acero inoxidable" es atribuida a Harry Brearly<sup>7</sup>, quien fue un metalurgista de Thomas Firth e hijos en Sheffield, Inglaterra. Brearly provenía de una familia de la clase pobre trabajadora y empezó en Firth a la edad de 12 años como lavador de botes en el laboratorio químico. En 1907, a la edad de 36 años, el fue nombrado jefe de los laboratorios de investigación. En mayo de 1912, Brearly visitó la fábrica "Royal Small Arms" localizada en Enfield para investigar las causas de las fallas de unos cañones de armas hechos de un acero al 5% de cromo, debido a la corrosión interna. El concluyó que contenidos mayores de cromo podrían ser posiblemente una solución a los problemas de corrosión. Inicialmente fundió dos aceros con 10% y 15% de cromo, respectivamente y 0.30% de carbono nominalmente. Cada uno de estos dos aceros fueron intentos sin éxito debido al excesivo contenido de carbono. Sin embargo, en agosto de 1913 un lingote aceptable fue fundido con una composición nominal de 12.86% en cromo, 0.24% en carbono, 0.20% en silicio y 0.44% de manganeso. Este material fue usado para hacer 12 cañones de arma experimentales, pero los nuevos cañones no mostraron la mejoría esperada. No obstante algo de este material fue usado en hojas de cuchillos, dando con esto inicio a la edad del acero inoxidable.<sup>8</sup>

### 1.1 ACEROS INOXIDABLES

Los aceros inoxidables constituyen un grupo de aceros de alta aleación, basados en los sistemas Fe-Cr, Fe-Cr-C y Fe-Cr-Ni. Para ser considerados inoxidables deben contener un mínimo de 10.5% en peso de cromo; con la adición del cromo, un óxido de estequiometría  $(Fe, Cr)_2O_3$  se forma sobre la superficie del acero. La presencia del cromo aumenta la estabilidad del óxido, ya que tiene mucho mayor afinidad por el O de lo que tiene el Fe.

No obstante que todos los aceros inoxidables dependen de la presencia de cromo, por lo general, se agregan otros elementos de aleación para mejorar sus propiedades. A diferencia de otros sistemas de aleación, donde su clasificación por lo regular es con base a su composición química, los aceros inoxidables se clasifican de acuerdo a su estructura metalúrgica, la cual atendiendo a su composición química puede ser una fase estable

austenítica o ferrítica, duplex (mezcla de ambas), martensítica o una estructura endurecible por precipitación. En la figura 1.1 se presenta los diferentes tipos de aceros inoxidable en función del contenido de Cromo/Níquel.<sup>9</sup>



**Fig. 1.1 Familias de aceros inoxidables en función la relación Cromo/Níquel.**

El Instituto Americano del Hierro y el Acero (AISI), y la Sociedad Americana de Materiales y Pruebas (ASTM), hace muchos años desarrolló una designación de tres dígitos para la identificación de los aceros inoxidables (Vea tabla 1.1), algunas veces seguida por una letra: por ejemplo, 304, 304L, 410 y 430. Con el paso del tiempo y el surgimiento de nuevas aleaciones de acero inoxidable, la ASTM y la Sociedad de Ingenieros Americanos (SAE) desarrollaron un nuevo sistema que consta de una letra más 5 dígitos para formar el número UNS (Sistema de Numeración Unificado) para todos los grados: por ejemplo, S30400, S30403, S41000 y S43000. Algunos aceros inoxidables también pueden ser identificados por sus propiedades magnéticas. Los austeníticos son esencialmente no magnéticos. Una pequeña cantidad de ferrita residual o trabajado en frío pueden introducir una ligera cantidad de ferromagnetismo, pero es notablemente más débil que un material magnético. Los ferríticos y martensíticos son ferromagnéticos, debido a su alto contenido de ferrita.<sup>9</sup>

**Tabla 1.1 Designación AISI para los aceros inoxidables.**

<b>Tipos de Aceros Inoxidables</b>
• <i>Martensíticos (4XX)</i>
• <i>Ferríticos (4XX)</i>
• <i>Austeníticos (2XX, 3XX)</i>
• <i>Duplex (austenita y ferrita)</i>
• <i>Edurecibles por precipitación (PH)</i>

La gran variedad de aceros inoxidables abarca un amplio rango de propiedades mecánicas deseables para muchas aplicaciones. Las propiedades físicas, tales como la conductividad térmica y la expansión térmica, y las propiedades mecánicas varían ampliamente para los diferentes tipos de aceros inoxidables y tiene influencia sobre su

comportamiento a la soldadura. En la tabla 1.2 se presenta una comparativa de algunas propiedades de los diferentes tipos de aleación de los aceros inoxidable.

Tabla 1.2. Comparativa de propiedades de las familias de los aceros inoxidable.

Tipo	Magnético <sup>(a)</sup>	Endurecible	Ductilidad	Resistencia			Soldabilidad
				Corrosión <sup>(b)</sup>	Altas Temp. <sup>(c)</sup>	Bajas Temp. <sup>(c)</sup>	
<i>Austenítico</i>	<i>No</i>	<i>Trabajo en frío</i>	<i>Muy alta</i>	<i>Alta</i>	<i>Muy alta</i>	<i>Muy alta</i>	<i>Muy buena</i>
<i>Ferrítico</i>	<i>Sí</i>	<i>No</i>	<i>Media</i>	<i>Media</i>	<i>Alta</i>	<i>Baja</i>	<i>Pobre</i>
<i>Duplex</i>	<i>Sí</i>	<i>No</i>	<i>Media</i>	<i>Muy alta</i>	<i>Baja</i>	<i>Media</i>	<i>Buena</i>
<i>Martensítico</i>	<i>Sí</i>	<i>Temple y revenido</i>	<i>Baja</i>	<i>Media</i>	<i>Baja</i>	<i>Baja</i>	<i>Pobre</i>
<i>Endurecible por precipitación</i>	<i>Sí</i>	<i>Envejecido</i>	<i>Media</i>	<i>Media</i>	<i>Baja</i>	<i>Baja</i>	<i>Buena</i>

<sup>(a)</sup> Algunos grados austeníticos pueden ser atraídos por un campo magnético si son trabajados en frío.

<sup>(b)</sup> Varía significativamente entre grados dentro de cada grupo, los grados para maquinarse fácilmente tienen resistencias menores a la corrosión, mientras que aquellos con altos contenidos de molibdeno tienen resistencias mayores.

<sup>(c)</sup> Medida mediante la tenacidad o ductilidad a temperaturas por debajo de 0 °C. Los granos austeníticos mantienen su ductilidad a temperaturas criogénicas.

La fundición de los aceros inoxidable fue revolucionada a principios de los años 70, con la introducción de las técnicas de descarburización oxígeno – argón (AOD) y oxígeno – vacío (VOD)<sup>10,11</sup>. La fundición primaria generalmente es realizada en un horno de arco eléctrico, y luego la carga fundida es transferida al recipiente de refinamiento. La carga puede contener de 1.5 a 2 % en peso de carbono. Usando los procesos AOD, una mezcla de argón y oxígeno es inyectada en el acero fundido. El oxígeno se combina con el carbono para producir monóxido de carbono, el cual es eliminado del metal fundido. La mezcla de carbono y oxígeno es controlada con la finalidad de eliminar el contenido de carbono deseado. El proceso VOD es muy similar, con la excepción de que el argón no es necesario puesto que la carga fundida se encuentra en una cámara de vacío, y el oxígeno es inyectado directamente hacia la fundición. Usando estos procesos, la producción de aceros inoxidable de bajo carbono (menor a 0.04% en peso) es cuestión de rutina. Como beneficio adicional, estos procesos también reducen considerablemente el contenido de azufre residual hasta un mínimo de 0.001% en peso.<sup>8</sup>

Los diagramas de equilibrio de fases pueden ser usados para describir las transformaciones de fases y su estabilidad en el acero inoxidable, sin embargo, en el caso de la soldadura solo pueden dar un aproximado de la microestructura actual ya que; (1) los metales base y de aporte de acero inoxidable contienen hasta 10 elementos de aleación, los cuales no pueden representarse fácilmente en diagramas estándar de equilibrio de fase, y (2) los diagramas de fase están basados en condiciones de equilibrio, mientras que las condiciones de calentamiento y enfriamiento rápido típicas en la soldadura son condiciones de no equilibrio.<sup>8</sup>

En la figura 1.2<sup>12,13</sup> se muestra el diagrama de fases Fe-Cr, el cual es el punto de partida para describir la estabilidad de las fases en el acero inoxidable, debido a que el Cr es el elemento primario de aleación. Se aprecia que existe solubilidad completa del Cr en el hierro a elevadas temperaturas, y la solidificación de todas las aleaciones Fe-Cr ocurre como

ferrita. En concentraciones de bajo cromo existe una "ventana" de austenita en el rango de temperaturas de 912 a 1394°C (1670 a 2540°F), la cual se llama "ventana gamma". Aleaciones con contenidos mayores del 12.7% en peso de cromo, serán completamente ferríticas a elevadas temperaturas, mientras que aquellas con cantidades menores de Cr formarán alguna austenita a temperaturas dentro de la ventana gamma. Aleaciones con menos de 12% de peso en Cr serán completamente austeníticas en temperaturas dentro de la ventana gamma. Bajo enfriamientos rápidos, esta austenita puede transformar a martensita.

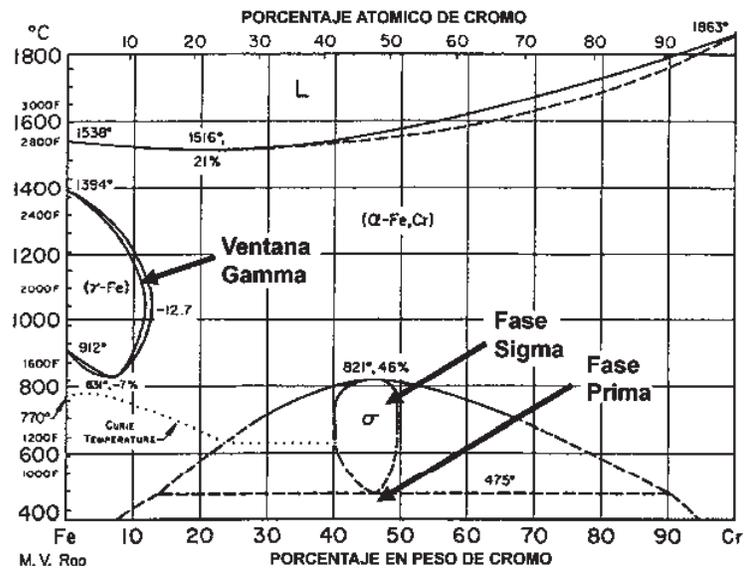


Fig. 1.2 Diagrama de equilibrio de fases Cr-Fe<sup>13</sup>. (Original de Hansen<sup>14</sup>)

Una fase de equilibrio de baja temperatura, llamada fase sigma, esta presente en el sistema Fe-Cr. Esta fase tiene una estequiometría (Fe, Cr) y una estructura cristalina tetragonal. La fase sigma se forma más fácilmente en aleaciones que exceden 20% de peso en Cr. Debido a que la fase sigma se forma a bajas temperaturas, la cinética de formación es muy lenta, y la precipitación requiere de tiempos prolongados en el rango de temperaturas de 600 a 800°C (1110 a 1470°F). Debido a que la fase sigma es dura y frágil, su presencia en los aceros inoxidable es generalmente indeseable.

El diagrama también contiene una línea punteada horizontal dentro del campo de la fase  $\sigma + \alpha$  a 475°C (885°F). Un fenómeno de fragilización a 475°C es consecuencia de la formación de precipitados coherentes ricos en Cr dentro de la matriz alfa. Estos precipitados son llamados alfa prima ( $\alpha'$ ). Estos regularmente se forman dentro del rango de temperatura de 400 a 540 °C (750 a 1000 °F) y se ha demostrado que tienen un severo efecto de fragilización en aleaciones con contenidos de Cr mayores al 14% en peso. La formación de precipitados  $\alpha'$  también es muy lenta en las aleaciones Fe-Cr, pero su velocidad de formación se puede incrementar mediante la adición de aleantes.

### 1.1.1 Aceros Inoxidables Austeníticos

Los aceros inoxidable austeníticos son producidos en mayores toneladas que cualquier otro grupo. Poseen buena resistencia a la corrosión en la mayoría de los ambientes, y tienen valores de esfuerzo de aproximadamente  $\sigma_0 = 210$  MPa (30 ksi) como mínimo a

temperatura ambiente. No son endurecibles por transformación, sin embargo, pueden ser endurecidos significativamente por trabajado en frío. Sus propiedades de impacto a bajas temperaturas son muy buenas, haciéndolos útiles en temperaturas criogénicas. En general, los aceros inoxidable austeníticos tienen buena ductilidad y tenacidad y presentan una elongación significativa cuando son cargados a tensión. Pueden operar en temperaturas de hasta 760 °C o inclusive mayores, pero su resistencia al esfuerzo y a la oxidación en la mayoría de estos aceros está limitada para temperaturas más elevadas. Debido a la susceptibilidad que poseen estos aceros al agrietamiento por corrosión bajo tensión, los aceros inoxidable austeníticos más comunes no son apropiados para ambientes de agua salina de mar o en medios cloruros o altamente cáusticos. Se les considera soldables si se toman las medidas adecuadas.

Los elementos promotores de la austenita son agregados a estos aceros en grandes cantidades, siendo el Ni el más importante, por lo general se adiciona en un porcentaje mayor a 8% en peso. Otros elementos promotores de la austenita son el C, N y Cu. En solución sólida el C provee un efecto de endurecimiento intersticial, particularmente a temperaturas elevadas, no obstante sus contenidos en peso por debajo del 0.1%. El N de manera similar al C es un poderoso agente endurecedor por solución sólida en adiciones mínimas de tan solo 0.15% en peso<sup>14</sup>, su efecto de endurecimiento es más notable a temperaturas criogénicas.

Las aleaciones de la serie 2XX contienen altos niveles de C, Mn y N. Estas aleaciones también contienen bajos contenidos de Ni en comparación con la serie 3XX para balancear los altos niveles de C y N. Las aleaciones de la serie 3XX son por mucho las más antiguas y las más usadas (304, 316, 321 y 327). Se les conoce como del tipo "18-8" con valores nominales de 18Cr y 8-10Ni. Los grados L representan una variante de bajo C, con un porcentaje nominal máximo de C de 0.03% en peso. Estas aleaciones tienen mejores resistencias al ataque intergranular en ambientes corrosivos, se volvieron populares en los años 60s y 70s con la aparición de la descarburización oxígeno-argón durante la fundición, lo cual redujo la diferencia en costos entre los grados estándar (sin bajo carbono) y los grados L. En los anexos se presenta una lista de las aleaciones de la serie 300 más comunes.

Los grados H tienen niveles de C cercanos al 0.1% en peso y son usados a temperaturas elevadas debido a su mayor resistencia que los grados estándar y L. Los grados N tienen N agregado intencionalmente en niveles de hasta 0.20% en peso en la serie 3XX (304N y 316N) y aún mayores en aleaciones que contienen altos contenidos de Mn (el manganeso aumenta la solubilidad del nitrógeno en la fase austenita), los altos niveles de nitrógeno mejoran su resistencia, y la resistencia a la corrosión por picadura.

Los grados estabilizados 321 y 347, contienen pequeñas adiciones de Ti y Nb, respectivamente, que al combinarse con el carbono reducen la sensibilización que puede originar la corrosión intergranular en los aceros inoxidable austeníticos, debido a la precipitación de carburos de Cr, del tipo  $M_{23}C_6$ . La adición del niobio y el titanio en niveles máximos de hasta un 1.0% en peso reduce efectivamente el contenido de carbono en la matriz al formar carburos estables del tipo MC a temperaturas elevadas, por lo que la formación de carburos de Cr se ve restringida.

En los anexos se muestra una tabla con varios metales de soldadura de aceros inoxidable austeníticos, donde se enlistan tres especificaciones AWS para consumibles: (1) AWS A5.4<sup>15</sup> para electrodos recubiertos (SMAW), (2) AWS A5.9<sup>16</sup> para electrodos de varillas y

tubulares con núcleo de metal (GTAW y GMAW), y (3) AWS A5.22<sup>17</sup> para electrodos con núcleo de fundente y protegidos por gas (FCAW).

## 1.2 METALURGIA FISICA Y MECANICA DE LOS ACEROS INOXIDABLES AUSTENITICOS

Los aceros inoxidables austeníticos son diseñados y procesados termomecánicamente, de tal forma que la microestructura es fundamentalmente austenita, la adición del Ni al sistema Fe-Cr es lo que permite a la austenita ser estable a temperatura ambiente. El balance de elementos promotores de ferrita con respecto de los de austenita, determinará si la microestructura de fundición es totalmente austenita o una mezcla de austenita y ferrita.

El sistema ternario Fe-Cr-Ni es la base de los aceros inoxidables austeníticos y duplex, y sus proyecciones de solidus y liquidus definen el inicio y la finalización del proceso de solidificación de este sistema. En la figura 1.3<sup>12</sup>, se aprecian las superficies líquidas y sólidas, en la líquida se presenta una línea oscura que inicia cerca de la esquina rica en Fe del triángulo y corre hasta el lado Cr-Ni. Esta línea separa a las composiciones que solidifican en una fase primaria ferrítica (arriba y a la izquierda), de las que solidifican en una fase primaria austenítica. Se aprecia que en la composición aproximada de 48Cr-44Ni-8Fe existe un punto eutéctico ternario. Por otro lado, en la superficie sólida se presentan dos líneas oscuras que corren cerca de la esquina rica en Fe hasta el lado Cr-Ni del diagrama. Entre estas dos líneas las fases austenita y ferrita coexisten con el líquido justo por encima de la línea de solidus, pero solo la austenita con la ferrita por debajo de la línea de solidus. Esta región separa a los campos únicos de fase austenita y ferrita. Las líneas terminan en un punto eutéctico ternario. Las flechas en estas líneas representan la dirección en la que la temperatura disminuye.

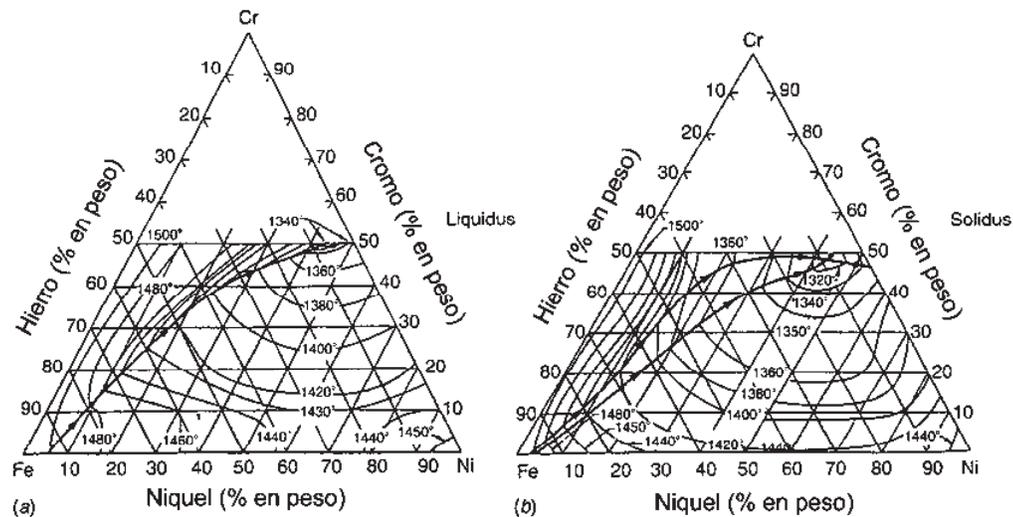
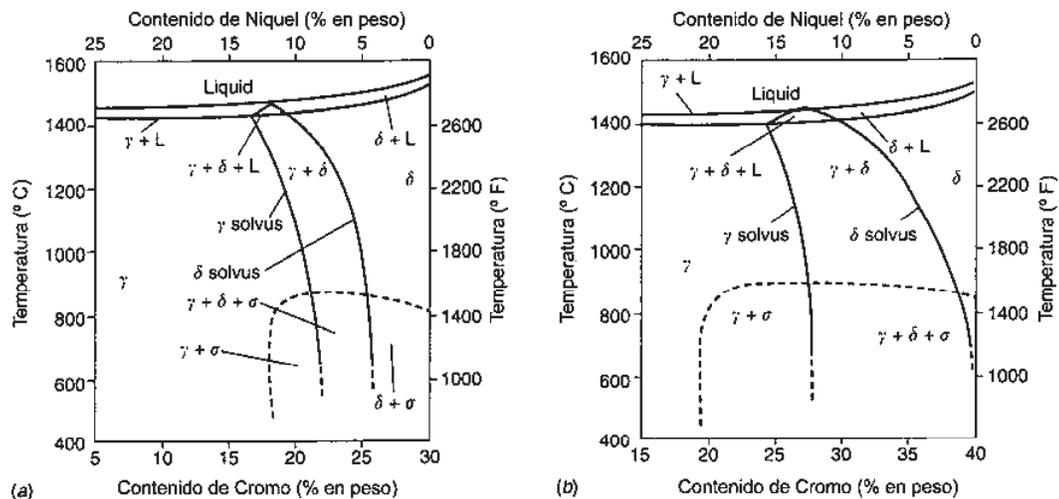


Fig. 1.3 Proyecciones de a) liquidus, y; b) solidus del sistema ternario Fe-Cr-Ni.<sup>19</sup>

Basado en secciones isotérmicas ternarias con 70% y 60% en peso de Fe, dos diagramas pseudobinarios se presentan en la figura 1.4<sup>18</sup>. La pequeña zona triangular es una región trifásica de austenita+ferrita+líquido que separa a las aleaciones que solidifican como austenita (a la izquierda) de las que solidifican como ferrita. Considerando el diagrama pseudobinario con 70% en peso de Fe, el límite entre la austenita y ferrita se encuentra aproximadamente en 18Cr-12Ni en el sistema ternario, para relaciones cromo/níquel más

elevadas, la solidificación primaria ocurre como ferrita delta ( $\delta$ ) y en relaciones menores ocurre como austenita. Las aleaciones que solidifican como austenita a la izquierda de esta región triangular son estables en fase austenita bajo enfriamientos hasta temperatura ambiente. Sin embargo, cuando las aleaciones solidifican como ferrita, pueden ser completamente ferríticas o una mezcla de austenita y ferrita al final de la solidificación. Debido a la pendiente de la línea de solidus de la ferrita y la austenita, la mayoría o toda la ferrita transformará en austenita bajo condiciones de enfriamiento controlado. Durante la soldadura debido a las condiciones de enfriamientos rápidos, esta transformación no toma lugar y algo de la ferrita permanecerá en la microestructura.

En estado sólido para contenidos de cromo mayores al 20% en peso, la ferrita es estable a temperaturas elevadas. Conforme la temperatura desciende, esta ferrita transformará parcialmente en austenita en el rango de 20 a 25 % en peso de cromo. Aleaciones que solidifican como austenita (izquierda del triangulo trifásico) permanecerán como austenita bajo el enfriamiento hasta temperatura ambiente. Aleaciones que solidifiquen como ferrita (derecha del triangulo trifásico) deben enfriarse a través de la región bifásica austenita+ferrita, lo que resulta en la transformación de algo de ferrita en austenita. En composiciones mucho más alejadas hacia la derecha del triangulo (relaciones mayores Cr/Ni) la ferrita se volverá más estable, hasta que la estructura sea completamente ferrítica.



**Fig. 1.4 Secciones pseudobinarias del sistema Fe-Cr-Ni en: (a) 70% Fe y (b) 60% Fe.<sup>20</sup>**

Aparte del Cr, Ni y Fe, los aceros inoxidable austeníticos contienen otros elementos de aleación como lo son el Mg, Mo, Si, N, Ti y Nb, además de algunos otros elementos de impurezas. El Mg se considera un elemento promotor de la austenita, históricamente se agrega para prevenir un tipo de agrietamiento durante la solidificación asociado con la formación de sulfuros de hierro de bajo punto de fusión, y en aleaciones especiales se agrega para aumentar la solubilidad del N en la fase austenita. El Mo es un elemento promotor de la ferrita, que eleva su resistencia a la cedencia, a la tensión y en elevadas temperaturas. El Si es un agente desoxidante, que en proporciones de 4 a 5% en peso mejora la resistencia a la corrosión, forma silicatos de hierro los cuales tienden a fragilizar la estructura, y mejora la fluidez del acero fundido. El N es una impureza presente en la mayoría de los aceros inoxidable, pero en los austeníticos es un aleante intencional que funciona como un

poderoso agente endurecedor por solución sólida intersticial, además de ser junto con el C los promotores más potentes de la austenita. El Ti y el Nb son agentes promotores de carburos y se agregan para estabilizar al C y evitar la corrosión intergranular, previenen la formación de carburos de cromo al formar carburos  $M_{23}C_6$  evitando un fenómeno conocido como sensibilización. En la figura 1.5<sup>19</sup>, se presentan dos diagramas de fases generados mediante un programa de cómputo termodinámico, donde se aprecia el efecto de algunos de estos elementos de aleación, y el régimen de precipitación de carburos y nitruros.

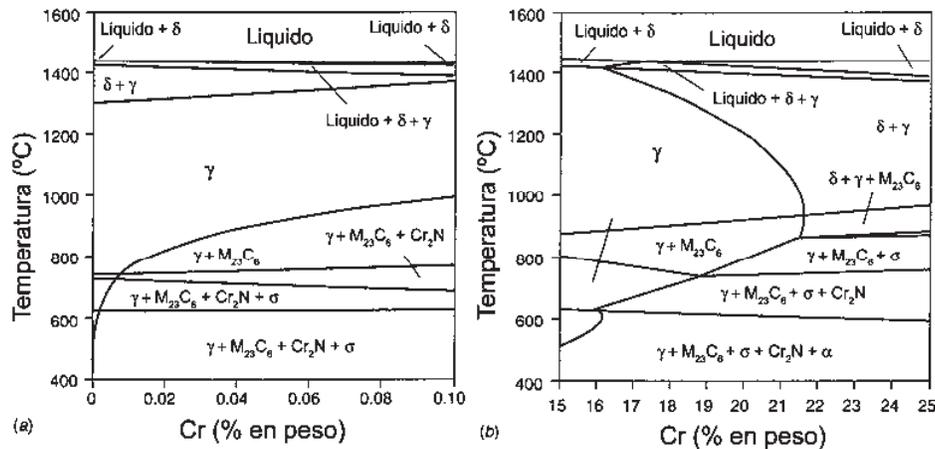


Fig. 1.5 Diagramas de fases calculados mediante programas de cómputo: (a) Fe-18Cr-10Ni-1.5Mn-0.5Si-0.004N, C variable; (b) Fe-10Ni-1.5Mn-0.5Si-0.04C-0.04N, Cr variable.<sup>22</sup>

En la figura 1.6<sup>8</sup> se presentan dos ejemplos de microestructuras de aceros inoxidable austeníticos laminados. En un caso, la microestructura consiste de granos equiaxiales austeníticos. En el otro caso, alguna ferrita residual de alta temperatura (ferrita delta) se encuentra alineada a lo largo de la dirección de rolado, como resultado de la segregación de elementos promotores de ferrita (principalmente Cr) durante la solidificación y el laminado, usualmente esta presente en fracciones de volumen bajas (menores del 2 al 3%).

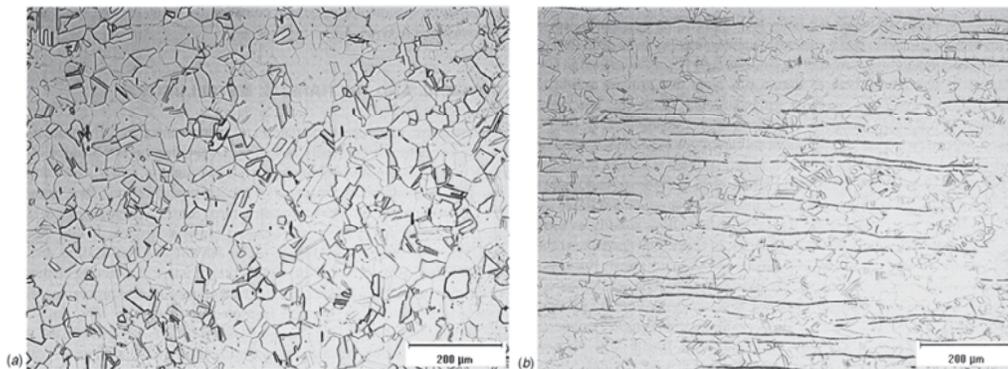


Fig. 1.6 Microestructuras de acero tipo 304: (a) austenita; (b) austenita con vetas de ferrita.<sup>23</sup>

Los aceros inoxidable austeníticos pueden contener una gran variedad de precipitados. En la tabla 1.3, se presenta una lista de precipitados, su estructura y

estequiometría. Literalmente, los carburos están presentes en cualquier acero inoxidable austenítico, ya que el cromo es un importante formador de carburos. La adición de otros formadores de carburos (Mo, Nb y Ti), también promueve la formación de carburos. La naturaleza de la formación de carburos, es un campo muy amplio y complejo, el cual no es parte del presente tema de investigación. Sin embargo, se puede encontrar más información en las siguientes referencias <sup>20,21</sup>.

Tabla 1.3. Precipitados en aceros inoxidables austeníticos.

Precipitados	Estructura Cristalina	Parámetros de Red	Estequiometría
$MC$	FCC	$a = 0.424 - 0.447$	$TiC, NbC$
$M_6C$	Diamante Cúbico	$a = 1.062 - 1.128$	$(FeCr)_3Mo_3C, Fe_3Nb_3C, Mo_5SiC$
$M_{23}C_6$	FCC	$a = 1.057 - 1.068$	$(Cr,Fe)_{23}C_6, (Cr,Fe,Mo)_{23}C_6$
$NbN$	FCC	$a = 0.440$	$NbN$
Fase Z	Tetragonal	$a = 0.307, c = 0.7391$	$CrNbN$
Fase Sigma	Tetragonal	$a = 0.880, c = 0.454$	$Fe-Ni-Cr-Mo$
Fase de Laves ( $\eta$ )	Hexagonal	$a = 0.473, c = 0.772$	$Fe_2Mo, Fe_2Nb$
Fase Chi ( $\chi$ )	BCC	$a = 0.8807 - 0.8878$	$Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$
Fase G	FCC	$a = 1.12$	$Ni_{16}Nb_6Si_7, Ni_{16}Ti_6Si_7$
R	Hexagonal	$a = 1.0903, c = 1.9342$	$Mo-Co-Cr$
	Romboédrica	$a = 0.9011, \alpha = 74^\circ 27.5'$	$Mo-Co-Cr$
Nitruros $\epsilon$ ( $Cr_2N$ )	Hexagonal	$a = 0.480, c = 0.447$	$Cr_2N$
$Ni_3Ti$	Hexagonal	$a = 0.9654, c = 1.5683$	$Ni_3Ti$
$Ni_3(Al, Ti)$	FCC	$a = 0.681$	$Ni_3Al$

La precipitación de carburos del tipo  $M_{23}C_6$  ha recibido especial atención, debido a su efecto sobre la resistencia a la corrosión. En la figura 1.7, se observa que en el rango de 700 a 900 °C, estos carburos precipitan muy rápido a lo largo de los límites de grano, tiempos más prolongados de precipitación pueden conducir a la corrosión intergranular bajo determinados ambientes<sup>22</sup>. Esta reacción de precipitación se acelera en aleaciones que han sido endurecidas por trabajado en frío.

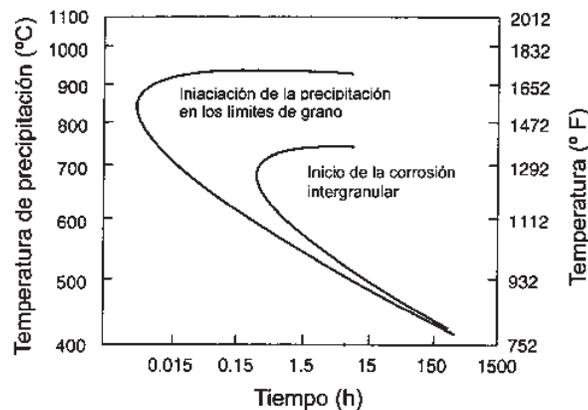


Fig. 1.7 Precipitación de carburos  $M_{23}C_6$  en acero inoxidable 304 con 0.05% en peso de carbono.

La tabla 1.4 presenta las propiedades mínimas de algunos aceros inoxidables austeníticos a temperatura ambiente, estas propiedades reflejan el terminado en caliente y la condición de recocido. En lo general solo el trabajado en frío puede incrementar

considerablemente su resistencia, pues no pueden ser endurecidos por precipitación o transformación. Bajo condiciones especiales, es posible formar martensita en algunos aceros inoxidable austeníticos. Se le ha observado en aleaciones con mucho trabajado en frío y cuando el material es enfriado hasta temperaturas criogénicas<sup>23</sup>.

Tabla 1.4 Propiedades mecánicas mínimas a temperatura ambiente de aceros inoxidable austeníticos laminados.<sup>24</sup>

Aleación	Esfuerzo de tensión		Esfuerzo de cedencia		Elongación (%)	Reducción de Area (%)
	MPa	ksi	MPa	ksi		
304	515	75	205	30	40	50
304L	480	70	170	25	40	50
316	515	75	205	30	40	50
316L	480	70	170	25	40	50
321	515	75	205	30	40	50
347	515	75	205	30	40	50

### 1.3 METALURGIA DE LA SOLDADURA DE LOS ACEROS INOXIDABLES AUSTENITICOS

La microestructura a temperatura ambiente de la zona de fusión de los aceros inoxidable austeníticos depende de dos factores, el comportamiento durante la solidificación y las subsecuentes transformaciones en estado sólido. En la tabla 1.5 se presentan los cuatro tipos posibles de solidificación, su reacción y microestructura, que están relacionadas con el diagrama de fases Fe-Cr-Ni de la figura 1.8.

Tabla 1.5 Tipos de solidificación, reacciones y microestructuras resultantes.

Tipo de Solidificación	Reacción	Microestructura
A	$L \rightarrow L + A \rightarrow A$	Totalmente austenítica, estructura de solidificación bien definida
AF	$L \rightarrow L + A \rightarrow L + A + (A+F)_{eut} \rightarrow A + F_{eut}$	Ferrita en las células y límites de las dendritas
FA	$L \rightarrow L + F \rightarrow L + F + (F+A)_{per/eut} \rightarrow F + A$	Ferrita tipo esqueleto o listoncillo resultado de la transformación de ferrita a austenita
F	$L \rightarrow L + F \rightarrow F \rightarrow F + A$	Matriz ferrítica o ferrita acicular con austenita y placas de Widmanstätten en los límites de grano

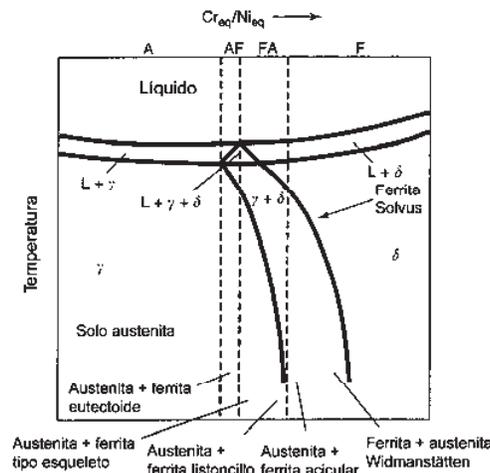


Fig. 1.8 Modo de solidificación en el diagrama de fases pseudobinario.

### 1.3.1 Solidificación totalmente austenítica: tipo A.

Si la microestructura es totalmente austenítica al final de la solidificación, lo seguirá siendo bajo las condiciones de enfriamiento hasta temperatura ambiente. Metalográficamente exhibirá una estructura de solidificación distintiva (fig. 1.9<sup>25</sup>). Un ejemplo de esta microestructura se presenta en la figura 1.10<sup>26</sup>, donde se aprecia notablemente la subestructura de solidificación (células y dendritas), debido a la segregación de los elementos de aleación e impurezas durante la solidificación, y a la relativamente baja difusibilidad de estos elementos a elevadas temperaturas, lo cual ocasiona que se mantenga el perfil de la segregación durante la solidificación.

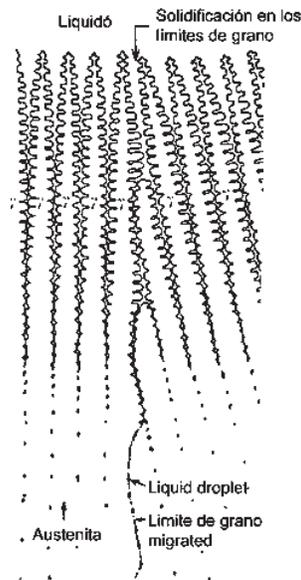
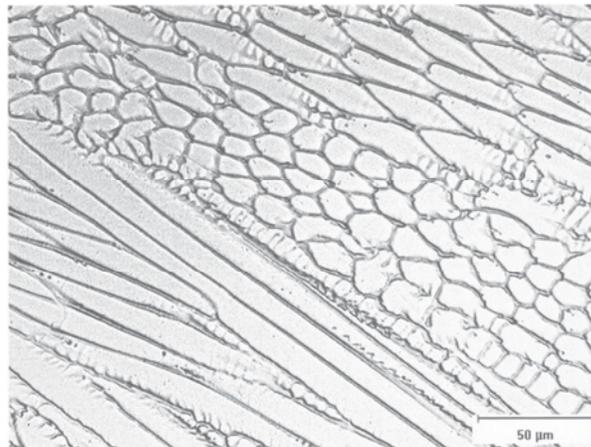


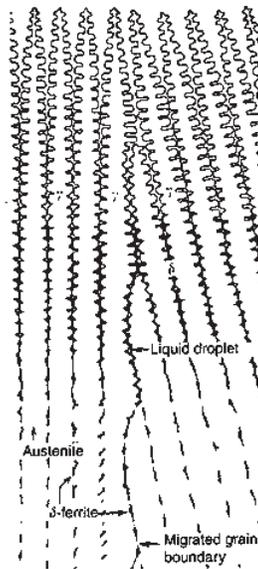
Fig. 1.9 Solidificación tipo A, totalmente austenítica.<sup>25</sup>



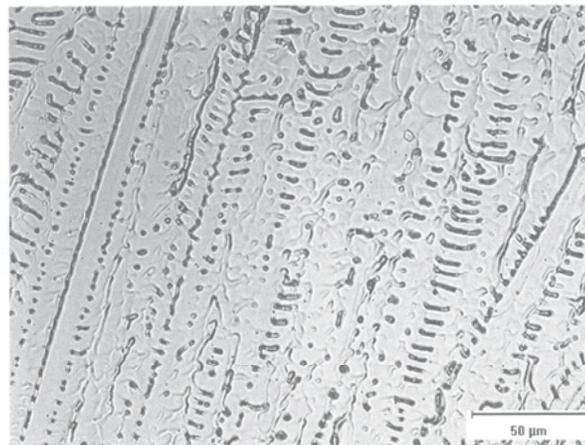
**Fig. 1.10 Zona de fusión durante un patrón de solidificación totalmente austenítico (Tipo A).**

### 1.3.2 Solidificación austenita-ferrita: tipo AF.

En la solidificación tipo AF se forma algo de ferrita vía la reacción eutectica, al final de la solidificación primaria austenítica. Esto debido a la presencia durante la solidificación, de suficientes promotores de la ferrita, principalmente Cr y Mo, los cuales segregan hacia los límites de los subgranos solidificados para promover la formación de ferrita como un producto de solidificación final. La ferrita que se forma a lo largo de las fronteras de los subgranos es relativamente estable y resiste la transformación austenítica en el enfriamiento, debido a que ha sido enriquecida con promotores de ferrita. Un esquema de solidificación tipo AF se da en la figura 1.11<sup>25</sup>, y un ejemplo de esta microestructura se presenta en la figura 1.12<sup>26</sup>, donde se aprecia una subestructura de solidificación austenítica con ferrita a lo largo de los límites de solidificación de los subgranos.



**Fig. 1.11 Microestructura resultante de una solidificación del tipo AF en la zona de fusión.<sup>30</sup>**



**Fig. 1.12 Microestructura resultante de una solidificación tipo AF.<sup>26</sup>**

### 1.3.3 Solidificación ferrita-austenita: tipo FA.

Ocurre cuando al final de la solidificación se forma algo de la austenita. Esta austenita se forma a través de la reacción peritectica-eutectica y se presenta en los límites de la solidificación de la ferrita al final de la solidificación. Esta reacción ha sido ampliamente estudiada por David y colaboradores<sup>26, 27</sup>, Lippold y Savage<sup>18, 28 y 29</sup>, Brooks y colaboradores<sup>30</sup>, Arata y colaboradores<sup>31</sup>, Katayama y colaboradores<sup>25</sup>, Leone y Kerr<sup>32</sup>, y otros<sup>33, 34</sup>, quienes reportan la siguiente solidificación y secuencia de transformación que da lugar a las diferentes morfologías resultantes de la solidificación tipo FA (Ver figuras 1.13<sup>25</sup> y 1.14<sup>26</sup>).

1. Al final de la solidificación primaria ferrítica, como resultado de una reacción peritectica-eutectica se forma austenita a lo largo de las celdas de ferrita y límites de dendritas. Esta reacción toma lugar en la región trifásica presentada en la figura 1.8, y se le llama así porque su composición depende y es resultado de la transición de una reacción peritectica en el sistema Fe-Ni a una reacción eutectica en el sistema Fe-Cr-Ni (figura 1.3).
2. Cuando la solidificación finaliza, la microestructura consiste de dendritas de ferrita primaria con capas interdendriticas de austenita. La cantidad de austenita que está presente depende de las condiciones de solidificación y del valor de la relación  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ . Al aumentar la relación  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ , la cantidad de austenita disminuye hasta que la solidificación es completamente ferrítica. En este punto el tipo de solidificación cambia de FA a F.
3. Conforme el metal de soldadura se enfría a través del campo bifásico de ferrita delta ( $\delta$ ) + austenita, la ferrita se vuelve cada vez más inestable y la austenita comienza a consumir la ferrita por medio de la reacción controlada de difusión. Anteriormente existía un debate acerca de la naturaleza de esta reacción<sup>18,26,27,29,32</sup>, pero ahora parecen coincidir en que la difusión a lo largo de la interfase ferrita-austenita controla la velocidad y la naturaleza de la transformación.
4. Una morfología ferrítica vermicular o esquelética resulta cuando las velocidades de enfriamiento de la soldadura son moderadas y/o cuando la relación  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  es baja pero dentro del rango FA (figura 1.8). Lo anterior es una consecuencia del avance de la austenita consumiendo a la ferrita hasta que la ferrita se encuentra lo suficientemente enriquecida en elementos promotores de la ferrita (cromo y molibdeno) y escasa de elementos promotores de la austenita (níquel, carbono, y nitrógeno), la cual es estable a bajas temperaturas donde la difusión está limitada. Esta microestructura esquelética se muestra esquemáticamente en la figura 1.13a y en la micrografía de la figura 1.14a.
5. Una morfología de ferrita de listón (listoncillo) resulta cuando las velocidades de enfriamiento son elevadas y/o cuando la relación  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  es baja, pero aún dentro del rango FA de la figura 1.8. La morfología de listón se forma en lugar de la morfología de esqueleto debido a que la difusión se encuentra restringida durante la transformación de ferrita a austenita. Cuando las distancias de difusión son reducidas, es más eficiente para la transformación proceder a medida que los espacios entre listones son más estrechos, lo que resulta en un patrón de ferrita residual que corta a lo largo de las dendritas originales

o de la dirección de crecimiento. Esto se muestra esquemáticamente en la figura 1.13b y en la micrografía de la figura 1.14b.

6. Cuando la solidificación y las velocidades de enfriamiento son demasiado altas, tal y como ocurre en la soldadura por láser y haz de electrones, se puede lograr una transformación completa de ferrita a austenita debido a una transformación masiva adifusional. Un cambio en el modo de solidificación primario de ferrita a austenita puede también ocurrir a velocidades altas de solidificación.

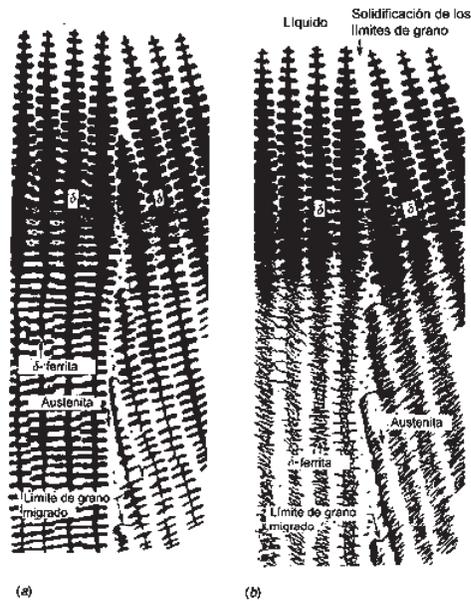


Fig. 1.13 Solidificación del tipo FA: (a) morfología de ferrita de esqueleto; (b) morfología de listón.<sup>25</sup>

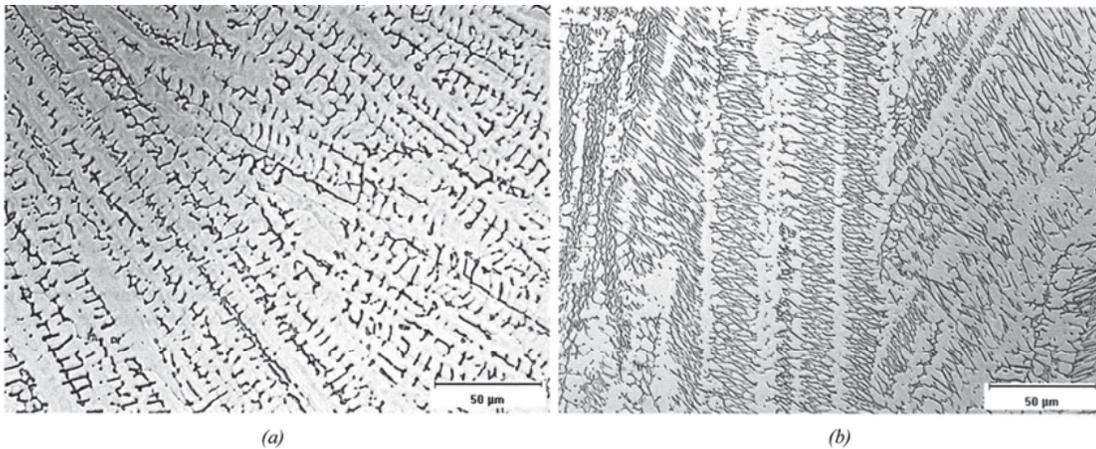


Fig. 1.14 Microestructura resultante de una solidificación tipo FA en la zona de fusión: (a) morfología de ferrita de esqueleto; (b) morfología de ferrita listoncillo.<sup>8</sup>

#### 1.3.4 Solidificación ferrítica: tipo F.

En la solidificación tipo F la microestructura es completamente ferrítica, al final de la solidificación, como se muestra en la figura 1.8. Cuando el metal de soldadura se enfría por debajo de la línea de solidus de la ferrita, por lo general, se forma austenita primero en los límites de grano de la ferrita. Ya que la estructura fue completamente ferrítica al final de la solidificación entre la línea de solidus y la línea de solvus de la ferrita, la difusión elimina la mayoría o todos los gradientes de composición resultado del patrón de solidificación, y por lo tanto, cuando inicia la transformación en el estado sólido la microestructura consiste de granos grandes de ferrita relativamente homogéneos. El grado de transformación hacia la austenita, nuevamente depende de la relación  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  y de la velocidad de enfriamiento. Con valores bajos de la relación  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  dentro del rango F (figura 1.8), la transformación comienza a temperaturas elevadas, y en condiciones de enfriamiento del metal de soldadura con velocidades bajas y moderadas, mucha de la ferrita se consumirá. Con velocidades más altas de enfriamiento, la difusión es eliminada y la austenita no se consumirá tanto como la ferrita. Similarmente, si los valores de la relación  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  se incrementan dentro del rango F, la curva de la línea de solvus de la ferrita es eliminada y la transformación ocurrirá a bajas temperaturas. En ambos casos, se obtendrán metales de soldadura con elevados contenidos de ferrita.

La microestructura que se forma como resultado de la solidificación tipo F en los aceros inoxidable austeníticos, nuevamente es función de la composición y de la velocidad de enfriamiento. En valores bajos de la relación  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  dentro del rango F, se formará una estructura de ferrita acicular dentro de los granos de ferrita, esta estructura se muestra esquemáticamente en la figura 1.15a<sup>25</sup>. Obsérvese que las células continuas de austenita se encuentran en los límites de grano de la ferrita, que se formó durante la solidificación, y que la ferrita acicular ya no está más contenida dentro de los límites de las dendritas de ferrita originales, como ocurre durante la solidificación FA con la formación de la ferrita listoncillo (fig. 1.13b). Esto ocurre debido a la ausencia de austenita dentro de los granos de ferrita durante la solidificación tipo F, la estructura es completamente ferrítica en el estado sólido antes de que la transformación a austenita comience. Cuando esta estructura se enfría por debajo de la línea de solvus de la ferrita, primeramente se forma austenita en los límites de grano de la austenita, pero el frente de transformación se rompe formando agujas paralelas de austenita dentro de la ferrita. Al igual que en el caso de la solidificación tipo AF con la ferrita listoncillo, la restricción de la difusión de rangos largos a temperaturas de transformación bajas, fuerza a la transformación a ocurrir sobre distancias menores. Esto produce la estructura acicular mostrada en la figura 1.15a.

En valores mayores de la relación  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  (dada la misma velocidad de enfriamiento) la microestructura consistirá de una matriz ferrítica con austenita en los límites de grano y placas de austenita Widmanstätten que nuclean en los límites de grano de la austenita o dentro de los granos de ferrita. Esta microestructura se muestra de manera esquemática en la figura 1.15b<sup>25</sup> y en la micrografía de la figura 1.16<sup>26</sup>. En este caso, la transformación no ocurre completamente a lo largo de los granos de ferrita. Nuevamente, la austenita inicial se forma en los límites de grano de la ferrita, pero la transformación a través del grano entero es eliminada mediante valores bajos de difusión y fuerzas de conducción menores (la microestructura de equilibrio contiene más ferrita). De nueva cuenta esto puede ser entendido mediante el diagrama pseudobinario de la figura 1.8. Conforme los valores de la relación  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  aumentan, la línea de solvus de la ferrita desciende y el contenido de ferrita de equilibrio aumenta, de tal forma que se reducen las fuerzas de conducción para la transformación de ferrita a austenita y la temperatura a la cual la transformación empieza.

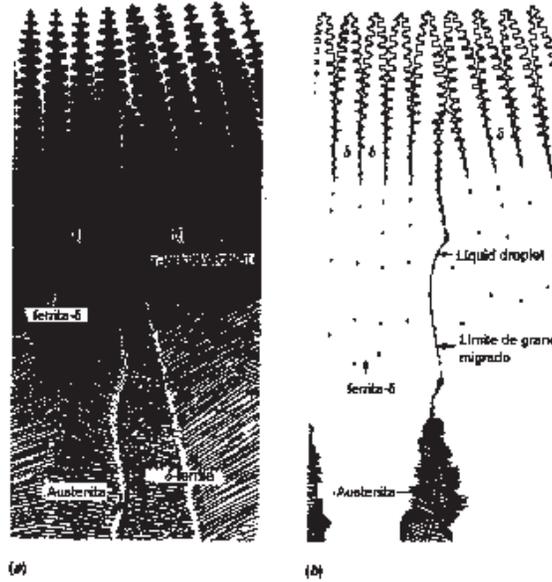


Fig. 1.15 Solidificación esquemática tipo F: (a) ferrita acicular; (b) ferrita y austenita Widmanstätten.<sup>25</sup>

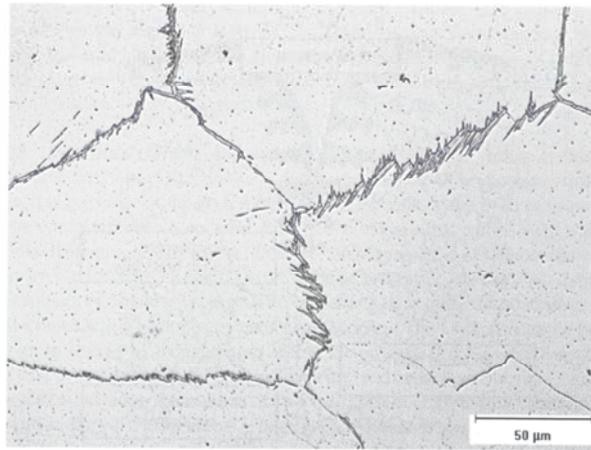


Fig. 1.16 Zona de fusión de solidificación tipo F: Nucleación de austenita Widmanstätten a partir de austenita que se encuentra en los límites de grano de la ferrita.<sup>26</sup>

La solidificación tipo F (ver fig. 1.16) es más característica de los aceros inoxidables duplex, ya que en la soldadura de los aceros inoxidables austeníticos es muy inusual debido a que los electrodos están formulados para solidificar en el modo FA, con excepción de los tipo 309LMo y 312 (30Cr-10Ni), donde es de esperar microestructuras con altos niveles de ferrita.

### 1.3.5 Zona afectada térmicamente.

La naturaleza de la zona afectada térmicamente (ZAT) en los aceros inoxidable austeníticos depende de la composición y microestructura del metal base. Las siguientes reacciones metalúrgicas pueden ocurrir en la ZAT de las aleaciones austeníticas.

**Crecimiento de grano.** La mayoría de los aceros inoxidable austeníticos son soldados en la condición de recocido de solubilización o rolado en caliente, por lo que el crecimiento de grano usualmente se encuentra restringido. Sin embargo, cuando el aporte térmico durante la soldadura es extremadamente alto se puede observar algún crecimiento de grano, pero en la mayoría de los casos no es dramático. No obstante cuando la aleación ha sido endurecida mediante trabajado en frío, la recrystalización y el crecimiento de grano pueden conducir al ablandamiento de la ZAT. En este caso, una ZAT distinta resulta y el tamaño del grano es claramente más grande que el del metal base.

**Formación de ferrita.** Como se aprecia en la figura 1.8, aleaciones con composiciones a la derecha del rango de solidificación totalmente austenítico formarán ferrita cuando son calentadas a temperaturas justo por debajo de solidus. Mientras mayor sea la relación  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  de la aleación, mayor será la formación de ferrita. Cuando se forma la ferrita, por lo general lo hace a lo largo de los límites de grano, como se aprecia en la figura 1.17<sup>26</sup>. La formación de la ferrita a través de los límites de grano de la ZAT restringirá el crecimiento de grano, además de minimizar la susceptibilidad al agrietamiento por licuación en la ZAT. El grado de formación de la ferrita es usualmente bajo, ya que la transformación de austenita a ferrita es relativamente lenta y el ciclo térmico en la ZAT es por lo general muy rápido. Además algo de la ferrita que se formó durante la exposición a elevadas temperaturas puede transformar de regreso a austenita durante el enfriamiento.

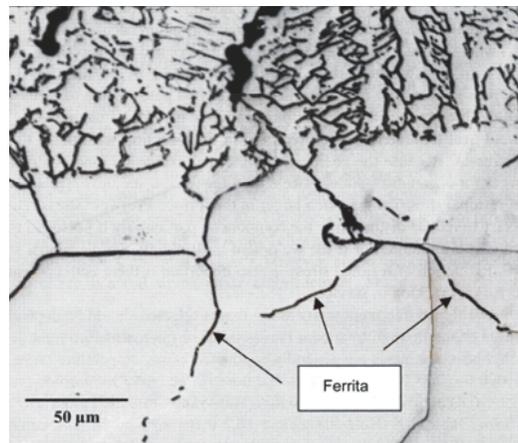


Fig. 1.17 Acero inoxidable del tipo 304L, ferrita a lo largo de los límites de grano.<sup>26</sup>

**Precipitación.** Ya que la ZAT es calentada a temperaturas cercanas a la temperatura de solidus de la aleación, muchos de los precipitados que están presentes en el metal base pueden disolverse. Esto puede conducir a la sobresaturación de la matriz de austenita durante el enfriamiento, provocando la formación de varios precipitados. En los aceros inoxidable austeníticos los carburos y nitruros más comunes que se forman en la ZAT son del tipo  $M_{23}C_6$  y  $Cr_2N$ , y por lo general se formarán a lo largo de los límites de grano o en las interfases de la ferrita con la austenita (si la ferrita está presente). En el diagrama de fases, calculado mediante un software, de la figura 1.5 se muestran los rangos de temperatura

sobre los cuales, los carburos del tipo  $M_{23}C_6$  y los nitruros del tipo  $Cr_2N$  son estables. Aunque metalográficamente no aparezcan, es muy probable que estos precipitados estén presentes en la ZAT de la mayoría de las aleaciones austeníticas. Su tamaño, distribución y morfología dependen de la composición de la aleación y del ciclo térmico de la ZAT. Una precipitación considerable de carburos ricos en cromo puede conducir a la degradación de la aleación en la resistencia a la corrosión.

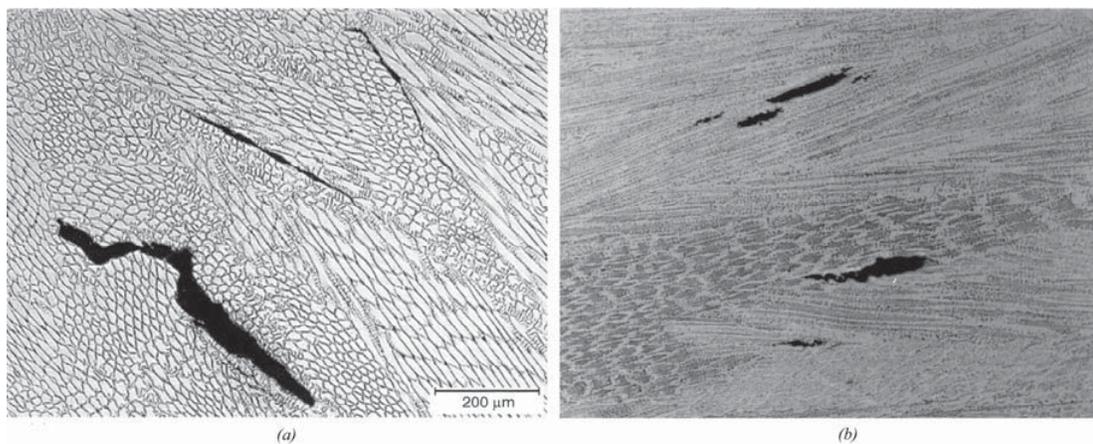
**Licuación en los límites de grano.** La fundición local a lo largo de los límites de grano austeníticos puede presentarse, por lo general como resultado de la segregación de elementos de impureza que reducen la temperatura de fusión del límite de grano. Las aleaciones que contienen titanio y niobio y que por lo tanto, forman carburos del tipo MC ricos en estos elementos pueden experimentar licuación constitucional, un fenómeno que puede conducir al agrietamiento de la ZAT por licuación (agrietamiento en caliente). La segregación de elementos de impureza, particularmente azufre y fósforo, hacia los límites de grano también puede conducir a la licuación.

#### 1.4 SOLDABILIDAD DE LOS ACEROS INOXIDABLES AUSTENITICOS.

Aunque las aleaciones austeníticas se consideran soldables, están sujetas a un gran número de problemas de soldabilidad, si no se toman las precauciones adecuadas. En función de la composición del metal base y de aporte, y del nivel de impurezas, principalmente de azufre y fósforo, pueden ocurrir agrietamientos por solidificación o licuación del metal de soldadura. También se han encontrado agrietamientos en el estado sólido, los cuales incluyen caídas de ductilidad, recalentamiento (liberación de esfuerzos) y contaminación con Cu. Otro problema que se puede presentar durante la soldadura, es la presencia de corrosión localizada en los límites de grano de la zona afectada térmicamente, o concentraciones de esfuerzos en la soldadura y alrededor de esta.

##### 1.4.1 Agrietamiento por solidificación de soldadura.

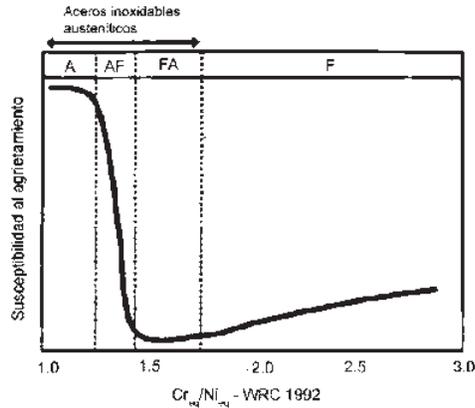
Las soldaduras que solidifican en el modo A (totalmente austeníticas) tienden a ser las más susceptibles de formar grietas al solidificar el metal de soldadura, mientras que las que solidifican en el modo FA tienden a ser las más resistentes. En la figura 1.18<sup>26</sup> se presentan unas soldaduras con grietas que solidificaron en el modo A o AF.



**Fig. 1.18 Grietas por solidificación de la soldadura en muestras Varestraint ensayadas con 5% de deformación (a) metal de soldadura totalmente austenítico (FN 0), y (b) metal de soldadura con FN 6, modo de solidificación FA.**<sup>26</sup>

El agrietamiento por solidificación depende principalmente de la composición, como lo muestra la figura 1.19, donde se aprecia que las composiciones que ocasionan una solidificación primaria austenítica (A o AF) son las más susceptibles a presentar agrietamiento, mientras que el modo FA ofrece la mayor resistencia al agrietamiento por solidificación. La principal razón de que el modo FA sea el más resistente a este tipo de agrietamiento es la presencia de una mezcla de dos fases austenita + ferrita a lo largo de los límites de grano solidificados al final de la solidificación que resisten el mojado por capas líquidas y presentan límites complejos a través de los cuales las grietas se deben propagar.

El contenido de ferrita en el metal de soldadura a temperatura ambiente, puede emplearse como una aproximación del comportamiento durante la solidificación. Si FN es 0, se presupone que la aleación solidificará en el modo A. Si FN se encuentra entre 0 y 3, la solidificación probablemente ocurra en el modo AF. Valores por encima de 3 para FN, pero menores a 20, suponen una solidificación en el modo FA.



**Fig. 1.19 Susceptibilidad al agrietamiento por solidificación de soldadura como una función de la composición, basado en datos Varestraint.**<sup>8</sup>

#### 1.4.1.1 Efectos benéficos de una solidificación primaria ferrítica.

No obstante que la ferrita presenta una mayor solubilidad para impurezas como el azufre y el fósforo, lo cual restringe la segregación de estos elementos hacia regiones interdendríticas durante la solidificación primaria ferrítica, los factores más importantes son la naturaleza del mojado de los límites y la complejidad inherente en los límites, que se presenta cuando la ferrita y la austenita están presentes al final de la solidificación.

En el modo FA, un límite de la ferrita-austenita está presente al final de la solidificación, el cual dificulta el mojado de las capas líquidas y presenta un patrón de agrietamiento no planar, lo que provoca que una vez que una grieta surge, se vuelve muy difícil para está propagarse a lo largo de los límites de grano irregulares. En cambio, tanto para los modos austenita-austenita (modo A) y ferrita-ferrita (modo F), los límites son mucho más rectos, debido a que no está presente ningún producto secundario de solidificación, lo que provoca que la propagación de la grieta sea más sencilla. En la figura 1.20<sup>31</sup> se presenta

lo anterior de forma esquemática. En el modo AF, algo de la ferrita esta presente en los límites de austenita-austenita, lo que provoca alguna mejora en comparación con la solidificación primaria austenítica (modo A).

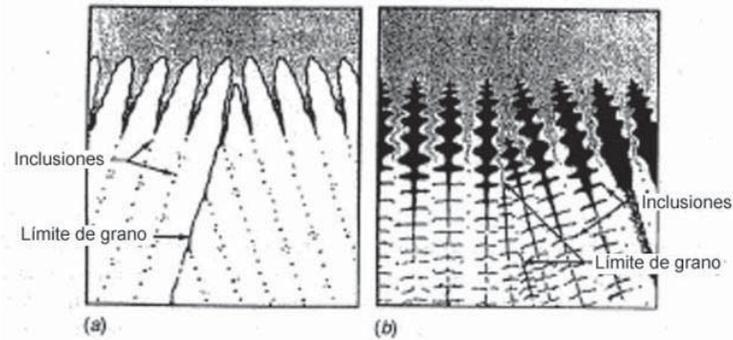


Fig. 1.20 Efecto del tipo de solidificación en la sinusidad de los límites de grano: (a) solidificación tipo A; (b) solidificación tipo FA con ferrita tipo esqueleto.<sup>30</sup>

#### 1.4.1.2 Uso de diagramas predictivos.

Un gran número de diagramas para predecir la susceptibilidad al agrietamiento de los aceros inoxidable han sido desarrollados, con base en la composición química. Algunos de estos diagramas se presentan a continuación.

**Diagrama de Schaeffler.** Anton Schaeffler en 1949 introdujo la versión final de su diagrama para predecir la microestructura final del metal de soldadura con base en su composición química (fig. 1.21<sup>35</sup>).

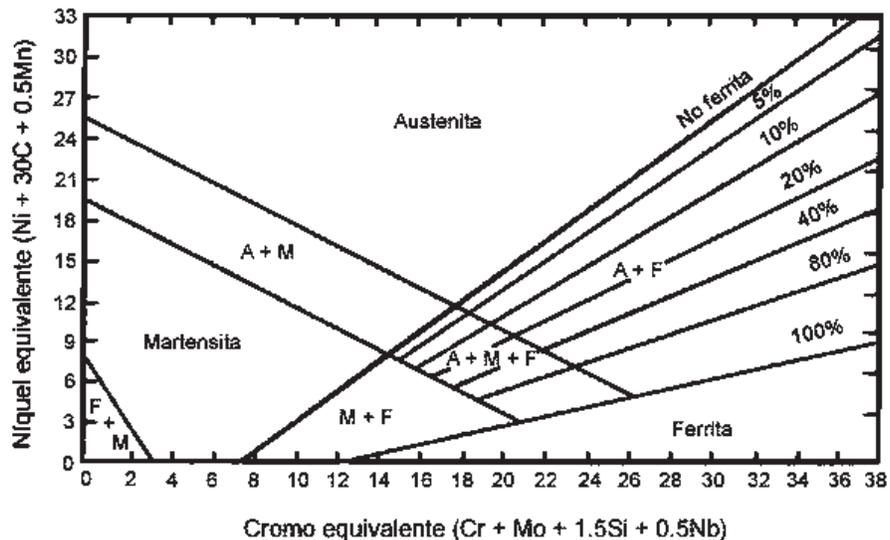


Fig. 1.21 Diagrama Schaeffler de 1949, el cual está aún en uso.<sup>35</sup>

Este diagrama fue el resultado de muchas reexaminaciones de soldadura adicionales, dando como resultado la modificación de los coeficientes originales para el silicio, molibdeno,

y niobio, y un ligero reacomodo de los límites de las fases. La nueva ecuación, en la última versión de su diagrama para el Cromo equivalente fue cambiada a

$$Cr_{eq} = Cr + Mo + 1.5Si + 0.5Nb \quad (1.1)$$

y la del níquel equivalente continuo siendo

$$Ni_{eq} = Ni + 30C + 0.5Mn \quad (1.2)$$

Es interesante mencionar que Schaeffler no incluyó un término para el nitrógeno en su fórmula del níquel equivalente, no obstante su comportamiento como un fuerte promotor de la austenita. Esto, probablemente fue debido a la dificultad que existía en su tiempo de determinar el contenido de nitrógeno en los aceros. El diagrama fue desarrollado usando el proceso de soldadura por arco eléctrico con electrodo recubierto (SMAW), en el cual el contenido nominal de nitrógeno fue estimado de cerca de 0.06% en peso. Debido a este bajo valor, el nitrógeno no fue considerado como un elemento de aleación por Schaeffler; mejor, fue simplemente incorporado en el diagrama con un valor constante de 0.06% en peso.

**Diagrama de DeLong.** Con base en un rango específico de composiciones de los aceros inoxidable, específicamente en las aleaciones austeníticas de la serie 300, DeLong y colaboradores introdujeron en 1956 este diagrama. La ampliación de la escala y las posiciones más precisas de las líneas permitieron una predicción más detallada del contenido de ferrita en el metal de soldadura de los aceros inoxidable austeníticos. También investigaron la influencia del nitrógeno sobre la microestructura del metal de soldadura, demostrando que tiene una influencia significativa sobre el contenido de ferrita. Como la mayoría de los diagramas constitutivos tuvo modificaciones y en 1973 se realizaron algunos cambios en las líneas sobre el diagrama para mejorar su capacidad para predecir la ferrita delta. En la figura 1.22<sup>38</sup> se presenta el diagrama de DeLong de 1973. El cambio principal en este punto fue la adición de la escala del número ferrita (FN) en el diagrama, ya que resultaba muy complicado medir cuantitativamente, mediante el volumen, el contenido de ferrita en la soldadura de los aceros inoxidable. Los valores FN se estiman con base a mediciones magnéticas, las cuales son posibles ya que la ferrita delta ( $\delta$ ) BCC es ferromagnética, mientras que la austenita FCC no lo es. La unidad FN no intenta ser una relación directa para el contenido de ferrita, no obstante en valores por debajo de 10 se considera que es similar.

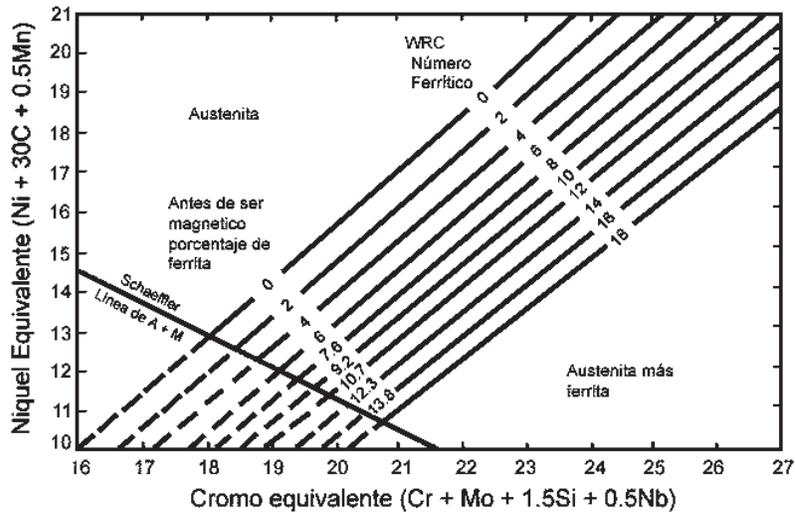


Fig. 1.22 Diagrama de DeLong de 1973, el cual introdujo el concepto de número ferrita.<sup>37</sup>

El Subcomité sobre Soldadura de Aceros Inoxidables del Consejo de Investigación de Soldadura, adoptó en 1973 al FN como su valor para medir la ferrita<sup>36</sup>, y su método de calibración se especifica en los estándares AWS A4.2 e ISO 8249. Long y DeLong<sup>37</sup> también reportaron que su diagrama, el cual ha sido llamado diagrama de DeLong-WRC, es bastante insensible al rango normal de variaciones de aporte térmico en los procesos de soldadura por arco eléctrico. Por lo tanto, puede ser aplicado con un grado razonable de precisión a procesos como SMAW, GTAW, GMAW, y SAW.

**Diagrama WRC-1992.** Este diagrama fue desarrollado gracias a los esfuerzos del Subcomité en Aceros Inoxidables del Consejo de Investigación en Soldadura (WRC- Welding Research Council). La susceptibilidad al agrietamiento por solidificación de un metal de soldadura se puede predecir mediante la localización de su composición sobre el diagrama WRC-1992 para determinar el tipo de solidificación que experimentara. El diagrama se presenta en la figura 1.23<sup>38</sup>.

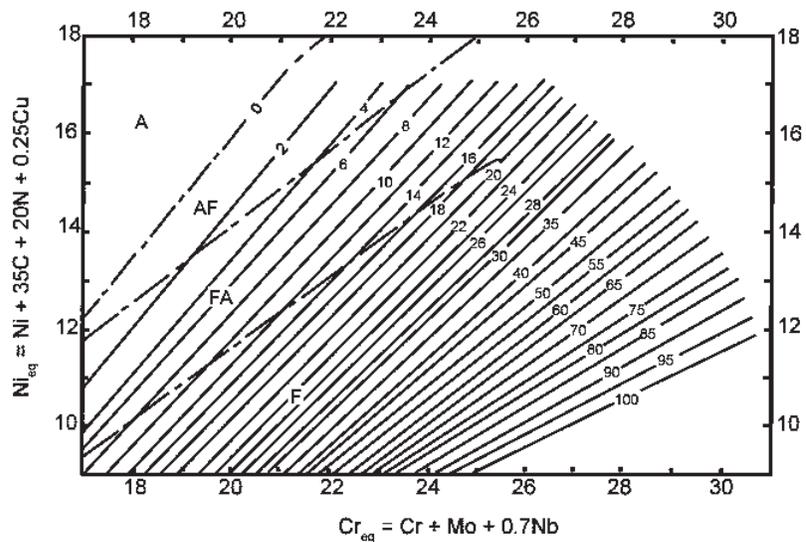


Fig. 1.23 Diagrama WRC-1992.<sup>38</sup>

Si las composiciones del metal base y de aporte son conocidas, el número FN y el comportamiento durante la solidificación pueden ser estimados, como se muestra en la figura 1.24<sup>26</sup>. En este ejemplo, un metal base completamente austenítico ha sido soldado usando un metal de aporte de soldadura con FN 10. La composición de cualquier soldadura realizada entre estos dos materiales debe caer a lo largo de una línea recta que conecte a ambos puntos. La posición a través de esta línea es determinada mediante la dilución del metal de aporte en el metal base. Si la dilución fuera del 50% (caso 1), el metal de soldadura solidificaría con modo AF y tendría un FN de 1. Este metal de soldadura puede ser potencialmente susceptible al agrietamiento por la solidificación de soldadura si el nivel de restricción es suficientemente alto. Si la dilución es reducida al 20% (caso 2), la cual es típica en soldaduras con bajo aporte térmico, el modo de solidificación brinca al FA con un contenido de ferrita residual de FN 6. En esta soldadura es de esperarse que su resistencia al agrietamiento sea mayor, aún bajo condiciones más elevadas de restricción.

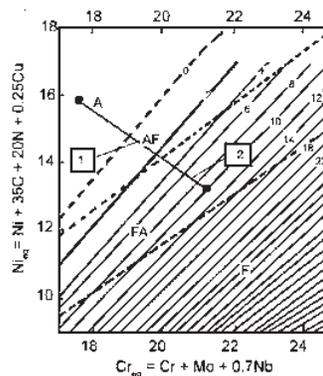
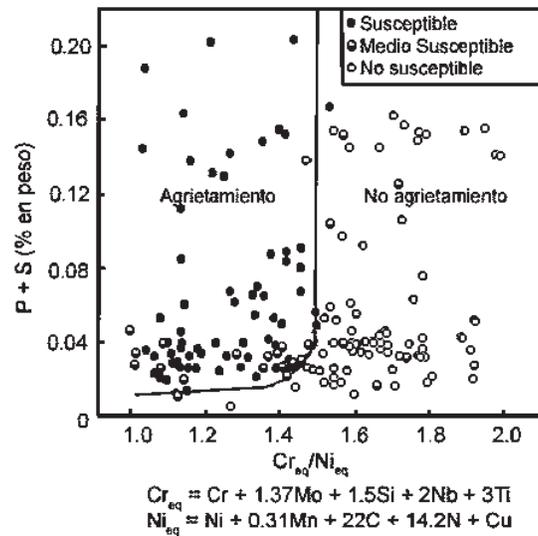


Fig. 1.24 Uso del diagrama WRC-1992 para predecir el comportamiento durante la solidificación y el número de ferrita.

**Diagrama Suutala.** Introducido en 1980 y desarrollado por Kujanpää y Suutula<sup>39</sup>, se presenta en la figura 1.25<sup>39</sup>, donde se pone de manifiesto la importancia de la composición en la susceptibilidad al agrietamiento en los aceros inoxidable austeníticos.<sup>8</sup>



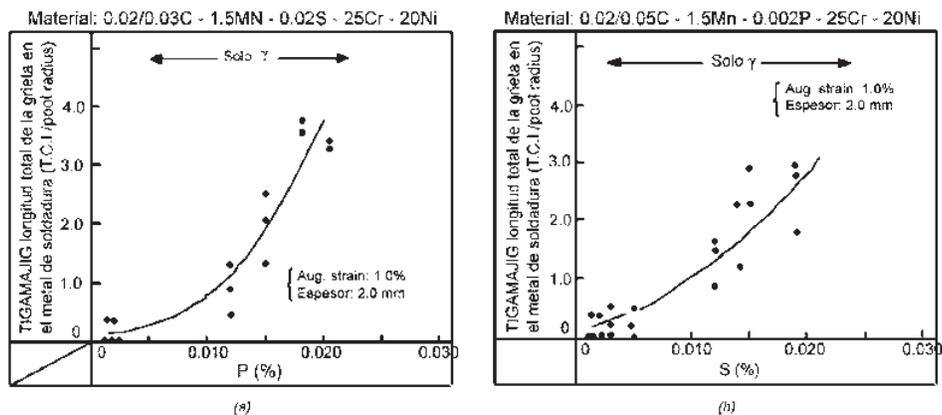
**Fig. 1.25 Diagrama Suutala para la predicción del agrietamiento del metal de soldadura a partir de la composición del metal de soldadura.**<sup>39</sup>

#### 1.4.1.3 Efecto de los elementos de impureza.

Como es bien sabido, los elementos de impureza, particularmente el azufre y el fósforo, originan agrietamiento por solidificación en los aceros. Los aceros inoxidable poseen niveles típicos de S y P, en el rango de 0.02 a 0.05 % en peso. El uso del proceso de descarburización de argón-oxígeno (AOD), en la práctica de la fundición elimina fácilmente el azufre del acero inoxidable. Mediante esta práctica, una mezcla de Ar-O<sub>2</sub> es inyectada en el acero fundido para reducir los niveles de carbono mediante la formación y liberación de CO y CO<sub>2</sub>, y al mismo tiempo el oxígeno se combina con el azufre para formar SO<sub>2</sub>, el cual también escapa del metal fundido. En aceros procesados mediante AOD es posible lograr niveles muy bajos de azufre como de 0.001 % en peso (10 ppm). Desafortunadamente, la remoción del fósforo es mucho más difícil y niveles por debajo de 0.02% en peso, solo son logrados mediante el cuidadoso control de las materias primas.

Se ha demostrado que por encima del azufre, el fósforo puede contribuir con mayor fuerza al agrietamiento por solidificación<sup>31,40</sup>, aunque también se ha observado que el azufre favorece en mayor medida el agrietamiento por licuación, en la zona afectada térmicamente<sup>41</sup>. Sin embargo, es importante considerar que el reducir el contenido de azufre a niveles muy bajos, por debajo de 50 ppm (0.005%), por lo menos en el proceso de soldadura TIG, reduce la penetración provocando un patrón de soldadura ancho pero con poca profundidad, esto se asocia con el efecto Marangoni<sup>42</sup>. Cuando el contenido de azufre es muy bajo, la tensión superficial de la pileta líquida disminuye con el aumento de temperatura, lo que trae como consecuencia que el metal más caliente, el cual se encuentra directamente por debajo del arco, es atraído hacia los bordes de la pileta líquida. El resultado es un patrón de soldadura ancho pero con poca penetración. Por otro lado, cuando el contenido de azufre es elevado, la tensión superficial de la pileta líquida aumenta con el

aumento de la temperatura, por lo que el metal líquido es atraído por la tensión superficial a lo largo de la superficie hacia el centro de la soldadura, donde no tiene otro lugar a donde ir más que abajo. El metal más caliente es conducido en forma descendente, el resultado es un patrón de soldadura estrecho pero con mucha penetración. La figura 1.26<sup>41</sup> muestra el efecto de estos dos elementos de impureza en el agrietamiento por solidificación en el metal de soldadura de una aleación 25Cr-20Ni completamente austenítica, mediante el ensayo Varestraint.



**Fig. 1.26 Susceptibilidad al agrietamiento por solidificación de soldadura de una aleación de soldadura completamente austenítica 25Cr-20Ni, con base en el ensayo Varestraint: (a) efecto del fósforo; (b) efecto del azufre.<sup>40</sup>**

#### 1.4.1.4 Efecto de la solidificación rápida.

Los procesos de solidificación rápida se presentan en procesos de soldadura que producen velocidades de solidificación extremas, como lo son el proceso de soldadura por pulsos con haz láser, soldadura con haz de electrones, y el proceso con electrodo de tungsteno y gas de protección cuando se usa con velocidades de avance muy elevadas. En condiciones de solidificación rápida se puede presentar un cambio en el comportamiento durante la solidificación. Este cambio en el comportamiento se asocia con el subenfriamiento de las puntas de las dendritas, lo que provoca que el modo primario de solidificación cambie de ferrita a austenita<sup>43</sup>. Bajo condiciones de solidificación rápida, el subenfriamiento de las puntas de las dendritas aumenta la estabilidad de la austenita con respecto de la ferrita como fase primaria de solidificación. Esto se muestra esquemáticamente en la figura 1.27, donde la fase de solidificación preferida será la que tenga la temperatura más alta en la punta de las dendritas a una velocidad dada de crecimiento. Por lo tanto, conforme la velocidad de crecimiento aumenta, la austenita se ve favorecida sobre la ferrita. En aleaciones cuya fase primaria de solidificación es la ferrita, pero que poseen valores bajos de la relación  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ , el valor crítico de la velocidad de crecimiento para la solidificación primaria austenítica se indica por  $R_{C1}$  en la figura 1.27. Conforme la relación  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  aumenta, se requieren velocidades de crecimiento más elevadas para la solidificación primaria austenítica, como lo muestra el valor  $R_{C2}$ . Por lo tanto, las aleaciones que por lo común solidifican primariamente en ferrita,  $(Cr_{eq}/Ni_{eq})_{WRC} = 1.35$  a  $1.55$ , pero cuyo comportamiento durante la solidificación se modifica al modo primario austenítico (A) son susceptibles al agrietamiento por la solidificación de la soldadura. En la figura 2.28 se muestran microestructuras de soldadura por pulsos con haz láser, representativas de la solidificación A y F/MA.

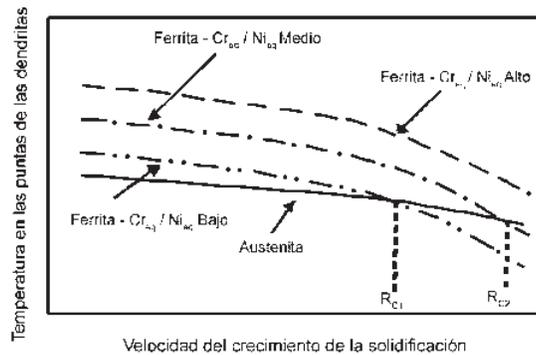


Fig. 1.27. Efecto de la solidificación rápida en las puntas de las dendritas sobreenfriadas.

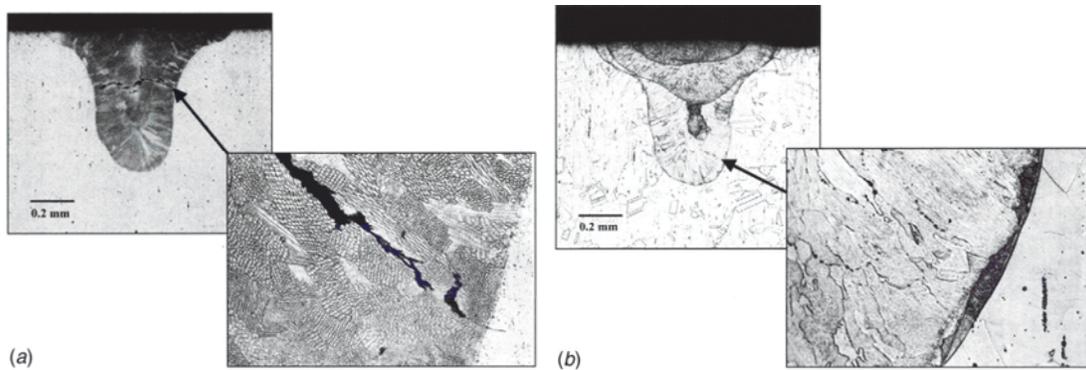
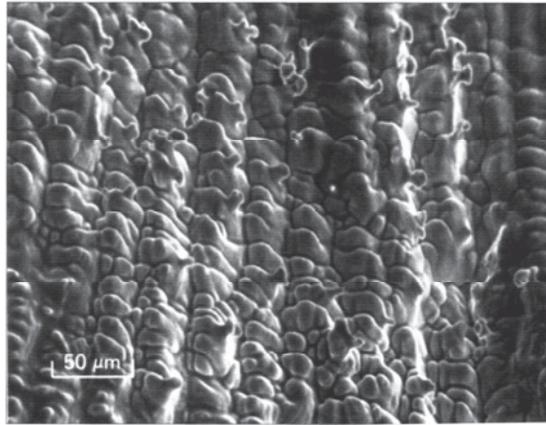


Fig. 1.28. Microestructuras de soldadura láser por puntos. a) Solidificación tipo A; b) Solidificación tipo F/MA. Ambas estructuras son totalmente austeníticas.

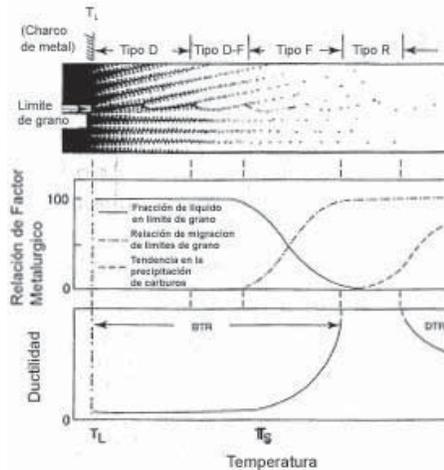
#### 1.4.1.5 Morfología de la fractura por agrietamiento durante la solidificación.

Normalmente la superficie de la fractura exhibe una apariencia dendrítica debido a que el agrietamiento es provocado por capas líquidas a lo largo de las fronteras del grano solidificadas o fronteras de sub-granos solidificadas. En la figura 1.29 se presenta una superficie representativa del agrietamiento por solidificación como se observa en el microscopio electrónico de barrido (SEM). La apariencia en forma de grietas de esta fractura es provocada por la separación de dendritas opuestas debido a la presencia de capas líquidas a lo largo de las fronteras de los granos y subgranos solidificados. En metales de soldadura completamente austeníticos, se puede presentar una transición de fractura dendrítica a plana, lo cual ocurre cuando las fronteras de granos de solidificación comienzan a solidificar y el carácter dendrítico se pierde, esto se aprecia esquemáticamente en la figura 1.30.

En general, las superficies agrietadas por la solidificación de la soldadura son casi completamente de carácter dendríticas. La presencia de una morfología como la mostrada en la figura 1.30, comúnmente, es una buena indicación de que el agrietamiento ocurrió durante la solidificación en lugar de en el estado sólido.



**Fig. 1.29.** Superficie característica de una fractura dendrítica de una soldadura con agrietamiento por solidificación.



**Fig. 1.30.** Esquema de la morfología de una fractura en metal de soldadura totalmente austenítico, D, dendrítico; F, plano; BTR, rango de temperatura ductility-dip.

#### 1.4.1.7 Prevención del agrietamiento por solidificación de soldadura.

La forma más efectiva de minimizar el agrietamiento por solidificación de soldadura en los aceros inoxidable austeníticos es mediante el control de la composición del metal base y de aporte, con la finalidad de obtener una solidificación primaria ferrita. Esto significa lograr para la soldadura de la mayoría de los aceros inoxidable austeníticos, una solidificación en el modo FA, lo que representa un depósito de soldadura con FN de 3 a 20. Como se muestra en la figura 1.24, el diagrama WRC-1992 puede ser usado de manera muy efectiva para lograr lo anterior si se conocen las composiciones de los metales base y de aporte.

En aquellas soldaduras donde la solidificación primaria es austenita (A o AF), el potencial para el agrietamiento será mucho más elevado. La forma más efectiva de evitar el

agrietamiento en estas soldaduras es reducir el contenido de impurezas y/o minimizar el grado de restricción.

Dependiendo de la aplicación y/o las condiciones de servicio, se debe tener cuidado cuando se prescribe un metal de soldadura con contenido de ferrita, ya que si bien es cierto mientras niveles de ferrita en el rango FN de 3 a 20 evita el agrietamiento por solidificación, también la ferrita por encima de FN 10 puede comprometer las propiedades mecánicas si la soldadura se someterá a un relevado de esfuerzos o la estructura es puesta en servicios a temperaturas criogénicas o a temperaturas elevadas.

#### **1.4.2 Agrietamiento por licuación en la ZAT.**

El agrietamiento por licuación en la ZAT ocurre cuando se forman películas de líquido a lo largo de los límites de grano en la zona parcialmente fundida adyacente al límite de fusión. Esta licuación se presenta debido a la segregación de impurezas a los límites de grano bajo elevadas temperaturas o mediante la licuación constitucional del NbC (tipo 347) y TiC (tipo 321).

### **1.5 ESFUERZOS RESIDUALES**

Mediante análisis y técnicas computacionales modernas es muy común estimar los esfuerzos a los que será sometido un componente en servicio. Sin embargo, esto por sí solo no es suficiente para una predicción confiable del comportamiento del componente. Además, en muchos casos donde se han presentado fallas inesperadas, estas han sido causadas por la presencia de esfuerzos residuales que se combinaron con los esfuerzos de servicio para reducir la vida del componente<sup>1</sup>. Conforme el diseño de componentes de ingeniería se vuelve más arriesgado (uso de factores de seguridad más bajos), existe un creciente interés de saber como afectan los esfuerzos residuales a las propiedades mecánicas. Lo cual es de suponerse, puesto que las fallas estructurales pueden ser causadas por el efecto combinado de los esfuerzos residuales con los de servicio<sup>44</sup>.

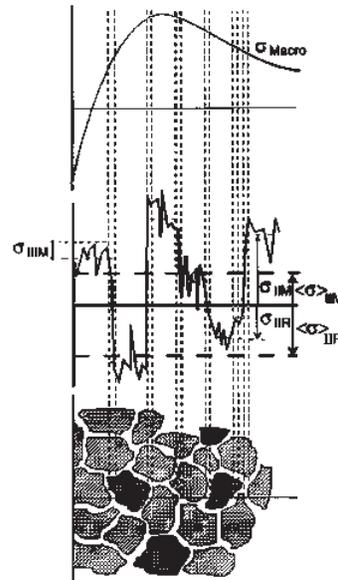
Por otro lado, en algunas ocasiones se introducen esfuerzos de compresión a los componentes de manera deliberada, como en el granallado, esto para mejorar la resistencia a la fatiga del componente. Actualmente, se están realizando considerables trabajos en el desarrollo del marco teórico dentro del cual se están incorporando los esfuerzos residuales al diseño aerospacial, nuclear, y de otras áreas de la ingeniería<sup>45</sup>.

#### **1.5.1 Definición y clasificación**

Los esfuerzos residuales se pueden definir como aquellos que permanecen en el material o cuerpo después de manufacturado y procesado, en ausencia de una fuerza externa o un gradiente térmico.<sup>46</sup>

Los esfuerzos residuales pueden ser clasificados por causa (térmicos o mecánicos), de acuerdo al método con el cual son medidos o conforme a la escala sobre la cual se autoequilibran. Atendiendo a esta última clasificación los esfuerzos residuales pueden ser macro o micro esfuerzos. Los esfuerzos residuales macroscópicos son del Tipo I, de naturaleza de largo alcance, se extienden en por lo menos varios granos del material (figura 1.31) Los esfuerzos residuales microscópicos son del Tipo II y III, el primero se extiende sobre un grano del material o parte de este, en tanto que el segundo cae en el rango

atómico<sup>45</sup>. En la figura 1.31 se muestran de forma esquemática las variaciones de esfuerzos residuales con respecto a la distancia sobre la cual actúan<sup>1</sup>.



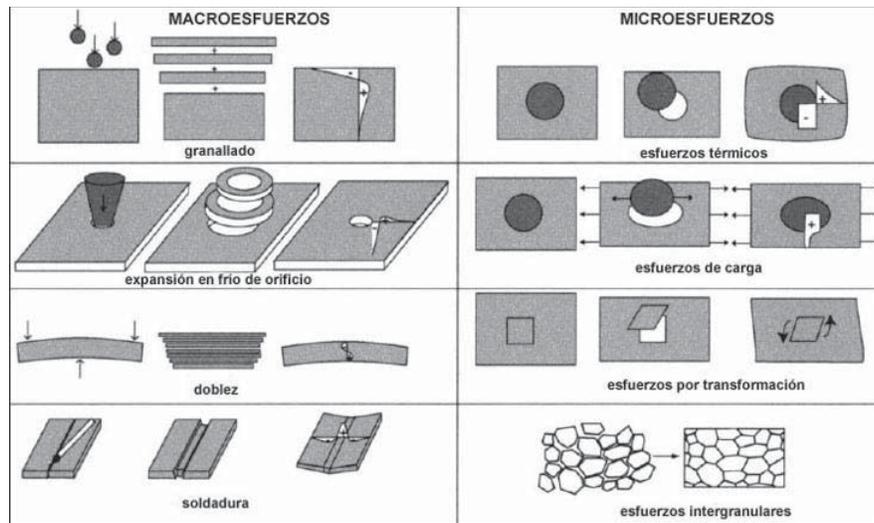
**Fig. 1.31 Campos de esfuerzos residuales de acuerdo a la escala sobre la cual se autoequilibran (M y R significan matrix y refuerzo respectivamente).**

### 1.5.2 Naturaleza y efecto

Existen al menos cuatro formas mediante las cuales pueden surgir los macroesfuerzos residuales en componentes de ingeniería: a través de la interacción entre piezas diferentes en un ensamble, y mediante la generación de diferencias químicas, térmicas y mecánicas inducidas entre diferentes regiones dentro de una pieza o parte<sup>44</sup>.

Como un ejemplo burdo de la generación de esfuerzos residuales por la interacción entre piezas diferentes en un ensamble, se puede mencionar el caso de dos placas unidas por remaches. Si se analiza cada placa por separado el esfuerzo de sujeción del remache se considera un esfuerzo externo producido por una carga. En cambio si se considera el ensamble remachado en su conjunto, entonces los esfuerzos provocados por los remaches son residuales y deben ser añadidos a cualquier esfuerzo aplicado que el ensamble experimente en servicio.

El nitrurado es un ejemplo de generación de esfuerzos residuales por diferencias químicas, mediante el cual se forman nitruros en la superficie del acero con un aumento en el volumen asociado. Un ejemplo de la generación de esfuerzos residuales por diferencias térmicas y mecánicas es en el caso de la soldadura, en donde se producen temperaturas no homogéneas y contracciones impedidas. En la figura 1.32 se ilustra los esfuerzos residuales del tipo macro y micro, ocasionados por diferentes procesos de manufactura o esfuerzos.



**Fig. 1.32 Esfuerzos residuales generados por desajustes entre regiones o fases diferentes dentro del material: se ilustran diferentes tipos de macro y micro esfuerzos residuales.**

El comportamiento de materiales sujetos a cargas estáticas se puede mejorar notablemente mediante el uso inteligente de los esfuerzos residuales. Es bien sabido que los esfuerzos residuales compresivos tienen un efecto benéfico en la vida de los materiales sujetos a fatiga, crecimiento de grietas y corrosión bajo tensión, en cambio los esfuerzos residuales de tensión reducen la capacidad de trabajo de los materiales.<sup>45</sup>

Los cambios de fases están asociados con deformaciones de transformación debidas al cambio en la estructura cristalina.<sup>47</sup> Las deformaciones están definidas con respecto a la transformación libre de esfuerzos (sin restricciones).<sup>48</sup> Las deformaciones pueden ser acomodadas en una variedad de formas, cuando como de costumbre, el producto de las transformaciones es restringido mediante la fase de la matriz de los alrededores. Independientemente de los detalles del proceso de acomodación, la simple existencia de las deformaciones significa que la transformación puede ser considerada como modos de deformación con la característica especial que la deformación se acompaña con un cambio en la estructura cristalina.<sup>49</sup> Por lo tanto, es natural que las deformaciones puedan contribuir a la evolución de los esfuerzos residuales.<sup>50,51,52,53,54,55,56,57,58.</sup>

Las transformaciones ocurren en dos formas principales:<sup>53</sup> el mecanismo de desplazamiento (movimiento atómico), en el cual la nueva estructura es producida mediante una deformación del cristal original, y la transformación reconstructiva, que involucra la difusión sin coordinación de todos los átomos, incluyendo aquellos de la estructura cristalina primaria. Por lo general ambas formas se acompañan de deformaciones substanciales; algunos valores típicos se presentan en la tabla 1.6. La transformación reconstructiva causa un cambio en el volumen, el cual es por lo regular isotrópico (Fig. 1.33a), mientras que las transformaciones de desplazamiento involucran una combinación de cortantes en el plano de hábito y una deformación de dilatación la cual actúa normal al plano hábito. La deformación asociada con la transformación de desplazamiento es conocida como una deformación en un plano invariante (IPS) ya que deja al plano de hábito sin deformación y sin rotación (Fig. 1.33).<sup>59,60.</sup> La tabla 1.6 muestra que las deformaciones por transformación pueden ser muy

grandes, muy por encima de las deformaciones elásticas las cuales son por lo general del orden de  $10^{-3}$ .

Tabla 1.6 Cambios de forma debidos a transformaciones de fase.<sup>61</sup>

Transformación	Mecanismo	Cambio de forma	S	$\Delta$	Morfología
<b>Aleaciones de hierro</b>					
Ferrita alotriomorfica	R	Cambio de volumen	0	0-02	Irregular
Ferrita idiomorfica	R	Cambio de volumen	0	0-02	Equiaxiada, facetada
Perlita	R	Cambio de volumen	0	0-03	Colonias esféricas
Ferrita Widmanstätten	D	IPS	0-36	0-03	Placas delgadas
Bainita	D	IPS	0-22	0-03	Placas delgadas
Ferrita acicular	D	IPS	0-22	0-03	Placas delgadas
Martensita	D	IPS	0-24	0-03	Placas delgadas
Placas de cementita	D y R	IPS	0-21?	0-16?	Placas delgadas
Maclas de deformación	D	IPS	$1/\sqrt{2}$	0	Placas delgadas
Maclas de recocido	R		0	0	Facetada
<b>Cobalto</b>					
Martensita	D	IPS	$1/(2\sqrt{2})$	0-02	Placas delgadas
<b>Titanio</b>					
Martensita	D	IPS	0-18	0-02	Placas delgadas
Hydride	D	Dilatación		0-18	Placas delgadas

Los Mecanismos D y R corresponden al de desplazamiento y reconstructivo, respectivamente; IPS se refiere al componente principal del esfuerzo cortante, así como  $\delta$  se refiere al esfuerzo de dilatación normal al plano de hábito.

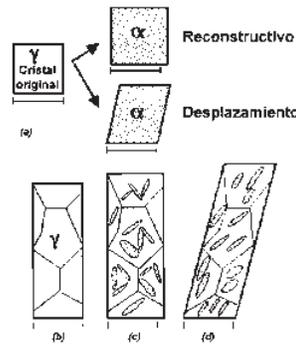


Fig. 1.33 Transformaciones sin restricción. a) Mecanismos de transformación; b) muestra policristalina de austenita; c) muestra policristalina de austenita parcialmente transformada, mediante el mecanismo reconstructivo, en conjuntos aleatorios de placas de ferritas y; d) muestra policristalina de austenita parcialmente transformada, mediante el mecanismo de desplazamiento, en conjuntos ordenados de placas de ferritas. (Las barras horizontales de la escala son todas del mismo tamaño)

### 1.5.3 Generación esfuerzos residuales en soldadura

En la figura 1.34 se muestra una soldadura a tope, cualquier sección del material en la vecindad de la soldadura experimenta diferentes velocidades de expansión y contracción en comparación con otras secciones más alejadas de la soldadura. La región achurada del área M-M' es la región donde ocurre la deformación plástica. La sección A-A está alejada de la fuente de calor y no se ve afectada por el aporte térmico; el cambio en temperatura debido a la soldadura,  $\Delta T$ , es esencialmente cero. A lo largo de la sección B-B, que intersecta la fuente de calor, el gradiente de temperatura es muy elevado. A lo largo de la sección C-C, una

distancia atrás de la fuente de calor, el gradiente de temperatura es menor y se vuelve eventualmente uniforme a lo largo de la sección D-D, en una región mucho más alejada de la fuente de calor.

Considerando ahora los esfuerzos térmicos inducidos a lo largo de la dirección longitudinal,  $\sigma_x$ . Ya que la sección A-A no se ve afectada por el aporte térmico,  $\sigma_x$  es cero. A lo largo de la sección B-B,  $\sigma_x$  es muy cercana a cero en la región por debajo de la fuente de calor, ya que la piletta de soldadura no presenta ningún esfuerzo para soportar cualquier carga. En las regiones un poco alejadas de la fuente de calor, los esfuerzos son compresivos ( $\sigma_x$  es negativo) debido a que la expansión de estas áreas está restringida por el metal que le rodea a temperaturas menores. Debido al bajo esfuerzo de cedencia del metal a alta temperatura en estas áreas,  $\sigma_x$  alcanza el esfuerzo de cedencia del metal base a las temperaturas correspondientes. En las áreas más alejadas de la soldadura  $\sigma_x$  es de tensión, y  $\sigma_x$  se balancea con esfuerzos compresivos en las áreas cercanas a la soldadura. A lo largo de la sección C-C el metal de soldadura y el metal base adyacente se han enfriado y, por lo tanto, existe una tendencia a contraerse produciendo esfuerzos de tensión ( $\sigma_x$  es positivo). En las áreas cercanas  $\sigma_x$  es compresiva. Finalmente, a lo largo de la sección D-D el metal de soldadura y el metal base adyacente se ha enfriado y contraído más, de forma que se producen esfuerzos de tensión más elevados en regiones cercanas a la soldadura y esfuerzos compresivos en regiones alejadas a la soldadura. Ya que la sección D-D se encuentra bastante alejada de la fuente de calor, la distribución de esfuerzos no cambia significativamente atrás de ella, y esta distribución de esfuerzos es, por lo tanto, la distribución de los esfuerzos residuales.

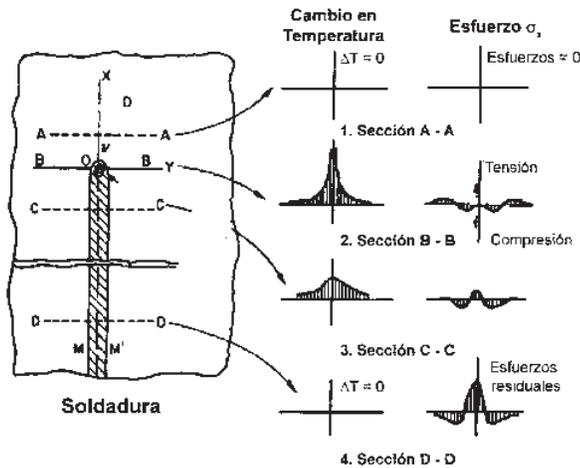
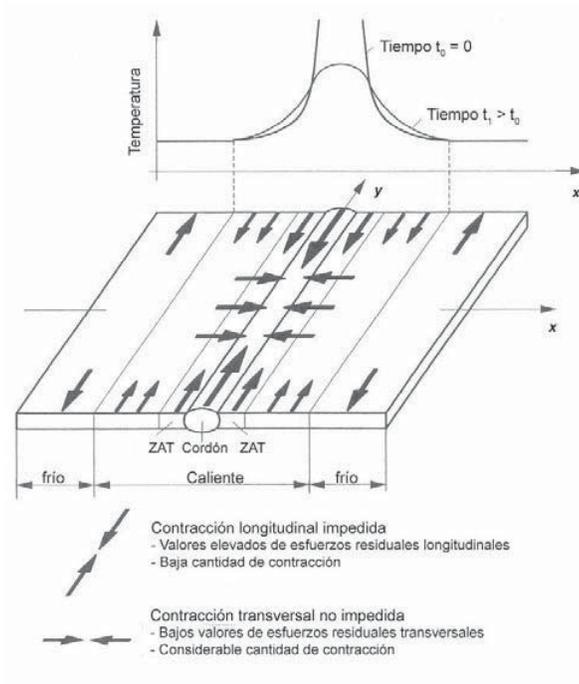


Fig. 1.34 Cambios en temperatura y esfuerzos durante la soldadura.<sup>62</sup>

### 1.5.3.1 Esfuerzos residuales debidos a procesos de contracción.

Un origen muy importante de los esfuerzos residuales en la soldadura son los procesos de contracción impedidos, provocados por la presencia de zonas calientes y frías. Volúmenes calientes se contraen durante el proceso de enfriamiento, en función del coeficiente de expansión térmica y la diferencia de temperaturas existente. Como consecuencia, la soldadura y volúmenes alrededor de está que no han sido fundidos durante el proceso de soldadura exhiben diferencias térmicas, y por lo tanto, esfuerzos residuales, (figura 1.35).

Si la contracción no se encuentra restringida, los esfuerzos térmicos se relajan completamente y no habrá esfuerzos residuales remanentes después del enfriamiento hasta la temperatura ambiente. En el caso de los cordones de soldadura, empezando de un estado libre de esfuerzos en la pileta líquida, durante el proceso natural de enfriamiento de la pileta se generan esfuerzos residuales de tensión. Consecuentemente, al final del proceso de enfriamiento, esfuerzos residuales de tensión existen en los cordones de soldadura. Si la magnitud de las contracciones restringidas son lo suficientemente altas, pueden alcanzar el límite de cedencia del material de la costura soldada.



**Fig. 1.35 Contracciones causadas por la distribución no homogénea de temperatura.**

### 1.5.3.2 Esfuerzos residuales debidos a procesos de enfriamiento rápidos.

Posteriormente al proceso de soldadura durante el enfriamiento, principalmente en el caso de placas de espesor grueso, considerables diferencias de temperatura se producen entre la superficie de la placa y el núcleo de la misma ocasionando la presencia de esfuerzos residuales. Los esfuerzos residuales térmicos resultantes pueden exceder el límite de cedencia del material ocasionando deformaciones plásticas. Obviamente, estas deformaciones plásticas no homogéneas producen esfuerzos residuales después del enfriamiento.

De no existir ningún otro proceso, es de esperar esfuerzos residuales de compresión en las capas superficiales de la placa, mientras que en las capas del núcleo de la placa se esperan de tensión. Sin embargo, es bien sabido que para la mayoría de los casos, los esfuerzos residuales formados debido a procesos de enfriamiento rápido se crean en conjunto con los producidos por contracciones impedidas.<sup>63</sup>

### 1.5.3.3 Esfuerzos residuales debidos a transformaciones de fase.

En el proceso de enfriamiento de la soldadura pueden presentarse transformaciones de fase locales, lo cual conlleva un cambio en el volumen atómico. Los esfuerzos residuales como consecuencia de transformaciones de fase durante el proceso de soldadura ocurren sí, durante el proceso de enfriamiento del cordón soldado, ocurren transformaciones de fase locales asociadas con cambios de volumen. (Fig. 1.36<sup>64</sup>). La no homogeneidad de los procesos de transformación, la cual es un prerequisite para la formación de esfuerzos residuales, puede ser atribuida a diferentes razones, por ejemplo, diferentes picos de temperatura durante el proceso de soldadura, velocidades de enfriamiento diferentes o cambios locales en la composición química. Para el caso de los aceros, transformaciones de austenita a ferrita, bainita, o martensita están relacionadas con incrementos de volumen característicos. Consecuentemente, uno siempre esperaría esfuerzos residuales compresivos en los volúmenes transformados, si las transformaciones ocurren simultáneamente y los esfuerzos residuales de tensión balancean los volúmenes adyacentes. Sin embargo, en la práctica este no es el caso. Tanto la magnitud como el signo del esfuerzo residual resultante dependen del rango de temperaturas en las cuales ocurren las transformaciones.

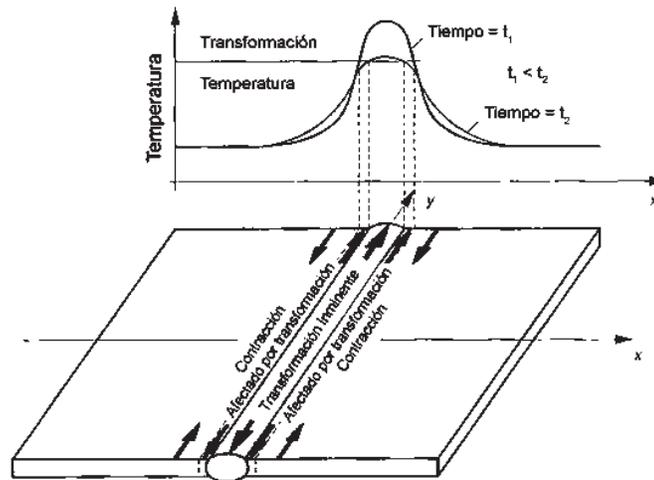


Fig. 1.36 Contracción y expansión en una transformación de fase.

#### 1.5.4 Medición de esfuerzos residuales.

En la actualidad existen diferentes técnicas de medición de esfuerzos residuales. Algunas son destructivas, mientras que otras pueden emplearse sin afectar considerablemente al componente; algunas tienen excelente resolución espacial, mientras que otras están restringidas a esfuerzos cerca de la superficie o a clases de materiales específicos. En la figura 1.37<sup>65</sup> se presentan las diversas técnicas de medición de esfuerzos residuales y su resolución.

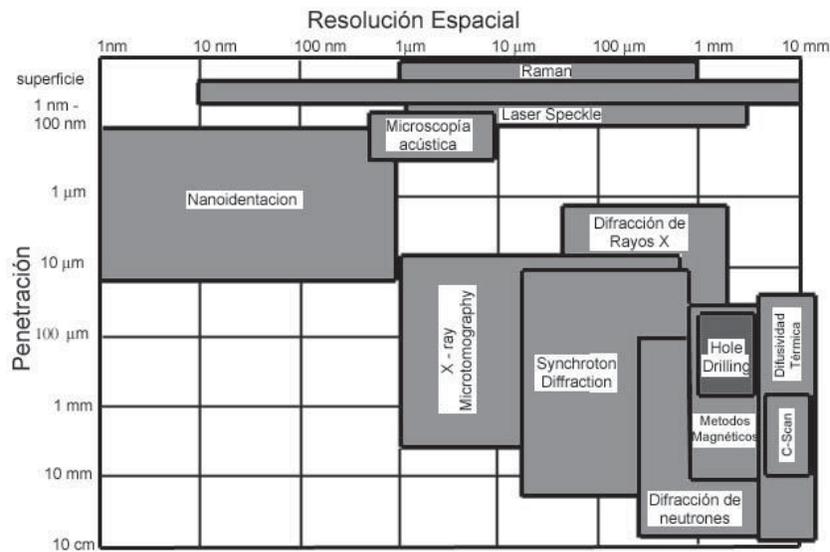


Fig. 1.37 Técnicas de medición de esfuerzos residuales y su resolución.

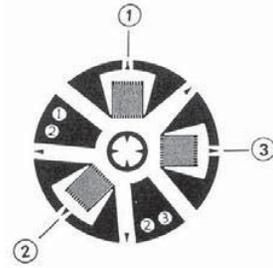
#### 1.5.4.1 Técnica de Hole Drilling.

El método de "hole drilling" es uno de los métodos de medición de esfuerzos residuales más comúnmente empleados, ya que el equipo requerido para realizar las mediciones tiene un costo razonable y la técnica es relativamente simple.<sup>66</sup> Este método data de los primeros trabajos realizados por Mathar<sup>67</sup> (1930), quien empleó un extensómetro mecánico para medir los desplazamientos alrededor de un orificio circular perforado a través de una placa estresada. Posteriormente, Soete y Vancrombrugge<sup>68</sup> (1950) mejoraron la exactitud de las mediciones mediante el uso de galgas extensométricas. Kelsey<sup>69</sup> (1956) publicó el primer trabajo de investigación respecto a la variación de esfuerzos residuales con la profundidad usando el método de "hole drilling". Sin embargo, la aplicación moderna del método de "hole drilling" para esfuerzos residuales uniformes data del trabajo de Rendler y Vigness<sup>70</sup> (1966), quienes desarrollaron el método de "hole drilling" como un procedimiento sistemático y de fácil reproducción y, además, definieron la geometría de la roseta de "hole drilling" del estándar ASTM E 837-99<sup>71</sup>.

La perforación de un orificio (incluso de diámetro muy pequeño) en un cuerpo con esfuerzos residuales relaja dichos esfuerzos en ese punto. Esto ocurre por que cualquier perpendicular a una superficie libre (en este caso la superficie del orificio) es necesariamente un eje principal en el cual los esfuerzos cortantes y normales son cero. La eliminación de estos esfuerzos en la superficie del orificio cambia los esfuerzos en la región inmediata que rodea al orificio causando que las deformaciones locales sobre la superficie del objeto de prueba cambien correspondientemente. Este principio es el fundamento para el método de medición de esfuerzos residuales en un orificio perforado, propuesto por primera ocasión por Mathar<sup>67</sup>.

Las deformaciones locales provocadas por la perforación del orificio en una pieza con esfuerzos residuales pueden ser cuantificadas mediante el uso de galgas extensométricas de deformación. Para conocer el estado de esfuerzos existente en un punto cualquiera de una pieza de ingeniería son necesarias tres mediciones de deformación. En la figura 1.38 se presenta esquemáticamente una roseta de galgas de deformación especialmente diseñada

para medir las deformaciones relajadas originadas por la eliminación de material estresado antes de la perforación de un orificio<sup>45</sup>.



**Fig. 1.38 Roseta de galgas de deformación.**

La relación entre las deformaciones relajadas (radiales), el orificio y los esfuerzos residuales originales, es de la siguiente forma:

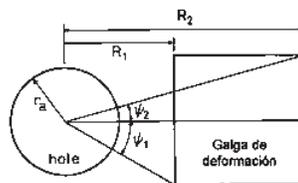
$$\varepsilon = (\sigma_{\max} + \sigma_{\min})\bar{A} + (\sigma_{\max} - \sigma_{\min})\bar{B} \cos 2\beta \dots\dots\dots(1.3)$$

donde

$$\bar{A} = -\frac{(1+\nu)r_a^2}{E(R_2 - R_1)W}(\psi_1 - \psi_2) \dots\dots\dots(1.4)$$

$$\bar{B} = -\frac{(1+\nu)r_a^2}{E(R_2 - R_1)W} \left[ \frac{2(1-\nu)}{(1+\nu)}(\psi_1 - \psi_2) + \text{sen}2\psi_1 - \text{sen}2\psi_2 - \frac{1}{8}\left(\frac{r_a}{R_1}\right)^2(2\text{sen}2\psi_1 + \text{sen}4\psi_1) + \dots\dots \right] \\ \left[ \dots\dots + \frac{1}{8}\left(\frac{r_a}{R_2}\right)^2(2\text{sen}2\psi_2 + \text{sen}4\psi_2) \right] \dots\dots\dots(1.5)$$

donde  $r_a$  es el diámetro del orificio perforado,  $R_1$  es la distancia del centro del orificio perforado al inicio de la galga,  $R_2$  es la distancia del centro del orificio perforado al final de la galga,  $\psi_1$  es el ángulo formado entre la línea imaginaria, formada entre el centro del orificio y la esquina inferior del inicio de la galga, y la línea imaginaria paralela al ancho de la galga y que toca el centro del orificio perforado y  $\psi_2$  es el ángulo formado entre la línea imaginaria paralela al ancho de la galga y que toca el centro del orificio y la línea imaginaria trazada a partir del centro del orificio perforado y la esquina superior del final de la galga. En la figura 1.39 se presenta gráficamente lo anterior.



**Fig. 1.39 Geometría de una galga de deformación de una roseta.**

La ecuación 1.3 puede invertirse para obtener la dirección y magnitud de los dos esfuerzos residuales principales en términos de las tres deformaciones medidas. Para la roseta mostrada en la Fig. 1.39, la relación es la siguiente:

$$\sigma_{\max}, \sigma_{\min} = \frac{\varepsilon_3 - \varepsilon_1}{4A} \pm \frac{\sqrt{(\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2 + (\varepsilon_3 + \varepsilon_1 - 2\varepsilon_2)^2}}{4B} \dots\dots\dots(1.6)$$

$$\beta = \frac{1}{2} \arctan \left[ \frac{\varepsilon_3 + \varepsilon_1 - 2\varepsilon_2}{\varepsilon_3 - \varepsilon_1} \right] \dots\dots\dots(1.7)$$

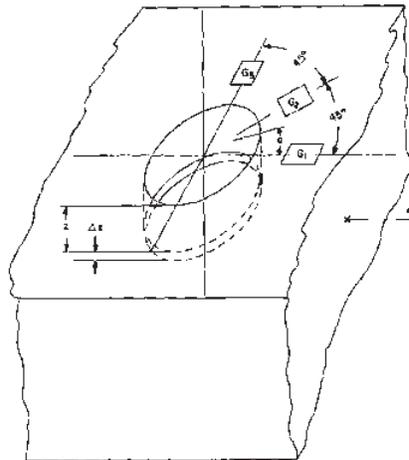
donde  $\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$ , son las deformaciones radiales medidas por la galga correspondiente tal como están numeradas en la Fig. 1.39, y  $\beta$  es el ángulo medido en el sentido de las manecillas del reloj a partir del eje de la galga No. 1 hasta la dirección del esfuerzo principal máximo.

**1.5.5 Esfuerzos residuales uniformes.**

Un orificio perforado en un material con esfuerzos cambiara la deformación en el área superficial alrededor del orificio. Considerando la deformación en una dirección radial a una distancia fija a partir del orificio de diámetro dado y para un campo de esfuerzos uniaxiales de dirección conocida. El cambio de deformación conforme se perfora de una profundidad  $z$  a una profundidad  $z+\Delta z$  (figura 1.40), es

$$\Delta\varepsilon_z(\alpha) = K_z(\alpha)\sigma_z\Delta z \dots\dots\dots(1.8)$$

donde  $\sigma_z$  es el esfuerzo a la profundidad  $z$ ,  $\alpha$  es el ángulo (figura 1.40) entre una dirección radial a partir del orificio y el eje del esfuerzo,  $\Delta\varepsilon_z(\alpha)$  es la deformación radial a una distancia radial dada causada por la perforación a una distancia  $\Delta z$  a una profundidad  $z$  y  $K_z(\alpha)$  es un parámetro, el cual es una constante para  $z, \Delta z$  y  $\alpha$ , y se determina experimentalmente.



**Fig. 1.40 Conjunto de orificio-galga en una placa con esfuerzos.**

Considerando el caso donde el valor  $z$  se toma como la profundidad total del orificio, en cuyo caso,

$$\varepsilon(\alpha) = K(\alpha)\sigma \dots\dots\dots(1.9)$$

donde  $\varepsilon(\alpha)$  es la deformación radial en una posición radial dada y a un ángulo  $\alpha$ , causado por la perforación de un orificio de diámetro y profundidad dados.

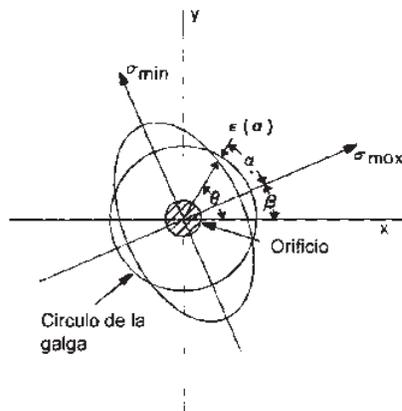
Sí se consideran dos esfuerzos principales en un plano paralelo a la superficie, y por supuesto, ortogonales entre sí, luego mediante superposición,

$$\varepsilon(\alpha) = K(\alpha)\sigma_{\max} + K(\alpha + 90^\circ)\sigma_{\min} \dots \dots \dots (1.10)$$

donde  $\alpha$  es medido a partir de la dirección del esfuerzo máximo.

Por lo regular, las direcciones de los ejes de los esfuerzos principales no son conocidos. Dejando al ángulo  $\beta$ , figura 1.41, ser el ángulo desconocido entre la dirección del eje coordenado  $x$  y la dirección del  $\sigma_{\max}$ . Las deformaciones serán medidas a lo largo del círculo de deformación a varios valores de  $\theta$ , conforme sea medido a partir del eje coordenado  $x$ . El valor de  $\alpha$  en la ecuación 1.10 es por lo tanto

$$\alpha = \theta - \beta \dots \dots \dots (1.11)$$



**Fig. 1.41** Coordenadas de la galga referenciadas a la dirección del esfuerzo.

Existen tres incógnitas en la ecuación 1.10: el ángulo  $\alpha$  y las magnitudes de los dos esfuerzos principales. La función  $K(\sigma)$  puede ser determinada mediante calibración (aplicando esfuerzos conocidos y midiendo la deformación  $\varepsilon(\alpha)$ ). Después de que la función  $K(\sigma)$  ha sido determinada y dado que existen tres incógnitas en la ecuación 1.10, es teóricamente posible obtener las soluciones de las magnitudes de los esfuerzos principales y el ángulo  $\alpha$  mediante la medición de la deformación en tres únicas posiciones diferentes. El ángulo  $\beta$  se puede determinar a partir de la ec. 1.11.

Cualitativamente, la deformación radial causada por la perforación de un orificio de diámetro  $d$  a una distancia fija a partir del orificio se muestra en los diagramas polares de la figura 1.42(a) y 1.42(b). En ambos casos existen esfuerzos uniaxiales en las direcciones  $x$  e  $y$ , respectivamente. Se puede apreciar que  $K(\sigma)$  se mantiene como una función  $y$  puede ser representada por la serie:

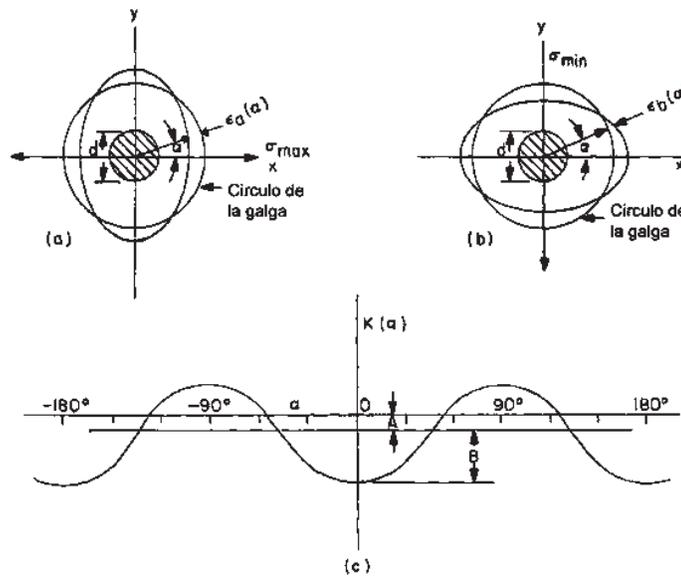
$$K(\alpha) = \sum_n A_n \cos 2n\alpha, \text{ donde } n = 0, 1, 2, \dots \quad (1.12)$$

Como una aproximación solo se conservan los dos primeros términos, o,

$$K(\alpha) = A + B \cos 2\alpha \quad (1.13)$$

como se aprecia en la figura 1.42(c). Substituyendo las ecuaciones 1.11 y 1.13 en la ecuación 1.10 se obtiene

$$\varepsilon(\alpha) = [A + B \cos 2(\theta - \beta)]\sigma_{\max} + [A + B \cos 2(\theta - \beta + 90^\circ)]\sigma_{\min} \quad (1.14)$$



**Fig. 1.42** La deformación como la distancia radial entre el círculo de la galga y la elipse para un estado uniaxial de esfuerzos a lo largo de (a) el eje x, (b) el eje y. La deformación, proporcional a  $K(\alpha)$ , se muestra en coordenadas rectangulares en (c).

En la medición de la deformación en las tres posiciones diferentes, es conveniente dejar a las galgas de deformación ubicarse de tal forma que  $\varepsilon_1$ ,  $\varepsilon_2$ , y  $\varepsilon_3$  correspondan respectivamente a  $\theta = 0^\circ$ ,  $45^\circ$  y  $90^\circ$ , ya que estos valores simplificarán la ecuación 1.14. Una simplificación mayor se obtiene al introducir por substitución.

$$-2\beta = \gamma \quad (1.15)$$

Las tres ecuaciones simultáneas que se obtienen de esta manera, pueden ser resueltas para obtener los esfuerzos principales y su orientación, en términos de las deformaciones medidas y las constantes  $A$  y  $B$ . Estas soluciones son:

$$\sigma_{\max} = \frac{\varepsilon_1(A + B \sin \gamma) - \varepsilon_2(A - B \cos \gamma)}{2AB(\sin \gamma + \cos \gamma)} \quad (1.16)$$

$$\sigma_{mix} = \frac{\varepsilon_2(A + B \cos \gamma) - \varepsilon_1(A - B \sin \gamma)}{2AB(\sin \gamma + \cos \gamma)} \quad (1.17)$$

$$\gamma = \tan^{-1} \left[ \frac{\varepsilon_1 - 2\varepsilon_2 + \varepsilon_3}{\varepsilon_1 - \varepsilon_3} \right] \quad (1.18)$$

Las constantes  $A$  y  $B$  se pueden evaluar mediante la aplicación de esfuerzos conocidos. Si se emplean unidades adimensionales mediante la expresión de las dimensiones en unidades del diámetro del orificio, y si se mantienen la similitud en todos los aspectos importantes, entonces los valores de  $A$  y  $B$  serán independientes del diámetro del orificio.

Las constantes  $A$  y  $B$  contienen las constantes  $E$  y  $\nu$  (Módulo de Young y Relación de Poisson) del material. Si estas constantes son establecidas por separado, entonces las ecs. 1.16-1.18 aplicarían a cualquier material elástico e isotropico. Las constantes del material se pueden separar de las constantes  $A$  y  $B$  de la siguiente manera. Los esfuerzos radiales máximo y mínimo, como se midieron alrededor del orificio en un círculo de deformación, pueden ser expresados en términos de los esfuerzos principales y de las constantes del material, siempre que se incluya la proporcionalidad de las constantes, como sigue:

$$\varepsilon_{max} = \frac{k_1}{E} \sigma_{max} - \frac{\mu k_2}{E} \sigma_{min} \quad (1.19)$$

$$\varepsilon_{min} = \frac{k_1}{E} \sigma_{min} - \frac{\mu k_2}{E} \sigma_{max} \quad (1.20)$$

Si por el momento se asume que las direcciones de los esfuerzos principales en las ecs. 1.16 – 1.18 son conocidas, entonces el sistema de medición de las deformaciones puede ser alineado con su eje  $x$  coincidente con la dirección del esfuerzo principal máximo, volviendo a  $\beta$  igual a cero. Para esta condición, la deformación  $\varepsilon_1$  iguala la  $\varepsilon_{max}$  de la ec. 1.19 y  $\varepsilon_3$  iguala la  $\varepsilon_{min}$  de la ec. 1.20.

Bajo estas condiciones con  $\beta$  y, por lo tanto,  $\gamma$  igual a cero, las ecuaciones 1.16 – 1.18 pueden ser resueltas para las deformaciones medidas  $\varepsilon_{max}$  o  $\varepsilon_1$  y  $\varepsilon_{min}$  o  $\varepsilon_3$ . Las soluciones son:

$$\varepsilon_{max} = (A + B)\sigma_{max} + (A - B)\sigma_{min} \quad (1.21)$$

$$\varepsilon_{min} = (A + B)\sigma_{min} + (A - B)\sigma_{max} \quad (1.22)$$

Mediante comparación de las ecs. 1.19 y 1.21 o de las ecs. 1.20 y 1.22, se vuelve evidente que;

$$A + B = \frac{k_1}{E} \quad (1.23)$$

$$A - B = \frac{-\mu k_2}{E} \quad (1.24)$$

Enseguida las constantes  $A$  y  $B$  pueden ser evaluadas en términos de la constante general  $k_1$  y  $k_2$ , y las constantes del material  $E$  y  $\nu$ . Estas soluciones, tal como fueron derivadas de las ecs. 1.23 y 1.24, son:

$$A = \frac{1}{2E}(k_1 - \mu k_2) \quad (1.25)$$

$$B = \frac{1}{2E}(k_1 + \mu k_2) \quad (1.26)$$

Por lo tanto, si  $E$  y  $\nu$  son conocidas, con solo una calibración para determinar  $k_1$  y  $k_2$  será suficiente para materiales elásticos-isotropicos.<sup>72</sup>

### 1.5.6 Esfuerzos residuales no uniformes.

La medición de esfuerzos residuales no uniformes mediante el método de "hole drilling" emplea los valores de deformaciones relajadas tomados después de pequeños incrementos sucesivos en la profundidad del orificio. La evolución de las deformaciones relajadas con la profundidad del orificio puede ser analizada usando alguna técnica matemática para determinar el campo original de esfuerzos residuales no uniformes.

El método integral es la mejor elección para evaluar campos de esfuerzos residuales elevados no uniformes. Sin embargo, se requieren mediciones de deformación muy precisas, porque los cálculos son extremadamente sensitivos a errores en la medición de las deformaciones.

El método de series potenciales es recomendado para campos de esfuerzos residuales no uniformes que varían sin incidentes. Aunque no puede resolver alguna irregularidad muy localizada del campo de esfuerzos. Este método es más tolerante a errores en las mediciones de deformación.

Los métodos de deformación incremental y de esfuerzo promedio son elecciones posibles solo cuando datos de calibraciones experimentales están disponibles. Ambos métodos son aproximaciones del método integral, pero solo dan soluciones moderadamente confiables de esfuerzos. Los resultados de estos dos métodos deben tomarse con reserva.

Las mediciones de esfuerzos residuales no uniformes siempre requieren técnicas experimentales meticulosas, independientemente del método usado para el cálculo de esfuerzos. Los errores en las mediciones de deformaciones causan proporcionalmente errores mucho más grandes en el cálculo de los esfuerzos, particularmente en esfuerzos lejanos de la superficie.

#### 1.5.6.1 Método integral.

El método integral es un método moderno de cálculo de esfuerzos, hecho posible por la disponibilidad de calibraciones del método de "hole drilling" por elemento finito. El método integral reconoce que las deformaciones medidas durante la perforación del orificio son el resultado acumulativo de la relajación de los esfuerzos residuales que originalmente existieron en todas las ubicaciones de la profundidad dentro de la profundidad total del orificio. El método trabaja identificando las contribuciones individuales de los esfuerzos en cada ubicación de la profundidad a las deformaciones totales medidas. Posteriormente, los esfuerzos individuales son nuevamente calculados a partir de las mediciones totales de las deformaciones.

En este método, la deformación  $\varepsilon_x(h)$  relajada en la superficie a lo largo de la dirección genérica  $x$  cuando el orificio tiene una profundidad  $h$  es relacionada al esfuerzo residual mediante la siguiente expresión:<sup>73</sup>

$$\varepsilon_x(h) = \frac{1}{2E} \int_0^h \left\{ (1+\nu) \bar{A}(h, H) [\sigma_x(H) + \sigma_y(H)] + \bar{B}(h, H) [\sigma_x(H) - \sigma_y(H)] \right\} dH \dots (1.27)$$

donde  $\sigma_x(H)$  y  $\sigma_y(H)$  son la distribución de esfuerzos residuales a lo largo de las direcciones genéricas ortogonales  $x$  e  $y$ , y  $\bar{A}$  y  $\bar{B}$  son las funciones de influencia que pueden ser determinadas mediante métodos numéricos.

Esto conduce a un problema inverso en el cual las distribuciones de esfuerzos desconocidos  $\sigma_x(H)$  y  $\sigma_y(H)$  tienen que ser determinados numéricamente mediante la división de la profundidad máxima del orificio entre los intervalos  $N$  y aproximando los esfuerzos en cada intervalo con simples distribuciones adecuadas. Esto se puede resolver mediante aproximaciones con funciones tipo lineal<sup>74</sup> u ondulatoria<sup>75,76</sup> las cuales permiten una evaluación más confiable de los esfuerzos, aunque involucran algebra compleja que requiere el uso de programas especiales de computadora, o bien a través de procedimientos de cálculo clásico, el cual se considera a continuación.

Reemplazando los esfuerzos desconocidos con funciones escalonadas constantes, la ec. 1.27 puede reescribirse en forma discreta como

$$\varepsilon_{xn} = \frac{1}{2E} \sum_{i=1}^n \left[ a_{ni} (1+\nu) (\sigma_{xi} + \sigma_{yi}) + b_{ni} (\sigma_{xi} - \sigma_{yi}) \right] \quad (n=1, \dots, N) \dots (1.28)$$

donde  $\sigma_{xi}$  y  $\sigma_{yi}$  son los esfuerzos residuales equivalentes dentro de la capa  $i$  (figura 1.43) y  $a_{ni}$  y  $b_{ni}$  son los coeficientes de influencia, los cuales pueden ser determinados mediante métodos numéricos.

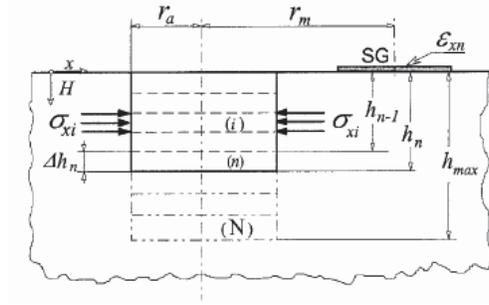
Usando una roseta de tres elementos, la ec. 1.28 conduce a un conjunto de tres ecuaciones lineales a partir del cual los esfuerzos residuales principales y sus orientaciones pueden ser evaluadas. Para una roseta de tres elementos ( $a, b, c$ ) orientada a 0 grados/45 grados/90 grados, con el ángulo medido en el sentido contrario de las manecillas del reloj a partir de la galga  $a$  se obtiene

$$p_n = \frac{\varepsilon_{an} + \varepsilon_{cn}}{2} \quad q_n = \frac{\varepsilon_{an} - \varepsilon_{cn}}{2} \quad t_n = \frac{\varepsilon_{cn} + \varepsilon_{an} - 2\varepsilon_{bn}}{2} \dots (1.29), (1.30) \text{ y } (1.31)$$

$$P_n = \frac{\sigma_{an} + \sigma_{cn}}{2} \quad Q_n = \frac{\sigma_{an} - \sigma_{cn}}{2} \quad T_n = \frac{\sigma_{an} + \sigma_{cn} - 2\sigma_{bn}}{2} \dots (1.32), (1.33) \text{ y } (1.34)$$

a partir de la ec. 1.28, se obtiene

$$p_n = \frac{(1+\nu)}{E} \sum_{i=1}^n a_{ni} P_i \quad q_n = \frac{1}{E} \sum_{i=1}^n b_{ni} Q_i \quad t_n = \frac{1}{E} \sum_{i=1}^n b_{ni} T_i \dots (1.35), (1.36) \text{ y } (1.37)$$



**Fig. 1.43 El método incremental de orificio perforado: notación general (SG = galga de deformación)**

Los componentes de esfuerzos  $P_n$ ,  $Q_n$  y  $T_n$  que actúan en la capa  $n_{th}$  ( $n=1, \dots, N$ ) pueden encontrarse al resolver las ecuaciones 1.35-1.37:

$$P_n = \frac{1}{a_{nn}} \left[ \frac{E p_n}{(1 + \nu)} - \sum_{i=1}^{n-1} a_{ni} P_i \right]; \quad (1.38)$$

$$Q_n = \frac{1}{b_{nn}} \left[ E q_n - \sum_{i=1}^{n-1} b_{ni} Q_i \right]; \quad (1.39)$$

$$T_n = \frac{1}{b_{nn}} \left[ E t_n - \sum_{i=1}^{n-1} b_{ni} T_i \right]; \quad (1.40)$$

Finalmente, los esfuerzos residuales principales ( $\sigma_{\max-n}$ ,  $\sigma_{\min-n}$ ) en la capa  $n_{th}$  y el ángulo ( $\beta_n$ ) medido en el sentido de las manecillas del reloj a partir de la galga  $a$  hasta  $\sigma_{\max-n}$  puede ser obtenido usando;

$$\sigma_{\max-n}, \sigma_{\min-n} = P_n \pm \sqrt{Q_n^2 + T_n^2} \dots \dots \dots (1.41)$$

$$\beta_n = \frac{1}{2} \text{Arc tan} \left( \frac{T_n}{Q_n} \right) \quad (n = 1, \dots, N) \dots \dots \dots (1.42)$$

Los coeficientes de influencia pueden ser determinados a partir de las funciones acumulativas definidas como

$$\bar{A}(h, H) = \int_0^H \hat{A}(h, H) dH \dots \dots \dots (1.43)$$

$$\bar{B}(h, H) = \int_0^H \hat{B}(h, H) dH \dots \dots \dots (1.44)$$

los cuales pueden ser obtenidos mediante el método de elemento finito o el método de elemento límite. A partir de las ecs. 1.27 y 1.28, se obtiene que

$$a_{ni} = \int_{H_{i-1}}^{H_i} \hat{A}(h_n, H) dH = \bar{A}(h_n, H_i) - \bar{A}(h_n, H_{i-1}) \dots \dots \dots (1.45)$$

$$b_{ni} = \int_{H_{i-1}}^{H_i} \hat{B}(h_n, H) dH = \bar{B}(h_n, H_i) - \bar{B}(h_n, H_{i-1}) \dots \dots \dots (1.46)$$

Por lo tanto, si las funciones de influencia acumulativas son conocidas, es posible por medio de las ecuaciones 1.45 y 1.46 (asignando arbitrariamente las profundidades de orificio  $h_n$  ( $n = 1, \dots, N$ )) obtener los coeficientes de influencia correspondientes  $a_{ni}$  y  $b_{ni}$ ; por el contrario al asignar valores  $a_{ni}$  y  $b_{ni}$ , es posible determinar por iteración las profundidades de orificio correspondientes  $h_n$  ( $n = 1, \dots, N$ ).<sup>77</sup>

## 1.6 TECNOLOGIA DE SOLDADURA.

La soldadura por fusión es un proceso muy común para la unión de materiales metálicos. Los tres principales tipos de procesos de soldadura por fusión son los siguientes:

1. Soldadura por gas.  
Soldadura con oxiacetileno (OAW)
2. Soldadura por arco eléctrico.  
Soldadura con electrodo revestido (SMAW)  
Soldadura por plasma (PAW)  
Soldadura por electrodo descubierto con protección de gas (GMAW)  
Soldadura con electrodo tubular y núcleo de fundente (FCAW)  
Soldadura con arco sumergido (SAW)
3. Soldadura con haz de alta energía.  
Soldadura con haz electrones  
Soldadura con haz láser

En este trabajo solo será considerado el proceso de soldadura por arco eléctrico con electrodo tubular y núcleo de fundente (FCAW), sin embargo, más información se puede encontrar en la siguiente bibliografía [78, 79, 80].

### 1.6.1 Naturaleza y temperatura del arco eléctrico.

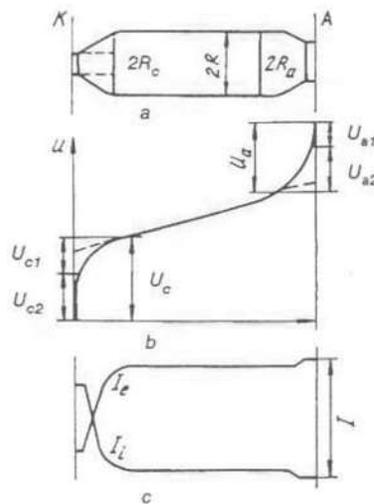
La soldadura por arco eléctrico son procesos de descargas estables independientes que consisten en el paso de corriente a través de un gas. La característica importante de este tipo de arco es la naturaleza cuasi-isotérmica de la columna positiva. El arco eléctrico es un arco corto, en el cual la longitud de la punta de la descarga eléctrica y las dimensiones transversales de la columna son cantidades del mismo orden de magnitud. En la mayoría de los casos, la corriente es igual a varios cientos de amperes y puede alcanzar los 1500-2000 A, o mayor. Como resultado de la corta longitud del arco y la elevada corriente, los voltajes en los arcos de soldadura usualmente cambian de 20 a 45 V. En la punta entre los electrodos, cuyo volumen es de tan solo fracciones de centímetro cúbico, la energía eléctrica con un poder de 2-30 kW es transformada en calor.<sup>81</sup> Consecuentemente, la aplicación de esta intensa fuente de calor produce que el metal ubicado en la zona de la junta funda, y por lo tanto se mezcle de forma directa, o por lo general, con la presencia de un metal de aporte

fundido (electrodo). Dependiendo del enfriamiento y los modos de solidificación, se obtiene una unión metalúrgica.

El arco eléctrico se forma entre la pieza a ser soldada y un electrodo, el cual se mueve manualmente o automáticamente a lo largo de la junta. El electrodo puede ser una varilla de carbono o tungsteno, el cual tiene la función de conducir la corriente a la pieza de trabajo y mantener el arco eléctrico, así como también puede aportar elementos de aleación.

Los arcos eléctricos de soldadura, como otros tipos de descargas estables independientes, están caracterizados por una elevada distribución no uniforme del potencial entre los electrodos. Estos arcos presentan un rango de variaciones del potencial causados por la carga espacial sin compensar (figura 1.44). En el cátodo, esta región se forma por la emisión de electrones e iones positivos que arriban a partir de la columna. En el ánodo, los saltos de potencial son asociados con electrones excedentes, debido a que los iones positivos son repulsados por el campo del ánodo y no penetran directo hacia su superficie. Debe mencionarse que está descripción simplificada no refleja el gran número de procesos que toman lugar en la vecindad de los electrodos, pero simplifica su examinación.

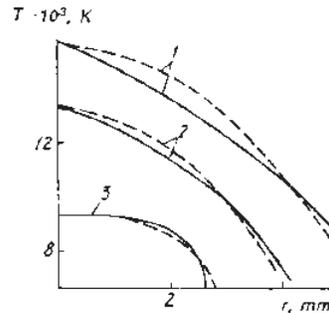
De acuerdo con la distribución de potencial en el arco se distinguen tres regiones: cátodo, ánodo y la columna del arco. El plasma de la columna es cuasi-isotérmica, pues en cualquier pequeña región la temperatura de todos los componentes del plasma son casi idénticas. Dentro de estas regiones, la distribución de velocidad de las partículas es del tipo Maxwelliano, la distribución de las partículas excitadas es del tipo Boltzmann y el equilibrio de ionización es determinado por la ecuación de Saha.



**Fig. 1.44 Distribución a lo largo de un arco asimétrico de: (a) diámetro del arco; (b) potencial; (c) corrientes del ion y electrones;  $U_{c1}$ ,  $U_{a1}$  y  $U_{c2}$ , y  $U_{a2}$  son gotas potenciales en áreas de la carga espacial y en constricción en el cátodo y ánodo;  $U_c$  y  $U_a$  son los goteos del voltaje total en la vecindad de los electrodos.**

La temperatura del arco eléctrico es uno de los factores más importantes que determinan los procesos físico-químicos y metalúrgicos durante la soldadura. El arco eléctrico de soldadura, caracterizado por una elevada corriente, también se encuentra caracterizado por una temperatura de plasma relativamente elevada ( $T \approx 10^4$  K). La

temperatura del arco depende de la corriente, composición del electrodo y otros factores. Un aumento en la distancia a partir del cátodo y una reducción de la corriente, provoca que la temperatura del arco y los gradientes  $dT/dr$  disminuyan, el radio de la columna del arco aumenta y la forma de la distribución radial de la temperatura varía de convexa a plana, como se puede apreciar en la figura 1.45<sup>82</sup>. Por lo tanto, un arco de soldadura corto está caracterizado mediante una forma convexa de la distribución de la temperatura radial.



**Fig. 1.45 Distribución de la temperatura radial a una distancia de 5 mm en un arco de 10 mm de longitud: 1)  $I_w = 300$  A; 2)  $I_w = 100$  A 3)  $I_w = 25$  A**

### 1.6.1 Soldadura de arco eléctrico con electrodo tubular y núcleo de fundente (FCAW).

En este proceso de soldadura, el calor se produce entre un electrodo continuo con núcleo de fundente y la pieza de trabajo. El núcleo de fundente, consiste en una funda metálica con un núcleo de diversos materiales pulverizados, que actúan como fundentes, desoxidantes, elementos de aleación, para generar gases y vapores de protección, y para producir escoria. El proceso FCAW tiene dos variaciones principales que difieren en su método de protección del arco y el charco de soldadura:

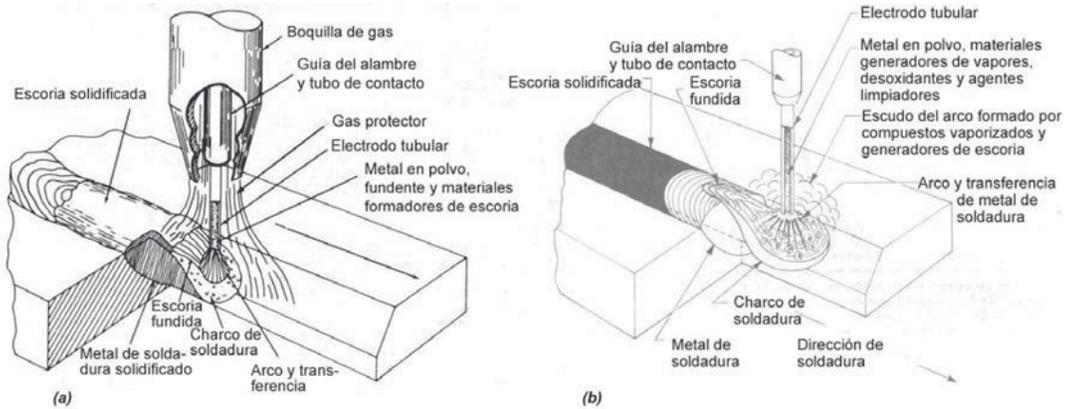
- *Autoprotección*, el metal fundido y el arco eléctrico se protegen mediante la descomposición y vaporización del núcleo de fundente en el calor del arco eléctrico. En la figura 1.46(a) se muestra un esquema del proceso FCAW autoprotegido.

La producción de  $CO_2$  y la introducción de agentes desoxidantes y desnitrurantes que proceden de ingredientes del fundente justo en la superficie de la pileta de soldadura explican por qué los electrodos con autoprotección pueden tolerar corrientes de aire más fuertes que los electrodos con escudo de gas. Es por esto que el proceso FCAW con autoprotección es el método preferido para trabajo en campo.

- *Escudo de gas*, utiliza un flujo de gas protector ( $CO_2$  ó  $CO_2 + Ar$ ) además de la acción del núcleo del fundente. En la figura 1.46(b) se muestra un esquema del proceso FCAW con escudo de gas.

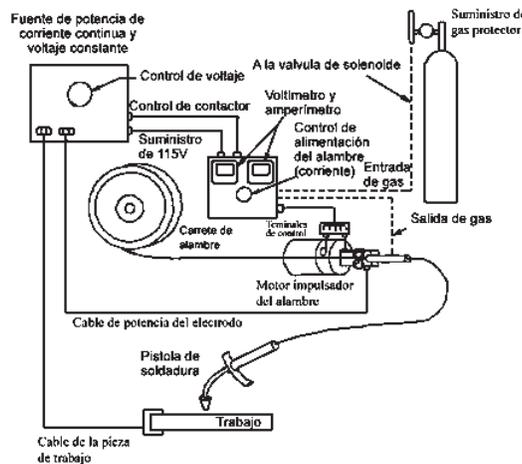
El gas protector (por lo regular dióxido de carbono o una mezcla de argón y dióxido de carbono) protege el metal fundido del oxígeno y el nitrógeno del aire al formar una envoltura alrededor del arco y sobre el charco de soldadura. Casi nunca es necesario desnitrificar el metal de soldadura porque el nitrógeno del aire queda prácticamente excluido. Es posible, empero, que se genere cierta cantidad de oxígeno por la disociación de  $CO_2$  para formar

monóxido de carbono y oxígeno. Las composiciones de los electrodos incluyen desoxidantes que se combinan con cantidades pequeñas de oxígeno en el escudo de gas.



**Fig. 1.46 Soldadura por arco con núcleo de fundente modo: a) con gas de protección y; b) autoprotegida.**

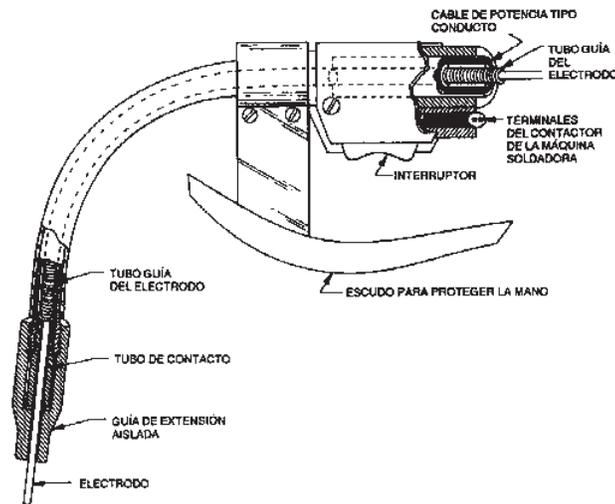
**Equipo.** El equipo básico para el proceso FCAW se muestra en la figura 1.47, dependiendo del tipo de electrodo podrá requerirse suministro de gas de protección y regulador. La fuente de potencia requerida es de corriente continua y voltaje constante, similar a las empleadas en el proceso GMAW. El electrodo continuo es suministrado al arco de soldadura mediante un sistema de control de alimentación, a una velocidad constante. La rapidez de alimentación del electrodo determina el amperaje de soldadura suministrado por la fuente de potencial. Si se modifica esta velocidad de alimentación, la máquina soldadora se ajustará automáticamente para mantener el voltaje de arco preestablecido. La velocidad de alimentación del electrodo se puede controlar por medios mecánicos o electrónicos.



**Fig. 1.47 Equipo requerido para el proceso FCAW.**

Una pieza importante del equipo de soldadura es la pistola, la cual establece un contacto interno con el electrodo a fin de conducir la corriente de soldadura, se acciona en

conjunto con el electrodo mediante un interruptor montado en la pistola. En la figura 1.48 se presenta una pistola de soldadura con sus características más importantes.



**Fig. 1.48 Pistola para soldadura semiautomática por arco con núcleo de fundente y autoprotección.**

**Metales base soldables.** La mayoría de los aceros que son soldables con los procesos SMAW, GMAW o SAW, también lo son empleando el proceso FCAW, como lo son; aceros al carbono estructurales y para recipientes a presión, aceros de baja aleación y alta resistencia mecánica, aceros aleados al cromo-molibdeno, al níquel, aceros inoxidable, entre otros.

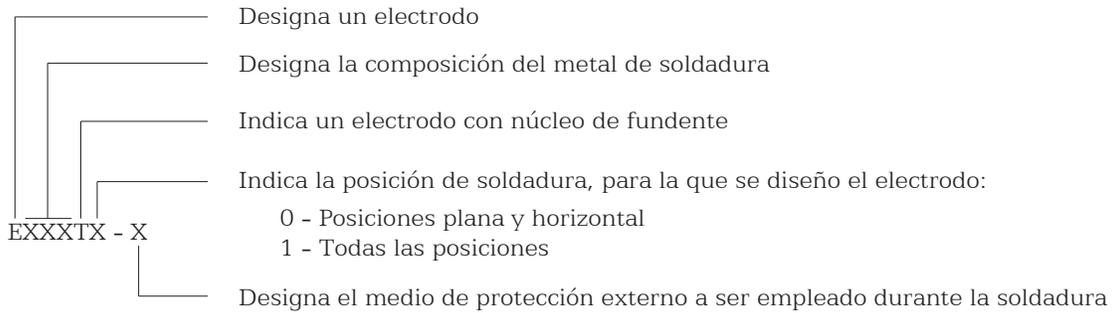
**Electrodos.** Los electrodos se producen en tamaños estándar con diámetros desde 1.2 hasta 4.0 mm (0.045 a 5/32 plg.), aunque puede haber tamaños especiales. El proceso de soldadura FCAW debe buena parte de su flexibilidad, a la amplia variedad de ingredientes que se pueden incluir en el núcleo del electrodo tubular, cuya composición varía de acuerdo a su clasificación y al fabricante.

La mayor parte de los electrodos con núcleo de fundente se fabrican haciendo pasar una tira de acero por una serie de rodillos que la moldean hasta que adquiere una sección transversal en forma de "U". La tira moldeada se rellena con una cantidad medida de material de núcleo (aleaciones y fundente) en forma granular y posteriormente se cierra mediante rodillos que la redondean y que comprimen con fuerza el material del núcleo. A continuación, el tubo redondo se hace pasar por troqueles o rodillos de estiramiento que reducen su diámetro y comprimen todavía más el núcleo. El proceso de estiramiento continúa hasta que el electrodo alcanza su tamaño final y luego se enrolla en carretes o en bobinas. También se usan otros métodos de fabricación.

Los elementos que se agregan al núcleo del fundente del electrodo suelen ser el aluminio, calcio, carbono, cromo, hierro, manganeso, molibdeno, níquel, potasio, silicio, sodio, titanio, zirconio y vanadio. Algunos actúan como desoxidantes, o desnitrificantes, proveen protección al arco de soldadura, forman escoria, estabilizan el arco de soldadura o mejoran las propiedades mecánicas.

### 1.6.2 Clasificación de los electrodos con núcleo de fundente para los aceros inoxidable.

**Electrodos de acero inoxidable.** Este tipo de electrodos se clasifica de acuerdo con la edición más reciente de ANSI/AWS A5.22 "Especificaciones para electrodos de acero al cromo y al cromo-níquel con núcleo de fundente, resistentes a la corrosión". En la figura 1.49 se puede apreciar esta clasificación, mientras que en la tabla 1.7 se da información relacionada con el medio de protección y polaridad.



**Fig. 1.49 Clasificación de electrodos para aceros inoxidables del proceso FCAW.**

**Tabla 1.7. Medio de protección y polaridad requerido para los electrodos de acero inoxidable para FCAW.**

Clasificación AWS <sup>a</sup>	Medio de protección externo	Polaridad
EXXXXTX - 1	CO <sub>2</sub>	DCEP
EXXXXTX - 3	Ninguna (autoprotectido)	DCEP
EXXXXTX - 4	75-80% Ar/resto CO <sub>2</sub>	DCEP
EXXXXTX - G	No especificado	No especificado

## 1.7 SEÑALES Y SU PROCESAMIENTO DIGITAL

Una *señal*, es definida como cualquier cantidad física que varía con el tiempo, espacio, o cualquier otra variable o variables independientes. Matemáticamente, una señal se describe como una función de una o más variables independientes. La generación de una señal esta asociada por lo regular con un *sistema* que responde a un estímulo o una fuerza. Un *sistema* también se puede definir como un aparato físico o software que realiza alguna operación a la señal. *Si la operación a la señal es lineal, el sistema se llama lineal.* Si la operación a la señal es no lineal, se dice que el sistema es no lineal. Tales operaciones son tituladas generalmente como *procesamiento de la señal*.<sup>83</sup>

El procesamiento digital de señales es un área de las ciencias y la ingeniería, que se ha desarrollado rápidamente durante los últimos 20 años. Este rápido desarrollo, no es más que resultado de los avances significativos en la tecnología de la computación y en la fabricación de los circuitos integrados.

Los sensores permiten la medición de diferentes señales, debido a que producen señales eléctricas con información añadida acerca de la medición. Los circuitos electrónicos procesan esas señales con la finalidad de extraer la información acerca de la medición. Es por esto, que los sensores son la base de los sistemas de medición.

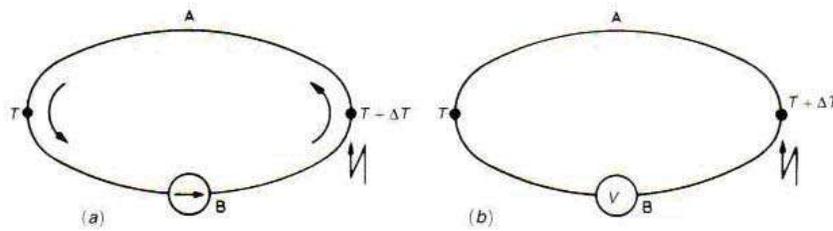
Existen seis diferentes tipos de señales, mecánica, térmica, magnética, eléctrica, química y radiactiva (corpúscular y electromagnética), y por ende existen una gran variedad de sensores, los cuales poseen diversas y muy variadas clasificaciones, atendiendo a diversos aspectos.<sup>84</sup>

Si consideramos la necesidad de una fuente de alimentación externa, los sensores se clasifican en modulados o auto-generadores. En los sensores modulados o activos, la mayor parte de la señal eléctrica de salida proviene de una fuente de poder auxiliar, mientras que en los sensores auto-generadores o pasivos, la señal eléctrica de salida proviene de la señal de entrada.

### 1.7.1 Sensores termoeléctricos: Termopares.

Los sensores termoeléctricos se basan en dos efectos reversibles (efecto Peltier y efecto Thomson), los que contrastan con el efecto irreversible Joule.

Sin embargo, históricamente fue Thomas J. Seebeck el primero en descubrir en 1822 que en un circuito de dos metales disímiles homogéneos A y B, al tener dos juntas a temperaturas diferentes surge una corriente eléctrica (fig. 1.50). Si el circuito está abierto, una fuerza electromotiva termoeléctrica (emf) aparece y depende solo de las temperaturas de los metales y las juntas. Un par de metales diferentes con una de sus juntas fija en un punto o zona como referencia, constituyen un termopar.



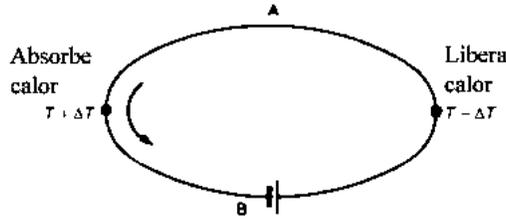
**Fig. 1.50 Efecto Seebeck en un termopar: (a) corriente o (b) una diferencia de potencial surge cuando existe una junta de dos metales con temperaturas diferentes.**

La relación entre la emf  $E_{AB}$  y la diferencia en temperaturas  $T$  entre ambas juntas determinan el coeficiente Seebeck  $S_{AB}$

$$S_{AB} = \frac{dE_{AB}}{dT} = S_A - S_B \dots\dots\dots (1.47)$$

Donde  $S_A$  y  $S_B$  son, respectivamente, el poder termoeléctrico absoluto para A y B. El coeficiente Seebeck  $S_{AB}$  por lo general no es constante pero depende de  $T$ , por lo general aumenta con la  $T$ . Es importante comprender que mientras el flujo de la corriente depende de las resistencias de los conductores, la emf no depende de la resistividad de la sección transversal de los conductores, o su gradiente de temperatura o distribución. La emf depende única y exclusivamente de la diferencia de temperaturas entre ambas juntas y en los metales, siempre que sean homogéneos. Esta emf se debe al efecto Peltier y Thomson.

**Efecto Peltier.** Nombrado en honor a Jean C. A. Peltier, quien lo descubrió en 1834, ocurre cuando fluye una corriente eléctrica a través de dos metales diferentes, lo que provoca su calentamiento o enfriamiento. Cuando la dirección de la corriente se revierte, así lo hace el flujo de calor (fig. 1.51).

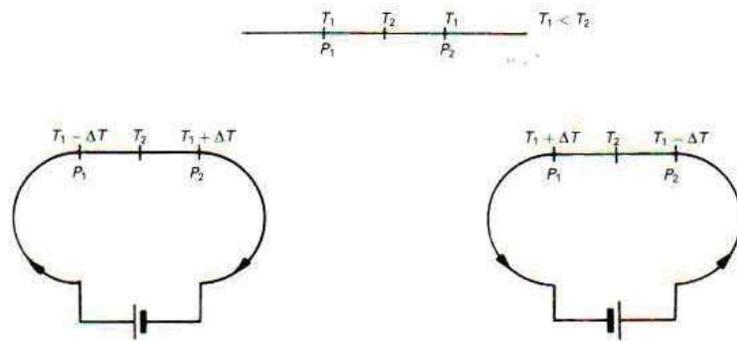


**Fig. 1.51 Efecto Peltier:** Cuando existe una corriente a lo largo del circuito de un termopar, una de las juntas se enfría mientras que la otra se calienta.

Este efecto es reversible y solo depende de la composición de la junta y la temperatura. Más aún, esta dependencia es lineal y se describe por medio del coeficiente Peltier  $\pi_{AB}$ , llamado también voltaje Peltier dado que sus unidades son los volts. El coeficiente Peltier  $\pi_{AB}$  se define como el calor generado en la junta entre A y B por cada unidad de flujo (carga positiva) de B a A; que es

$$dQ_P = \pm \pi_{AB} I dt \dots \dots \dots (1.48)$$

**Efecto Thomson.** Descubierta por William Thomson (conocido después como Lord Kelvin) en 1847-1854, consiste en la absorción o liberación de calor en un conductor homogéneo con una temperatura no homogénea cuando existe una corriente a lo largo de este, como se muestra en la figura 1.52. El calor liberado es proporcional a la corriente, y no a su cuadrado, y por lo tanto cambia su signo cuando la corriente se invierte.



**Fig. 1.52 Efecto Thomson:** Cuando existe una corriente a través de un conductor de temperatura no homogénea, el calor es absorbido o liberado.

El flujo de calor por unidad de volumen  $q$ , en un conductor de resistividad  $r$  con un gradiente longitudinal de temperatura  $dT/dx$ , a través del cual existe una densidad de corriente  $i$ , es

$$q = i^2 r - i \sigma \frac{dT}{dx} \dots \dots \dots (1.49)$$

donde  $\sigma$  es el coeficiente Thomson. El primer término de la derecha describe el irreversible efecto Joule, y el segundo término describe el efecto reversible Thomson.

Considerando nuevamente la figura 1.50a, si la corriente es lo suficiente pequeña para considerar despreciable el efecto Joule, solo se consideran los efectos reversibles. Luego la fuerza termoeléctrica resultante  $(dE_{AB}/dT)\Delta T$  debe igualar la energía térmica total convertida. En la figura 1.50a donde una junta esta a una temperatura  $T + \Delta T$  y la otra se encuentra a una temperatura  $T$ , el calor absorbido por la junta caliente es  $\pi_{AB}(T + \Delta T)$ , mientras que el calor liberado en la junta fría es  $-\pi_{AB}(T)$ . Debido el efecto Thomson, existe una cantidad de calor  $-\sigma_A \times \Delta T$  liberada a lo largo de A, mientras que existe una cantidad de calor  $\sigma_B \times \Delta T$  absorbida a lo largo de B. El balance de fuerzas es

$$\frac{dE_{AB}}{dT} \Delta T = \pi_{AB}(T + \Delta T) - \pi_{AB}(T) + (\sigma_B - \sigma_A) \times \Delta T \dots \dots \dots (1.50)$$

Dividiendo ambos lados por  $\Delta T$  y tomando limites cuando  $\Delta T$  tiende a cero, se tiene

$$\frac{dE_{AB}}{dT} = \frac{d\pi_{AB}}{dT} + \sigma_B - \sigma_A \dots \dots \dots (1.51)$$

Esta ecuación constituye el teorema básico de la termoelectricidad y demuestra que el efecto Seebeck resulta de los efectos Peltier y Thomson.

Las ecuaciones 1.47 a 1.51 permiten emplear a los termopares para la medición de la temperatura. Un circuito de un termopar con una junta a temperatura constante (junta de referencia) produce una emf que es función de la temperatura en la otra junta, la cual se llama junta de medición. Existen tablas donde se dan valores de voltaje para termopares determinados como función de la temperatura en la junta de medición, cuando la junta de referencia se mantiene a una temperatura constante de 0° C.

### 1.7.1.1 Limitaciones y ventajas.

La aplicación de los termopares para la medición de la temperatura esta sujeta a varias limitaciones. Primero, se debe seleccionar el tipo de termopar de tal forma que no se funda en su aplicación. Además, se debe estar seguro que el medio en el que se coloca, no ataca a ninguna de las juntas metálicas.

Segundo, la corriente a lo largo del circuito se debe mantener muy baja. De otra forma, dado que los efectos Peltier y Thomson son reversibles, la temperatura de los conductores y de las juntas podría diferir de la del medio, dado que el calor fluye hacia el circuito y a partir de este. Dependiendo de la intensidad de la corriente, incluso el efecto Joule podría ser considerado. Todo esto puede provocar errores en la medición.

Otra limitación es que una de las juntas debe mantenerse a una temperatura fija, si es que se quiere determinar la temperatura de la junta de medición. Inclusive, los conductores

deben mantenerse homogéneos, por lo que se debe tener precaución para prevenir cualquier esfuerzo mecánico o térmico durante la instalación y operación.

No obstante las limitaciones antes mencionadas, los termopares tiene muchas ventajas y son por mucho, los sensores que con más frecuencia se usan para medir temperaturas. Tienen un muy amplio rango de medición en su conjunto, de -270 °C a 3000 °C, y cada modelo particular tiene un rango muy amplio de medición. También poseen buena estabilidad por periodos largos de tiempo, y una alta confiabilidad. Sus pequeños tamaños producen una capacidad de respuesta rápida, sobre el orden de milisegundos. También son robustos, simples y fáciles de usar, y existen modelos de muy bajo costo disponibles para numerosas aplicaciones. También se pueden emplear largas conexiones de alambres.

### 1.7.1.2 Tipos de termopares.

Para el uso de materiales en la fabricación de termopares existen los siguientes requisitos comunes: (a) un coeficiente de temperatura de baja resistividad, (b) resistencia a ser oxidado a elevadas temperaturas y (c) una linealidad lo más alta posible.

En la tabla 1.8 se dan las características de ciertos termopares comunes y su designación ANSI. Tipo C y N se encuentran estandarizados por ANSI. Los termopares tipo J son versátiles y tienen bajo costo, resisten ambientes oxidantes y reductores. Usualmente se emplean en hornos abiertos a la atmósfera. Los termopares tipo K se emplean en ambientes no reductores y, su rango de medición es mejor que el de los tipos E, J, y T en ambientes oxidantes. Los termopares tipo T son resistentes a la corrosión, por lo que son útiles en ambientes de alta humedad. Los termopares tipo E tienen la más alta sensibilidad, y soportan la corrosión en ambientes oxidantes por debajo de 0°C. Los termopares tipo N resisten la oxidación y son estables a elevadas temperaturas. Los termopares basados en metales nobles (tipo B, R y S) son los más resistentes a la oxidación y la corrosión.

Tabla 1.8 Características de algunos termopares comunes.

Designación ANSI	Composición	Rango de uso	Salida (mV) Rango completo	Error (°C)
B	Pt(6%)/rodio-Pt(30%)/rodio	38 °C a 1800 °C	13.6	-
C	W(5%)/rhenium - W-(26%)/rhenium	0°C a 2300°C	37.0	-
E	Chromel-Constantan	0°C a 982°C	75.0	±1.0
J	Hierro-Constantan	184°C a 760°C	43.0	±2.2
K	Chromel-Alumel	-184°C a 1260°C	56.0	±2.2
N	Nicrosil(Ni-Cr-Si) - Nisil(Ni-Si-Mg)	-270°C a 1300°C	51.8	-
R	Pt(13%)/rodio - Pt	0°C a 1593°C	18.7	±1.5
S	Pt(10%)/rodio - Pt	0°C a 1538°C	16.0	±1.5
T	Copper - Constantan	-184°C a 400°C	26.0	±1.0

Tablas estándar proporcionan el voltaje de salida correspondiente a diferentes temperaturas cuando la junta de referencia se encuentra en 0.00 °C.

### 1.7.2 Sensores electromagnéticos: Sensor de efecto Hall.

El efecto Hall consiste en la generación de una diferencia de potencial eléctrico a lo largo de un conductor o semiconductor por el que fluye una corriente eléctrica cuando se

aplica un campo magnético perpendicular al flujo de corriente. Edwin H. Hall descubrió este efecto en el oro en 1879. En la figura 1.53 se presenta el efecto Hall.

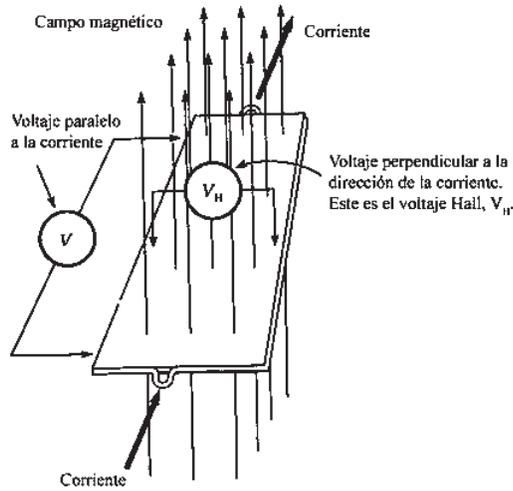


Fig. 1.53 Efecto Hall.

El voltaje Hall  $V_H$  generado depende del espesor  $t$  del material, la corriente primaria  $I$ , del campo magnético aplicado  $B$ , y de las propiedades eléctricas del material (densidad de carga y movilidad de los conductores). Esta dependencia queda descrita mediante el coeficiente Hall  $A_H$

$$A_H = \frac{V_H t}{IB} \dots \dots \dots (1.52)$$

el cual muestra que mientras más delgado es el elemento, más grande el voltaje para un material dado, pero también la resistencia del elemento es mayor.

La aplicación de este principio para la medición de cantidades físicas se vuelve muy simple siempre que dichas magnitudes produzcan un cambio en el flujo magnético. Sin embargo la ecuación 1.52, describe un comportamiento ideal. En la práctica el voltaje Hall depende de otros factores, como la presión mecánica  $p$  y la temperatura  $T$ . La presión mecánica es un factor a ser considerado principalmente por el fabricante del sensor, no es de gran interés para el usuario.

La temperatura en cambio, tiene una doble influencia. Por un lado, afecta la resistencia eléctrica del elemento, de tal forma que si un voltaje constante es alimentado, entonces la corriente  $I$  cambia con la temperatura, y esto cambiara el voltaje de salida  $V_H$ . Por lo tanto, es mejor alimentar un corriente constante que un voltaje constante. Por otro lado, la temperatura afecta la movilidad de la mayoría de los conductores, así como también la sensibilidad.

Otra limitación para aplicaciones de precisión es la presencia de un voltaje remanente, o sea que aún ante la ausencia de cualquier campo magnético existe un voltaje de salida. Este voltaje remanente se debe a inexactitudes físicas e irregularidades del material, y puede ser tan grande como 100mV para un voltaje de alimentación de 12V<sup>85</sup>.

Comparado con otros sensores de campo magnético, los elementos Hall tienen la ventaja de producir un voltaje de salida que es independiente de la velocidad de variación del campo detectado. También los sensores de efecto Hall tienen la ventaja de ser insensitivos a algunas condiciones ambientales (aire, humedad, vibraciones) y de tener características constantes en el tiempo, en comparación con sensores ópticos.

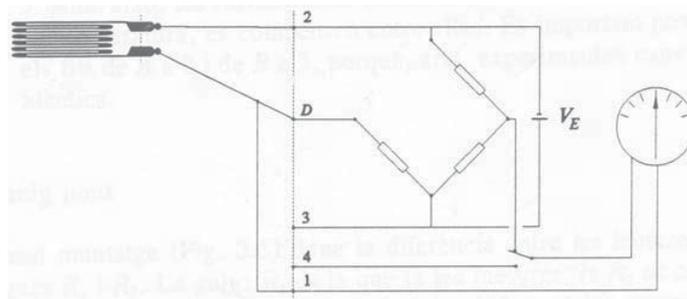
Los sensores de efecto Hall están basados en semiconductores en lugar de metales, debido a que su conductividad es más pequeña y producen un voltaje Hall más elevado. Algunos de los materiales usados por en los sensores de efecto Hall son InSb, InAs, Ge, GaAs, y Si.

### 1.7.3 Galgas extensométricas o de deformación.

El principio de resistencia eléctrica sobre el cual están basadas las galgas de deformación fue descubierto en 1856 por Lord Kelvin, quien al someter a tensión alambres de cobre y hierro se dio cuenta que su resistencia incrementaba con la deformación aplicada al alambre. Además, él observó que los alambres de hierro mostraban un mayor aumento en resistencia que los alambres de cobre cuando ambos eran sometidos a la misma deformación. Finalmente Lord Kelvin empleó un puente de Wheatstone para medir el cambio en resistencia.<sup>86</sup>

En este experimento ya clásico él estableció tres factores vitales, los cuales han ayudado grandemente al desarrollo de las galgas de deformación del tipo de resistencia eléctrica.

1. La resistencia del alambre cambia en función de la deformación.
2. Materiales diferentes tienen sensibilidades diferentes.
3. El puente de Wheatstone puede ser usado para medir los cambios de resistencia con exactitud, en la figura 1.54.



**Fig. 1.54 Configuración típica de un cuarto de puente de Wheatstone.**

Las galgas extensométricas pueden ser empleadas a temperaturas elevadas, tanto para análisis estático, como dinámico. Sin embargo, las mediciones requieren de muchos cuidados especiales, los cuales dependen principalmente de la temperatura y tiempos de análisis. En elevadas temperaturas, la resistencia de la galga es una función no solo de las deformaciones, sino también de la temperatura y el tiempo.

Idealmente una galga de deformación colocada en una pieza a ensayar solo debería responder a las deformaciones aplicadas a la pieza, y no debería verse afectada por otras variables en el medio ambiente. Desafortunadamente, en la realidad esto no se cumple. La resistencia eléctrica de la galga de deformación varía no solo con la deformación, sino con la temperatura también. Además, la relación entre la deformación y el cambio en resistencia (factor de galga), también varía con la temperatura.

### 1.7.3.1 Factor de Sensibilidad a la deformación

Cuando un conductor se tensa en una dirección, su longitud cambia, y si no se encuentra restringido lateralmente, el área de su sección transversal también cambiara (efecto Poisson). Además la resistividad específica del material también cambiará. Estas tres influencias, el cambio en longitud, el cambio en el área de la sección transversal y el cambio en su resistividad específica, se combinan para producir un cambio en la resistencia eléctrica del conductor. La cantidad del cambio en resistencia eléctrica, en relación con el cambio en longitud del conductor es la sensibilidad a la deformación del material del conductor. Esta relación se expresa como un factor adimensional y recibe el nombre de factor de sensibilidad a la deformación.

Una lista de algunas aleaciones metálicas comúnmente empleadas en galgas extensométricas comerciales, junto con su sensibilidad se presenta en la tabla 1.12. Debe mencionarse que la sensibilidad depende de cada aleación en particular. Inclusive, los valores asignados en la tabla 1.9, no son necesariamente constantes. El valor de la sensibilidad,  $S_A$  dependerá de la cantidad de trabajo en frío impartida al conductor durante su fabricación, de las impurezas de la aleación, y del rango de deformación sobre el cual se realizó la medición de  $S_A$ .

Tabla 1.9. Sensibilidad a la deformación  $S_A$  para aleaciones comunes de galgas extensométricas.

Material	Composición, %	$S_A$
<i>Advance o Constantan</i>	45 Ni, 55 Cu	2.1
<i>Nichrome V</i>	80 Ni, 20 Cr	2.1
<i>Isoelastic</i>	36 Ni, 8 Cr, 0.5 Mo, 55.5 Fe	3.6
<i>Karma</i>	74 Ni, 20 Cr, 3 Al, 3 Fe	2.0
<i>Armour D</i>	70 Fe, 20 Cr, 10 Al	2.0
<i>Platino Tungsteno</i>	92 Pt, 8 W	4.0

### 1.7.3.2 Aplicaciones para elevadas temperaturas.

Galgas extensométricas del tipo resistivo pueden ser empleadas en temperaturas elevadas, tanto para análisis estáticos como dinámicos. Sin embargo, las mediciones requieren de tomar precauciones especiales, las cuales dependen principalmente de la temperatura y del tiempo de observación.

Las mediciones con galgas extensométricas a elevadas temperaturas requieren de galgas especiales y técnicas especiales para pegarlas y monitorear la señal de la galga de deformación. En estas temperaturas elevadas, los materiales polímeros no pueden ser utilizados. La galga debe ser montada a la pieza con cementos cerámicos.

El principal problema para el uso de las galgas extensométricas en temperaturas elevadas es el cambio en la resistencia eléctrica de la galga producido por la temperatura,

comúnmente llamado salida térmica y el cambio en el factor de la galga debido también a la temperatura.

### 1.7.3.3 Salida térmica

La salida térmica es causada por dos efectos concurrentes y algebraicamente aditivos. Primero, la resistividad eléctrica del mallado conductor de la galga es en alguna medida dependiente de la temperatura, y como resultado, la resistencia de la galga varía con la temperatura. La segunda contribución a la salida térmica se asocia con una diferencia en los coeficientes de expansión térmica entre el mallado conductor y la pieza a probar o el material del sustrato en el cual esta pegada la galga. Con el cambio de temperatura, el sustrato se expande o se contrae; y debido a que la galga esta firmemente pegada al sustrato, la galga se ve forzada a experimentar la misma expansión o contracción.

Cada uno de los dos cambios en resistencia inducidos por la temperatura puede ser positivo o negativo en signo con respecto al cambio de temperatura, y salida térmica neta es la suma algebraica de estas. Así, expresados en términos de unidades de cambio de resistencia, la salida térmica es:

$$\left(\frac{\Delta R}{R_o}\right) = \left[ \beta_G + F_G \left( \frac{1 + K_t}{1 - \nu_o K_t} \right) (\alpha_s - \alpha_G) \right] \Delta T \dots\dots\dots (1.53)$$

donde:

- $\left(\frac{\Delta R}{R_o}\right)$  = Unidad de cambio en resistencia a partir de la resistencia de referencia,  $R_o$ , debido a la salida térmica.
- $\beta_G$  = Coeficiente térmico de resistencia del mallado conductor.
- $F_G$  = Factor de galga.
- $K_t$  = Sensibilidad transversal de la galga.
- $\nu_o$  = Relación de Poisson (0.285) del material estándar empleado en la calibración de la galga para su factor de galga.
- $(\alpha_s - \alpha_G)$  = Diferencia de los coeficientes térmicos entre el sustrato y el mallado, respectivamente.
- $\Delta T$  = Cambio en temperatura, a partir de una temperatura de referencia inicial.

El factor de corrección para la sensibilidad transversal  $((1 + K_t) / (1 - \nu_o K_t))$  se incluye en la ecuación 1.54, por el hecho de que la deformación en el mallado de la galga debida a la diferencia en expansión térmica es igualmente biaxial, mientras que el factor de galga,  $F_G$ , se refiere a la sensibilidad en deformación como se calibró en un estado de esfuerzo uniaxial, con una relación principal de deformación de  $1/(-0.285)$ .

No se debe asumir a partir de la forma de la ecuación 1.53, que la salida térmica es lineal con respecto al cambio de temperatura. La ecuación demuestra que la salida térmica depende no solo de la naturaleza de la galga de deformación, sino también del material en el cual esta pegada la galga. Debido a esto, los datos de salida térmica son significativos solo cuando son referidos a un tipo particular de galga de deformación, pegada a un sustrato de material especificado.

Por conveniencia, en la corrección de los datos de deformación por cambios en la resistencia inducidos por la temperatura, la salida térmica de la galga es usualmente

expresada en unidades de deformación. Así, dividiendo la ecuación (1.53) por el factor de galga ajustado en la instrumentación:

$$\varepsilon_{T/O} = \frac{\left(\frac{\Delta R}{R_0}\right)_{T/O}}{F_I} = \frac{\left[\beta_G + F_G \left(\frac{1+K_t}{1-\nu_0 K_t}\right)(\alpha_S - \alpha_G)\right]}{F_I} \dots\dots\dots (1.54)$$

donde:

$\varepsilon_{T/O}$  = Salida térmica en unidades de deformación

Cuando se miden deformaciones producidas por un esfuerzo en temperaturas diferentes de la inicial, cuando se realizó la calibración, la salida térmica de la ecuación 1.54 se superpone a la salida de la galga debido a la deformación mecánica, provocando que la medición se encuentre en un error.

#### 1.7.4 Adquisición de señales en tiempo real: Tarjetas DAQ.

Muchas de las señales de interés para el campo de la metalurgia de procesos (soldadura, fundición, extrusión, forja, etc.) son análogas. Para procesar dichas señales análogas mediante medios digitales, es necesario convertirlas primero a digitales, esto es, convertirlas a una secuencia de números que tiene una precisión finita. Este procedimiento se llama conversión análoga a digital (conversión A/D), y los aparatos que realizan esta función se llaman convertidores A/D (ADCs).

Conceptualmente, la conversión A/D es un proceso de tres etapas.

1. Muestreo. Consiste en la conversión de una señal continua en el tiempo, en una señal discreta con el tiempo, la cual se obtiene al tomar "muestras" de la señal continua en el tiempo en intervalos discretos del tiempo. De tal forma, si  $x_a(t)$  es la entrada al muestreador, la salida es  $x_a(nT) \equiv x(n)$ , donde  $T$  recibe el nombre de intervalo de muestra.
2. Cuantización. Consiste en la conversión de una señal de valor continuo discreta en el tiempo, en una señal de tiempo discreto y valor discreto (digital). El valor de cada señal muestreada esta representado por un valor seleccionado de un conjunto finito de valores posibles. La diferencia entre la muestra sin cuantizar  $x_n$  y la salida cuantizada  $x_q$  es llamado el error de cuantización.
3. Código. En el proceso de codificar, cada valor discreto  $x_q(n)$  esta representado por una secuencia binaria de bit-b.

En muchos casos de interés práctico, es deseable convertir la señal digital procesada a su forma análoga, este proceso es conocido como conversión digital a análoga (conversión D/A). En principio la señal análoga puede ser reconstruida de las muestras, siempre y cuando la velocidad de muestreo es suficientemente alta para evitar generar un "aliasing". Un "aliasing", es una señal generada por una velocidad de muestreo incorrecto.

Existen muchas maneras de muestrear una señal análoga, pero la más empleada en la práctica es la periódica o la uniforme. Esta se describe por la relación

$$x(n) = x_a(nT), \quad -\infty < n < \infty \quad \dots \dots \dots (1.47)$$

donde  $x(n)$  es la señal discreta en el tiempo obtenida por el "muestreo" de la señal análoga  $x_a(t)$  cada  $T$  segundos. El intervalo de tiempo  $T$  entre muestras sucesivas se llama periodo de muestreo o intervalo de muestreo y su recíproco  $1/T = F_s$  se llama velocidad de muestreo (muestras por segundo) o la frecuencia de muestreo (hertz).

Cuando la velocidad de muestreo no es seleccionada adecuadamente se puede generar una señal "aliasing", ósea una señal errónea. Para evitar esto es necesario emplear el teorema de muestreo. El cual menciona que: "Si la frecuencia mayor contenida en una señal análoga  $x_a(t)$  es  $F_{max} = B$  y la señal es muestreada a una velocidad de  $F_s > 2F_{max}$ , entonces la señal  $x_a(t)$  puede ser exactamente recuperada de los valores muestreados mediante funciones de interpolación. A la velocidad de muestreo  $F_N = 2B = 2F_{max}$  se le llama velocidad Nyquist.

## CAPITULO 2. MATERIALES Y DESARROLLO EXPERIMENTAL

### 2.1 METAL BASE Y METAL DE SOLDADURA

Como metal base se utilizó una placa de ½ pulgada de espesor de acero inoxidable austenítico, especificación AISI 304L, y como metal de soldadura se utilizó un electrodo tubular de 1/16 plg. de diámetro, especificación AWS A5.22 tipo E309L. Las composiciones químicas del metal base y del metal de aporte se presentan en la tabla 2.1 y 2.2, respectivamente. En la figura 2.1 se muestra el estado microestructural del acero inoxidable AISI 304L antes de su posterior procesamiento, el cual consta de austenita con pequeñas vetas de ferrita alineadas de forma paralela.

Tabla 2.1. Composición química de acero AISI 304L

<i>AISI 304L / ASTM A240 (% en peso)</i>							
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N
0.030	0.75	2.00	0.045	0.030	18.00 – 20.00	8.00 – 12.00	0.10

Tabla 2.2. Composición química de electrodo E309L

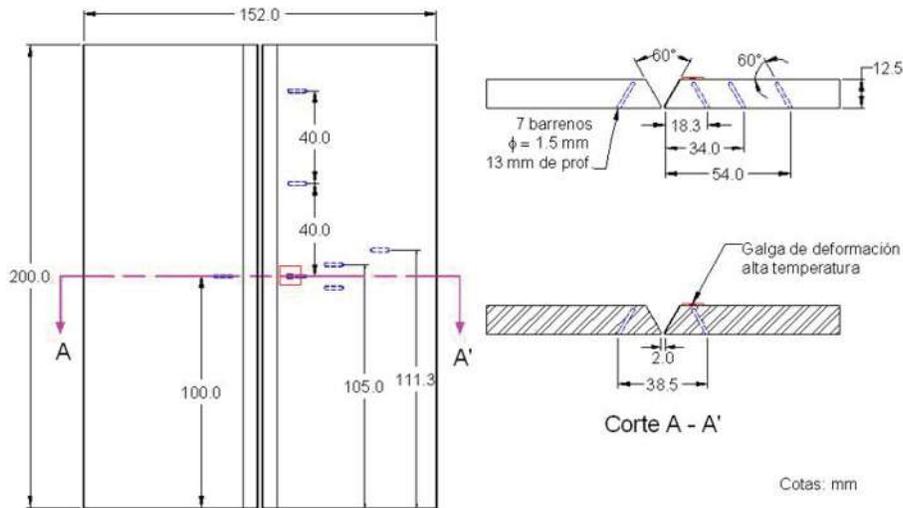
<i>AWS E309LTo-4(1) (% en peso)</i>						
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
0.04	1.0	0.5 – 2.5	0.04	0.03	22.0 – 25.0	12.0 – 14.0



Fig. 2.1 Microestructura austenítica con pequeñas vetas de ferrita de la sección transversal de la placa de acero inoxidable AISI 304L utilizada.

### 2.2 PROBETAS DE SOLDADURA

El metal base fue procesado para fabricar 3 juegos idénticos de probeta de soldadura con preparación de junta en "V", la configuración geométrica y dimensional de la probeta se presenta en la figura 2.2. Cabe destacar que la probeta se manufacturó considerando realizar 7 mediciones de temperatura con termopares en diferentes zonas de la misma a una misma profundidad, para lo cual se barrenaron orificios mediante una broca con diámetro de 1/16 plg., los barrenos se realizaron con un ángulo de inclinación de 60°.



**Fig. 2.2. Probetas de acero inoxidable AISI 304L.**

La distribución de los termopares fue seleccionada atendiendo trabajos similares y procurando evitar que el orificio de un termopar afectara la medición de otro termopar<sup>87</sup>. En las diferentes etapas del proceso de maquinado de las probetas se utilizaron diferentes máquinas – herramientas, entre las que podemos mencionar la segueta mecánica, el cepillo y la fresa, entre otras. Las máquinas-herramientas fueron operadas con velocidades de corte y avance recomendadas para el maquinado de los aceros inoxidables austeníticos, en algunos casos fue necesario utilizar líquidos de corte para facilitar el maquinado y evitar el calentamiento excesivo de la pieza. En la figura 2.3 se presenta una imagen con algunos detalles del procedimiento de maquinado.



**Fig. 2.3. Maquinado de las probetas de acero inoxidable.**

### 2.3 SISTEMA DE ADQUISICIÓN DE DATOS: TEMPERATURA, CORRIENTE Y DEFORMACION.

Está reportado que los esfuerzos residuales generados en los procesos de soldadura por arco eléctrico son el resultado directo de los procesos de contracción impedidos durante el enfriamiento de la soldadura, velocidades de enfriamiento rápidas y transformaciones de fase no homogéneas<sup>63,64</sup>. Si se analizan estos procesos, resulta que se encuentran en estrecha relación con la distribución de temperaturas en la probeta, y los valores de aporte térmico y deformación a los que se somete el material al soldar, es por esto que se determinó medir y registrar para su posterior análisis los valores de temperatura en diferentes puntos de la

probeta de acero AISI 304L durante su unión por soldadura y enfriamiento posterior, los valores de corriente del proceso de soldadura empleado y finalmente, las deformaciones en la ZAT de la probeta.

Para realizar lo anterior se diseñó un sistema de adquisición de datos, el cual se integró empleado diversos sensores (termopares, medidor de corriente y galgas extensométricas de deformación para altas temperaturas), tarjetas de adquisición de datos con interfaces PCI y USB (con y sin acondicionamiento de la señal), y un equipo de cómputo, como principales dispositivos del sistema.

Para evitar o reducir al máximo el ruido en la señales muestreadas, ocasionado principalmente por la fuente de potencia durante la soldadura, se fabricó una jaula de Faraday realizada con láminas de aluminio de calibre 26 AWG remachadas a una estructura móvil construida con diferentes perfiles comerciales de acero. A excepción de los sensores, los cuales eran posicionados en sus diferentes puntos de medición respectivos como se aprecia en la figura 2.4, el resto los dispositivos del sistema de adquisición de datos (computadora, tarjetas DAQ, medidor de microdeformaciones, cables, etc..) fueron colocados dentro de la jaula de Faraday, para posteriormente realizar las conexiones entre sí y configurarlos para su funcionamiento.

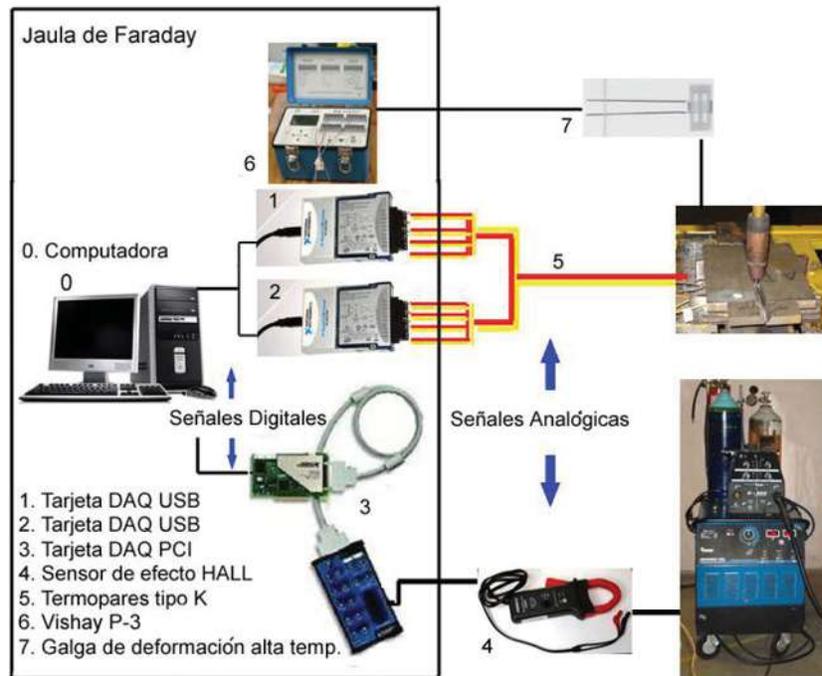


Fig. 2.4 Dispositivos del sistema adquisición de datos y puntos de medición.

### 2.3.1 Medición de temperatura.

Para la medición de la temperatura se emplearon como sensores termopares tipo "K", fabricados con alambre de cromel y alumel calibre 24 AWG con una longitud de 1 metro por alambre. Los alambres de los termopares eran unidos por un extremo mediante la conexión "cola de puerco", para posteriormente efectuar la unión miscible mediante el proceso de

soldadura con oxy-acetileno (OFW, clasificación AWS) en el mismo extremo. Todos los alambres de cromel y alumel fueron aislados utilizando manguitos de fibra de vidrio. En la tabla 2.3 se presentan algunas de las características más importantes de los termopares tipo “K” utilizados.

Tabla 2.3. Características del termopar tipo “K” utilizado para medir la temperatura de la probeta durante su soldadura y posterior enfriamiento.

Aleación		Calibre de alambre	Diámetro del alambre	Longitud por alambre	Resistencia del alambre	Rango de Medición
Alambre +	Alambre -					
Cromel (Ni-Cr)	Alumel (Ni-Al) <sup>(a)</sup>	24 AWG	0.51 mm	1 m	1.49 $\Omega/\text{ft}^2$ a 20°C	-270 a 871 °C <sup>(b)</sup>

<sup>(a)</sup> Magnético  
<sup>(b)</sup> La temperatura máxima esta limitada por el calibre del alambre.

La temperatura de las probetas de acero inoxidable AISI 304L fue medida en siete puntos de medición, para lo cual se dispusieron del mismo número de orificios barrenados en la probeta como ya se menciona. Todos los termopares fueron colocados a una misma profundidad de 11 mm desde la superficie inferior en cada una de las probetas como se aprecia en la figura 2.2. La posición precisa de los termopares respecto al ancho y largo de la probeta se presenta en la figura 2.5.

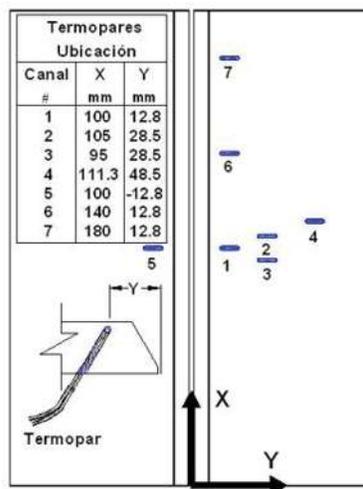


Fig. 2.5. Ubicación de los termopares en la probeta.

Para la digitalización de las señales de los siete termopares tipo “K” se utilizaron dos tarjetas de adquisición de datos (tarjetas DAQ) de igual modelo de la marca National Instruments®, de uso exclusivo para la medición de la temperatura. Las tarjetas DAQ utilizadas pueden funcionar con termopares tipo J, K, R, S, T, N, E y B, ya que poseen el acondicionamiento requerido para estos termopares. En la tabla 2.4 se presentan las características principales de las tarjetas DAQ para la digitalización de la señal de la temperatura.

Ambas tarjetas DAQ fueron conectadas vía USB a un equipo de computo, por medio del cual se configuraron para realizar la adquisición de la señal de forma continua en el

tiempo a una velocidad de tres muestras por segundo, mediante un programa de computo desarrollado en el software Labview®.

Tabla 2.4 Características principales de la tarjeta DAQ para temperatura.

Fabricante	Modelo	No. de Canales	Resolución	Rango de entrada	Velocidad de muestreo máxima
National Instruments®	USB-9211A	4 termopares	24 bits	±80 mV	3 S/s <sup>(a)</sup>

<sup>(a)</sup> S/s = muestras por segundo

### 2.3.2 Medición de corriente.

Para la medición de la corriente de soldadura se adquirió un medidor de efecto Hall, más conocido como amperímetro de gancho. Es importante mencionar que no todos los amperímetros de gancho comerciales poseen una salida análoga que les permita conectarse a una tarjeta DAQ para digitalizar la señal, pues la mayoría solo cuenta con un "display". Esta es una característica importante, de la que sí disponía el medidor de corriente seleccionado. En la tabla 2.5 se presentan otras de las características principales del medidor de corriente de efecto Hall. El cual se colocaba alrededor del cable de la pieza de trabajo de la fuente de potencia para la medición de la corriente. En la figura 2.6 se puede apreciar la ubicación del amperímetro de gancho, así como otros elementos del sistema de adquisición de datos.

Tabla 2.5 Características del medidor de corriente.

Fabricante	Modelo	Rango de Medición, DC <sup>(a)</sup>	Señal de Salida
Omega®	HHM72	0.4 a 60 A / 0.5 a 600 A	10 mV/A / 1 mV/A

<sup>(a)</sup> DC = Corriente directa, aunque también puede medir corriente alterna, (AC).



Fig. 2.6 Ubicación del medidor de corriente.

Para la digitalización de la señal del amperímetro de gancho se utilizó una tarjeta DAQ multi-funcional de la marca National Instruments®. No fue requerido un sistema para el acondicionamiento de la señal de salida del sensor, pues en este caso el medidor de corriente posee una salida en mili-Volts dentro del rango de entrada de la tarjeta DAQ multi-funcional. Además, la señal del sensor esta en relación directa con la señal muestreada, ya que cada mili-Volt de salida del amperímetro de gancho corresponde a un Amper de corriente medido, en este caso de la fuente de potencia. En la tabla 2.6 se presentan las características principales de la tarjeta DAQ para la digitalización de la señal de corriente.

La tarjeta DAQ multi-funcional se conectó vía PCI al mismo equipo de cómputo que las tarjetas DAQ para temperatura y se configuró mediante el mismo programa desarrollado en Labview® para realizar la adquisición de la señal de corriente en forma continua con el tiempo a una velocidad de 100 muestras por segundo.

Tabla 2.6 Características principales de la tarjeta DAQ para la corriente.

Fabricante	Modelo	No. de Canales	Resolución	Rango de entrada	Velocidad de muestreo Máxima
National Instruments®	PCI-6034E	8 diferenciales	16 bits	$\pm 10V/\pm 5V/\pm 500\text{ mV}/\pm 50\text{mV}$	200 kS/s <sup>(a)</sup>

<sup>(a)</sup> kS/s = kilo-muestras por segundo

### 2.3.3 Medición de deformación.

Para la medición de las deformaciones ocurridas en la probeta durante el proceso de soldeo, se utilizó una galga extensométrica de alta temperatura pegada previamente a la superficie de la probeta, mediante un adhesivo cerámico a base de sílice. La galga extensométrica fue fijada sobre la superficie de la probeta de acero inoxidable AISI 304L, exactamente sobre la posición del termopar del canal 1 para la medición de la temperatura. Es importante mencionar que a diferencia de la temperatura y la corriente, las cuales fueron medidas y digitalizadas en la soldadura de todas las probetas, la medición de la corriente solo se realizó en la soldadura de la última probeta, ya que este tipo de galga no es comercial en el país, más aún según datos del fabricante nunca antes se había utilizado en México, por lo cual resultó muy difícil de adquirir. Las características principales de la galga extensométrica y el cerámico se presentan en las tablas 2.7 y 2.8, respectivamente.

Tabla 2.7 Características de la galga extensométrica para elevadas temperaturas.

Fabricante	Aleación del mallado	Dimensiones del mallado	Resistencia	Factor de galga	Rango de temperatura de medición
Vishay®	Kanthal <sup>(a)</sup>	1.57 x 1.93 mm	120 $\Omega$	2.8	Criogénico – 1150°C

<sup>(a)</sup> Aleación 72Fe 22.5Cr 5.5Al

Tabla 2.8 Características del cemento cerámico.

Fabricante	Producto	Rango de temperatura	Composición del Cemento H
Vishay®	Cemento H	-269°C – 870°C	Silice 13.4-22.3 % H <sub>3</sub> PO <sub>4</sub> 5.4-9.2 % Alumina 2.3-6.7 % CrO <sub>3</sub> <2.3 % Compuesto Cr VI soluble en agua <1.3 % Compuesto Cr III 0.3-2.0 %

Para la fijación de la galga extensométrica para altas temperaturas con la pieza de acero inoxidable AISI 304L se elaboró un procedimiento con base a las especificaciones del fabricante, el cual se incluye en los anexos de esta tesis. En la figura 2.7 se presentan algunas imágenes del procedimiento de pegado de la galga extensométrica, el cual en forma resumida comprende los siguientes pasos:

1. Aplicación de capa base de cemento H sobre la probeta de acero inoxidable AISI 304L.

2. Colocación de la galga extensométrica sobre la capa base mediante cemento H.
3. Soldadura de los alambres conductores a la salida de la galga extensométrica.
4. Recubrimiento de alambres conductores y conexiones con cemento H.



**Fig. 2.7. Detalles del procedimiento de fijación de la galga de alta temperatura.**

Dentro de las fases del procedimiento antes mencionado es necesario realizar cuatro ciclos térmicos de baja temperatura para curar al cemento H, ya que en cada uno de los pasos del procedimiento de pegado de la galga se utiliza este cemento. En la tabla 2.8 se presentan las variables de los ciclos térmicos, mientras que en la figura 2.8 se muestran las graficas reales de dichos ciclos térmicos para el horno y la pieza.

Las graficas de los ciclos térmicos del curado del cemento H fueron generadas mediante la medición de la temperatura con termopares tipo "K" en la cámara del horno y en el interior de la pieza de acero inoxidable AISI 304L a una profundidad de 1.5 mm desde la superficie la pieza con el cerámico (canal 1, vea fig. 2.5). Las señales de los termopares tipo "K" fueron digitalizadas mediante una tarjeta DAQ cuyas características se mencionan en la tabla 2.5.

**Tabla 2.9. Resumen de los ciclos térmicos realizados durante el pegado de la galga de alta temperatura.**

No. de Ciclo	Descripción	Tipo	Escalón	Temperatura, °C	Tiempo, min.	Calentamiento, %C
1 <sup>(a)</sup>	Capa base	Escalonado	1	100	60	3
			2	183	60	3
2 <sup>(a)</sup>	Galga con cinta	Escalonado	1	100	60	3
			2	183	60	3
3 <sup>(a)</sup>	Galga sin cinta	Escalonado	1	100	60	3
			2	183	60	3
4 <sup>(b)</sup>	Curado final	Escalonado	1	100	60	3
			2	183	60	3
			3	320	60	3

<sup>(a)</sup> Vea figura 5.7a

<sup>(b)</sup> Vea figura 5.7b

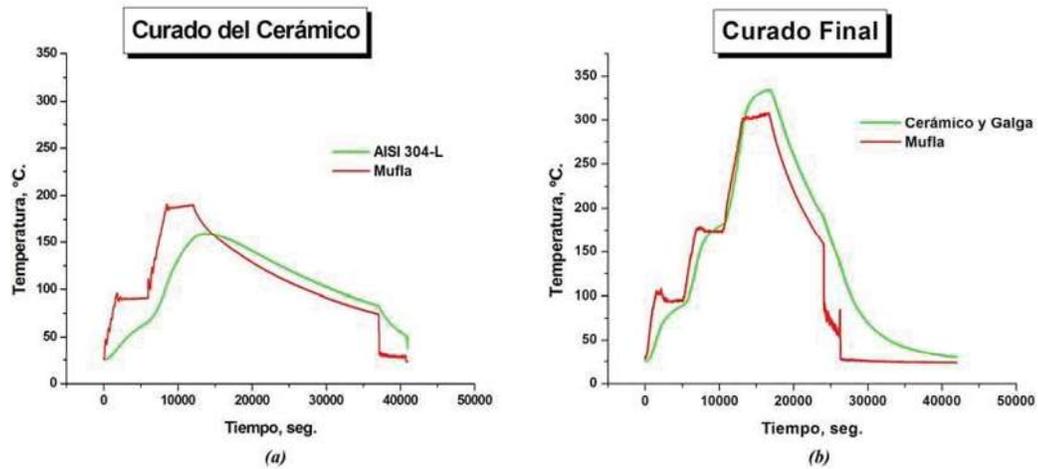


Fig. 2.8 Ciclos térmicos reales de: (a) Curado del cemento cerámico y (b) Curado final del sistema.

Una vez que se concluye con el procedimiento de pegado de la galga extensométrica, se considera al sensor para la medición de deformación instalado en su posición sobre la probeta de soldadura de acero inoxidable AISI 304L, listo para su funcionamiento.

Para la medición de las deformaciones ocurridas durante la soldadura, la galga extensométrica de elevadas temperaturas es conectada a un medidor de microdeformaciones. El medidor de microdeformaciones realiza las funciones de fuente de alimentación externa para la galga extensométrica que es un sensor modulado, acondicionamiento de la señal de salida de la galga para su lectura en microdeformaciones, y además permite la adquisición de la señal de deformación de la galga en una memoria externa. Por lo anterior no fue necesario conectar el sistema para medir deformación al equipo de cómputo para su digitalización. En la tabla 2.10 se presentan las características principales del medidor de microdeformaciones. El cual fue configurado para operar en el modo de un cuarto de puente de Wheastone, con un factor de galga calibrado a 2.8 y con una velocidad de una muestra por segundo de la señal de la galga extensométrica para altas temperaturas.

Con el propósito de relacionar correctamente las señales digitalizadas de deformación con las de temperatura y corriente con respecto al tiempo, el medidor de microdeformaciones fue configurado con la misma fecha y hora del equipo de cómputo. Al realizar esto, las mediciones registradas en las diferentes unidades de memoria, tanto de la computadora como la externa del medidor de microdeformaciones pueden relacionarse directamente a través del tiempo.

Tabla 2.10 Características principales del medidor de microdeformaciones.

Fabricante	Modelo	Puente de Weatshone	No. de Canales	Resolución	Rango de entrada	Velocidad de muestreo máxima
Vishay®	P3	Completo, medio y un cuarto	4	24 bits	± 30000 $\mu\epsilon$	1 S/s <sup>(a)</sup>

<sup>(a)</sup> kS/s = kilo-muestras por segundo

Con la finalidad de analizar si la galga de deformación para elevadas temperaturas funcionaba adecuadamente, se realizó una prueba durante un ciclo térmico. Para esto se aprovechó el ciclo térmico del curado final del cemento H, durante el cual se realizó la adquisición de la señal de deformación de la galga mediante el medidor de microdeformaciones P3 a una velocidad de 1 muestra por segundo, configurado en un cuarto de puente y con un factor de galga de 2.8, que son las condiciones en las que se muestreo posteriormente durante la soldadura.

En la tabla 2.11 se presenta un resumen de las condiciones en que se muestrearon las señales de temperatura, corriente y deformaciones in situ durante el proceso de soldadura.

**Tabla 2.11** Condiciones de muestreo de la temperatura, corriente y deformación durante la soldadura.

Señal	Sensor	Tarjeta DAQ	Velocidad de Muestreo, S/s	Modo de adquisición
Temperatura	Termopar tipo "K"	USB-9211 <sup>a</sup>	3	Continuo
Corriente	Medidor de corriente de efecto Hall	PCI-6034E	100	Continuo
Deformación	Galga extensométrica	P3	1	Continuo

<sup>a</sup> Se emplearon 2 tarjetas para los 7 termopares.

## 2.4 PROCEDIMIENTO DE SOLDADURA

La unión por soldadura de las tres probetas de acero inoxidable austenítico AISI 304L se realizó por el método de arco eléctrico y electrodo tubular con núcleo de fundente (FCAW), con base a las especificaciones de un procedimiento de soldadura, el cual se presenta de forma resumida en la tabla 2.12, y en extenso en los anexos. Es importante mencionar que a excepción de la corriente, la cual se modificó de una probeta a otra mediante el control de la velocidad de alimentación del electrodo, el resto de los parámetros de soldadura se procuró mantener constante. Para de esta manera, generar tres condiciones diferentes de aporte térmico (bajo, medio y alto) en la soldadura.

**Tabla 2.12.** Procedimiento de soldadura.

<b>1. Metal Base</b>	1.1 Metal base:	AISI 304L / ASTM A240
	1.2 Espesores:	1/8 a 1½ plgs. (3.175 a 38.1 mm)
<b>2. Proceso</b>	2.1 Proceso de soldadura:	FCAW
	2.2 Método de aplicación:	Automático
	2.3 Fuente de potencia:	Potencial constante
	2.4 Modo de transferencia:	Corto circuito
<b>3. Consumibles</b>	3.1 Metal de aporte:	AWS A5.22 / ASME SA 5.22
	3.2 Clasificación:	E309LTo – 4(1)
	3.3 Gas de protección:	100 CO <sub>2</sub> ó 75 – 80% Ar/CO <sub>2</sub>
<b>4. Parámetros</b>	4.1 Diámetro de electrodo:	1/16 plg (1.6 mm)
	4.2 Aporte térmico:	Amperaje: 220 – 280 A Voltaje: 22 – 28 V Avance: 5 – 6 mm/seg
	4.3 Polaridad:	CDEP
	4.4 Posición:	1G
	4.5 Tipo de junta:	A tope
	4.6 Extensiones:	Sí
	4.7 Embridamiento:	Sí – puentes inferiores

Previo a la soldadura de cada probeta de acero inoxidable AISI 304L, el equipo era ajustado a "punto" para cumplir las especificaciones del procedimiento de soldadura, mediante el control de las variables de soldadura. A la par con la puesta a punto para el proceso de soldadura, el sistema de adquisición de datos era calibrado y probado. Toda vez que las variables de soldadura se encontraban ajustadas y el sistema de adquisición de datos calibrado y en óptimo funcionamiento, se procedía a realizar la soldadura de la probeta. En la figura 2.9 se observan algunas imágenes de la puesta a "punto" del equipo de soldadura, del sistema de adquisición de datos y del embridamiento de las probetas.

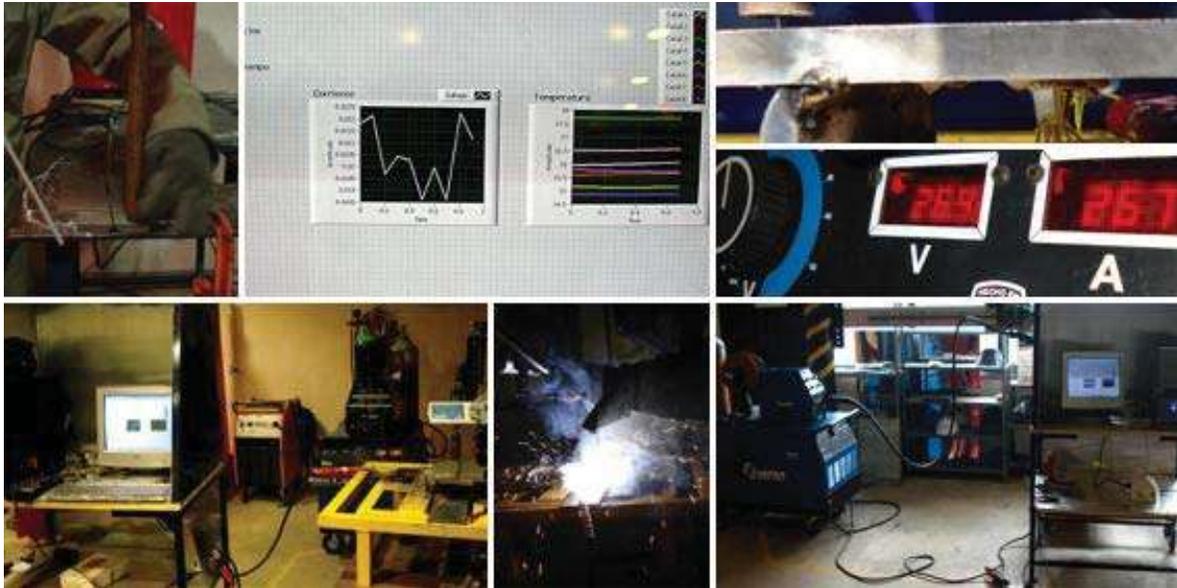


Fig. 2.9 Soldadura del acero inoxidable.

#### 2.4.1 Soldadura de la probeta de acero inoxidable AISI 304L número 1.

En la tabla 2.13 se presentan los valores de corriente y voltaje calibrados en la fuente de potencia para la soldadura de la probeta número 1, así como la velocidad de avance utilizada en cada uno de los cordones de soldadura de la probeta. Resulta importante hacer mención que el valor de corriente se ajusto por medio de la velocidad de alimentación del alambre, pues tanto en el proceso FCAW como en el GMAW la corriente depende de la velocidad de alimentación del electrodo, conforme se incrementa la velocidad de alimentación también se incrementa la corriente. La figura 2.10 presenta algunos detalles de la soldadura de esta probeta.

Tabla. 2.13 Variables ajustadas de aporte térmico por cordón de soldadura de la probeta 1.

Cordón	Corriente, A,	Voltaje, V.	Velocidad de avance, mm/s
1	228	25.9	5.5
2	225	25.9	5.5
3	230	25.9	5.5
4	228	25.9	5.5
5	225	25.9	5.5



Fig. 2.10 Detalles de la soldadura de la probeta 1.

#### 2.4.2 Soldadura de la probeta de acero inoxidable AISI 304L número 2.

En la tabla 2.14 se presentan las variables de corriente y voltaje ajustadas en la fuente de potencia para la soldadura de la probeta número 2, así como la velocidad de avance utilizada en cada uno de los cordones de soldadura de la probeta. La figura 2.11 presenta algunos detalles de la soldadura de esta probeta.

Tabla. 2.14 Variables ajustadas de aporte térmico por cordón de soldadura de la probeta 2.

Cordón	Corriente, A,	Voltaje, V.	Velocidad de avance,
1	266	26.6	5.5
2	261	26.5	5.5



Fig. 2.11 Detalles de la soldadura de la probeta 2.

#### 2.4.3 Soldadura de la probeta de acero inoxidable AISI 304L número 3.

En la tabla 2.15 se presentan las variables de corriente y voltaje ajustadas en la fuente de potencia para la soldadura de la probeta número 3, así como la velocidad de avance utilizada en cada uno de los cordones de soldadura de probeta. La figura 2.12 presenta algunos detalles de la soldadura de esta probeta.

Tabla. 2.15 Variables ajustadas de aporte térmico por cordón de soldadura de la probeta 3.

Cordón	Corriente, A,	Voltaje, V.	Velocidad de avance,
1	252	27.7	5.5
2	253	27.9	5.5



Fig. 2.12 Detalles de la soldadura de la probeta 3.

## 2.5 MEDICION DE ESFUERZOS RESIDUALES

Después de realizar la soldadura de las probetas, se determinaron los esfuerzos residuales uniformes y no uniformes en varios puntos de la probeta mediante la técnica de "hole drilling". Para lo cual se siguió un procedimiento de medición de esfuerzos residuales elaborado con base en la norma ASTM E837. En la figura 2.13 se muestran los diferentes puntos de medición sobre las probetas soldadas de acero inoxidable AISI 304L en donde se determinaron la magnitud y dirección de los esfuerzos residuales.

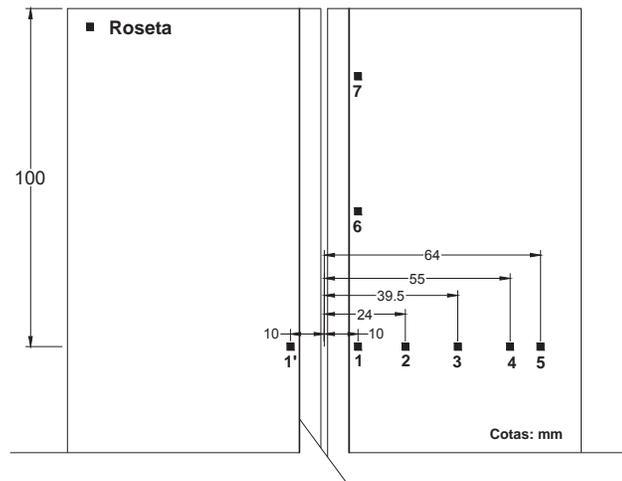
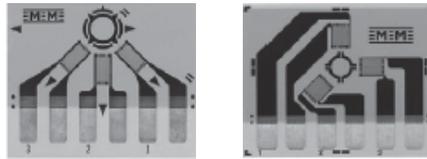


Fig. 2.13 Mediciones de esfuerzos residuales en la probeta soldada de acero AISI 304L.

Para la medición de las deformaciones ocasionadas por la perforación del orificio en los puntos de medición sobre las probetas soldadas de acero inoxidable AISI 304L se emplearon rosetas de galgas extensométricas, las cuales cumplen con las especificaciones de la norma

ASTM E837. En la figura 2.14 se puede apreciar una imagen de las rosetas empleadas, mientras que sus características principales se presentan en la tabla 2.15.



**Fig. 2.14** Rosetas de galgas extensométricas para la medición de esfuerzos residuales; (Izq.) en las cercanías del cordón de soldadura, O62UM y; (Der.) en los puntos más alejados del cordón de soldadura, O62UL.

**Tabla 2.15** Características de las rosetas de galgas extensométricas.

Fabricante	Modelo	Aleación del Mallado	Longitud de la Galga, $l_0$	Resistencia
Vishay	CEA-062UM-120	36 Ni, 8 Cr, 0.5 Mo, 55.5 Fe	1.57	120 $\Omega$
Vishay	CEA-062UL-120	36 Ni, 8 Cr, 0.5 Mo, 55.5 Fe	1.57	120 $\Omega$

En cada medición de esfuerzos residuales uniformes y no uniformes, la roseta era conectada al medidor de microdeformaciones Vishay® modelo P3 descrito en la sección 2.3.3 y cuyas características se dan en la tabla 2.10. La roseta se conectó al medidor de microdeformaciones P3 en el modo de un cuarto de puente de Weasthorne en todas las mediciones, y el factor de galga fue calibrado para cada roseta empleada en el punto de medición correspondiente.

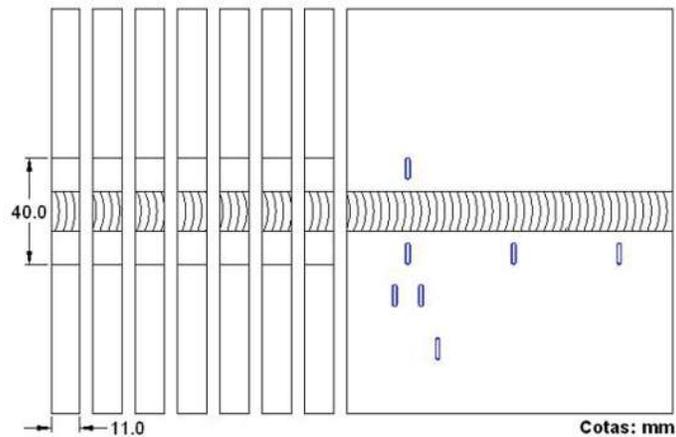
Con la roseta de galgas extensométricas fijada sobre la superficie de la probeta soldada de acero inoxidable AISI 304L y conectada al medidor de microdeformaciones P3 se procede con la perforación del orificio. El cual se realiza justo al centro de la circunferencia marcada en la roseta de las galgas extensométricas mediante incrementos sucesivos de profundidad. En cada incremento de profundidad se registran los valores de deformación por galga extensométrica de la roseta de forma manual a través del "display" del medidor de microdeformaciones P3. Posteriormente las lecturas registradas por cada incremento de profundidad son procesadas mediante el programa de cómputo H-Drill<sup>88</sup> para la obtención de los valores de esfuerzos residuales uniformes y no uniformes. En la figura 2.15 se presentan algunos detalles de la medición de esfuerzos residuales en las probetas soldadas de acero inoxidable AISI 304L.



**Fig. 2.15** Detalles de la la técnica de hole drilling para medición de esfuerzos residuales.

## 2.6 METALOGRAFIAS

Una vez que se determinaron los esfuerzos residuales post-soldadura en las probetas de acero inoxidable AISI 304L, se realizó un análisis metalográfico de la soldadura, la zona afectada térmicamente y el metal base. Antes de realizar la preparación metalográfica, las probetas fueron seccionadas como se aprecia en la figura 2.16, y solo se consideraron para su análisis las secciones cercanas al centro de la probeta, donde se efectuaron las mediciones de esfuerzos residuales.



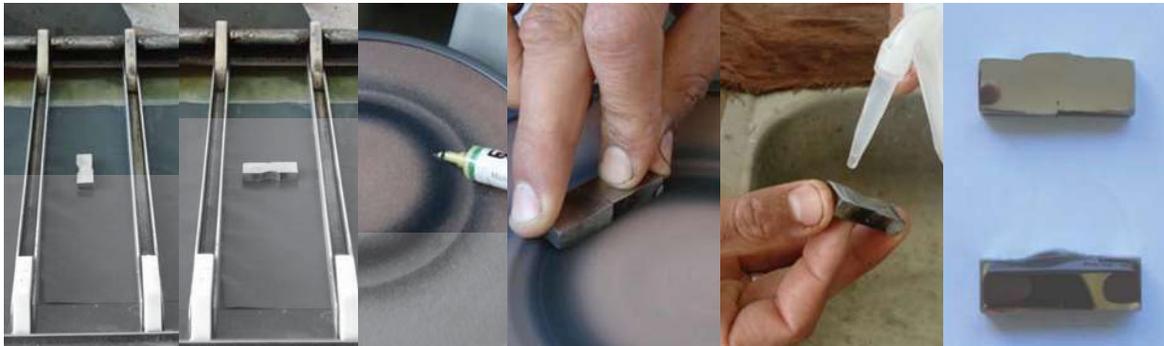
**Fig. 2.16 Seccionamiento de las probetas para su análisis metalográfico.**

En la figura 2.17 se muestra una imagen del seccionamiento de las probetas, el cual se realizó en una sierra cinta de acero de alta velocidad con dimensiones de  $\frac{3}{4}$ " x .032 x 93". Una ventaja en este tipo de corte, resulta de utilizar un lubricante para evitar que se rompa la sierra cinta, el cual a su vez, funciona como líquido de corte, y como refrigerante evitando el calentamiento excesivo en las probetas. Las secciones elegidas para su análisis metalográfico fueron cuadradas en una fresadora vertical, con la intención de facilitar su preparación metalográfica.



**Fig. 2.17 Proceso de corte con sierra cinta de las probetas soldadas de acero AISI 304L.**

Para la preparación metalográfica, el proceso de lijado se realizó con papel de carburo de silicio, grados 320, 400, 600, 1000 y 1200, mientras que el proceso de pulido se realizó en paños de ### con pastas de carburo de diamante de 6, 3 y 1  $\mu\text{m}$ , respectivamente. Una vez terminado el proceso de pulido, las muestras fueron lavadas con alcohol, y secadas, para inmediatamente realizar el ataque químico de su superficie pulida en el reactivo "glycirregia", cuyos ingredientes y proporciones se presentan en la tabla 2.16. En el ataque químico, la superficie pulida de las muestras de acero inoxidable AISI 304L era sumergida por un tiempo de 60 segundos en el reactivo, tiempo en el que la muestra se movía de forma oscilante dentro del recipiente que contenía el reactivo. Pevio a la realización del ataque químico, la superficie pulida de las muestras era bañada por un flujo de agua caliente para incrementar la agresividad del reactivo "glicirregia". En algunas ocasiones fue necesario pasar ligeramente la superficie atacada por el paño con la pasta de 1  $\mu\text{m}$ , para eliminar una tenue película de grasa ocasionada por la glicerina del reactivo. En la figura 2.18 se presenta una secuencia de imágenes de la preparación metalográfica.



**Fig. 2.18** Secuencia de la preparación metalográfica.

**Tabla 2.16** Composición química del reactivo glicirregia.

Reactivo <sup>a</sup>	Volumen
HCl	15 mL
HNO <sub>3</sub>	5 mL
Glicerina	15 mL

<sup>a</sup> Mezclar primero el HCl y la Glicerina, posteriormente agregar el HNO<sub>3</sub>.

Las muestras atacadas fueron observadas en un microscopio electrónico de barrido (SEM) para la caracterización de sus microestructuras, en el metal base, zona afectada térmicamente y metal de soldadura. El filamento utilizado por el microscopio electrónico de barrido durante el análisis de las muestras fue de tungsteno.

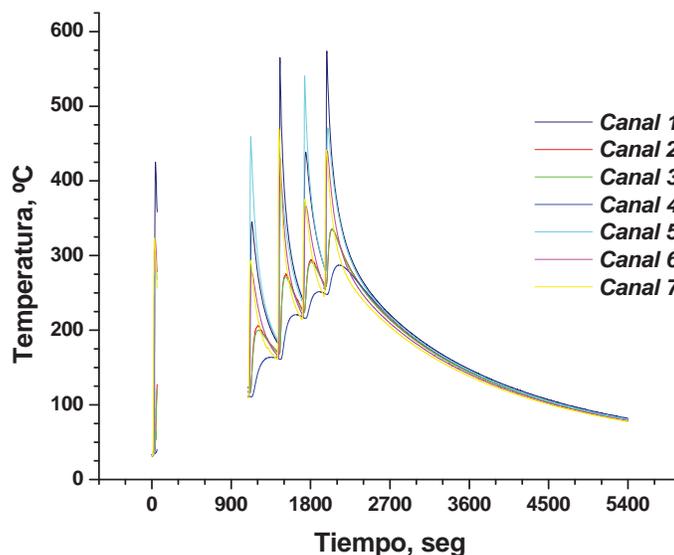
## CAPITULO 3. RESULTADOS Y DISCUSION.

### 3.1 MEDICIONES DE TEMPERATURA (CICLO TERMICO).

La medición de la temperatura de forma continúa con respecto al tiempo en cualquier punto sobre un material durante su soldadura genera el ciclo térmico experimentado por el material en ese punto durante el proceso de soldeo y el enfriamiento posterior hasta la temperatura ambiente<sup>89</sup>. Para el caso de la soldadura de las probetas de acero inoxidable AISI 304L de este trabajo de investigación, la medición de las temperaturas en distintos puntos tuvo la finalidad de conocer los ciclos térmicos generados en diferentes zonas de la probeta.

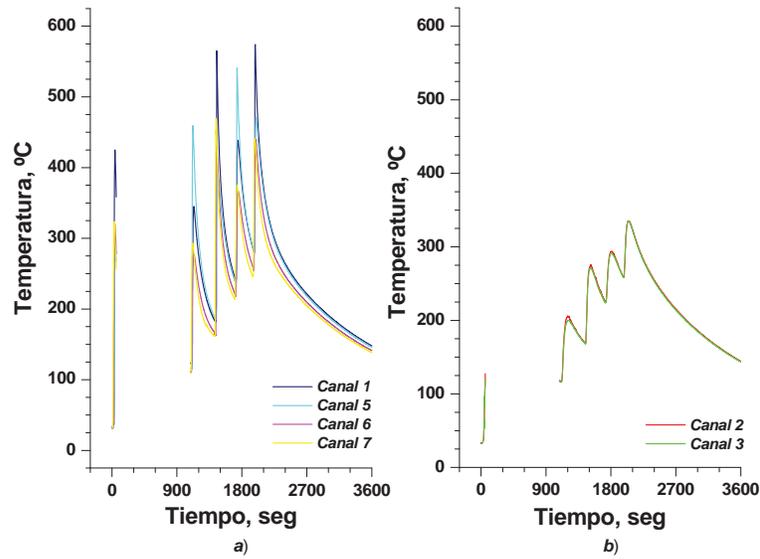
#### 3.1.1 Probeta de bajo aporte térmico.

En la figura 3.1 se presentan los ciclos térmicos de cada uno de los siete puntos de medición sobre el metal base de la probeta durante su soldadura y su posterior enfriamiento.



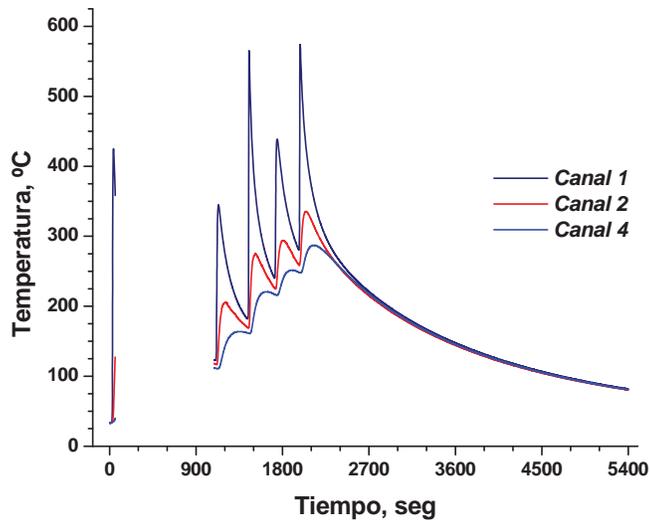
**Fig. 3.1 Ciclos térmicos de los siete puntos de medición en la probeta soldada no.1.**

Durante el proceso de soldadura por arco eléctrico se alcanzan temperaturas muy elevadas en la piletta líquida de soldadura, del orden de la temperatura de fusión del material base ( $\approx 1500$  °C), y a partir del centro de soldadura hacia los extremos dicha temperatura descende provocando diferentes gradientes de temperatura en zonas adyacentes del metal base, tal como se puede apreciar por los ciclos térmicos de la figura 3.1. Los ciclos térmicos de los canales 1, 5, 6 y 7, ubicados a una distancia aproximada de 12 mm de la línea de centro del cordón de soldadura, registraron temperaturas pico desde 425 °C hasta 575 °C (fig. 3.2a) en el metal base durante su soldadura, mientras que los canales 2 y 3, ubicados a una distancia aproximada de 28 mm de la línea de centro del cordón de soldadura, registraron temperaturas pico desde 125 hasta 325 °C (Fig. 3.2b). Es importante mencionar que el incremento en las temperaturas pico de los canales mencionados se encuentra directamente relacionado con el número de pasadas de soldadura y aporte térmico.



**Fig. 3.2 Ciclos térmicos de: a) Canales 1, 5, 6 y 7 ubicados a 12 mm de LC del cordón de soldadura, y: b) Canales 2 y 3 ubicados a 28 mm de LC del cordón de soldadura.**

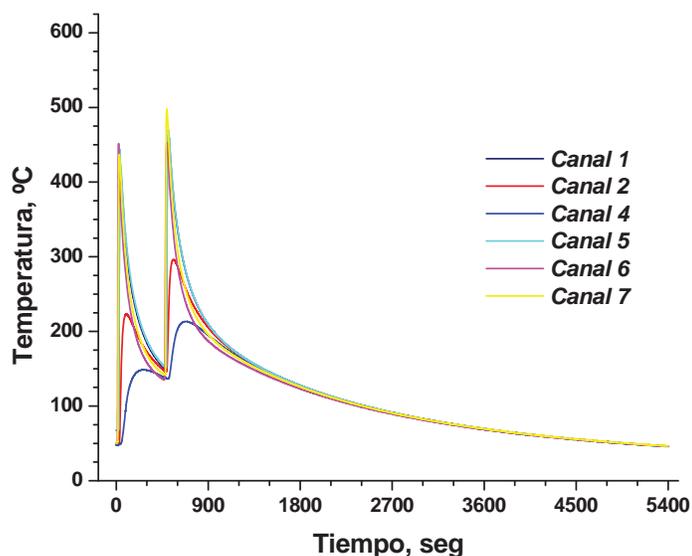
En la figura 3.3 se observan los ciclos térmicos de los canales 1, 2 y 4 ubicados a una distancia de la línea de centro del cordón de soldadura de 12, 28 y 48 mm respectivamente, los cuales reflejan la variación de la temperatura en la sección transversal de la probeta.



**Fig. 3.3 Ciclos térmicos a 12, 28 y 45 mm de la línea de centro del cordón de soldadura.**

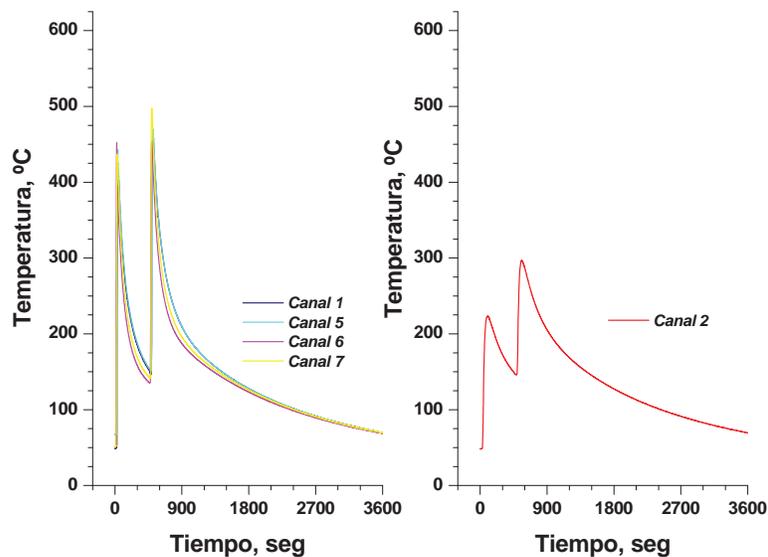
### 3.1.2 Probeta de medio aporte térmico.

En la figura 3.4 se presentan los ciclos térmicos de cada uno de los siete puntos de medición sobre el metal base de la probeta durante su soldadura y su posterior enfriamiento.



**Fig. 3.4 Ciclos térmicos de los siete puntos de medición en la probeta soldada no.2.**

Los ciclos térmicos de los canales 1, 5, 6 y 7, ubicados a una distancia aproximada de 12 mm de la línea de centro del cordón de soldadura, registraron temperaturas pico desde 400 °C hasta 500 °C (fig. 3.5a) en el metal base durante su soldadura, mientras que el canal 2, ubicado a una distancia aproximada de 28 mm de la línea de centro del cordón de soldadura, registró temperaturas pico desde 215 hasta 300 °C (Fig. 3.5b).



**Fig. 3.5 Ciclos térmicos de: a) Canales 1, 5, 6 y 7 ubicados a 12 mm de LC del cordón de soldadura, y: b) Canal 2 y 3 ubicado a 28 mm de LC del cordón de soldadura.**

En la figura 3.6 se observan los ciclos térmicos de los canales 1, 2 y 4 ubicados a una distancia de la línea de centro del cordón de soldadura de 12, 28 y 48 mm respectivamente, los cuales reflejan la variación de la temperatura en la sección transversal de la probeta.

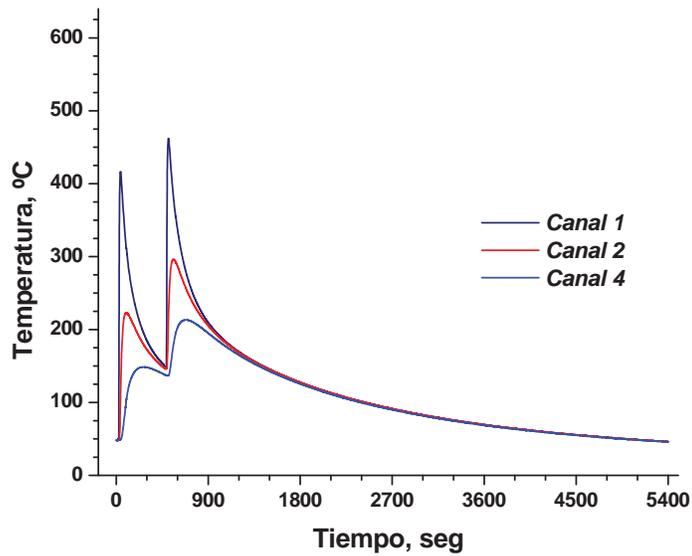


Fig. 3.6 Ciclos térmicos a 12, 28 y 45 mm de la línea de centro del cordón de soldadura.

### 3.1.3 Probeta de alto aporte térmico.

En la figura 3.7 se presentan los ciclos térmicos de cada uno de los siete puntos de medición sobre el metal base de la probeta durante su soldadura y su posterior enfriamiento.

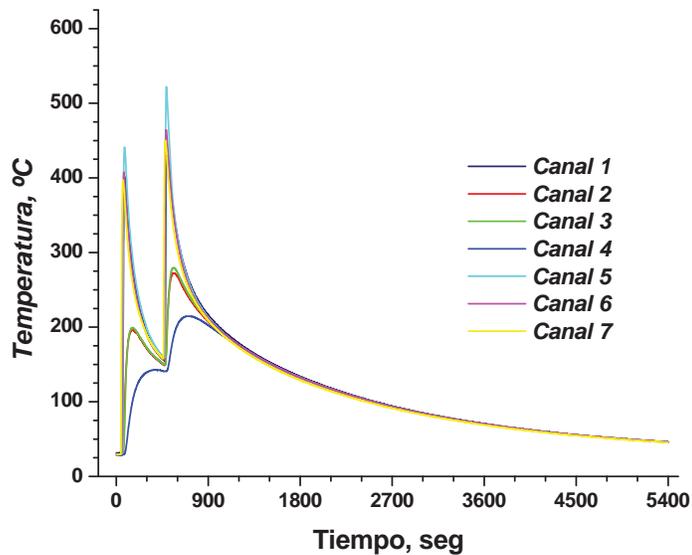
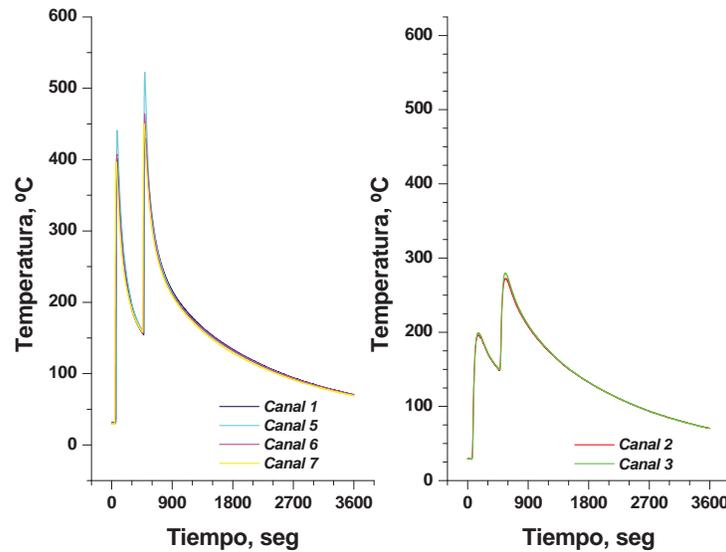


Fig. 3.7 Ciclos térmicos de los siete puntos de medición en la probeta soldada no. 3.

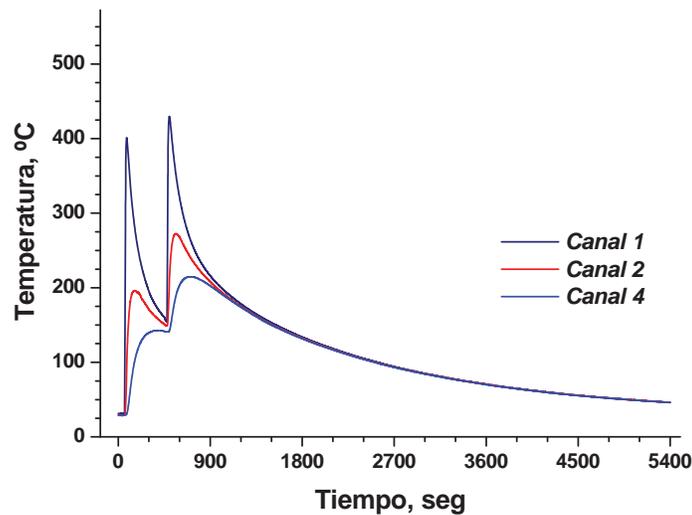
Los ciclos térmicos de los canales 1, 5, 6 y 7, ubicados a una distancia aproximada de 12 mm de la línea de centro del cordón de soldadura, registraron temperaturas pico desde 440 °C hasta 525 °C (fig. 3.8a) en el metal base durante su soldadura, mientras que los

canales 2 y 3, ubicados a una distancia aproximada de 28 mm de la línea de centro del cordón de soldadura, registraron temperaturas pico desde 200 hasta 285 °C (Fig. 3.8b).



**Fig. 3.8 Ciclos térmicos de: a) Canales 1, 5, 6 y 7 ubicados a 12 mm de LC del cordón de soldadura, y: b) Canales 2 y 3 ubicados a 28 mm de LC del cordón de soldadura.**

En la figura 3.9 se observan los ciclos térmicos de los canales 1, 2 y 4 ubicados a una distancia de la línea de centro del cordón de soldadura de 12, 28 y 48 mm respectivamente, los cuales reflejan la variación de la temperatura en la sección transversal de la probeta.



**Fig. 3.9 Ciclos térmicos a 12, 28 y 45 mm de la línea de centro del cordón de soldadura.**

Como se puede apreciar en las figuras 3.3, 3.6 y 3.9, las probetas soldadas experimentan diferentes ciclos térmicos, con temperaturas pico y velocidades de enfriamiento diferentes. Las temperaturas pico más elevadas y las velocidades de enfriamiento más severas se registran en las zonas más cercanas a la fuente de calor, y es

justo en estas zonas donde el ciclo térmico define el estado microestructural del acero inoxidable. No obstante que el metal base de acero inoxidable AISI 304L es poco sensitivo a las transformaciones de fase, tal como se aprecia en la figura 1.8 de la revisión bibliográfica de esta tesis, se presenta una región importante que comprende de los 400 °C hasta los 900°C aproximadamente, en la cual durante el calentamiento y el enfriamiento se propicia la disolución de carburos y nitruros, así como la precipitación de los mismos. Los principales tipos de carburos y nitruros generados son del tipo  $M_{23}C_6$  y  $Cr_2N$ , los cuales varían en tamaño, distribución y morfología propiciando la generación y transformación de nuevas microestructuras en función de las temperaturas pico y las curvas de enfriamiento del ciclo térmico<sup>8</sup>. Otro aspecto importante que se encuentra determinado por el ciclo térmico es la formación de ferrita delta de alta temperatura, la cual se forma en el acero inoxidable AISI 304L principalmente a través de los límites de grano de la austenita en temperaturas justo por debajo de la línea de solidus (aprox. 1400°C). A pesar de que la cantidad de ferrita delta que se forma en la ZAT es muy bajo, ocurre de manera heterogénea debido a los diferentes gradientes térmicos que se propician en la ZAT del acero inoxidable, el cual posee además el coeficiente de expansión térmico más elevado de todos los aceros inoxidables, lo que potencia la generación de esfuerzos residuales durante la soldadura como consecuencia de estas transformaciones de fase no homogéneas.

### 3.2 MEDICIONES DE CORRIENTE (APORTE TÉRMICO).

#### 3.2.1 Probeta de bajo aporte térmico.

La medición de la corriente se realizó de forma continua con respecto al tiempo durante la soldadura de la probeta, por lo que en la figura 3.10 se presenta la grafica correspondiente. En la tabla 3.1 se presentan la corriente promedio utilizada en el proceso de soldadura de acuerdo con los valores obtenidos en las mediciones del sistema de adquisición de datos y otros parámetros estadísticos importantes, de los cuales resulta que la corriente promedio para el primer paso de soldadura fue de aproximadamente 242 amperes, en el segundo paso de soldadura fue de aproximadamente 246 amperes, en el tercer paso de soldadura fue de aproximadamente 252, en el cuarto paso fue de 261 y en el quinto y último paso fue de 251.

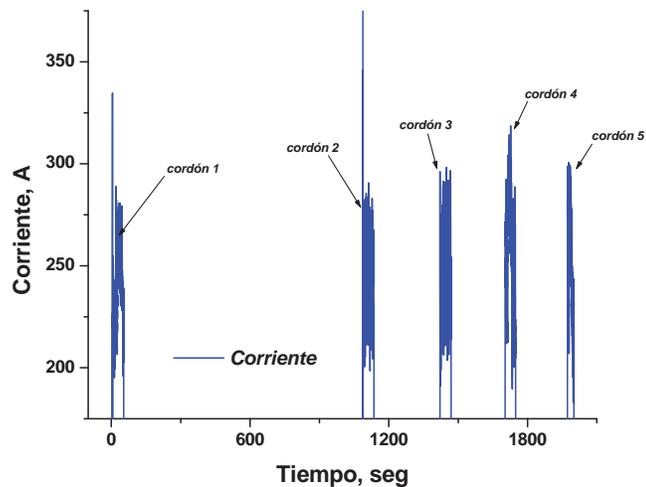


Fig. 3.10 Medición de la corriente de forma continua con respecto al tiempo, para probeta no. 1.

Tabla 3.1 Valores estadísticos de la medición de la corriente de soldadura.

Cordón	Corr. Prom., Amp.	Sd( $\gamma$ Er $\pm$ )	Se( $\gamma$ Er $\pm$ )	min, Amp.	max, Amp.	Rango
1	242.8	21.7	0.99	163.3	334.6	171.4
2	246.1	25.2	1.15	19.2	345.9	326.7
3	252.4	22.2	1.01	191	298.2	107.1
4	261.3	26.7	1.26	189.7	318.6	128.9
5	251.4	27.4	1.63	145	300.6	155.6

En la figura 3.11 se presentan las gráficas de corriente para cada paso de soldadura.

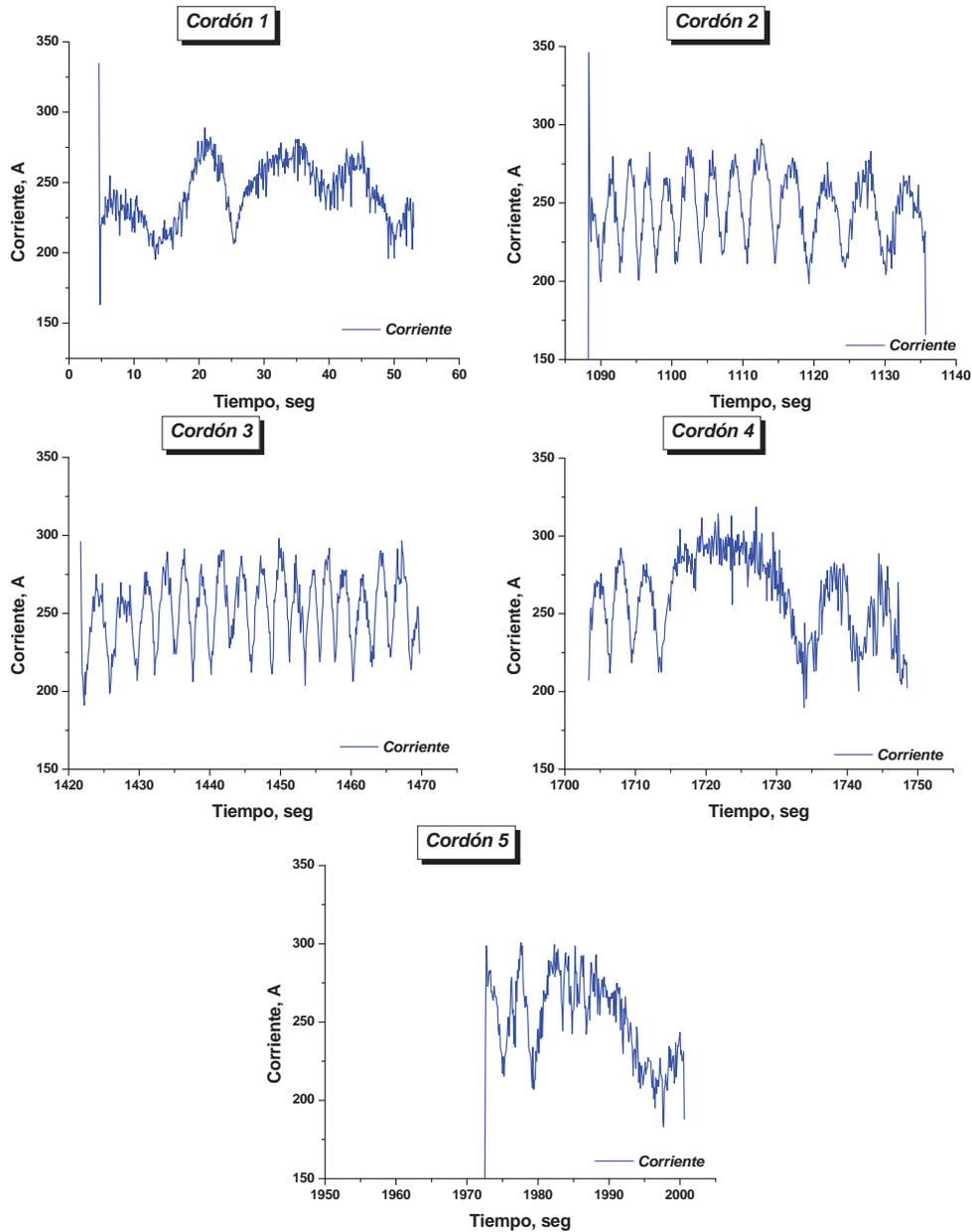


Fig. 3.11 Valores de corriente registrados en la soldadura de la probeta no. 1

En la tabla 3.2 se presentan los valores de aporte térmico utilizados en la soldadura de la probeta, de acuerdo con las mediciones de corriente del sistema de adquisición de datos, y el voltaje y velocidad de avance especificados en el procedimiento de soldadura.

Tabla 3.2 Valores de aporte térmico utilizados en la soldadura de la probeta.

Cordón	Corriente Promedio, Amp.	Voltaje, Volts	Vel. De Avance, mm/s	Aporte Térmico, J/mm
1	242.8	25.9	5.5	1143.3
2	246.1	25.9	5.5	1158.7
3	252.4	25.9	5.5	1188.6
4	261.3	25.9	5.5	1230.6
5	251.4	25.9	5.5	1183.7

### 3.2.2 Probeta de medio aporte térmico.

La medición de la corriente se realizó de forma continua con respecto al tiempo, durante la soldadura de la probeta. En la figura 3.12 se presenta la grafica de la medición de la corriente con respecto al tiempo, mientras que en la tabla 3.3 se presentan la corriente promedio utilizada en el proceso de soldadura de acuerdo con las mediciones del sistema de adquisición de datos y otros parámetros estadísticos importantes, de los cuales resulta que la corriente promedio para el primer paso de soldadura fue de aproximadamente 270 amperes, mientras que en el segundo y último paso de soldadura fue de aproximadamente 269 amperes.

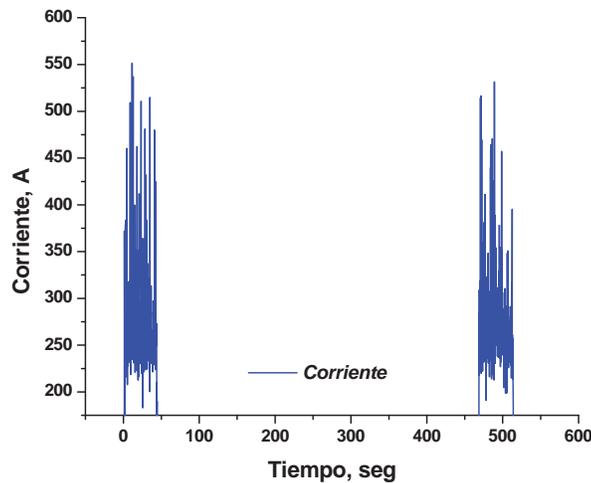
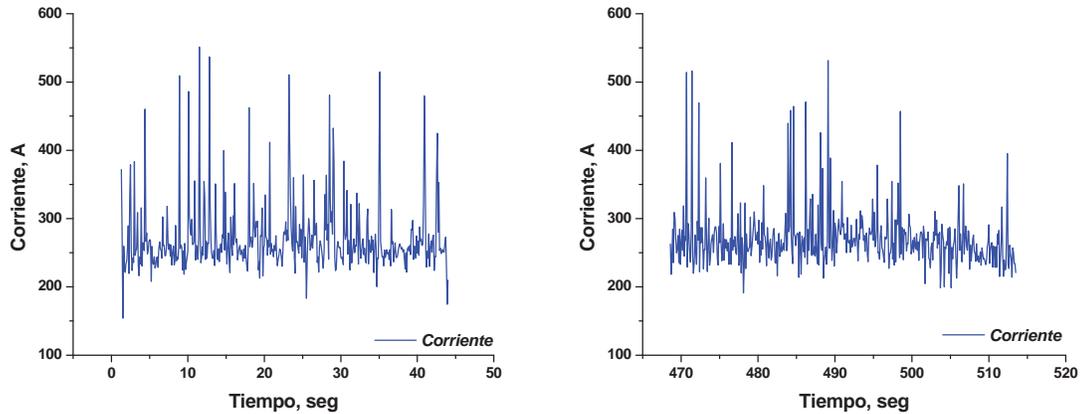


Fig. 3.12 Medición de la corriente de forma continua con respecto al tiempo, para probeta no. 2.

Tabla 3.3 Valores estadísticos de la medición de la corriente de soldadura.

Cordón	Corriente Promedio, Amp.	Sd( $\gamma E_r \pm$ )	Se( $\gamma E_r \pm$ )	min, Amp.	max, Amp.	Rango
1	270.1	51.4	2.5	154	551.4	397.5
2	269.9	43.2	2.03	191	531.5	340.4

En la figura 3.13 se presentan las gráficas de los valores de corriente medidos para cada paso de soldadura en la probeta.



**Fig. 3.13 Valores de corriente registrados en la soldadura de la probeta no. 2**

En la tabla 3.4 se presentan los valores de aporte térmico utilizados en la soldadura de la probeta, de acuerdo con las mediciones de corriente del sistema de adquisición de datos, y el voltaje y velocidad de avance especificados en el procedimiento de soldadura.

**Tabla 3.4 Valores de aporte térmico utilizados en la soldadura de la probeta.**

Cordón	Corriente Promedio, Amp.	Voltaje, Volts	Vel. De Avance, mm/s	Aporte Térmico, J/mm
1	270.1	26.5	5.5	1301.6
2	269.9	26.5	5.5	1300.3

### 3.1.3 Probeta de alto aporte térmico.

La medición de la corriente se realizó de forma continua con respecto al tiempo, durante la soldadura de la probeta. En la figura 3.14 se presenta la grafica de la medición de la corriente con respecto al tiempo, mientras que en la tabla 3.5 se presentan la corriente promedio utilizada en el proceso de soldadura de acuerdo con las mediciones del sistema de adquisición de datos y otros parámetros estadísticos importantes, de los cuales resulta que la corriente promedio para el primer paso de soldadura fue de aproximadamente 257 amperes, mientras que en el segundo y último paso de soldadura fue de aproximadamente 251 amperes.

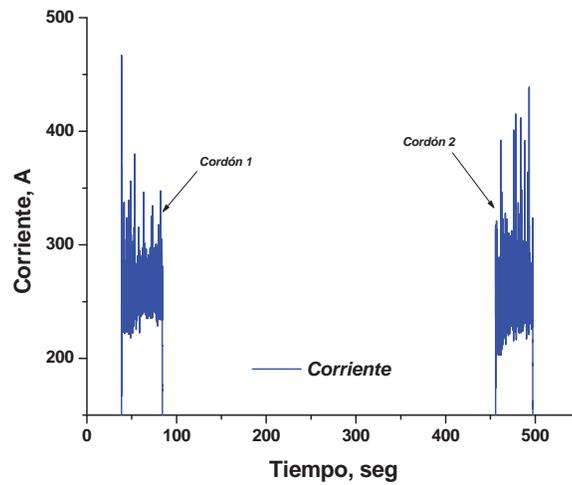


Fig. 3.14 Medición de la corriente de forma continúa con respecto al tiempo, para probeta no. 3.

Tabla 3.5 Valores estadísticos de la medición de la corriente de soldadura.

Cordón	Corriente Promedio, Amp.	Sd( $\gamma Er \pm$ )	Se( $\gamma Er \pm$ )	min, Amp.	max, Amp.	Rango
1	257.9	15.3	0.2	150.6	467	316.3
2	251.7	21.6	0.3	89.6	438.7	349.1

En la figura 3.15 se presentan las gráficas de los valores de corriente medidos para cada paso de soldadura en la probeta.

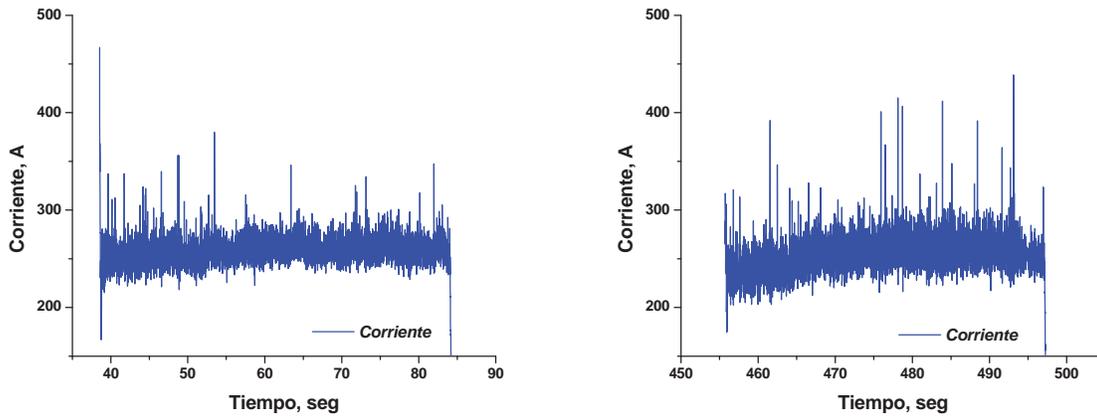


Fig. 3.15 Valores de corriente registrados en la soldadura de la probeta no. 3

En la tabla 3.6 se presentan los valores de aporte térmico utilizados en la soldadura de la probeta, de acuerdo con las mediciones de corriente del sistema de adquisición de datos, y el voltaje y velocidad de avance especificados en el procedimiento de soldadura.

**Tabla 3.6 Valores de aporte térmico utilizados en la soldadura de la probeta.**

<b>Cordón</b>	<b>Corriente Promedio, Amp.</b>	<b>Voltaje, Volts</b>	<b>Vel. De Avance, mm/s</b>	<b>Aporte Térmico, J/mm</b>
<i>1</i>	<i>257.9</i>	<i>27.9</i>	<i>5.5</i>	<i>1308.4</i>
<i>2</i>	<i>251.7</i>	<i>27.9</i>	<i>5.5</i>	<i>1276.9</i>

La energía eléctrica del arco eléctrico de soldadura que se forma entre la punta del electrodo y la pieza de trabajo se convierte en calor provocando que el metal ubicado en la zona del arco eléctrico se funda. La temperatura del arco eléctrico es uno de los factores más importantes que determinan los procesos físico-químicos y metalúrgicos durante la soldadura. La temperatura del arco depende de la corriente, composición de los electrodos y otros factores. De los valores estadísticos obtenidos a partir de las mediciones de corriente, se puede apreciar que el arco eléctrico más inestable se presentó en la soldadura de la probeta no. 2, en la cual se tuvieron variaciones de temperatura desde 153 hasta 531 amperes, mientras que el más estable se presentó en la probeta soldada no. 1, en la cual la variación más baja se presentó de 191 a 298 amperes<sup>82</sup>.

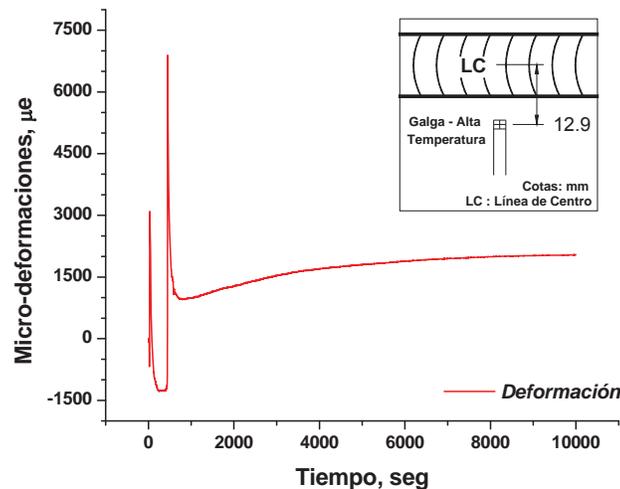
### **3.3 MEDICION DE DEFORMACION (PROCESOS DE CONTRACCION-EXPANSION).**

Antes de presentar el resultado de la medición de deformación que ocurre durante la soldadura de la probeta, es importante mencionar que este tipo de medición nunca antes ha sido realizada en el país. Como ya mencione, según datos del distribuidor exclusivo de la marca Vishay, fabricantes de la galga de deformación de alta temperatura, nunca antes había comercializado esta galga en el país, y por lo tanto la información relativa a su instalación y operación fue muy limitada. Por lo que resulto muy complicado diseñar y realizar correctamente su instalación sobre la probeta de soldadura, además de su operación.

No obstante todas las complicaciones antes mencionadas, era de vital importancia poder conocer el estado de deformación que experimenta el acero inoxidable austenítico durante su soldadura, pues al no ser un material que presente importantes transformaciones microestructurales (con excepción de la precipitación de carburos y nitruros), los esfuerzos residuales post-soldadura dependen más de las expansiones y contracciones impedidas, que de otros factores.

#### **3.1.3 Probeta de alto aporte térmico.**

En la soldadura de la última probeta y con el más alto aporte térmico se utilizó una galga de alta temperatura para la medición de las deformaciones ocurridas en la probeta durante su soldadura y su posterior enfriamiento. En la figura 3.16 se presentan las microdeformaciones medidas durante un tiempo de 10,000 segundos, del cual los cambios realmente se presentan en los primeros 1000 segundos, durante este tiempo de 10,000 segundos la probeta se soldó y se enfrió hasta la temperatura ambiente.



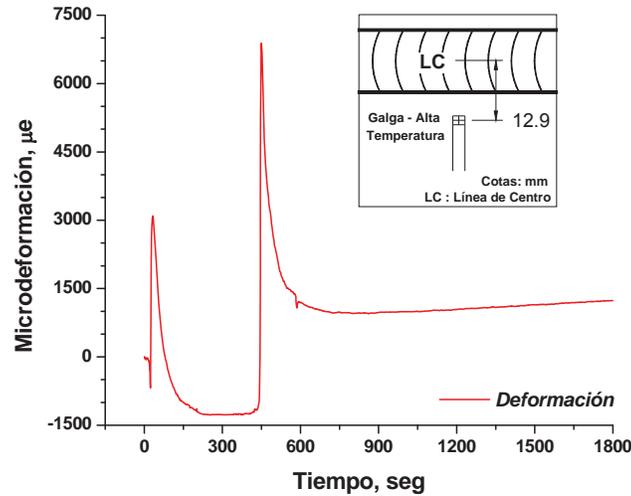
**Fig. 3.16** Microdeformaciones durante la soldadura de la probeta y su posterior enfriamiento.

Analizando la gráfica anterior, primeramente se puede observar que después del enfriamiento de la pieza soldada, el valor de microdeformación se equilibra en un valor de aproximadamente  $2000 \mu\epsilon$ . De los valores conocidos del mallado de la galga para elevadas temperaturas se puede deducir que  $1 \mu\epsilon = 1.93 \times 10^{-6} \text{ mm}$ , por lo que podemos decir que la pieza soldada en la zona de medición de la galga de alta temperatura se expande  $3.86 \times 10^{-3} \text{ mm}$  al final del enfriamiento. Este nivel de deformación es un claro ejemplo de que el material se encuentra impedido para contraerse después de la solidificación del metal de soldadura.

Siguiendo con el análisis de la gráfica de microdeformaciones de la figura 3.16 podemos distinguir claramente dos ciclos de expansión – contracción, los cuales se aprecian mejor en la figura 3.17. En un  $t = 0$ , la lectura de la galga de alta temperatura indicaba un valor  $\epsilon = 0$ , posteriormente en un  $t \neq 0$  se registran valores negativos de  $\epsilon$  un instante antes de que el  $t = \Delta t$  que es cuando la fuente de calor se encuentra en la posición perpendicular a la galga de alta temperatura y los valores de  $\epsilon$  son máximos alcanzando un valor de  $3200 \mu\epsilon$  aproximadamente y que es el máximo valor de expansión que experimenta el material en ese punto de medición durante el primer cordón de soldadura. Posteriormente, durante la solidificación del metal de soldadura y su posterior enfriamiento hasta un valor de aproximadamente  $160 \text{ }^\circ\text{C}$  (fig. 3.7) el valor de  $\epsilon$  desciende hasta un valor mínimo negativo de  $1300 \mu\epsilon$  indicando un estado de deformación a compresión, a partir del cual se vuelve a expandir el material en el punto de medición durante la aplicación del segundo cordón de soldadura hasta un valor máximo de  $7000 \mu\epsilon$  aproximadamente y del cual el proceso de contracción no es suficiente para regresar el valor al estado inicial de  $\epsilon = 0$  (condición de equilibrio), quedando un estado de deformación de contracción impedida. El cual se relaciona de forma directa con los esfuerzos residuales, debido a que volúmenes calientes se contraen durante el proceso de enfriamiento, en función del coeficiente de expansión térmica y la diferencia de temperaturas existente. Como consecuencia, la soldadura y volúmenes alrededor de ésta que no han sido fundidos durante el proceso de soldadura exhiben diferencias térmicas, y por lo tanto, esfuerzos residuales.<sup>63</sup>

El nivel de deformación experimentado durante la soldadura de la probeta es relativamente bajo como para apreciarse a simple vista, ya que se encuentra en el orden de

las micras de milímetro, lo cual se debe a que la probeta no. 3, al igual que las demás, tenía dos puentes inferiores para evitar precisamente la distorsión de la probeta, y con ello generar la mayor cantidad de esfuerzos residuales. Ya que mientras menor sea la distorsión, mayor será la cantidad de esfuerzos residuales.



**Fig. 3.17 Ciclos de expansión – contracción durante la aplicación del proceso de soldadura, su solidificación y su posterior enfriamiento.**

### 3.4 MEDICIONES DE ESFUERZOS RESIDUALES UNIFORMES.

Como ya hice mención en el capítulo de desarrollo experimental fueron siete las mediciones de esfuerzos residuales que se realizaron sobre cada probeta, por lo que en total se realizaron veinticuatro mediciones de esfuerzos residuales en las tres probetas. En el proceso de medición de esfuerzos residuales, los primeros resultados corresponden a los valores de microdeformación detectados por las rosetas de galgas de deformación en cada incremento de profundidad. Dichos valores de microdeformación se registraron manual y digitalmente para posteriormente ser procesados mediante el programa de cómputo H-Drill para determinar los valores de esfuerzos residuales principales uniformes y no uniformes, así como los esfuerzos cortantes. A continuación se presentan los resultados de las mediciones de esfuerzos residuales uniformes y no uniformes para cada probeta de soldadura.

#### 3.4.1 Probeta de bajo aporte térmico.

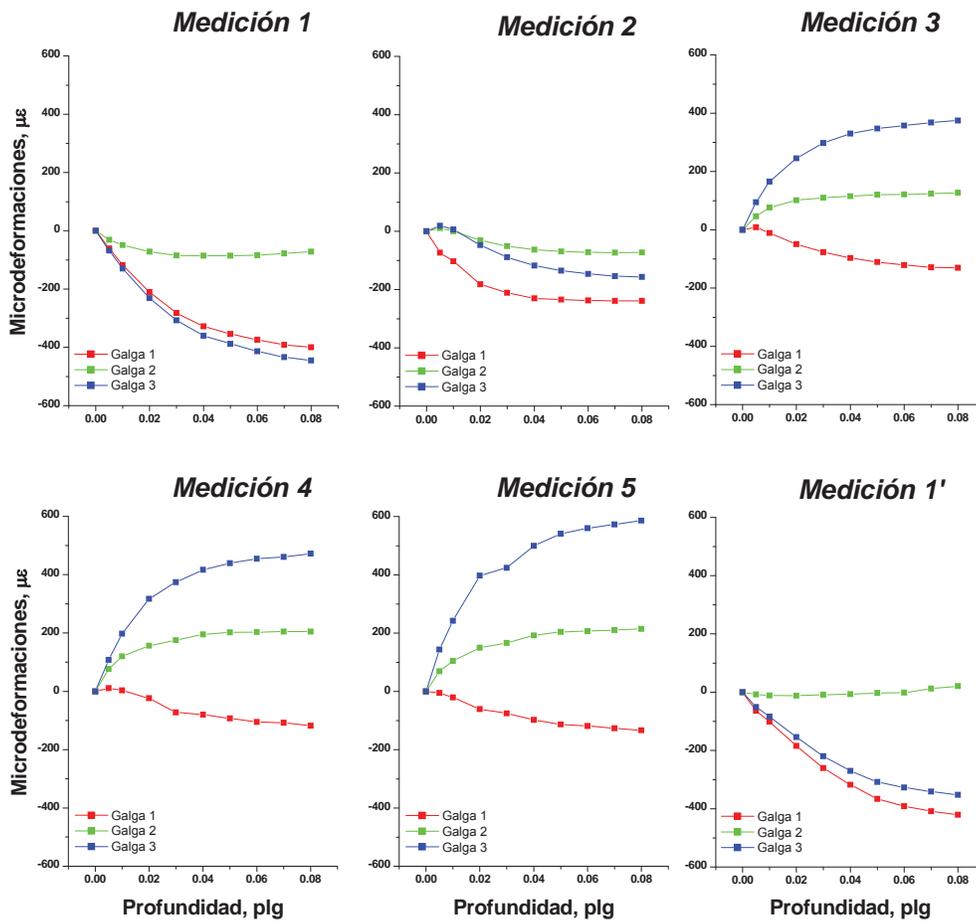
En la tabla 3.7 se presentan los valores de microdeformación medidos por la roseta de galgas extensométricas en cada incremento de profundidad para cada una de las siete mediciones de esfuerzos residuales, durante la ejecución de la técnica de "hole drilling" de acuerdo con la norma ASTM E837.

Tabla 3.7. Valores de microdeformación registrados durante la medición de esfuerzos residuales uniformes y no uniformes por la técnica de “hole drilling” en la probeta soldada no. 1.

Galga	Profundidad, plg.									
	0	5	10	20	30	40	50	60	70	80
<i>Medición 1; <math>r_a = 0.0625</math> plg; Roseta CEA-06-062UM-120<sup>a</sup></i>										
1	0	-61	-118	-210	-282	-328	-354	-374	-391	-400
2	0	-31	-49	-72	-85	-86	-86	-84	-78	-72
3	0	-68	-130	-231	-307	-360	-388	-414	-434	-445
<i>Medición 2; <math>r_a = 0.0664</math> plg; Roseta CEA-06-062UL-120<sup>a</sup></i>										
1	0	-74	-103	-182	-211	-230	-235	-237	-239	-239
2	0	10	0	-31	-51	-63	-69	-72	-74	-73
3	0	19	6	-48	-89	-118	-135	-146	-154	-157
<i>Medición 3; <math>r_a = 0.0662</math> plg; roseta CEA-06-062UL-120<sup>a</sup></i>										
1	0	9	-11	-49	-77	-97	-111	-121	-129	-131
2	0	46	76	101	110	115	120	121	124	127
3	0	94	165	245	298	330	347	358	368	375
<i>Medición 4; <math>r_a = 0.0678</math> plg; roseta CEA-06-062UL-120<sup>a</sup></i>										
1	0	11	3	-24	-72	-80	-93	-105	-108	-118
2	0	77	120	156	175	195	202	203	205	205
3	0	108	198	317	374	417	439	455	461	472
<i>Medición 5; <math>r_a = 0.0678</math> plg; roseta CEA-06-062UL-120<sup>a</sup></i>										
1	0	-5	-21	-61	-75	-98	-113	-119	-126	-133
2	0	69	105	150	166	192	204	207	210	215
3	0	144	242	397	424	500	541	560	573	586
<i>Medición 6; <math>r_a = 0.0641</math> plg; roseta CEA-06-062UM-120<sup>a</sup></i>										
1	0	-64	-101	-184	-261	-318	-366	-391	-409	-421
2	0	-8	-11	-12	-9	-7	-3	-2	12	21
3	0	-51	-84	-154	-220	-270	-308	-327	-341	-352
<i>Medición 7; plg; <math>r_a = 0.0688</math>; roseta CEA-06-062UM-120<sup>a</sup></i>										
1	0	-120	-178	-252	-315	-365	-391	-415	-429	-439
2	0	2	6	11	14	23	29	35	41	48
3	0	-115	-171	-246	-298	-345	-369	-392	-404	-414

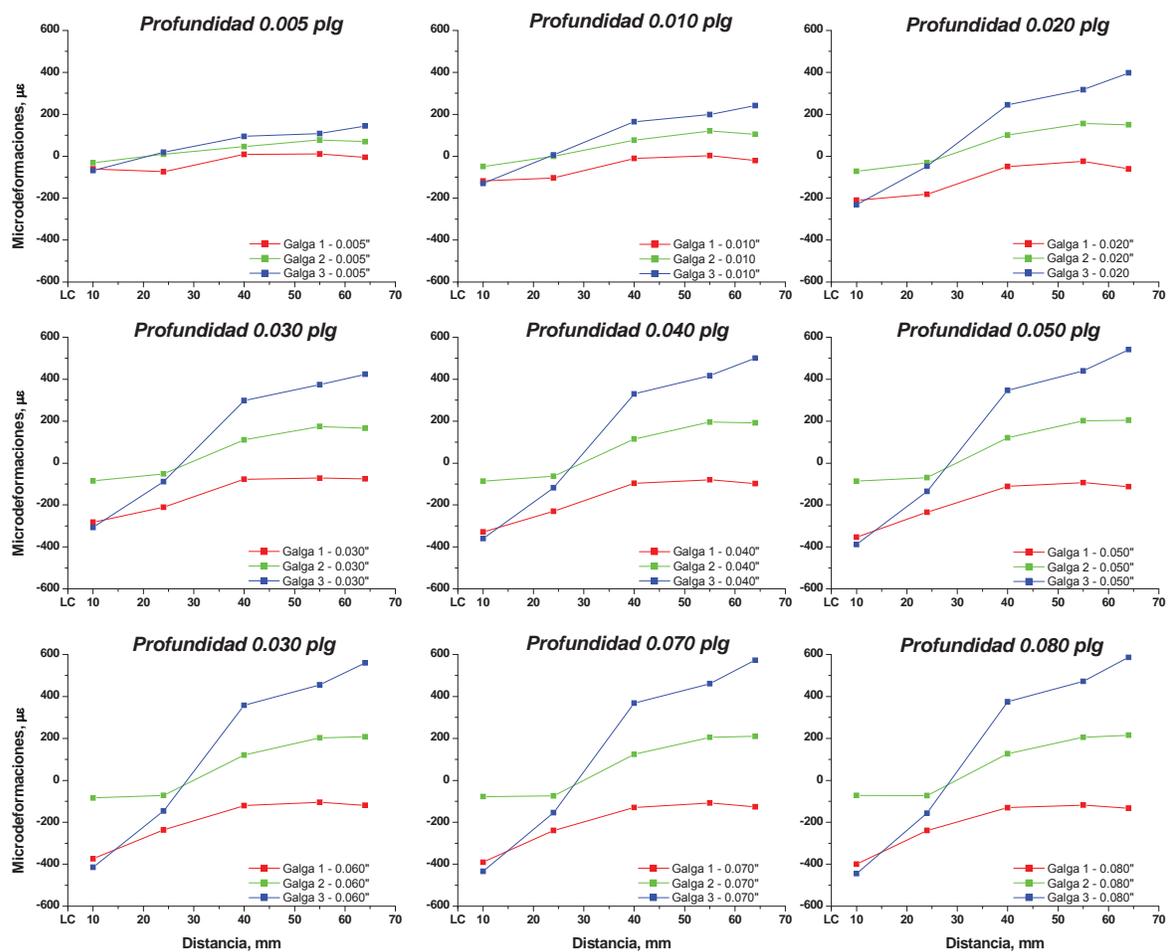
<sup>a</sup>  $r_a$  = radio del orificio en plg

En la figura 3.18 se presentan graficados los valores de microdeformación de la tabla anterior contra la profundidad del orificio, de donde se aprecia que para la medición no. 1, la más cercana a la línea de centro del cordón de soldadura, todos los valores de microdeformación son negativos alcanzando un valor máximo de 445  $\mu\epsilon$  en la lectura de la galga 3, mientras que para la medición no. 5, la más alejada a la línea de centro del cordón de soldadura, los valores de microdeformación medidos por las galgas 2 y 3 son positivos alcanzando un valor máximo de 586  $\mu\epsilon$ , mientras que para la galga 1 los valores de microdeformación medidos son negativos alcanzando un valor máximo de 133  $\mu\epsilon$ . Los valores de microdeformación para las mediciones no. 1, 6 y 7, las más cercanas a la línea de centro del cordón de soldadura, presentan un comportamiento similar con valores de microdeformación negativos alcanzando valores máximos de 445, 421 y 439  $\mu\epsilon$ , respectivamente. Como se aprecia en la figura 3.18 los valores de microdeformación aumentan conforme incrementa la perforación del orificio, debido a la mayor cantidad de material removido<sup>45</sup>, sin que esto implique una magnitud más elevada de esfuerzos residuales, pues como se comprueba más adelante el esfuerzo residual máximo determinado en las diferentes mediciones, se encontró en la medición No. 1 a 10 mm de LC.



**Fig. 3.18.** Valores de microdeformación medidos por cada una de las tres galgas extensométricas de la roseta para cada incremento de profundidad en la perforación en la probeta soldada no. 1.

En la figura 3.19 se encuentran graficados los valores de microdeformación, medidos por cada una de las tres galgas de la roseta, contra la distancia medida a partir de la línea de centro del cordón de soldadura para cada incremento de profundidad en el orificio. La tendencia de aumento de las microdeformaciones a mayor profundidad es en realidad por los valores acumulados.



**Fig. 3.19** Valores de microdeformación medidos a partir de LC hacia el extremo de la placa soldada no. 1 (10, 24, 40, 55 y 64 mm) para cada incremento de profundidad.

Los valores de microdeformación registrados por la roseta en cada punto de medición fueron procesados mediante el programa de computo H-Drill<sup>88</sup> para la medición de los esfuerzos residuales, considerando valores de esfuerzo de cedencia de 29,000 psi, y de la relación de poisson de 0.3, del diámetro de orificio medido  $r_{av}$  y los parámetros geométricos de las galgas UL062 y UM062. Es importante destacar que  $1 \mu\epsilon$  es igual a  $1.57 \times 10^{-6}$  mm.

El programa H-Drill es un software desarrollado por Gary S. Schajer, el cual se basa en las consideraciones y ecuaciones planteadas en las secciones 1.5.4 y 1.5.5 de esta tesis, y que corresponden a la técnica de "hole drilling" y a la medición de esfuerzos residuales, respectivamente. En la tabla 3.8 se presentan los resultados del programa H-Drill para cada uno de los siete puntos de medición sobre la probeta soldada no. 1, el valor de  $\sigma_{max}$  que es el esfuerzo principal máximo es el que corresponde al esfuerzo residual presente en el material, mientras que  $\sigma_{min}$ ,  $\tau_{max}$ ,  $\beta$ ,  $\sigma_1$ ,  $\sigma_3$  y  $\tau_{13}$  son el esfuerzo principal mínimo, el esfuerzo cortante máximo, el ángulo en que se encuentra aplicado  $\sigma_{max}$  medido a partir de la galga no. 1 en el sentido de las manecillas del reloj, el esfuerzo máximo medido en la posición de la galga no.

1, el esfuerzo máximo medido en la posición de la galga no. 3 y el esfuerzo cortante máximo medido en el plano formado entre las galgas no. 1 y 3, respectivamente.

Tabla 3.8. Resultados del programa H-Drill para las 7 mediciones de esfuerzos en la probeta no. 1.

No. de Medición	Distancia a partir de LC, mm.	$\sigma_{\max}^a$ ksi	$\sigma_{\min}$ Ksi	$\tau_{\max}$ ksi	$\beta$ °	$\sigma_1$ ksi	$\sigma_3$ ksi	$\tau_{13}$ ksi
1	10	98.9	42.9	28	-47	69.1	72.7	28
2	24	45.1	20.2	12.5	-33	37.7	27.6	11.4
3	39.5	0.7	-44.4	22.5	0	0.7	-44.4	0.2
4	55	-4.9	-55.5	25.3	-3	-5.1	-55.4	2.6
5	64	-6.5	-67.7	30.6	1	-6.5	-67.7	-1.1
6	-10	90.6	28.9	30.8	-43	62.4	57.1	30.7
7	10	95	27	34	-44	61.8	60.1	34

<sup>(a)</sup> Valores de esfuerzo residual por encima del esfuerzo de cedencia del acero AISI 304L tomarlos con reserva, ya que en estos casos el valor de esfuerzo residual se acerca al límite elástico del material, quedando fuera del alcance de la técnica de hole drilling.<sup>45,71</sup>

En la figura 3.20 se presentan graficados los valores del esfuerzo residual máximo medidos a partir de LC del cordón de soldadura.

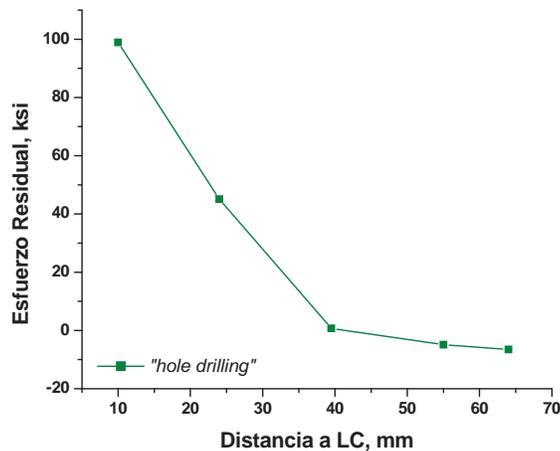


Fig. 3.20 Variación del esfuerzo residual máximo presente en el metal base a partir de la LC hacia el borde exterior de la probeta soldada no. 1

### 3.4.2 Probeta de medio aporte térmico.

En la tabla 3.9 se presentan los valores de microdeformación medidos en la por la roseta de galgas extensométricas en cada incremento de profundidad para cada una de las siete mediciones de esfuerzos residuales, durante la ejecución de la técnica de "hole drilling" de acuerdo con la norma ASTM E837, para la segunda probeta de soldadura.

Tabla. 3.9 Valores de microdeformación registrados durante la medición de esfuerzos residuales uniformes y no uniformes por la técnica de “hole drilling” en la probeta soldada no. 2.

Galga	Profundidad, plg.									
	0	5	10	20	30	40	50	60	70	80
<i>Medición 1; <math>r_a = 0.0680</math>; Roseta CEA-06-062UM-120<sup>a</sup></i>										
1	0	-134	-183	-258	-337	-390	-426	-445	-456	-484
2	0	-10	-12	-13	-14	-7	0	7	11	15
3	0	-109	-152	-219	-278	-326	-365	-385	-401	-435
<i>Medición 2; <math>r_a = 0.0672</math>; roseta CEA-06-02UL-120<sup>a</sup></i>										
1	0	-13	-41	-89	-118	-132	-138	-140	-138	-136
2	0	23	26	17	6	-1	-3	-5	-3	-1
3	0	34	46	32	8	-18	-34	-45	-50	-52
<i>Medición 3; <math>r_a = 0.0691</math>; roseta CEA-06-02UL-120<sup>a</sup></i>										
1	0	29	28	11	-13	-31	-43	-50	-55	-60
2	0	85	111	154	180	194	201	203	207	209
3	0	121	164	240	290	323	340	346	354	360
<i>Medición 4; <math>r_a = 0.0670</math>; roseta CEA-06-062UL-120<sup>a</sup></i>										
1	0	36	38	31	17	2	-8	-14	-20	-26
2	0	123	153	205	247	273	290	295	302	305
3	0	160	215	304	379	428	459	473	485	492
<i>Medición 5; <math>r_a = 0.0652</math>; roseta CEA-06-062UL-120<sup>a</sup></i>										
1	0	45	46	27	11	2	-5	-12	-19	-22
2	0	93	135	192	227	236	242	243	247	248
3	0	156	238	387	462	495	510	520	527	534
<i>Medición 6; <math>r_a = 0.0670</math>; roseta CEA-06-062UM-120<sup>a</sup></i>										
1	0	-92	-143	-217	-286	-335	-374	-392	-408	-420
2	0	-4	-5	-6	-5	-2	2	6	11	17
3	0	-78	-119	-182	-245	-288	-320	-335	-349	-358
<i>Medición 7; <math>r_a = 0.0654</math>; roseta CEA-06-062UM-120<sup>a</sup></i>										
1	0	-120	-167	-256	-333	-374	-415	-440	-455	-467
2	0	-32	-43	-59	-66	-64	-61	-57	-54	-49
3	0	-105	-152	-234	-301	-341	-381	-407	-422	-433

En la figura 3.21 se presentan graficados los valores de microdeformación de la tabla anterior contra la profundidad del orificio, de donde se aprecia que para la medición no. 1, la más cercana a la línea de centro del cordón de soldadura, la mayoría de los valores de microdeformación son negativos alcanzando un valor máximo negativo de 484  $\mu\epsilon$  en la lectura de la galga 1, mientras que para la medición no. 5, la más alejada a la línea de centro del cordón de soldadura, los valores de microdeformación son en su mayoría positivos alcanzando un valor máximo de 534  $\mu\epsilon$  en la galga 3. Los valores de microdeformación para las mediciones no. 1, 6 y 7, las más cercanas a la línea de centro del cordón de soldadura, presentan valores negativos principalmente, alcanzando valores máximos negativos de 484, 420 y 467  $\mu\epsilon$ , respectivamente. Como se aprecia en la figura 3.21 los valores de microdeformación aumentan conforme incrementa la perforación del orificio, debido a la mayor cantidad de material removido<sup>45</sup>, sin que esto implique una magnitud más elevada de esfuerzos residuales, pues como se comprueba más adelante el esfuerzo residual máximo determinado en las diferentes mediciones, se encontró en la medición No. 1 a 10 mm de LC.

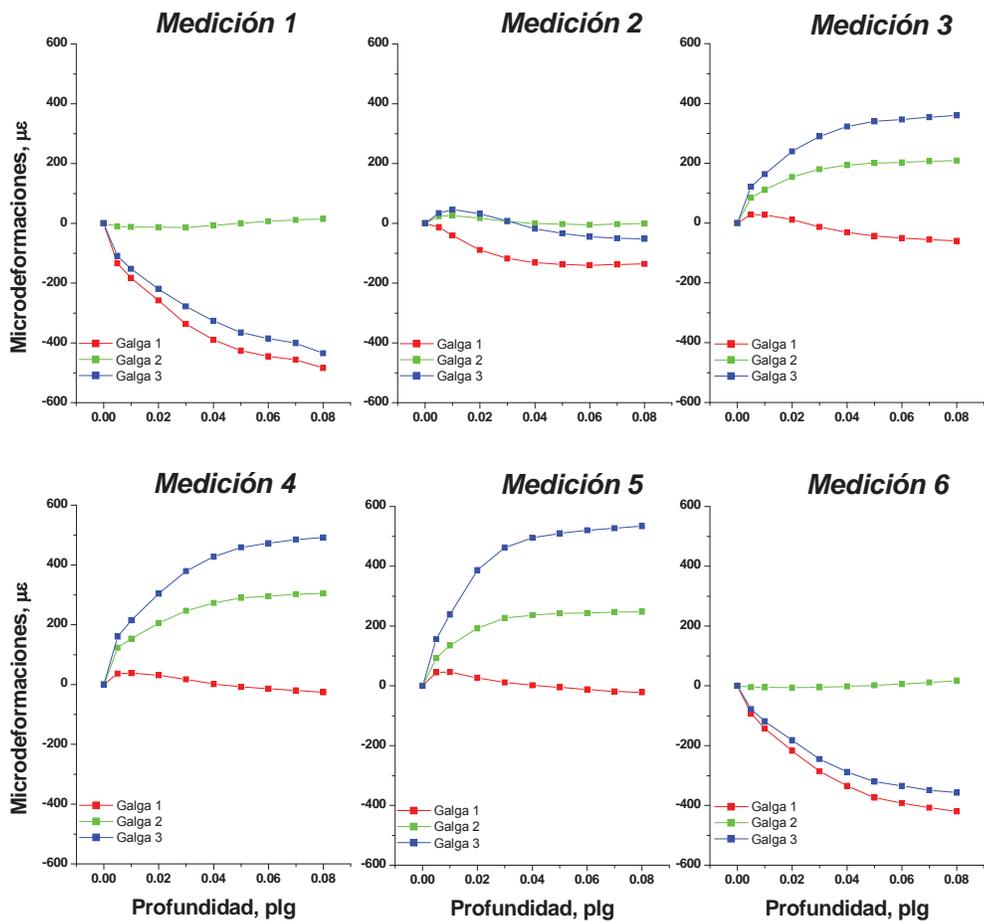


Fig. 3.21. Valores de microdeformación medidos por cada una de las tres galgas extensométricas de la roseta para cada incremento de profundidad en la perforación en la probeta soldada no. 2.

En la figura 3.22 se encuentran graficados los valores de microdeformación, medidos por cada una de las tres galgas de la roseta, contra la distancia medida a partir de la línea de centro del cordón de soldadura para cada incremento de profundidad en el orificio.

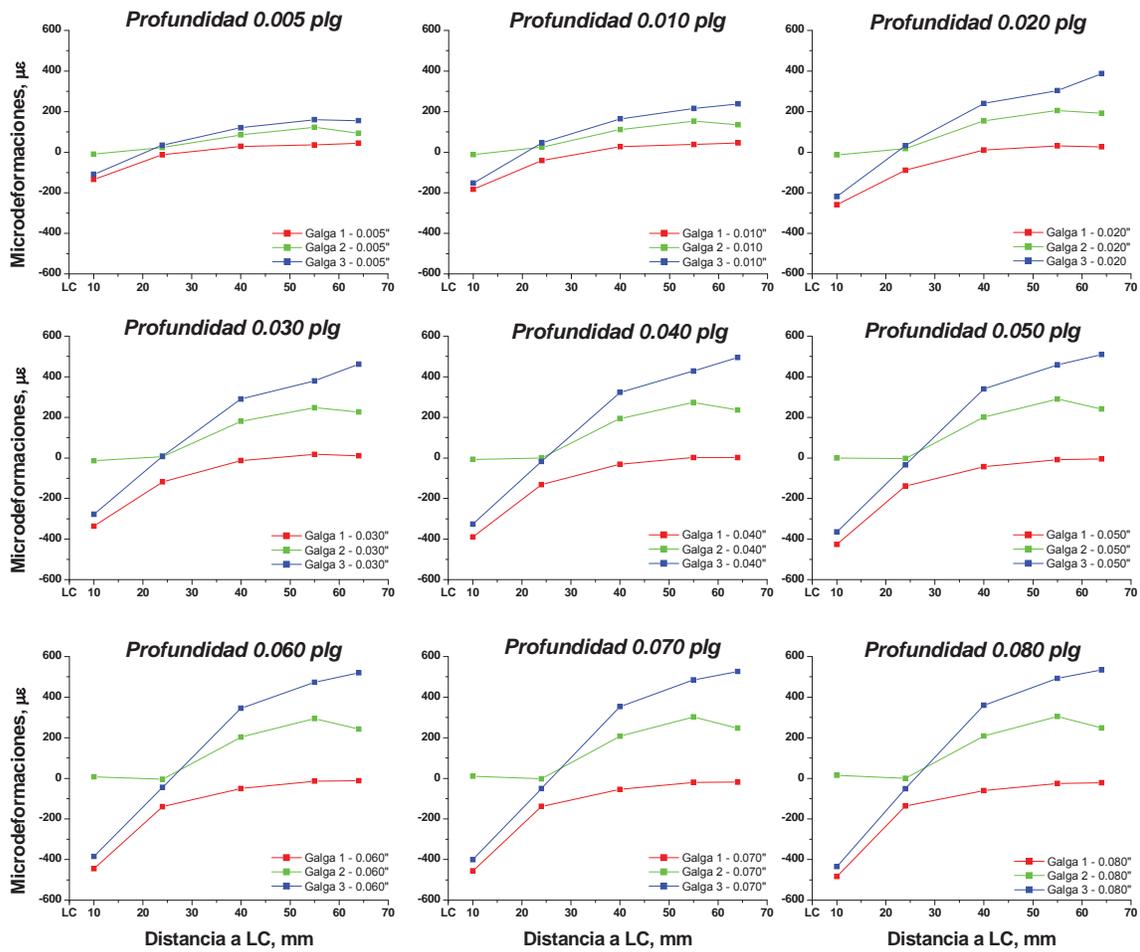


Fig. 3.22 Valores de microdeformación medidos a partir de LC hacia el extremo de la placa soldada no. 2 (10, 24, 40, 55 y 64 mm) para cada incremento de profundidad.

En la tabla 3.10 se presentan los resultados del programa H-Drill para cada uno de los siete puntos de medición sobre la probeta soldada no. 2.

Tabla 3.10 Resultados del programa H-Drill para las 7 mediciones de esfuerzos en la probeta no. 2.

No. de Medición	Distancia a partir de LC, mm.	$\sigma_{\max}^{(a)}$ ksi	$\sigma_{\min}$ ksi	$\tau_{\max}$ Ksi	$\beta$ °	$\sigma_1$ Ksi	$\sigma_3$ ksi	$T_{13}$ Ksi
1	10	99.7	32.8	33.4	-43	68.4	64	33.4
2	24	23.4	5.3	9	-30	18.9	9.9	7.8
3	39.5	-7.3	-42.5	17.6	-8	-7.9	-41.9	4.7
4	55	-17.1	-62.8	22.9	-8	-17.9	-62	6.1
5	64	-21.7	-73	25.6	1	-21.7	-73	-0.7
6	-10	88.7	28.9	29.9	-43	61.1	56.5	29.8
7	10	102.2	41	30.6	-44	73.1	70.2	30.5

<sup>(a)</sup> Valores de esfuerzo residual por encima del esfuerzo de cedencia del acero AISI 304L tomarlos con reserva, ya que en estos casos el valor de esfuerzo residual se acerca al límite elástico del material, quedando fuera del alcance de la técnica de hole drilling.<sup>45,71</sup>

En la figura 3.23 se presentan graficados los valores del esfuerzo residual máximo medidos a partir de LC del cordón de soldadura.

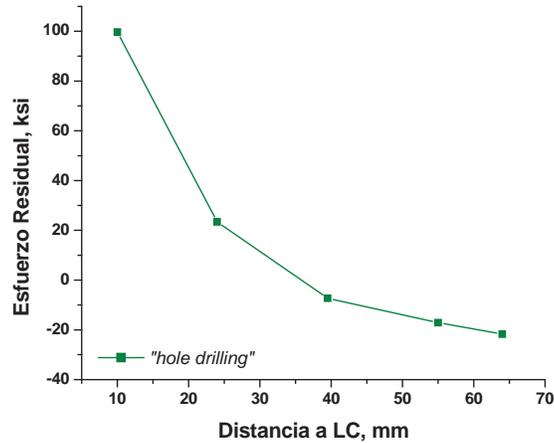


Fig. 3.23 Variación del esfuerzo residual máximo presente en el metal base a partir de la LC hacia el borde exterior de la probeta soldada no. 2.

### 3.4.3 Probeta de alto aporte térmico.

En la tabla 3.11 se presentan los valores de microdeformación medidos en la por la roseta de galgas extensométricas en cada incremento de profundidad para cada una de las siete mediciones de esfuerzos residuales, durante la ejecución de la técnica de "hole drilling" de acuerdo con la norma ASTM E837, para la tercer probeta de soldadura.

Tabla 3.11 Valores de microdeformación registrados durante la medición de esfuerzos residuales uniformes y no uniformes por la técnica de "hole drilling" en la probeta soldada no. 3.

Galga	Profundidad, plg.									
	0	5	10	20	30	40	50	60	70	80
<i>Medición 1; <math>r_a = 0.0694</math>; Roseta CEA-06-062UM-120<sup>a</sup></i>										
1	0	-44	-222	-233	-275	-422	-521	-567	-597	-612
2	0	-7	-18	-14	-22	-47	-58	-68	-73	-76
3	0	-52	-282	-290	-290	-487	-605	-668	-696	-714
<i>Medición 2; <math>r_a = 0.0670</math>; Roseta CEA-06-062UL-120<sup>a</sup></i>										
1	0	-60	-148	-349	-451	-833	-849	-922	-991	-1019
2	0	-26	-94	-222	-295	-525	-527	-569	-625	-663
3	0	-33	-73	-209	-297	-502	-509	-578	-624	-638
<i>Medición 3; <math>r_a = 0.0682</math>; Roseta CEA-06-062UL-120<sup>a</sup></i>										
1	0	2	-13	-72	-198	-298	-326	-357	-361	-410
2	0	30	39	25	-71	-159	-173	-188	-187	-208
3	0	57	83	115	106	74	75	55	56	41
<i>Medición 5; <math>r_a = 0.0692</math>; Roseta CEA-06-062UL-120<sup>a</sup></i>										
1	0	-7	-5	-85	-159	-282	-336	-360	-368	-378
2	0	14	47	84	33	-72	-109	-137	-144	-155
3	0	35	98	247	338	365	387	406	411	417
<i>Medición 6; <math>r_a = 0.0672</math>; Roseta CEA-06-062UM-120<sup>a</sup></i>										
1	0	-54	-228	-442	-608	-627	-723	-823	-868	-922
2	0	-12	-34	-64	-87	-89	-116	-159	-184	-220
3	0	-43	-173	-325	-470	-474	-583	-670	-716	-783
<i>Medición 7; <math>r_a = 0.0660</math>; Roseta CEA-06-062UM-120<sup>a</sup></i>										

1	0	-72	-216	-556	-743	-877	-976	-1098	-1165	-1159
2	0	-14	-45	-172	-286	-363	-414	-520	-588	-584
3	0	-93	-281	-587	-788	-940	-1055	-1206	-1289	-1281

En la figura 3.24 se presentan graficados los valores de microdeformación de la tabla anterior contra la profundidad del orificio, de donde se aprecia que para la medición no. 1, la más cercana a la línea de centro del cordón de soldadura, los valores de microdeformación son negativos alcanzando un valor máximo negativo de  $-714 \mu\epsilon$  en la lectura de la galga 3, mientras que para la medición no. 5, la más alejada a la línea de centro del cordón de soldadura, los valores de microdeformación son tanto positivos como negativos, alcanzando un valor máximo negativo de  $378 \mu\epsilon$  en la galga 3., y un valor máximo positivo de  $417 \mu\epsilon$  en la galga 3. Los valores de microdeformación para las mediciones no. 1, 6 y 7, las más cercanas a la línea de centro del cordón de soldadura, presentan valores negativos principalmente, alcanzando valores máximos negativos de  $714$ ,  $922$  y  $-1281 \mu\epsilon$ , respectivamente. Como se aprecia en la figura 3.24 los valores de microdeformación aumentan conforme incrementa la perforación del orificio, debido a la mayor cantidad de material removido<sup>45</sup>, sin que esto implique una magnitud más elevada de esfuerzos residuales, pues como se comprueba más adelante el esfuerzo residual máximo determinado en las diferentes mediciones, se encontró en la medición No. 1 a 10 mm de LC.

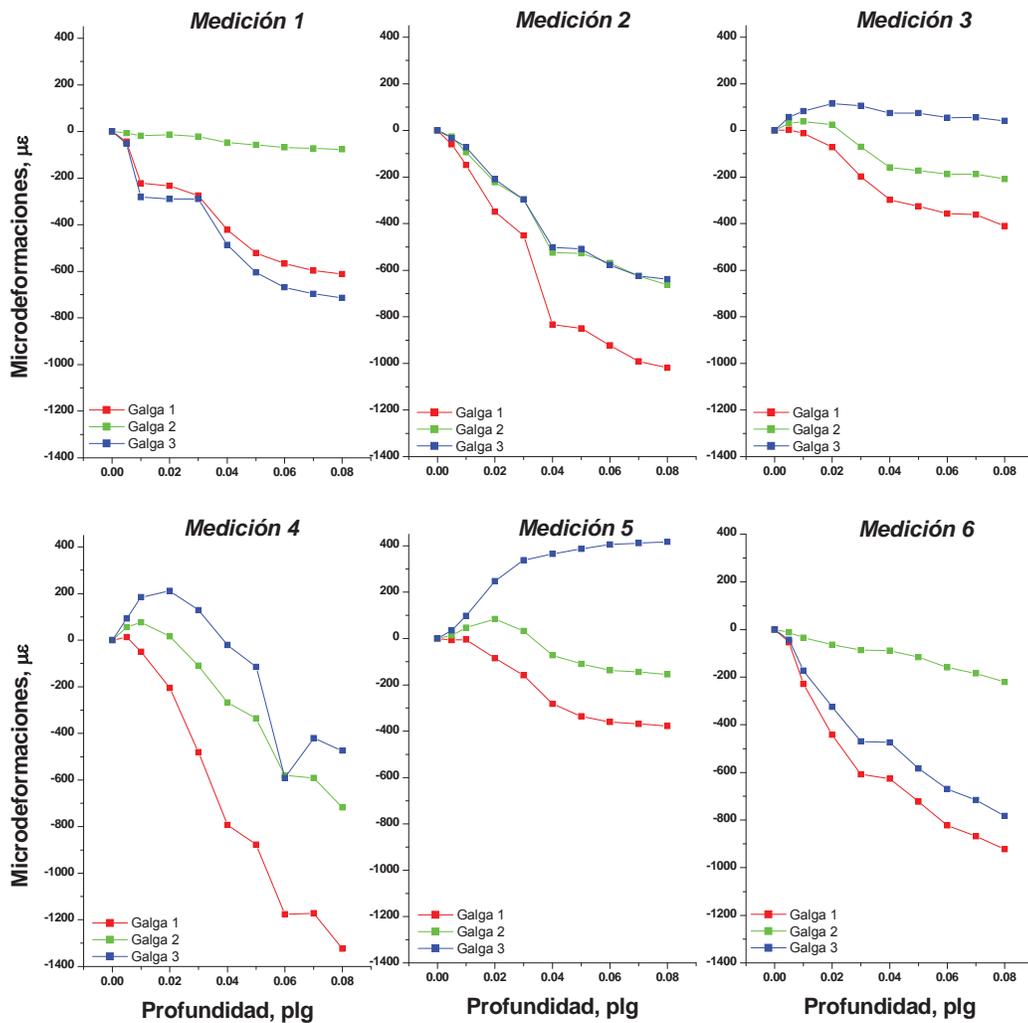


Fig. 3.24 Valores de microdeformación medidos por cada una de las tres galgas extensométricas de la roseta para cada incremento de profundidad en la perforación en la probeta soldada no. 3.

°En la figura 3.24 se encuentran graficados los valores de microdeformación, medidos por cada una de las tres galgas de la roseta, contra la distancia medida a partir de la línea de centro del cordón de soldadura para cada incremento de profundidad en el orificio.

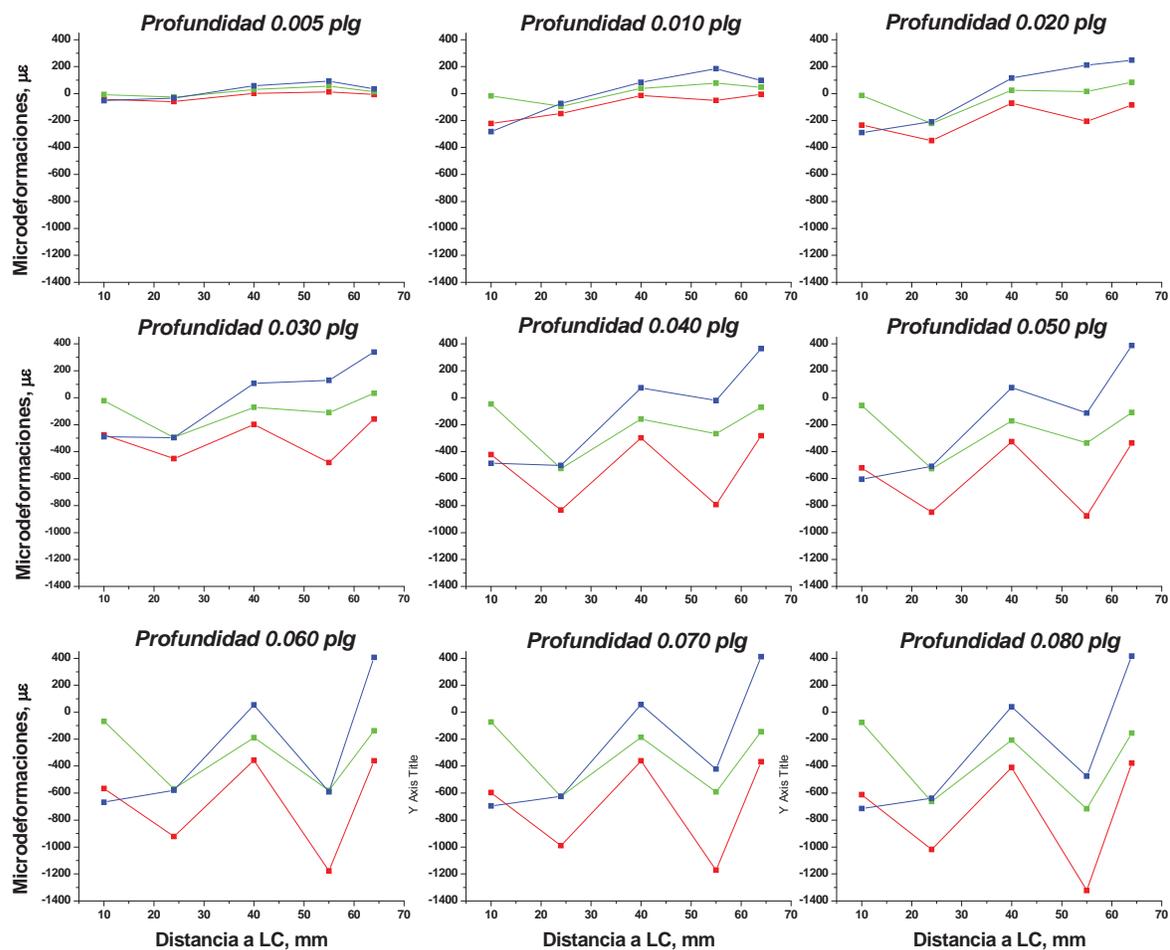


Fig. 3.25 Valores de microdeformación medidos a partir de LC hacia el extremo de la placa soldada no. 2 (10, 24, 40, 55 y 64 mm) para cada incremento de profundidad.

En la tabla 3.12 se presentan los resultados del programa H-Drill para cada uno de los siete puntos de medición sobre la probeta soldada no. 3.

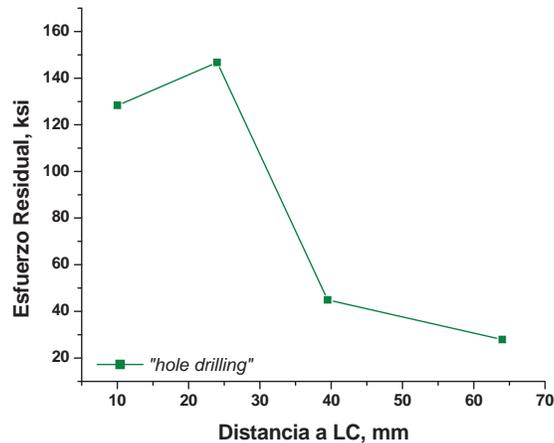
Tabla 3.12 Resultados del programa H-Drill para las 7 mediciones de esfuerzos en la probeta no. 3.

No. de Medición	Distancia a partir de LC, mm.	$\sigma_{\max}^{(a)}$ ksi	$\sigma_{\min}$ ksi	$\tau_{\max}$ Ksi	B °	$\sigma_1$ Ksi	$\sigma_3$ ksi	$T_{13}$ ksi
1	10	128.3	48.5	39.9	-48	84.8	92	39.7
2	24	146.7	104	21.4	-21	141.2	109.5	14.4
3	39.5	44.9	8.9	18	4	44.8	9.1	-2.4
4	55	---	---	---	---	---	---	---
5	64	27.9	-39.7	33.8	11	25.5	-37.4	-12.5
6	-10	236.3	77.4	46.9	-41	130.2	118.3	46.5
7	10	171.7	136.9	49.7	-47	182.5	190.7	49.5

<sup>(a)</sup> Valores de esfuerzo residual por encima del esfuerzo de cedencia del acero AISI 304L tomarlos con reserva, ya que en estos casos el valor de esfuerzo residual se acerca al límite elástico del material, quedando fuera del alcance de la técnica de hole drilling.<sup>45,71</sup>

--- No se realizó la medición

En la figura 3.26 se presentan graficados los valores del esfuerzo residual máximo medidos a partir de LC del cordón de soldadura.



**Fig. 3.26 Valores de microdeformación medidos a partir de LC hacia el extremo de la placa soldada no. 3 (10, 24, 40, 55 y 64 mm) para cada incremento de profundidad.**

A partir de las mediciones de esfuerzos residuales por la técnica de hole drilling se aprecia que un estado de tensiones internas a tensión cuyos valores más críticos se presentan en las cercanías del cordón de soldadura de las probetas de acero AISI 304L soldadas, como lo demuestran los valores de deformaciones relajadas y por ende de esfuerzos residuales obtenidos en los puntos de medición no. 1, 2, 6 y 7 de las tres probetas soldadas. Lo anterior se encuentra en relación directa con los ciclos térmicos registrados en la zona donde se alcanzan las temperaturas pico más elevadas y las curvas de enfriamiento con mayor pendiente, lo cual a su vez provoca cambios microestructurales importantes en el metal base y define el modo de solidificación de la pileta de soldadura junto con la composición química del metal de aporte. Diversos estudios indican que en el caso del acero inoxidable AISI 304L el modo de solidificación que presenta la mayor resistencia al agrietamiento en caliente es el de solidificación primaria principalmente ferrítica con algo de austenita formada al final de la solidificación<sup>26,27,28,29,30</sup>, el cual ya se explicó ampliamente en la revisión bibliográfica de la presente tesis (modo FA).

Es importante remarcar que conforme se aleja de la línea de centro del cordón de soldadura las tensiones internas del material disminuyen provocando niveles de esfuerzo residual más bajos, tal como se aprecia en los resultados de los puntos de medición no. 3, 4 y 5 de las probetas soldadas, los cuales dependen más del procesamiento termo-mecánico anterior del metal base que del proceso de soldadura, ya que en esta zona el efecto térmico no es suficiente para generar transformaciones que generen esfuerzos residuales.

A pesar de que la técnica de hole drilling queda rebasada por el nivel de esfuerzos residuales generado durante la soldadura de las probetas como se aprecia en las mediciones de esfuerzos residuales encontrado en la zona de medición cercana a la superficie del acero, se puede afirmar que la magnitud del esfuerzo residual para los puntos de medición cercanos a la pileta de soldadura se encuentra muy cercana al valor de esfuerzo de cedencia del acero inoxidable AISI 304L, lo cual es reflejo principalmente de: a) el elevado nivel de contracción

impedido, ya analizado y discutido anteriormente, b) las variaciones de corriente que influyen en los gradientes térmicos que se generan en la pieza durante su soldadura y que determinan el aporte térmico de la soldadura, directamente relacionado con los cambios microestructurales que ocurrieron en las piezas soldadas, y que también ya se analizó y discutió, y finalmente c) los ciclos térmicos que definen también los cambios microestructurales de las probetas. Ciertos estudios reportan que para el acero inoxidable austenítico los valores de esfuerzo residual en la superficie alcanzan los valores de  $\sigma_0$ , y en algunos casos superan a este<sup>90</sup>. Algo importante para señalar es que los gradientes de composición química, es otro aspecto que influye en la generación de esfuerzos residuales, sin embargo este se encuentra fuera de los alcances de este trabajo de investigación.

### 3.5 MEDICIONES DE ESFUERZOS RESIDUALES NO UNIFORMES.

Hasta ahora solo se ha considerado que el estado de esfuerzos residuales se comporta de forma uniforme con la profundidad, lo cual dista mucho de ser así en la realidad. Por lo que en esta sección, a partir de las mismas mediciones de deformaciones relajadas obtenidas en los puntos de medición de cada una de las tres probetas, se presentan los resultados de esfuerzos residuales como una función de la profundidad del orificio (esfuerzos residuales por debajo de la superficie). Existen diferentes modelos que consideran la variación del esfuerzo con la profundidad, los resultados que se presentan a continuación fueron obtenidos por medio del método integral, usando de nueva cuenta el programa H-Drill. El desarrollo teórico del método integral ya se explicó ampliamente en la parte de revisión bibliográfica de esta tesis.

#### 3.5.1 Probeta de bajo aporte térmico.

En la tabla 3.13 se presentan los resultados del programa H-Drill, considerando la variación del esfuerzo residual con la profundidad.

Tabla 3.13. Valores de esfuerzos principales y cortantes para la probeta no. 1, determinados por el método integral.

Profundidad, Plg	$\sigma_{\max}$ ksi	$\sigma_{\min}$ ksi	$\tau_{\max}$ ksi	$\beta$ °	$\sigma_1$ ksi	$\sigma_3$ Ksi	$\tau_{13}$ ksi
<b>Medición 1</b>							
0.0017	153.6	76	38.8	-48	110.8	118.9	38.6
0.0075	97.4	30.6	33.4	-46	62.4	65.5	33.3
0.015	71.3	23.9	23.7	-47	46.3	48.9	23.7
0.025	74.7	30.4	22.2	-45	52.3	52.8	22.2
0.367	85.5	35.3	25.1	-48	58.2	62.7	25
<b>Medición 2</b>							
0.0017	114.8	-22.4	68.6	-19	99.6	-7.2	43.1
0.0075	24.4	13.8	5.3	-87	13.9	24.3	0.6
0.015	52.4	30.5	11	-47	40.7	42.3	10.9
0.025	25.4	8.9	8.3	-85	9	25.3	1.5
0.367	33.7	19.6	7.1	-67	21.7	31.6	5
<b>Medición 3</b>							
0.0017	-37.6	-136.6	49.5	4	-38	-136.2	-6.4
0.0075	22.7	-49.7	36.2	-5	22.1	-49.1	6.4
0.015	17.2	-13.4	15.3	-3	17.1	-13.3	-2.7
0.025	9.8	-14	11.9	7	9.5	-13.7	-2.7
0.367	9.3	-11.7	10.5	1	9.3	-11.7	-0.4
<b>Medición 4</b>							

<i>0.0017</i>	<i>-38.8</i>	<i>-152.4</i>	<i>56.8</i>	<i>-10</i>	<i>-42.1</i>	<i>-149</i>	<i>19.3</i>
<i>0.0075</i>	<i>3.3</i>	<i>-68.6</i>	<i>35.9</i>	<i>2</i>	<i>3.2</i>	<i>-68.5</i>	<i>-2.9</i>
<i>0.015</i>	<i>10.3</i>	<i>-31.8</i>	<i>21</i>	<i>10</i>	<i>9.1</i>	<i>-30.5</i>	<i>-7.1</i>
<i>0.025</i>	<i>35.2</i>	<i>-1.1</i>	<i>18.1</i>	<i>-15</i>	<i>32.7</i>	<i>1.4</i>	<i>9.1</i>
<i>0.367</i>	<i>-20.3</i>	<i>-34.1</i>	<i>6.9</i>	<i>2</i>	<i>-20.3</i>	<i>-34.1</i>	<i>-0.5</i>
<b>Medición 5</b>							
<i>0.0017</i>	<i>-29.6</i>	<i>-193.7</i>	<i>82.1</i>	<i>0</i>	<i>-29.6</i>	<i>-193.7</i>	<i>-0.6</i>
<i>0.0075</i>	<i>9.4</i>	<i>-64.4</i>	<i>36.9</i>	<i>4</i>	<i>9.1</i>	<i>-64.1</i>	<i>-4.9</i>
<i>0.015</i>	<i>9.5</i>	<i>-45.3</i>	<i>27.4</i>	<i>5</i>	<i>9</i>	<i>-44.9</i>	<i>-4.9</i>
<i>0.025</i>	<i>30.4</i>	<i>7.8</i>	<i>11.3</i>	<i>-69</i>	<i>10.8</i>	<i>27.4</i>	<i>7.7</i>
<i>0.367</i>	<i>-13.9</i>	<i>-74.9</i>	<i>30.5</i>	<i>1</i>	<i>-14</i>	<i>-74.9</i>	<i>-1.4</i>
<b>Medición 6</b>							
<i>0.0017</i>	<i>151.8</i>	<i>42.4</i>	<i>54.7</i>	<i>-41</i>	<i>104.2</i>	<i>90</i>	<i>54.2</i>
<i>0.0075</i>	<i>42.9</i>	<i>7.3</i>	<i>17.8</i>	<i>-45</i>	<i>25.3</i>	<i>25</i>	<i>17.8</i>
<i>0.015</i>	<i>62.8</i>	<i>15.4</i>	<i>23.7</i>	<i>-43</i>	<i>41.1</i>	<i>37.2</i>	<i>23.6</i>
<i>0.025</i>	<i>83.9</i>	<i>27.1</i>	<i>28.4</i>	<i>-43</i>	<i>57.3</i>	<i>53.6</i>	<i>28.3</i>
<i>0.367</i>	<i>99.5</i>	<i>44.9</i>	<i>27.3</i>	<i>-43</i>	<i>73.7</i>	<i>70.7</i>	<i>27.3</i>
<b>Medición 7</b>							
<i>0.0017</i>	<i>284.4</i>	<i>56.9</i>	<i>113.7</i>	<i>-44</i>	<i>173.1</i>	<i>168.3</i>	<i>113.7</i>
<i>0.0075</i>	<i>47.1</i>	<i>0.2</i>	<i>23.4</i>	<i>-45</i>	<i>23.9</i>	<i>23.4</i>	<i>23.4</i>
<i>0.015</i>	<i>25.7</i>	<i>4.3</i>	<i>10.7</i>	<i>-47</i>	<i>14.4</i>	<i>15.6</i>	<i>10.7</i>
<i>0.025</i>	<i>41.5</i>	<i>14</i>	<i>13.8</i>	<i>-39</i>	<i>30.5</i>	<i>25.1</i>	<i>13.5</i>
<i>0.367</i>	<i>86.4</i>	<i>34</i>	<i>26.2</i>	<i>-45</i>	<i>60.4</i>	<i>60</i>	<i>26.2</i>

En la gráfica 3.27 se presentan los valores del esfuerzo residual a diferentes profundidades para cada punto de medición.

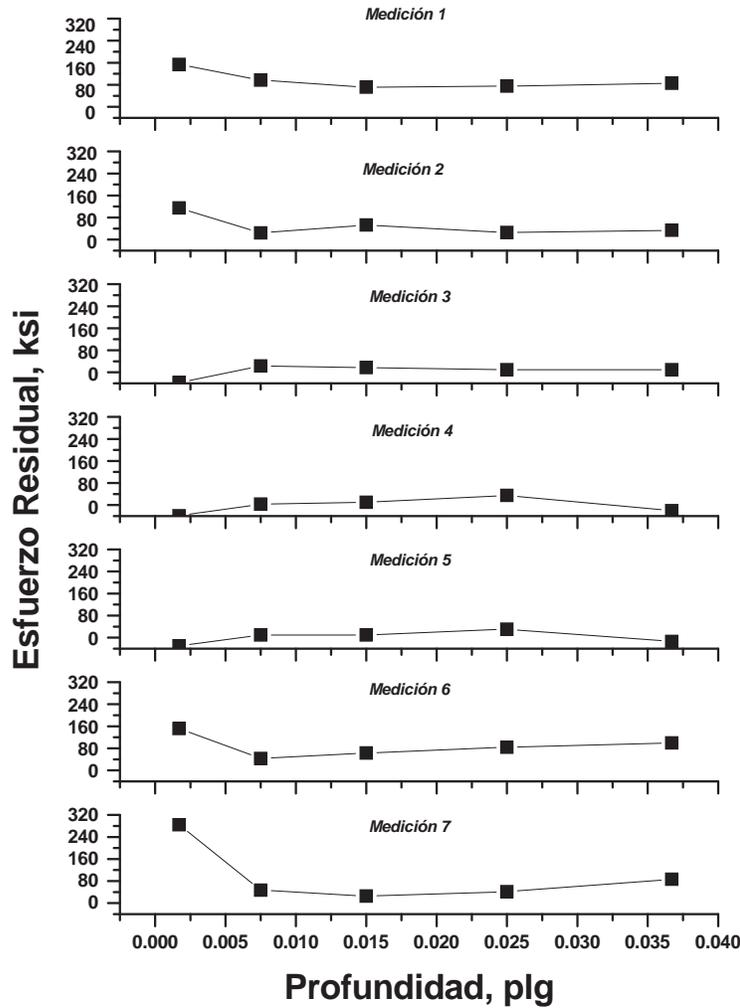


Fig. 3.27 Valores de esfuerzos residuales no uniformes para las 7 mediciones en la probeta no. 1.

### 3.5.2 Probeta de medio aporte térmico.

En la tabla 3.14 se presentan los resultados del programa H-Drill, considerando la variación del esfuerzo residual con la profundidad.

Tabla 3.14. Valores de esfuerzos principales y cortantes para la probeta no. 2, determinados por el método integral.

Profundidad, Plg	$\sigma_{\max}$ ksi	$\sigma_{\min}$ ksi	$\tau_{\max}$ ksi	$\beta$ °	$\sigma_1$ Ksi	$\sigma_3$ Ksi	$\tau_{13}$ Ksi
<b>Medición 1</b>							
0.0017	289.8	71.6	109.1	-42	192.9	168.6	108.5
0.0075	17.5	-4.3	10.9	-46	6.1	7.1	10.9
0.015	26.6	5.2	10.7	-45	15.8	15.9	10.7
0.025	62.8	22.2	20.3	-39	46.6	38.5	19.9
0.367	86.2	33.5	26.3	-45	59.7	60	26.3
<b>Medición 2</b>							
0.0017	14.8	-47.5	31.1	-15	10.5	-43.2	15.7

<i>0.0075</i>	<i>31.4</i>	<i>2.7</i>	<i>14.3</i>	<i>-12</i>	<i>30.2</i>	<i>3.9</i>	<i>5.7</i>
<i>0.015</i>	<i>31.3</i>	<i>16.6</i>	<i>7.3</i>	<i>-38</i>	<i>25.6</i>	<i>22.2</i>	<i>7.1</i>
<i>0.025</i>	<i>27.1</i>	<i>15.8</i>	<i>5.7</i>	<i>-63</i>	<i>18.1</i>	<i>24.8</i>	<i>4.6</i>
<i>0.367</i>	<i>38.5</i>	<i>18.8</i>	<i>9.9</i>	<i>-66</i>	<i>22</i>	<i>35.3</i>	<i>7.3</i>
<b>Medición 3</b>							
<i>0.0017</i>	<i>-65.5</i>	<i>-165.1</i>	<i>49.8</i>	<i>-6</i>	<i>-66.6</i>	<i>-163.9</i>	<i>10.6</i>
<i>0.0075</i>	<i>15.1</i>	<i>-3.1</i>	<i>9.1</i>	<i>-7</i>	<i>14.9</i>	<i>-2.8</i>	<i>2.1</i>
<i>0.015</i>	<i>11.1</i>	<i>-14.6</i>	<i>12.9</i>	<i>-9</i>	<i>10.4</i>	<i>-13.9</i>	<i>4.2</i>
<i>0.025</i>	<i>14.2</i>	<i>-10.7</i>	<i>12.4</i>	<i>-11</i>	<i>13.2</i>	<i>-9.7</i>	<i>4.8</i>
<i>0.367</i>	<i>8.8</i>	<i>-13.7</i>	<i>11.3</i>	<i>-6</i>	<i>8.6</i>	<i>-13.5</i>	<i>2.2</i>
<b>Medición 4</b>							
<i>0.0017</i>	<i>-86</i>	<i>-236.7</i>	<i>75.3</i>	<i>-11</i>	<i>-91.5</i>	<i>-231.2</i>	<i>28.2</i>
<i>0.0075</i>	<i>17.7</i>	<i>-4.5</i>	<i>11.1</i>	<i>15</i>	<i>16.1</i>	<i>-2.9</i>	<i>-5.7</i>
<i>0.015</i>	<i>6.9</i>	<i>-15.6</i>	<i>11.2</i>	<i>-6</i>	<i>6.7</i>	<i>-15.3</i>	<i>2.2</i>
<i>0.025</i>	<i>2.9</i>	<i>-28.8</i>	<i>15.9</i>	<i>-7</i>	<i>2.4</i>	<i>-28.3</i>	<i>4</i>
<i>0.367</i>	<i>3.9</i>	<i>-27.7</i>	<i>15.8</i>	<i>-8</i>	<i>3.3</i>	<i>-27</i>	<i>4.5</i>
<b>Medición 5</b>							
<i>0.0017</i>	<i>-107.6</i>	<i>-242</i>	<i>67.2</i>	<i>4</i>	<i>-108.1</i>	<i>-241.5</i>	<i>-8.3</i>
<i>0.0075</i>	<i>12.6</i>	<i>-39.7</i>	<i>26.1</i>	<i>-3</i>	<i>12.5</i>	<i>-39.5</i>	<i>2.7</i>
<i>0.015</i>	<i>8.1</i>	<i>-48.8</i>	<i>28.4</i>	<i>4</i>	<i>7.9</i>	<i>-48.6</i>	<i>-3.6</i>
<i>0.025</i>	<i>8.6</i>	<i>-15.1</i>	<i>11.8</i>	<i>-13</i>	<i>7.5</i>	<i>-13.9</i>	<i>5.1</i>
<i>0.367</i>	<i>6.4</i>	<i>-4.3</i>	<i>5.3</i>	<i>18</i>	<i>5.4</i>	<i>-3.3</i>	<i>-3.1</i>
<b>Medición 6</b>							
<i>0.0017</i>	<i>213.3</i>	<i>49.4</i>	<i>82</i>	<i>-43</i>	<i>137.9</i>	<i>124.8</i>	<i>81.7</i>
<i>0.0075</i>	<i>44.2</i>	<i>4.6</i>	<i>19.8</i>	<i>-40</i>	<i>27.7</i>	<i>21</i>	<i>19.5</i>
<i>0.015</i>	<i>33.6</i>	<i>8.6</i>	<i>12.5</i>	<i>-43</i>	<i>21.8</i>	<i>20.4</i>	<i>12.5</i>
<i>0.025</i>	<i>66.6</i>	<i>22.9</i>	<i>21.9</i>	<i>-44</i>	<i>45.4</i>	<i>44.1</i>	<i>21.8</i>
<i>0.367</i>	<i>74.3</i>	<i>31</i>	<i>21.6</i>	<i>-44</i>	<i>53.6</i>	<i>51.8</i>	<i>21.6</i>
<b>Medición 7</b>							
<i>0.0017</i>	<i>268.7</i>	<i>97.2</i>	<i>85.7</i>	<i>-42</i>	<i>191.4</i>	<i>174.5</i>	<i>85.3</i>
<i>0.0075</i>	<i>25</i>	<i>0.5</i>	<i>12.2</i>	<i>-51</i>	<i>10.1</i>	<i>15.4</i>	<i>11.9</i>
<i>0.015</i>	<i>47.3</i>	<i>14.5</i>	<i>16.4</i>	<i>-43</i>	<i>32</i>	<i>29.9</i>	<i>16.4</i>
<i>0.025</i>	<i>66.7</i>	<i>23.9</i>	<i>21.4</i>	<i>-42</i>	<i>47.2</i>	<i>43.4</i>	<i>21.3</i>
<i>0.367</i>	<i>56.3</i>	<i>22.1</i>	<i>17.1</i>	<i>-46</i>	<i>38.9</i>	<i>39.5</i>	<i>17.1</i>

En la gráfica 3.28 se presentan los valores del esfuerzo residual a diferentes profundidades para cada punto de medición.

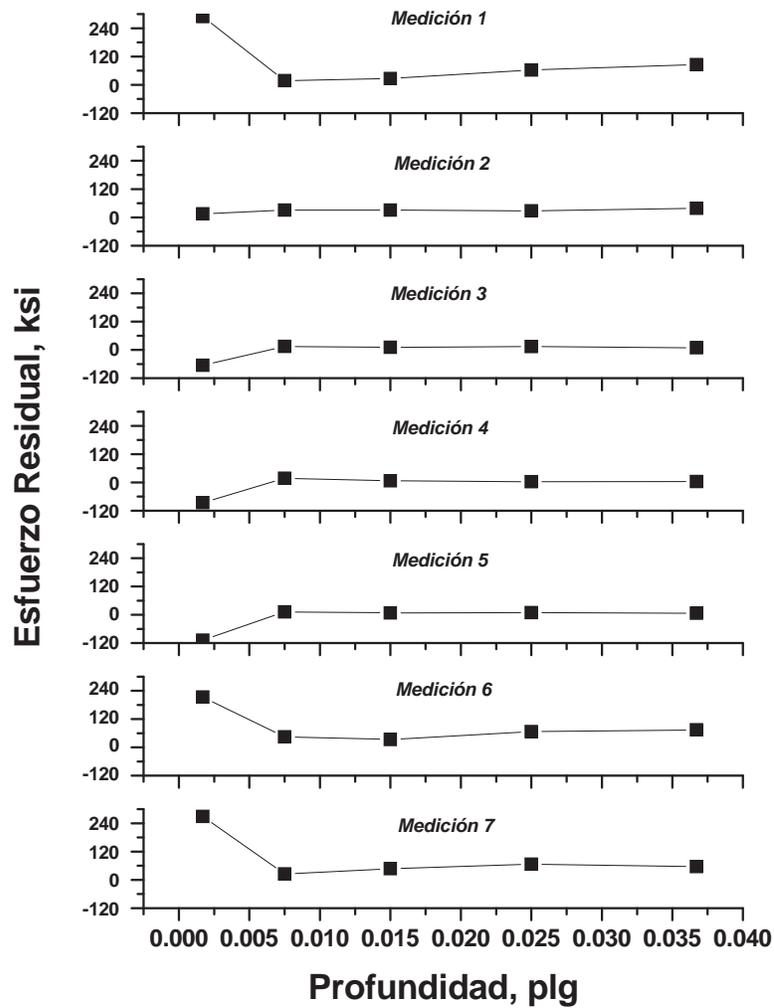


Fig. 3.28 Valores de esfuerzos residuales no uniformes para las 7 mediciones en la probeta no. 1.

### 3.5.3 Probeta de alto aporte térmico.

En la tabla 3.15 se presentan los resultados del programa H-Drill, considerando la variación del esfuerzo residual con la profundidad.

Tabla 3.15. Valores de esfuerzos principales y cortantes para la probeta no. 3, determinados por el método integral.

Profundidad, Plg	$\sigma_{\max}$ ksi	$\sigma_{\min}$ ksi	$\tau_{\max}$ Ksi	$\beta$ °	$\sigma_1$ ksi	$\sigma_3$ Ksi	$\tau_{13}$ ksi
<b>Medición 1</b>							
0.0017	106.6	29.8	38.4	-48	64.5	71.9	38.2
0.0075	412.9	100.9	156	-49	235.7	278.1	154.6
0.015	-36.3	-97.6	30.7	40	-61.7	-72.2	-30.2
0.025	29.6	18.8	5.4	-35	26	22.4	5
0.367	363.4	201.8	80.8	-46	279.1	286.1	80.7
<b>Medición 2</b>							
0.0017	114.8	-22.4	68.6	-19	99.6	-7.2	43.1

<i>0.0075</i>	<i>24.4</i>	<i>13.8</i>	<i>5.3</i>	<i>-87</i>	<i>13.9</i>	<i>24.3</i>	<i>0.6</i>
<i>0.015</i>	<i>53.4</i>	<i>30.5</i>	<i>11</i>	<i>-47</i>	<i>40.7</i>	<i>42.3</i>	<i>10.9</i>
<i>0.025</i>	<i>25.4</i>	<i>8.9</i>	<i>8.3</i>	<i>-85</i>	<i>9</i>	<i>25.3</i>	<i>1.5</i>
<i>0.367</i>	<i>33.7</i>	<i>19.6</i>	<i>7.1</i>	<i>-67</i>	<i>21.7</i>	<i>31.6</i>	<i>5</i>
<b>Medición 3</b>							
<i>0.0017</i>	<i>-16.8</i>	<i>-76.6</i>	<i>29.9</i>	<i>-1</i>	<i>-16.8</i>	<i>-76.6</i>	<i>0.5</i>
<i>0.0075</i>	<i>19.8</i>	<i>-6.6</i>	<i>13.2</i>	<i>-7</i>	<i>19.4</i>	<i>-6.2</i>	<i>3.3</i>
<i>0.015</i>	<i>32.2</i>	<i>3.4</i>	<i>14.4</i>	<i>2</i>	<i>32.1</i>	<i>3.4</i>	<i>-0.9</i>
<i>0.025</i>	<i>107.5</i>	<i>46.9</i>	<i>30.3</i>	<i>17</i>	<i>102.5</i>	<i>51.9</i>	<i>-16.7</i>
<i>0.367</i>	<i>127.7</i>	<i>87.6</i>	<i>20.1</i>	<i>21</i>	<i>122.7</i>	<i>92.6</i>	<i>-13.3</i>
<b>Medición 5</b>							
<i>0.0017</i>	<i>0.7</i>	<i>-43.7</i>	<i>22.2</i>	<i>0</i>	<i>0.7</i>	<i>-43.7</i>	<i>0</i>
<i>0.0075</i>	<i>-17.2</i>	<i>-64.9</i>	<i>23.9</i>	<i>-1</i>	<i>-17.2</i>	<i>-64.9</i>	<i>0.5</i>
<i>0.015</i>	<i>31.8</i>	<i>-56.9</i>	<i>44.3</i>	<i>-1</i>	<i>31.8</i>	<i>-56.8</i>	<i>1</i>
<i>0.025</i>	<i>48.9</i>	<i>-40.4</i>	<i>44.6</i>	<i>25</i>	<i>32.8</i>	<i>-24.3</i>	<i>-34.3</i>
<i>0.367</i>	<i>167</i>	<i>57.7</i>	<i>54.6</i>	<i>21</i>	<i>153.4</i>	<i>71.3</i>	<i>-36</i>
<b>Medición 6</b>							
<i>0.0017</i>	<i>110.8</i>	<i>37.3</i>	<i>36.8</i>	<i>-41</i>	<i>79.5</i>	<i>68.6</i>	<i>36.4</i>
<i>0.0075</i>	<i>310</i>	<i>89</i>	<i>110.5</i>	<i>-40</i>	<i>218.1</i>	<i>180.9</i>	<i>108.9</i>
<i>0.015</i>	<i>116.4</i>	<i>37</i>	<i>39.7</i>	<i>-39</i>	<i>85.5</i>	<i>67.9</i>	<i>38.7</i>
<i>0.025</i>	<i>150.9</i>	<i>64.2</i>	<i>43.4</i>	<i>-45</i>	<i>107.9</i>	<i>107.2</i>	<i>43.4</i>
<i>0.367</i>	<i>-59.9</i>	<i>-105.5</i>	<i>22.8</i>	<i>42</i>	<i>-80.5</i>	<i>-84.9</i>	<i>-22.7</i>
<b>Medición 7</b>							
<i>0.0017</i>	<i>202.7</i>	<i>59.3</i>	<i>71.7</i>	<i>-49</i>	<i>120.1</i>	<i>141.9</i>	<i>70.8</i>
<i>0.0075</i>	<i>321.9</i>	<i>100.8</i>	<i>110.6</i>	<i>-50</i>	<i>193.4</i>	<i>229.3</i>	<i>109.1</i>
<i>0.015</i>	<i>233.5</i>	<i>121.1</i>	<i>56.2</i>	<i>-39</i>	<i>189.8</i>	<i>164.8</i>	<i>54.8</i>
<i>0.025</i>	<i>118.8</i>	<i>99.1</i>	<i>9.8</i>	<i>-59</i>	<i>104.3</i>	<i>113.6</i>	<i>8.6</i>
<i>0.367</i>	<i>200.5</i>	<i>147.6</i>	<i>26.4</i>	<i>-51</i>	<i>168.4</i>	<i>179.7</i>	<i>25.8</i>

En la gráfica 3.29 se presentan los valores del esfuerzo residual a diferentes profundidades para cada punto de medición.

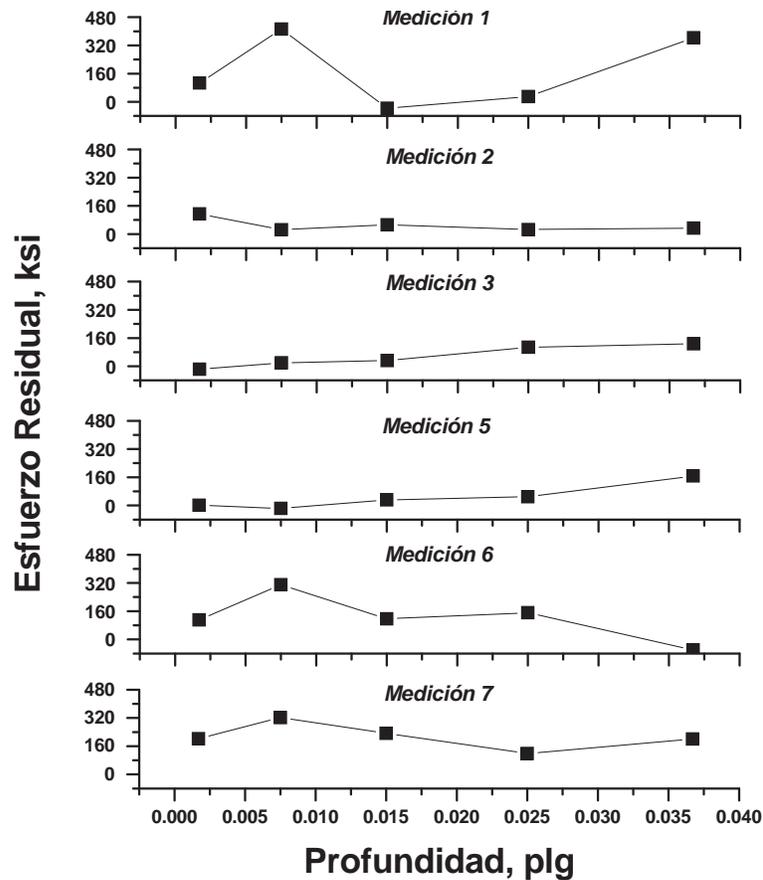


Fig. 3.29 Valores de esfuerzos residuales no uniformes para 6 mediciones en la probeta no. 4.

A partir de los resultados obtenidos se aprecia que las variaciones más grandes de esfuerzos residuales con respecto a la profundidad para un mismo punto de medición se presentan en los primeros dos intervalos de profundidad, principalmente en las mediciones 1, 2, 6 y 7, las más cercanas al centro de soldadura. Además, en estos puntos de medición se presenta una tendencia de disminución de los esfuerzos residuales con la profundidad, llegando incluso a alcanzar valores negativos, mientras que para las mediciones más alejadas del centro del cordón de soldadura la tendencia es a que los esfuerzos residuales se mantengan constantes con la profundidad. Por otro lado, la determinación de los esfuerzos residuales no uniformes con la profundidad corrobora una tendencia de disminución de los esfuerzos residuales conforme nos alejamos de la línea de centro del cordón de soldadura, igual a la que se presenta en la medición de esfuerzos residuales uniformes.

### 3.6 METALOGRAFIAS.

El acero inoxidable AISI 304L metal base empleado en este estudio presenta una microestructura completamente austenítica con muy pequeñas trazas de ferrita delta de alta temperatura como resultado de una laminación en caliente de la placa de acero inoxidable de donde se cortaron las secciones para maquinar las probetas de soldadura, la cual se puede apreciar en la figura 3.30. Esta microestructura es la del metal base utilizado en este trabajo de tesis, la cual es muy común en los aceros inoxidables austeníticos.



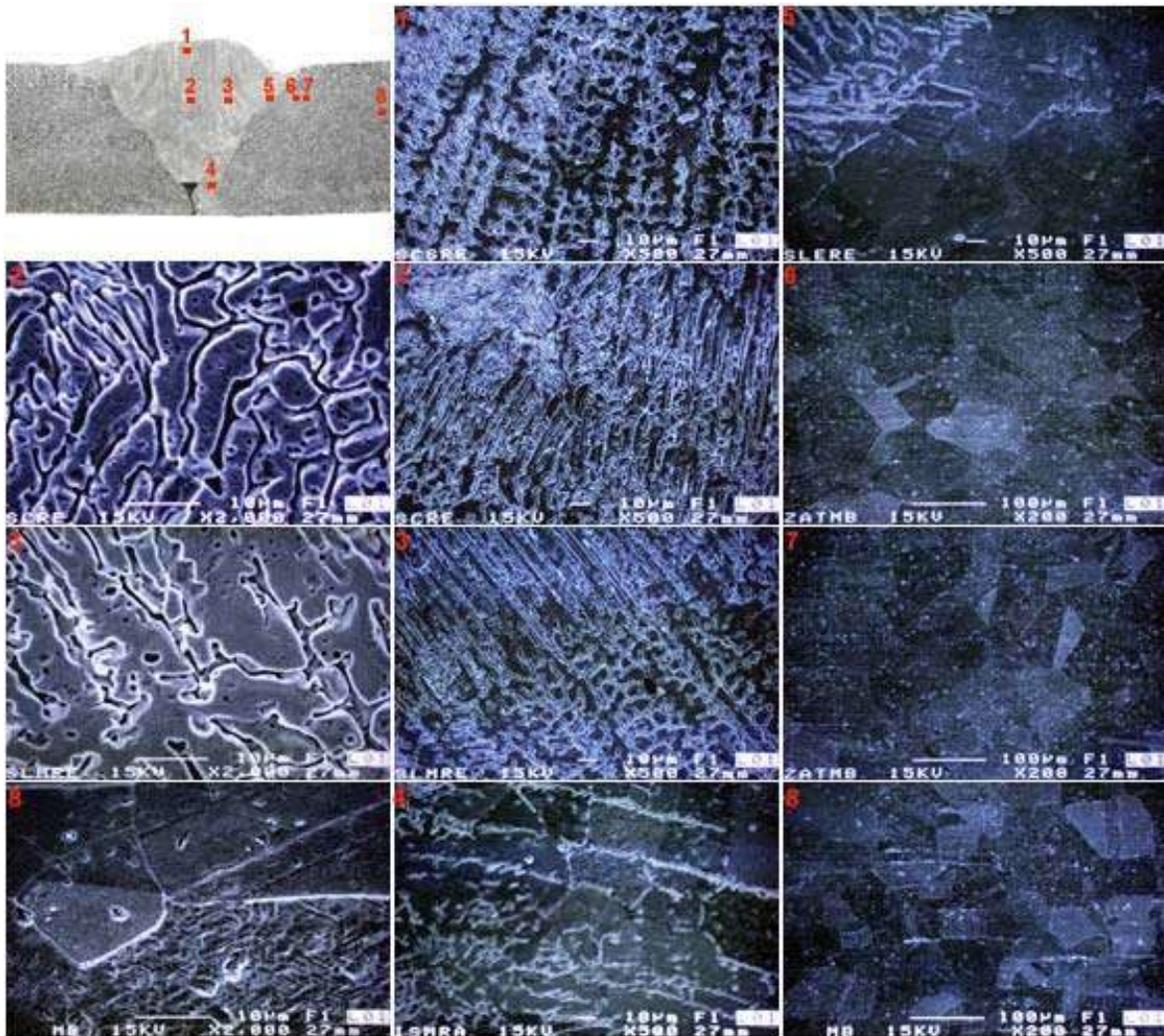
**Fig. 3.30 Microestructura austenítica del metal base (se aprecian pequeñas vetas de ferrita delta alineadas en la dirección de laminación).**

En la zona afectada térmicamente del acero AISI 304L se presentan principalmente los siguientes cambios microestructurales: a) Crecimiento del grano austenítico, el cual se encuentra restringido a zonas muy cercanas del cordón de soldadura donde el ciclo térmico experimenta temperaturas pico justo por debajo de la línea de solidus del acero inoxidable; b) Formación de ferrita, la cual ocurre en la misma zona que el crecimiento de grano,  $\gamma$ ; c) Precipitación de carburos y nitruros, en una zona más amplia del metal base donde se presentan ciclos térmicos con temperaturas pico desde los 900 °C hasta los 450 °C aproximadamente, y en donde la precipitación también depende de las condiciones de enfriamiento.

En la pileta de soldadura, el acero inoxidable AISI 304L presenta una microestructura consistente de una matriz austenítica con ferrita de morfología tipo esqueleto y listoncillo alineadas en la dirección de la fuente de calor del arco eléctrico. La morfología de la ferrita depende de la velocidad de enfriamiento del metal fundido, ya que bajo velocidades de enfriamiento moderadas se forma ferrita tipo esqueleto, mientras que con velocidades de enfriamiento más elevadas la ferrita es tipo listoncillo.

### **3.6.1 Probeta de bajo aporte térmico.**

En la figura 3.31 se presentan las microestructuras del metal de soldadura (1, 2, 3 y 4), zona afectada térmicamente (5, 6 y 7) y metal base (8) de la probeta de acero inoxidable AISI 304L soldada con el valor más bajo de corriente, así como la ubicación de cada una de ellas. Obsérvese que las microestructuras 2' y 3' de la soldadura y la 8' del metal base son iguales a sus homónimos 2, 3 y 8 solo que con más aumentos.



**Fig. 3.31** Microestructuras de la probeta no. 1, atacada con glicerregia; 1) ferrita tipo esqueleto, 2) ferrita tipo listoncillo, 3) ferrita tipo esqueleto y listoncillo en interfase de cordones de soldadura, 4) ferrita en la zona parcialmente fundida a lo largo de los límites de grano de la austenita, 5) grano austenítico en la ZAT, 6) y 7) ZAT, 8) grano austenítico del metal base con ligeras trazas de ferrita delta, 2') y 3') ferrita tipo listoncillo y esqueleto, respectivamente, no se aprecia precipitación de carburos, y 8') metal base.

### 3.6.2 Probeta de medio aporte térmico.

En la figura 3.32 se presentan las microestructuras del metal de soldadura (1, 2, 3 y 4), zona afectada térmicamente (5, 6 y 7) y metal base (8) de la probeta de acero inoxidable AISI 304L soldada con el valor más bajo de corriente, así como la ubicación de cada una de ellas. Obsérvese que las microestructuras 1' y 4' de la soldadura y la 8' del metal base son iguales a sus homónimos 1, 4 y 8 solo que con más aumentos.

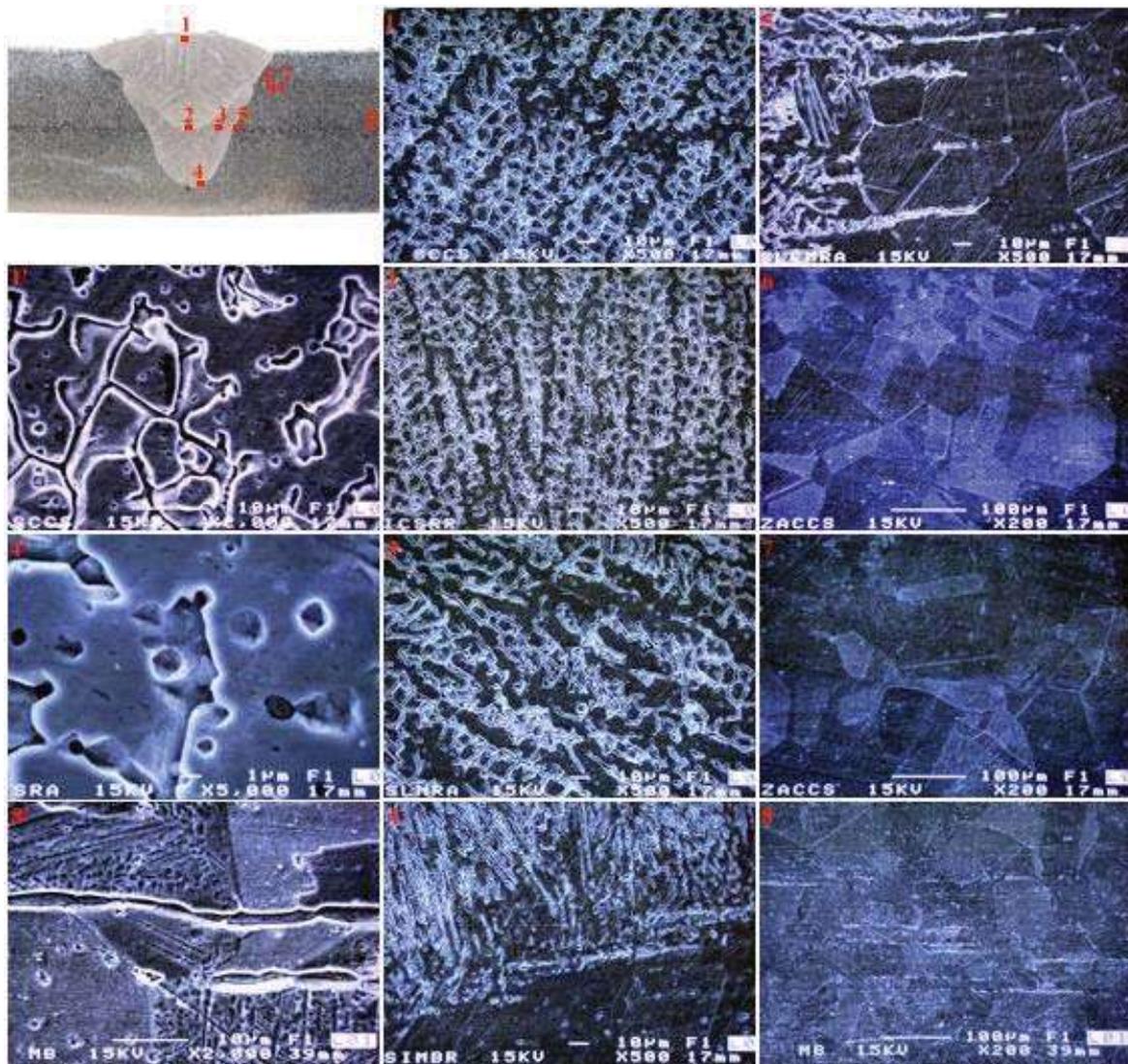
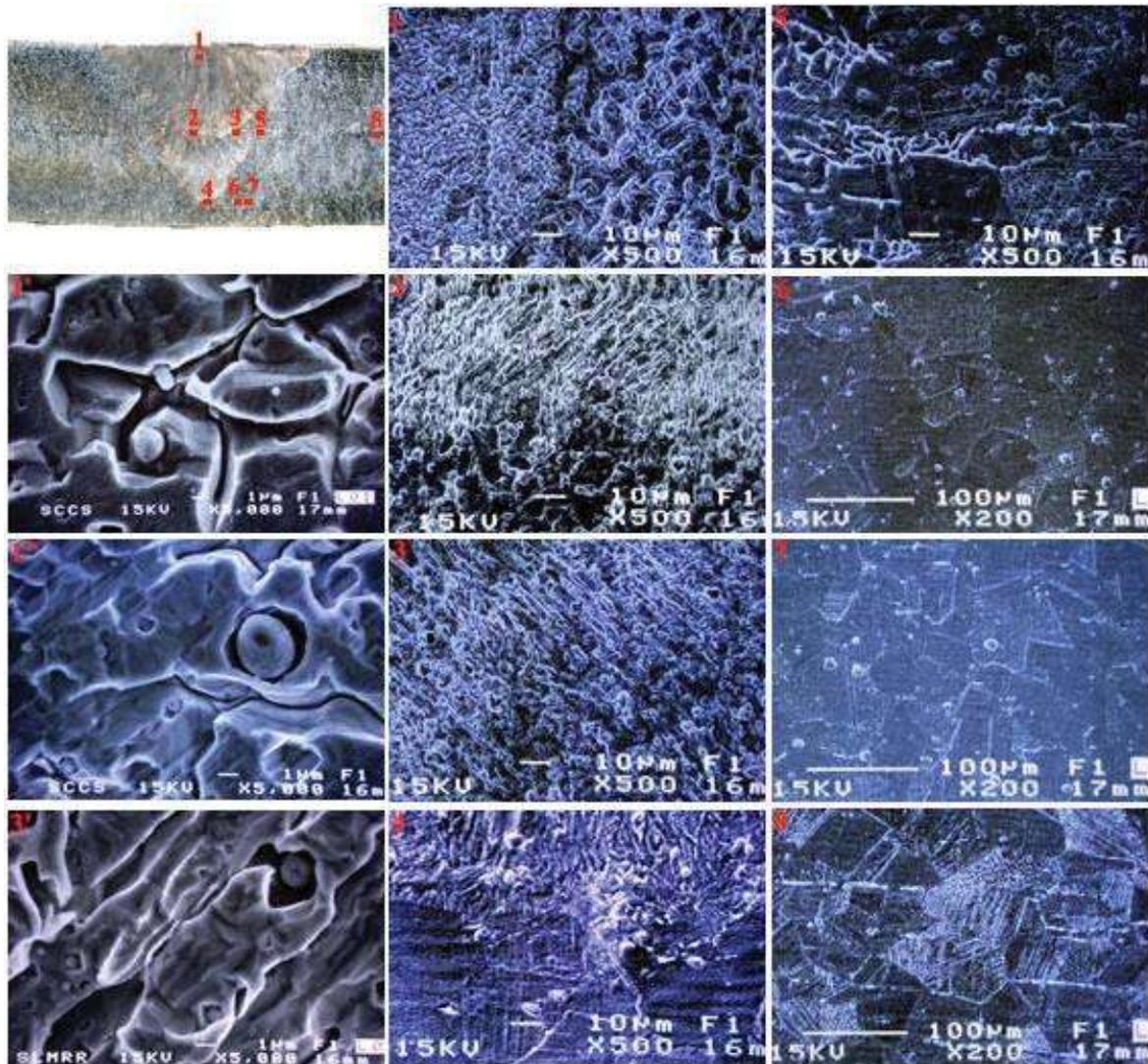


Fig. 3.32 Microestructuras de la probeta no. 2, atacada con glicirregia; 1) ferrita tipo esqueleto, 2) ferrita tipo esqueleto, 3) ferrita tipo esqueleto mas burda que las anteriores, 4) ferrita tipo listoncillo en la zona parcialmente fundida, 5) Zona de crecimiento de grano austenítico en la ZAT, 6) y 7) ZAT, 8) grano austenítico del metal base con ligeras trazas de ferrita delta de alta temperatura, 1') y 4') ferrita tipo esqueleto, no se aprecia precipitación de carburos, y 8') metal base con traza de ferrita, la cual es resultado de la segregación de elementos promotores de la ferrita, principalmente cromo.

### 3.6.3 Probeta de alto aporte térmico.

En la figura 3.33 se presentan las microestructuras del metal de soldadura (1, 2, 3 y 4), zona afectada térmicamente (5, 6 y 7) y metal base (8) de la probeta de acero inoxidable AISI 304L soldada con los valores más elevados de corriente y con mayor variación, así como la ubicación de cada una de ellas. Obsérvese que las microestructuras 1' y 1'' de la soldadura

y la 8' del metal base son iguales a sus homónimos 1, 1' y 8, respectivamente, solo que a más aumentos.



**Fig. 3.33** Microestructuras de la probeta no. 3, atacada con glicerregia; 1) ferrita tipo esqueleto, 2) ferrita tipo listoncillo y esqueleto en interfase de soldadura, 3) ferrita tipo listoncillo y esqueleto en interfaces de soldadura, 4) ferrita en la zona parcialmente fundida, 5) grano austenítico en la ZAT, se aprecia formación de ferrita delta de alta temperatura, 6) y 7) ZAT, 8) grano austenítico del metal base con ligeras trazas de ferrita delta, 1') carburos crecidos de diferente morfología presentes en la ferrita tipo esqueleto, 1'') carburo crecido de aproximadamente 2  $\mu\text{m}$  de tamaño de morfología esférica y 3') carburos esféricos alojados en las dendritas de ferrita tipo listoncillo.

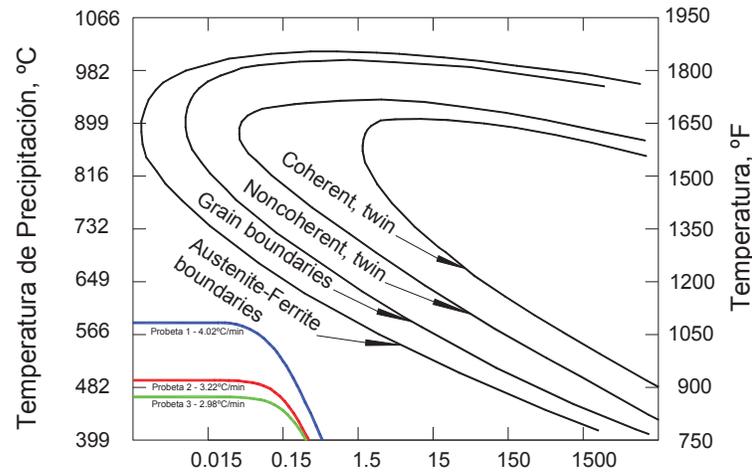
Del análisis metalográfico se aprecia que en la probeta no. 3 existe una gran cantidad de precipitados en la zona de la soldadura, los cuales se forman principalmente en las dendritas de la ferrita esqueleto y listoncillo, lo cual se encuentra relacionado de forma directa con el mayor aporte térmico utilizado y las variaciones tan excesivas de la corriente durante el arco eléctrico. Si relacionamos estas microestructuras con las mediciones de

esfuerzos residuales resulta que los valores más elevados se presentaron precisamente en la probeta no. 3, lo cual podría en parte estar asociado a la precipitación principalmente de carburos ricos en cromo. Esta precipitación de carburos ricos en cromo genera un decaimiento en la resistencia a la corrosión debido a un fenómeno conocido como sensibilización, y el cual potencia el riesgo de agrietamiento por corrosión bajo tensión.

Otro aspecto importante que se presenta en las microestructuras es una región de formación de ferrita a través de los granos austeníticos y a lo largo de los límites del grano austenítico, esta última ferrita restringe el crecimiento de grano austenítico, no obstante en algunas regiones se presenta dicho crecimiento.

### 3.7 DISCUSION DE RESULTADOS.

En la figura 3.34 se presentan un diagrama de precipitación para aceros inoxidable austeníticos, en el cual se han sobrepuesto las curvas de enfriamiento obtenidas durante los ciclos térmicos del último cordón de soldadura de las tres probetas soldadas.



**Fig. 3.34 Diagrama de precipitación para un acero inoxidable austenítico (0.038% C, 18% Cr y 9% Ni). Se indican las curvas de enfriamiento desde la temperatura pico de las tres probetas soldadas.**

Como se aprecia de la figura 3.34, y en los resultados de los ciclos térmicos, la temperatura pico más elevada se obtuvo en la soldadura de la probeta no. 1, lo cual se debe más al número de pasadas en que se soldó (efecto acumulación de calor), que a los valores de aporte térmico utilizados. Además, se aprecia que ninguna de las curvas de enfriamiento de la medición del canal 1 para las tres probetas soldadas cruza alguna de las curvas de precipitación, lo cual coincide con las microestructuras mostradas de las probetas de soldadura, ya que no se aprecia una región de precipitación en el metal base en los puntos de medición de los ciclos térmicos. El metal de soldadura de la probeta no. 3, es el único que presenta una microestructura con precipitados de tamaño burdo, lo cual indudablemente se encuentra determinado por las condiciones de enfriamiento del metal de soldadura de esa probeta.

En la tabla 3.16 se presentan las mediciones correspondientes al canal 1 de las temperaturas pico y las velocidades de enfriamiento para el último cordón de soldadura de cada una de las tres probetas soldadas.

**Tabla 3.16** Temperatura pico y velocidades de enfriamiento para los probetas soldadas.

<b>Probeta</b>	<b>Temperatura Pico, °C</b>	<b>Vel. de Enfriamiento, °C/min</b>
<i>1</i>	<i>573.82</i>	<i>4.02</i>
<i>2</i>	<i>461.98</i>	<i>3.22</i>
<i>3</i>	<i>429.72</i>	<i>2.98</i>

## CAPITULO 4. CONCLUSIONES.

1. Se manufacturaron tres probetas de soldadura de acero inoxidable austenítico AISI 304L, con las consideraciones necesarias para realizar mediciones de parámetros generadores de esfuerzos residuales en diferentes puntos de las mismas, durante el proceso de soldadura.
2. Se diseñó y construyó un sistema de adquisición de datos para medir y registrar digitalmente los valores de temperatura, corriente y deformación generados en determinados puntos específicos de las probetas de acero inoxidable austenítico AISI 304L durante su unión por soldadura de arco eléctrico.
3. Se realizó la soldadura de tres probetas de acero inoxidable AISI 304L por medio del proceso FCAW con base a las especificaciones de un procedimiento de soldadura, empleando diferentes valores de aporte térmico en el proceso de soldeo de cada una de ellas.
4. Los resultados obtenidos de la medición de la temperatura arrojan ciclos térmicos con temperaturas pico bajas, y por ende curvas de enfriamiento que no provocan mayores cambios microestructurales en el metal base. Lo cual indica que en esta zona los esfuerzos residuales no son resultado de transformaciones microestructurales, sin embargo los gradientes de temperatura en regiones contiguas sí influyen en la generación de esfuerzos residuales.
5. Los resultados obtenidos de la medición de corriente tampoco nos generan condiciones muy opuestas de aporte térmico, por lo que no afecta a la magnitud del esfuerzo residual. Sin embargo la variación de la corriente nos afecta en la dirección en que se alinea el esfuerzo residual.
6. Los resultados obtenidos de la medición de deformación son una evidencia irrefutable de que la magnitud medida del esfuerzo residual, la cual es del orden del esfuerzo de cedencia del acero inoxidable austenítico, en la zona mas cercana al cordón de soldadura es resultado directo de un estado de contracción impedido que presenta el material después de que el metal de soldadura ha solidificado y enfriado. El valor de  $2000 \mu\epsilon$  de contracción impedida que presenta el metal soldado, se relaciona directamente con el valor de 25 ksi del esfuerzo residual, ya que como se menciona en las conclusiones anteriores, el ciclo térmico y el aporte térmico influyen en un porcentaje muy bajo.
7. Se determinaron los esfuerzos residuales uniformes y no uniformes post-soldadura en las probetas soldadas de acero inoxidable AISI 304L mediante la técnica de hole drilling con base a la especificación ASTM E387.
8. Los resultados de la medición de esfuerzos residuales uniformes post-soldadura empleando la técnica de hole drilling, muestran que el esfuerzo residual máximo supera en más de la mitad al  $\sigma_0$  del metal base, y se presenta en las cercanías del cordón de soldadura bajo un estado de tensión. Lo anterior es consecuencia de: (a) ciclos térmicos con temperaturas pico más elevadas y las curvas de enfriamiento con mayor pendiente, (b) gradientes térmicos más severos a causa de las variaciones en la

corriente de soldadura y por ende del aporte térmico, (c) el acero inoxidable austenítico presenta un elevado coeficiente de expansión térmica (el mas alto de los aceros inoxidable); y finalmente el (d) del estado remanente de contracciones impedidas, después del enfriamiento del metal de soldadura es muy elevado.

9. Los resultados de la medición de esfuerzos residuales no uniformes post-soldadura con la profundidad, confirman la tendencia de disminución al alejarse de LC del cordón de soldadura hacia los extremos, además muestran que el esfuerzo residual tiende a disminuir conforme se incrementa la profundidad del orificio, llegando incluso a cambiar de una condición de tensión a otra de compresión.
10. La microestructura presenta en el metal base reveló una condición inicial de rolado en caliente, misma que se mantuvo en el metal base sin afectar térmicamente y que origina en parte los valores de esfuerzo residual post-soldadura en los puntos de medición más alejados del cordón de soldadura.
11. La microestructura presente en la pileta de soldadura muestra una matriz austenítica con ferrita tipo esqueleto y listoncillo, como consecuencia de una solidificación primaria ferrítica con formación de austenita al final de la solidificación, en donde también influyen las diferentes velocidades de enfriamiento que se presentan durante la solidificación y el enfriamiento posterior.
12. La microestructura presente en la ZAT muestra formación de ferrita a través de los límites de grano en zonas muy cercanas al cordón de soldadura, además de que no se aprecia la presencia de precipitados como consecuencia del proceso de soldadura. Y finalmente se aprecia crecimiento de grano austenítico en la interfase de la pileta líquida con el metal base.

## RECOMENDACIONES Y SUGERENCIAS PARA TRABAJO FUTURO.

- Integrar un sistema de adquisición de datos de mayor capacidad, con dos objetivos; muestrear la temperatura y la deformación a mayor velocidad, y digitalizar las variables de voltaje y velocidad de avance del proceso de soldadura, para caracterizar completamente al aporte térmico.
- Medir los ciclos térmicos a distancias mas cercanas del cordón de soldadura incluso en la pileta de soldadura, para conocer los ciclos térmicos que se presentan con temperaturas pico más elevadas.
- Medir la deformación en probetas soldadas sin restricciones, es decir, permitir el fenómeno de distorsión en la soldadura de la probeta, para comparar valores de deformación en un estado libre de distorsión y en uno restringido.
- Medir esfuerzos residuales en probetas soldadas sin restricción.
- Utilizar un método alternativo de medición de esfuerzos residuales, que no se encuentre limitado hasta un valor menor de la mitad de  $\sigma_0$  del metal base como puede ser difracción de rayos-X.
- Realizar un estudio metalográfico cuantitativo de los cambios microestructurales que ocurren en la ZAT, como lo es la formación de ferrita y el crecimiento de grano.
- Utilizar las mediciones de temperatura, corriente y deformación en modelos matemáticos para la predicción de esfuerzos residuales generados por soldadura.

## BIBLIOGRAFÍA.

- <sup>1</sup> P. J. Withers and H. K. D. H. Bhadeshia: in *Residual Stress Part 1 – Measurement Techniques*, Materials Science and Technology, vol.17, 2001, pp. 355 – 365.
- <sup>2</sup> Castro, R. Historical background to stainless steel, in *Stainless Steels*, P. LaCombre, B. Baroux, and G. Beranger, eds., Les Éditions de Physique, Les Ulis, France, pp. 3 – 9.
- <sup>3</sup> Goldschmidt, H. 1897. *Elektrochemische Zeitschrift*, 4: 143.
- <sup>4</sup> Guillet, L. 1904. *Revue de Metalurgie*, 1:155; 2(1905):350;3(1906):372.
- <sup>5</sup> Portevin, A. 1909. Iron and Steel Institute, *Carnegie de Scholarship Memoirs*, 1:230.
- <sup>6</sup> Giesen, W. 1909. Iron and Steel Institute, *Carnegie Scholarship Memoirs*, 1:1.
- <sup>7</sup> Stainless Steel: the inventor, Harry Brearly, and his invention, *Materials Performance*, March 1990, pp. 64 – 68; reprinted from 1913 – 1988: *75 Years of Stainless Steel*, British Steel.
- <sup>8</sup> John C. Lippold and Damin J. Kotecki: *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*, A John Wiley & Sons, Inc., Publication, 2005.
- <sup>9</sup> From internet: www.atlasmets.com.au. *The Atlas Specialty Metals: Technical Handbook of Stainless Steel*, July 2003.
- <sup>10</sup> U.S. Steel. 1971. *The Making, Shaping, and Treating of Steel*, 9<sup>th</sup> ed., U. S. Steel Corporation, Pittsburg, PA.
- <sup>11</sup> ASM. *ASM Metals Handbook*, 10<sup>th</sup> ed., Vol. 13, AS International, Materials Park, OH.
- <sup>12</sup> ASM. *ASM Metals Handbook*, 8th ed., Vol. 8, ASM International, Materials Park, OH, p. 291.
- <sup>13</sup> Hansen, M. 1958. *Constitution of Binary Alloys*, 2nd ed., McGraw Hill, New York, 1958.
- <sup>14</sup> Irvine J. J., et al. 1961. *Journal of the Iron and Steel Institute*, London, 199: 153-169.
- <sup>15</sup> AWS A5.4 *Specification for stainless steel electrodes for shielded metal arc welding*.
- <sup>16</sup> AWS A5.9 *Specification for bare stainless steel welding electrodes and rods*.
- <sup>17</sup> AWS A5.22 *Specification for stainless steel electrodes for flux cored arc welding and stainless steel flux cored rods for gas tungsten arc welding*.
- <sup>18</sup> Lippold, J. C. and Savage, W. F. 1979. *Solidification of austenitic stainless steel weldments, part 1: a proposed mechanism*, *Welding Journal*, 58 (12): 362 – 374.
- <sup>19</sup> Sundman, B., Jansson, B., and Andersson, J.-O. 1985. *Calphad*, 6: 153-190.
- <sup>20</sup> Peckner, D. and Bernstein, I. M. 1977. *Handbook of Stainless Steels*, McGraw-Hill, New York.
- <sup>21</sup> Lacombe, P., Baroux, B., and Beranger, G. 1993. *Stainless Steels*, Les Éditions de Physique, Les Ulis, France.
- <sup>22</sup> Cihal, V. 1968. *Protection of Metals (USSR)*, 4(6): 563.
- <sup>23</sup> Lippold, J. C., Juhas, M. C., and Dalder, E. N. C. 1985. *The relationship between microstructure and fracture behavior of fully austenitic type 316L weld filler materials at 4.2K*, *Metallurgical Transactions*, 16A: 1835 – 1848.
- <sup>24</sup> ASM. *ASM Metals Handbook*, Vol. 6, p. 468.
- <sup>25</sup> Katayama, S., Fujimoto, T., and Matsunawa, A. 1985. *Correlation among solidification process, microstructure, microsegregation and solidification cracking susceptibility in stainless steel weld metals*. *Transactions of JWRI*, 14(1):123.
- <sup>26</sup> David, S. A., Goodwin, G. M., and Braski, D. N. 1979. *Solidification behavior of austenitic stainless steel filler metals*, *Welding Journal*, 58 (11): 330 – 336.
- <sup>27</sup> David, S. A. 1981. *Ferrite morphology and variations in ferrite content in austenitic stainless steel welds*, *Welding Journal*, 60(4): 63 – 71.
- <sup>28</sup> Lippold, J. C. and Savage, W. F. 1981. *Modelling solute redistribution during solidification of austenitic stainless steel weldments, in Modelling of Castings and Welding Processes*, H. D. Brody and D. Apellian, eds., Metallurgical Society of AIME, Warrendale, PA, pp. 443-458.
- <sup>29</sup> Lippold, J. C., and Savage, W. F. 1980. *Solidification of austenitic stainless steel weldments, 2 : the effect of alloy composition on ferrite morphology*, *Welding journal*, 59(2): 48 – 58.
- <sup>30</sup> Brooks, J. A., Thompson, A. W., and Williams, J. C. 1984. *A fundamental study of the beneficial effects of delta ferrite in reducing weld cracking*, *Welding Journal*, 63(3): 71 – 83.
- <sup>31</sup> Arata, Y., Matsuda, F., and Katayama, S. 1976. *Solidification cracking susceptibility of fully austenitic stainless steels, report 1: fundamental investigation on solidification behavior of fully austenitic and duplex microstructures and effect of ferrite on microsegregation*, *Transactions of JWRI*, 5(2):135.
- <sup>32</sup> Leone, G. L., and Kerr, H. W. 1982. *The ferrite to austenite transformation in stainless steels*, *Welding Journal*, 61(1): 13 – 21.
- <sup>33</sup> Fredriksson, H. 1972. *Solidification sequence in an 18-8 stainless steel investigated by directional solidification*, *Metallurgical Transactions*, 3(11): 2989-2997.
- <sup>34</sup> Suutala, N., Takalo, T., and Moisio, T. 1980. *Ferritic-austenitic solidification mode in austenitic stainless steel welds*, *Metallurgical Transactions*, 11A(5): 717 – 725.

- 35 Schaeffler, A. L. 1949. *Constitution diagram for stainless steel weld metal*, Metal Progress, 56(11): 680 – 680B.
- 36 DeLong, W. T. 1973. *Calibration procedure for instruments to measure the delta ferrite content of austenitic stainless steel weld metal*, Welding Journal, 52(2): 69.
- 37 Long C. J., and DeLong, W. T. 1973. *The ferrite content of austenitic stainless steel weld metal*, Welding Journal, 52(7): 281-297.
- 38 Kotecki, D. J., and Siewert, T. A. 1992. *WRC-1992 constitution diagram for stainless steel weld metals: a modification of the WRC-1988 diagram*, Welding Journal, 71(5): 171 – 178.
- 39 Kujanpää, V., Suutula, N., Takaalo, T., and Moisio, T. 1979. *Correlation between solidification cracking and microstructure in austenitic and austenitic-ferritic stainless steel welds*, Welding Research International, 9(2): 55.
- 40 Ogawa, T., and Tsunetomi, E. 1982. *Hot craking susceptibility of austenitic stainless steel*, Welding Journal, 61(3):82 – 93.
- 41 Li, L., and Messler, R. W., Jr. 1999. *The effects of phosphorous and sulfur on susceptibility to weld hot cracking in austenitic stainless steels*, Welding Journal, 78(12): 387 – 396.
- 42 Heiple, C. R., and Roper, J. R. 1982. *Mechanism for Minor Element Effect on GTA fusion zone geometry*, Welding Journal, 61(4): 97 – 102.
- 43 Kurz, W., and Fisher, D. J. 1981. *Dendrite grown at the limit of stability: tip radius and spacing*, Acta Metallurgica, 29:11.
- 44 P. J. Withers and H. K. D. H. Bhadeshia: in *Residual Stress Part 2 – Naturals and Origins.*, Materials Science and Technology, vol.17, 2001, pp. 366 – 375.
- 45 G. S. Schajer, George Roy, M. T. Flaman and Jian Lu: in *Handbook of Measurement of Residual Stresses*, Edited by Jian Lu, Society for Experimental Mechanics, Inc. 1996
- 46 F. A. Kandil, J. D. Lord, A. T. Fry and P. V. Grant., in *A Review of Residual Stress Measurement Methods – A Guideto Technique Selection.*, NPL Materials Centre., 2001, pp. 1 – 3.
- 47 H.M. Clark and C. M. Wayman: in *Phase transformations*, 59 – 114; 1970, Metals Park, OH, ASM.
- 48 J. W. Christian: *Acta Metall.*, 1958, 6, 377-379.
- 49 J. W. Christian: *Metall. Trans. A*, 1982, 13A, 509 – 538.
- 50 J. Goldak: in *Recent trends in welding research*, (ed. S. A. David and J. M. Vitek), 71 – 82; 1989, Materials Park, OH, ASM International.
- 51 L. Troive, L. Karlsson, M. Nasstrom, P. Webster, and K. S. Low: in *Recent trends in welding research*, (ed. S. A. David and J. M. Vitek), 107 - 112; 1989, Materials Park, OH, ASM International.
- 52 S. Sjostrom: *Mater. Sci. Technol.*, 1985, 1, 823 – 829.
- 53 J.B. Leblond and J. Devaux: Proc. 2<sup>nd</sup> Int. Conf. on *Residual stresses*, Nancy, France, 410 – 415; 1989, New York, Elsevier.
- 54 J. B. Leblond, G. Mottet, and J. C. Devaux: *J. Mech. Phys. Solids*, 1986, 34, 395 – 409; 411 – 432.
- 55 J. B. Leblond, G. Mottet, and J.C. Devaux: *Int. J. Plast.*, 1989, 5, 551 – 572.
- 56 J. B. Leblond: *Int. J. Plast.*, 1989, 5, 573 – 591.
- 57 J. B. Leblond: *Internal report, FRAMASOFT*, Paris, CSS/L/NT/90/4022, 1990.
- 58 H. K. D. H. Bhadeshia: in *Mathematical modelling of weld phenomena 2*, (ed. H. K. D. H. Bhadeshia), 71 – 118; 1995, London, Institute of Materials.
- 59 J. W. Christian: *Physical properties of martensite and bainite*, 1965, London, The Iron and Steel Institute.
- 60 J. S. Bowles and J. K. Mackenzie: *Acta Metall.*, 1954, 2, 129 – 137.
- 61 H. K. D. H. Bhadeshia: *Worked examples in the geometry of crystals*, 1987, London, The Institute of Materials.
- 62 Masubuchi, K. *Models of casting and welding processes*, p. 223 (ed. Brody, H. D. and Apelian, D., Metall. Society of AIME), 1981.
- 63 W. Zinn and B. Scholtes: in *Residual Stress Formation Processes during Welding and Joining*, edited by G. Totten, M. Howes y T. Inoue, American Society of Materials International, 2001, pp. 391 – 396.
- 64 H. Wohlfahrt: in *Consequences of Austenite Transformation for the Formation of Welding Residual Stresses*, Härterei-Technische-Mitteilungen, Vol 41 (No. 5), 1986, pp. 248-257 (in German).
- 65 UMIST Stress & Damage Characterisation Unit Brochure.
- 66 C. Ruud. In *Handbook of Residual Stress and Deformation Steel*, edited by G. Totten, M. Howes y T. Inoue, American Society of Materials International, 2001, pp. 113.
- 67 Mathar, J., *Determination of Initial Stresses by Measuring the Deformation Around Drilled Holes*, Trans ., ASME 56 , No. 4: 249-254 (1934).
- 68 W. Soete y R. Vancrombrugge: *Proceedings SESA*, 8, (1), 1956, pp. 17 – 28.
- 69 R. A. Kelsey: *Proceedings SESA*, 8, (1), 1956, pp. 17 – 28.

- 
- 70 N. J. Rendler and Vigness: *Experimental Mechanics*, 6, (12), pp. 577 – 586.
- 71 ASTM: *Annual Handbook of ASTM Standards, Vol. 03.01*, ASTM Standard E-837-99, American Society for Testing and Materials, 2000, pp. 675 – 684.
- 72 N. J. Rendler and Vigness: in *Hole drilling strain gage method of measuring residual stress*, Experimental Mechanics, December 1966.
- 73 Schajer, G. S., *Measurement of non-uniform residual stresses using the hole drilling method (Parts I and II)*, J. Eng. Mat. Tech., 110, 338-343 (1988).
- 74 Petrucci, G. and Zuccarello, B., "A new calculation procedures for non-uniform residual stress analysis by the hole drilling method", J. Strain Anal., 33(1), 27-37(1998).
- 75 Wern, h., Cavelius, R., and Schlafer, D., "A new method to determine triaxial non-uniform residual stresses from measurements using the hole drilling method", Strain, 33 (2), 39-45 (1997).
- 76 Wern, H., "A new approach to triaxial residual stress evaluation by the hole drilling method", Strain, 33 (4), 121-125 (1997).
- 77 B. Zuccarello: in *Optimal calculation steps for the evaluation of residual stress by the incremental hole-drilling method*, Experimental Mechanics, Vol. 39, No. 2, Junio 1999.
- 78 R. L. O'Brien (Ed.), *Welding Handbook/Welding Processes Volume 2*, AWS, Miami.
- 79 James F. Lincoln Arc Welding Foundation, *The procedure handbook of arc welding*, fourteenth ed., Cleveland, OH, 2000.
- 80 Kou Sindo, *Welding metallurgy*, second ed., Wiley-interscience, New Jersey, 2002.
- 81 G. N. Tikhodeev, *The energy properties of the electric welding arc*, USSR Academy of Sciences, Leningrad (1961).
- 82 V. S. Mechev and L. E. Eroshenko, *Radial distribution of temperature of the electric arc in argon*, AVT, Svarka, No. 3, 6-9 (1975).
- 83 Proakis, J. G. and Manolakis, D. G. in *Digital Signal Processing*, Second edition, Maxwell Macmillan International, 1992, pp. 1-3.
- 84 Pallàs-Areny and Webster G. in *Sensors and Signal Conditioning*, Second edition, John Wiley & Sons, 2001.
- 85 R. S. Popovic. Hall-effect devices. *Sensors and Actuators A*, 17, 1989.
- 86 James W. Dally y William F. Riley. in *Experimental Stress Analysis*, McGraw-Hill, Inc. 3<sup>rd</sup>. Edición, 1991, pp. 164 – 165.
- 87 Andersson, B. A. B., *Thermal Stresses in a Submerged-Arc Welding Joint considering Phase Transformations*, Journal of Engineering Materials and Technology, ASME.
- 88 *Programa de cálculo de esfuerzos residuales H-Drill*, desarrollado por G. S. Schajer. Versión 2.22.
- 89 K. Easterling: in *Introduction to the Physical Metallurgy of Welding*, 2da Edición, Butterworth-Heinemann, 1992. pp. 24.
- 90 Dieter Radaj: in *Heat Effects of Welding – Temperature Field, Residual Stress, Distorsion*, Springer-Verlag.