

UNIVERSIDAD MICHOACANA DE SAN
NICOLAS DE HIDALGO

INSTITUTO DE INVESTIGACIONES
METALURGICAS

**“EVALUACIÓN DE ESFUERZOS
RESIDUALES GENERADOS DURANTE LA
SOLDADURA DE REPARACIÓN DE
GRIETAS DE HERRAMIENTAS DE
ACERO AISI H-13 PARA TRABAJADO EN
CALIENTE MEDIANTE LA TECNICA DE
HOLE DRILLING”**

TESIS

PARA OBTENER EL GRADO DE:

Maestría en Metalurgia y Ciencia de Materiales

PRESENTA:

I.M.M. MIGUEL ÁNGEL LOUBET GONZÁLEZ

ASESOR:

Dr. IGNACIO MEJÍA GRANADOS

MORELIA, MICHOACÁN, ENERO DE 2006.



AGRADECIMIENTOS

A mi padre Roberto Loubet y madre María Leticia González todo lo que soy se lo debo a ustedes ya que con sus consejos he logrado llegar hasta donde estoy, yo soy el reflejo de sus manos adoloridas, de sus pies lastimados, de sus hombros vencidos y de su vista cansada. A ustedes papas que se quitaron el pan de la boca para dárselo a su hijo y todas las revoluciones de sus sienes que nadie ha podido apaciguarlas. El cariño y el amor que me han demostrado me ha servido para salir adelante, ustedes son mi mayor ejemplo y mi poder de superación, son el motor que me mueve y me impulsa para seguir adelante. Gracias papas por lo que han logrado en mí.

A ti mamá que en tus brazos siempre se abren cuando necesito un abrazo. Tu corazón sabe comprender cuándo necesito una amiga. Tus ojos sensibles se endurecen cuando necesito una lección. Tu fuerza y tu amor me han dirigido por la vida y me han dado las alas que necesitaba para volar.

Cuando nací mi padre era un ser que se llenó de gozo. Cuando me iba haciendo mayor, era una figura que me enseñaba la diferencia entre el mal y el bien. Durante mi adolescencia era la autoridad que me ponía límites a mis deseos. Ahora que soy adulto, es el mejor consejero y amigo que tengo.

A mis hermanas, Lizeth que me dio su apoyo incondicional en todo momento ya que en ti me veo reflejado, a mi hermana Alma que con su enorme corazón dulce y tierno me ha demostrado el verdadero amor de hermanos, a mi hermana Karla que con su enorme energía y vigorosidad hacia la vida me ha enseñado que solo se vive una vez. Muchas gracias hermanas que estando lejos de casa siempre se acordaron de mí, las quiero mucho.

He vivido una vida repleta de problemas, pero no son nada comparado con los problemas que tuvieron que afrontarse mis padres para lograr que mi vida empezase.

A mi abuelo paterno Pedro Loubet por enseñarme lo valioso que es vivir por siempre joven y agradecerle eternamente su presencia, gracias abuelo siempre estarás en mi corazón.

A mis abuelos maternos José y mi abuela Ramona, por que siempre estuvieron junto a mí cuando más los necesitaba y por enseñarme a ser humilde con mis semejantes y demostrarme el amor de familia.

A todos mis tíos y tías que directa o indirectamente participaron en este proyecto de vida, para así poder alcanzar mi meta deseada.

A la universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo por acogerme y permitir llevar acabo en sus instalaciones mi estudio de postgrado.

Al instituto de Investigaciones Metalúrgicas por darme la oportunidad de pertenecer a una generación más y a la vez por permitirme desarrollar mis estudios de postgrado.

A mi asesor el Dr. Ignacio Mejía Granados, primeramente por brindarme su amistad, y el enseñarme su erudición profesional, ya que sin el no hubiese sido posible el desarrollo del presente trabajo. Muchas gracias doctor; lo admiro y lo respeto.

Al Dr. Cuahutemoc, Dr. J. Verdusco, Dr. Arnoldo, Dr. J. Lemus, Dr. Luís Bejar, Dr. R. Escudero, Dr. Estrella, Dr. Rafael, M. en C. J. G. Quesada, por brindarme su amistad y demostrarme su humildad profesional.

A mis amigos Julio Cesar, Germán, José, Ulises, Martín, Román, Edmundo, Jesús, Francisco, Jovani, Roy, Mercedes, Rosy, Rigoberto, Jorge, Concepción, ya que me permitieron entrar en sus corazones y compartieron conmigo muchas vicisitudes, gracias por brindarme su hermosa amistad.

Reconocimiento al programa CONACYT (Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología) por permitirme el apoyo en calidad de becario para la realización de mis estudios de postgrado.

Reconocimiento al programa PROMEP por el apoyo económico otorgado para la elaboración de este proyecto dentro del convenio integral denominado PROMEP 130.5/03/1153 y No. de folio PTC-60.

ÍNDICE

	Pag.
ÍNDICE.	iii
ÍNDICE DE FIGURAS Y TABLAS.	vii
RESUMEN.	xviii
OBJETIVOS.	xx
JUSTIFICACIÓN.	xx
CAPITULO 1. REVISIÓN BIBLIOGRAFICA.	1
1.1 ASPECTOS GENERALES DE LOS ESFUERZOS RESIDUALES.	1
1.1.1 Tipos de Esfuerzos Residuales.	1
1.1.2 Origen de los Esfuerzos Residuales.	2
1.1.3 Efecto de los Esfuerzos Residuales.	3
1.1.4 Métodos de Medición de Esfuerzos Residuales.	5
1.1.4.1 Método de “Hole Drilling” y “Ring Core”.	6
1.1.4.2 Método de Remoción por capas.	7
1.1.4.3 Método de Seccionamiento.	9
1.1.4.4 Método de Difracción de Rayos-X y Difracción de Neutrones.	10
1.1.4.5 Método de Ultrasonido.	13
1.1.4.6 Método Magnético.	14
1.1.5 Comparación de los Diferentes Métodos de Medición de Esfuerzos Residuales.	16
1.1.6 Método de Hole Drilling.	18
1.1.6.1 Teoría Básica.	18
1.1.7 Extensometría Eléctrica de Galgas.	20
1.1.7.1 Principio de Medición.	20
1.1.7.2 Puente de Wheatstone.	21
1.1.7.3 Tipos de Galgas Extensométricas.	23
1.2 GENERACIÓN DE ESFUERZOS RESIDUALES DURANTE EL PROCESO DE SOLDADURA.	25
1.2.1 Esfuerzos Residuales Debido al Proceso de Contracción.	26
1.2.2 Esfuerzos Residuales Debido a Procesos de Enfriamiento Rápido.	27
1.2.3 Esfuerzos Residuales Debido a Transformaciones de Fase.	27

1.3 MÉTODO DE ANÁLISIS.	28
1.3.1 Método de Hole Drilling.	28
1.3.2 Análisis por Orificio Pasado.	28
1.3.3 Análisis por Orificio Ciego.	36
1.3.4 Determinación de los Coeficientes A y B.	38
1.4 ACEROS PARA HERRAMIENTA DE TRABAJO EN CALIENTE.	45
1.4.1 Características Fundamentales del Acero AISI H13.	45
1.4.1.1 Propiedades Mecánicas	46
1.4.1.2. Propiedades Físicas.	46
1.4.1.3 Aplicaciones de Aceros para Trabajado en Caliente.....	47
1.4.2 Designaciones.	48
1.5 METALURGIA DE LA SOLDADURA.	49
1.5.1 Zona de Fusión.	49
1.5.1.1 Estructura de Grano en la Zona de Fusión.	49
1.5.1.1.1 Crecimiento Epitaxial en los Límites de Fusión.	49
1.5.1.1.2 Crecimiento No-Epitaxial en los Límites de Fusión.	51
1.5.1.1.3 Crecimiento Competitivo en la Zona de Fusión.	51
1.5.1.1.4 Mecanismos de Nucleación de Granos.	52
1.5.1.2 Estructura de Subgrano en la Zona de Fusión.	54
1.5.1.2.1 Formas de Solidificación.	54
1.5.1.2.2 Espaciado de Dendritas y Celdas.	55
1.5.1.3 Transformaciones de Fase de Post-Solidificación en la Zona de Fusión.	56
1.5.1.4 Transformaciones de Fase de Austenita-Ferrita en la Soldadura de Aceros Inoxidables Austeníticos.	56
1.5.1.5 Agrietamiento Durante la Solidificación en la Zona de Fusión.	60
1.5.2 Zona Parcialmente Fundida.	61
1.5.2.1 Formación de la Zona Parcialmente Fundida.	61
1.5.2.2 Dificultades con la Zona Parcialmente Fundida.	62
1.5.2.3 Agrietamiento por Dilución.	62
1.5.2.4 Mecanismos de Agrietamiento por Dilución.	63
1.5.2.5 Agrietamiento por Presencia de Hidrogeno.	64
1.5.2.6 Fuente de Calor.	65
1.5.2.7 Grado de Restricción.	65
1.5.2.8 Zona Parcialmente Fundida.	65
1.5.3 Zona Afectada Térmicamente.	66
1.5.3.1 Ciclo Térmico.	68
1.5.3.2 Recristalización.	69
1.5.3.3 Crecimiento de Grano.	70
1.5.3.4 Transformación Durante el Enfriamiento.	70
1.5.3.5 Zona sin Afectación del Material Base.	71

1.5.4 Predicción de Microestructura y Propiedades de la Zona Afectada	
Térmicamente.	71
1.5.4.1 Simulación de la Soldadura.	72
1.5.4.2 Mediciones de Dureza.	73
1.5.4.3 Diagramas CCT.	73
1.5.4.4 Diagramas de Microestructuras de Soldadura.	74
1.5.4.5 Diagrama de Crecimiento de Grano.	75
1.5.5 Soldadura de Multipasadas.	76
1.6 SOLDADURA DE REPARACIÓN DE ACEROS DE	
HERRAMIENTAS PARA TRABAJADO EN CALIENTE.	78
1.6.1 Soldabilidad del Acero AISI-H13.	78
1.6.2 Procedimientos de Recuperación de Soldadura.	79
1.6.3 Particularidades de la Reparación por Soldadura.	81
1.6.3.1 Consideraciones y Recomendaciones.	82
1.6.3.2 Precalentamiento y Post-calentamiento.	82
1.6.3.3 Consideraciones de Soldadura.	83
1.6.4 Aplicación de Intercapas de Enmantequillado en la Reparación	
por Soldadura.	84
1.6.5 Generalidades del Proceso Manual (SMAW) con Electrodo Revestido.	86
CAPITULO 2. MATERIALES Y PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.	89
2.1 Materiales.	89
2.2.1 Material Base.	89
2.2.1 Material de Aporte.	90
2.2 Procedimiento Experimental.	90
2.2.1 Preparación de Probetas.	90
2.2.2 Tratamiento Térmico de Temple y Doble Revenido.	94
2.2.3 Procedimiento de Soldadura de Reparación.	96
2.2.3.1 Procedimiento de Soldadura de Cordones de Restricción.	97
2.2.3.2 Procedimiento de Soldadura de Cordones de Relleno.	98
2.2.3.3 Procedimiento de Soldadura Recubrimiento Superficial (Stellite).	99
2.2.3.4 Procedimiento de Medición de Esfuerzos Residuales.	99
2.2.3.5 Procedimiento de Seccionamiento de Probetas.	105
2.2.3.6 Ensayo de Dureza.	107
2.2.3.7 Análisis Metalográfico (Microscopia Óptica de Reflexión).	108
2.2.3.8 Análisis Químico (SEM-EDS).	108
CAPITULO 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.	110
3.1 Resultados de Deformaciones Relajadas.	110
3.2 Resultados de Esfuerzos Residuales Uniformes.	120
3.3 Variación de Esfuerzos Residuales a Partir de la Línea de Soldadura.	121
3.4 Dirección de los Esfuerzos Normales Máximos.	123

3.5 Dirección de los Esfuerzos Cortantes Máximos.	125
3.6 Distribución de Temperaturas de la Unión Soldada Mediante FEM.	128
3.7 Resultados de Mediciones de Dureza.	130
3.8 Resultados de Análisis Metalográfico.	137
3.9 Resultados de Análisis Químico por EDS-SEM.	142
CAPITULO 4. CONCLUSIONES.	151
CAPITULO 5. RECOMENDACIONES PARA TRABAJO FUTURO.	152
REFERENCIAS.	153
GLOSARIO.	159
ANEXOS.	164
A: Norma JIS Z 3158 “Method of Y-Groove Weld Craking Test”.	
B: Norma ASTM E 837 “Standard Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain Gage Method”.	
C: Composición Química del Acero H-13.	
D: Certificado de Calidad de Tratamiento Térmico.	

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1.1. Superposición de esfuerzo residual y aplicado.	4
Figura 1.2. Esfuerzos residuales usando el diagrama de Haigh (σ_a = amplitud alternativa del esfuerzo dinámico aplicado, σ_r = esfuerzo residual). ..	5
Figura 1.3. a) Método de “Hole Drilling y b) Método de “Ring Core.”	6
Figura 1.4. Redistribución de los esfuerzos residuales durante la eliminación de capas.	7
Figura 1.5. Deflexión de la curvatura como una función del espesor de la capa eliminada.	8
Figura 1.6. Ley de Bragg para difracción de rayos -X.	11
Figura 1.7. La distancia interplanar d_0 , es la misma para una familia de planos, en diferente dirección en un material no estresado.	12
Figura 1.8. Variación de la distancia interplanar en diferentes direcciones en un material estresado.	12
Figura 1.9. Esquema representativo de medición acustoelectrica. El esfuerzo promedio es determinado en la región a través de la cual se propagan las ondas, las cuales son mostradas en la figura.	13
Figura 1.10. Origen del efecto acustoelástico. a) Energía en función de la separación atómica de un par de átomos; b) Fuerza inter-atómica en función de la separación atómica; c) esfuerzo en función de la deformación para un sólido elástico. Los cambios de pendiente local son inducidos por las deformaciones de compresión y de tensión indicadas por las líneas punteadas.	14
Figura 1.11. Dominio estructural en un policristal.	15
Figura 1.12. Roseta típica de galgas de deformación para implementación del método de “Hole Drilling”.	18
Figura 1.13. Geometría de una galga de deformación.	19
Figura 1.14. Circuito eléctrico “Puente de Wheatstone”, para una sola galga.	21

Figura 1.15. Diferentes tipos de galgas.	24
Figura 1.16. Arreglo lineal de 10 galgas, donde se muestra la dirección de mallado.	25
Figura 1.17. Tensión y contracción impedida debido a distribuciones no homogéneas de temperatura.	26
Figura 1.18. Expansión y contracción debida a las diferentes transformaciones de fase.	27
Figura 1.19. Estado de esfuerzos en $P(R,\alpha)$ antes de la perforación del orificio.	29
Figura 1.20. Estado de esfuerzos en $P(R,\alpha)$ después de la perforación de un orificio.	29
Figura 1.21. Variación de las deformaciones tangenciales y radiales de relajación con respecto a la distancia a lo largo de los ejes principales a partir del centro del orificio uniaxial perforado del esfuerzo residual.	32
Figura 1.22. Arreglo de roseta de galgas de deformación para la determinación de esfuerzos residuales.	33
Figura 1.23. Relación de profundidad con el diámetro del orificio.	36
Figura 1.24. Deformación relajada contra valores de profundidad de orificio para diámetros circulares de galgas (deformaciones normalizadas para 100% en $Z/D=0.4$).	37
Figura 1.25. Esfuerzo versus deformaciones de relajación para la calibración de los coeficientes $\bar{A}$ y $\bar{B}$ realizado en un acero inoxidable AISI 304 (orificio pasado).	40
Figura 1.26a. Valores de los coeficientes $\bar{a}$ y $\bar{b}$ para rosetas RE y UL.	43
Figura 1.26b. Valores de los coeficientes $\bar{a}$ y $\bar{b}$ para rosetas UM.	44
Figura 1.27. Esquemmatización de un dado de laminación acero herramienta H-13. .	48
Figura 1.28. Formación esférica de la nucleación de un cristal en un substrato plano de un líquido.	49

Figura 1.29. Crecimiento epitaxial del metal de soldadura próximo a la línea de fusión.	50
Figura 1.30. Crecimiento epitaxial: austenita (A) y ferrita (F) de la línea de fusión de un acero inoxidable austenítico que contiene ambas fases.	51
Figura 1.31. Crecimiento competitivo en la zona de fusión.	52
Figura 1.32. Mecanismos de nucleación durante la soldadura: a) vista de planta; b) vista de sección transversal.	52
Figura 1.33. Nucleación heterogénea y formación de granos equiaxiales en el metal de soldadura.	53
Figura 1.34. Efecto del sobre enfriamiento constitucional en los modos de solidificación durante la soldadura: (a) planar; (b) celular; (c) dendrítica columnar; (d) dendrítica equiaxial. El súper enfriamiento constitucional aumenta de (a) a través de (d).	54
Figura 1.35. Efecto de la velocidad de avance de soldadura en el espaciamiento de celdas de un acero inoxidable austenítico por EBW: a) 100 mm/s; b) 25 mm/s.	55
Figura 1.36. Sistema ternario Fe-Cr-Ni: a) superficie del líquido; b) superficie del sólido.	56
Figura 1.37. Esquema representativo del proceso de solidificación y post solidificación en las transformación de las soldaduras Fe-Cr-Ni: (a) ferrita interdendrítica; (b) ferrita vernicular; (c) ferrita en listón; (d) sección vertical del diagrama de fase ternario correspondiente a un 70% de Fe.	57
Figura 1.38. Estructura de solidificación de la línea central de soldadura: a) acero inoxidable 310; b) acero inoxidable 309. Magnificación 190x.	59
Figura 1.39. Diagrama de fase pseudo binario Fe-Cr-Ni: a) 55 % de Fe; b) 63 % de Fe; c) 73 % de Fe.	59
Figura 1.40. Estructura de solidificación templada empobrecida cerca de la pileta de soldadura del proceso GTAW para un acero inoxidable 309. Magnificación 70x. Atacada con mezcla de ácido clorhídrico.	60

Figura 1.41. Ejemplos de agrietamiento durante la solidificación en soldaduras. a) agrietamiento por diseño de junta (filete); b) resultado debido a la alta restricción de junta; c) agrietamiento durante la solidificación ocurriendo en los límites de granos columnares.	61
Figura 1.42. Microestructura de la zona parcialmente fundida, proceso de soldadura utilizado GMAW de un aluminio 6061, utilizando un metal de aporte de aluminio 4145.	62
Figura 1.43. Agrietamiento de la zona parcialmente fundida de un aluminio 2219, aplicación de metal de aporte soldadura de un 1100.	63
Figura 1.44. Formación de agrietamiento en la zona parcialmente fundida en la penetración total de soldadura de aluminio: a) esquemáticamente; b) agrietamiento de la zona parcialmente fundida en un aluminio 6061..	64
Figura 1.45. Agrietamiento inducido por hidrogeno en la zona parcialmente fundida de un acero HY-80.	64
Figura 1.46. Efecto del aporte térmico en la zona parcialmente fundida.	65
Figura 1.47. Diagrama esquemático de varias sub-zonas de la zona afectada térmicamente para un acero con, 0.15 % de carbono en peso, indicado por el diagrama de equilibrio Fe-Fe ₃ C.	66
Figura 1.48. Agrietamiento por disolución originado de la zona parcialmente fundida extendiéndose dentro de la zona de fusión. a) Fundición de un acero inoxidable 304; b) Fundición de un acero inoxidable austenítico resistente a la corrosión.	67
Figura 1.49. Ablandamiento de un material endurecido por trabajado a causa de la soldadura: a) ciclos térmicos; b) perfil de resistencia y dureza.	68
Figura 1.50. Crecimiento de grano en ZAT: a) diagrama de fase; b) ciclos térmico; c) variaciones de tamaño de grano.	68
Figura1.51. Interdependencia de la temperatura de recrystalización con la deformación previa y el tamaño de grano inicial.	70
Figura 1.52. Mediciones de cristalinidad e impacto charpy en la simulación de una soldadura de alta resistencia con tratamiento térmico de temple y revenido de un acero. a) Después de varios ciclos térmicos y b) después de un tratamiento térmico de post-soldadura de 1 hora. El aporte térmico es dado como 2.1 KJ mm ⁻¹ con un precalentamiento de 120 °C.	72

Figura 1.53. Mediciones de dureza Vickers en la ZAT de un acero estructural. ...	73
Figura 1.54. Mediciones promedio de dureza Vickers en la ZAT con un espesor de 20 mm de un acero C-Mn, en base a diversos procesos de la soldadura.	73
Figura 1.55. Ejemplo de un diagrama CCT de soldadura para un acero C-Mn de resistencia media, usando una temperatura de austenitizado de 1400 °C.	74
Figura 1.56. Diagrama de microestructura de la soldadura de un acero con 0.5 Cr-Mo-V. Las curvas indican la temperatura de precalentamiento requerida para obtener por lo menos 5% de ferrita, conociendo el aporte térmico, espesor de la placa, así como el diámetro del electrodo.	74
Figura 1.57. Diagrama de microestructura de tamaño de grano, para la soldadura de un acero microaleado al Nb. Las líneas representadas en el diagrama fueron obtenidas por modelos teóricos y corroborados por proceso de soldadura reales.	75
Figura 1.58. Dilución y composición del metal de aporte en la soldadura de dos materiales disímiles.	76
Figura 1.59. Macrosegregación de una soldadura por multipasadas entre un acero AISI 4130 y un acero inoxidable 304.	77
Figura 1.60. Variaciones en la microestructura en la aplicación de una soldadura por multipasadas entre un acero AISI 4130 y un acero inoxidable 304.	77
Figura 1.61. Muestra esquemática de la aplicación de soldadura por multipasadas.	85
Figura 1.62. Enmantequillado en una de sus caras con geometría oblicua, de un acero con alto contenido de carbono, utilizando un acero inoxidable 310 como metal de aporte de soldadura.	85
Figura 1.63. Proceso de electrodo revestido (SMAW).	87
Figura 2.1. Microestructura de acero AISI H-13 en condición de recocido, X2,500 (MEB).	89
Figura 2.2a. Configuración de probeta Y-Groove en la sección “A”.	91
Figura 2.2b. Configuración de probeta Y-Groove en la sección “B”.	91

Figura 2.3. Configuración final de probeta según norma JIS Z 3158.	92
Figura 2.4. Imágenes representativas del proceso de maquinado en sus diferentes etapas.	93
Figura 2.5. Maquinado final de la probeta, sección B con bisel escalonado.	94
Figura 2.6. Graficas de tratamiento térmico de temple y doble revenido.	95
Figura 2.7. a) Aplicación de cordones de soldadura de enmantequillado; b) rectificado del espesor.	96
Figura 2.8. Aplicación de los cordones de restricción con electrodo E 8018-B2. ...	97
Figura 2.9. Procedimiento de soldadura de relleno acero AISI H-13.	98
Figura 2.10. a) Procedimiento de soldadura de recubrimiento con Co-Cr (Stellite); b) limpieza y acabado final.	99
Figura 2.11. Mediciones de esfuerzos residuales en todas las probetas.	100
Figura 2.12. Dispositivo utilizado para la técnica de “Hole Drilling.”	101
Figura 2.13. Tipos de rosetas para medición de esfuerzos residuales.	101
Figura 2.14. Fresa tipo corona de carburo de tungsteno.	102
Figura 2.15. Medidor y registrador de micro deformaciones marca Vishay modelo P3.	102
Figura 2.16. El procedimiento general de las mediciones por medio de la técnica de “Hole Drilling.”	104
Figura 2.17. Ubicación de las diferentes mediciones de esfuerzos residuales por medio de la técnica de “Hole Drilling” para las diferentes probetas. .	105
Figura 2.18. Maquina de corte por agua (Water Jet) marca Flow.	105
Figura 2.19. Seccionamiento de probetas según norma JIS Z 3158.	106
Figura 2.20. Forma final del seccionamiento de probetas realizado mediante corte con agua.	106
Figura 2.21. a) Durómetro Rockwell marca Wilson modelo 4 JR; b) medidor dial de lectura de salida.	107

Figura 2.22. Microcopio óptico invertido Epiphot marca Nikon.	108
Figura 2.23. Microscopio electrónico de barrido JEOL modelo JSM-5910LV. ...	109
Figura 2.24. Ubicación de los puntos de análisis de composición química (EDS-Line Scann).	109
Figura 3.1. Colocación de rosetas en cada una de las placas, así como su respectiva perforación.	110
Figura 3.2. Deformaciones relajadas por cada galga respecto a la profundidad de orificio, placa 1 sin enmantequillado.	115
Figura 3.3. Deformaciones relajadas por cada galga respecto a la profundidad de orificio, placa 2 con 0.3 mm de espesor de intercapa de enmantequillado.	116
Figura 3.4. Deformaciones relajadas por cada galga respecto a la profundidad de orificio, placa 3 con 1.4 mm de espesor de intercapa de enmantequillado.	117
Figura 3.5. Deformaciones relajadas por cada galga respecto a la profundidad de orificio, placa 4 con 2.5 mm de espesor de intercapa de enmantequillado.	118
Figura 3.6. Comparación deformaciones relajadas: a) Placa 1 medición 5a sin intercapa de enmantequillado; b) Placa 4 medición 5a con 2.5 mm intercapa de enmantequillado.	119
Figura 3.7. Representación grafica de la variación de los esfuerzos residuales máximos respecto a la distancia a partir del centro de la unión soldada.	122
Figura 3.8. Dirección de esfuerzos normales normales máximos, placa 1 sin intercapa de enmantequillado.	123
Figura 3.9. Dirección de esfuerzos normales máximos, placa 2 con 0.3 mm de espesor.	123
Figura 3.10. Dirección de esfuerzos normales máximos, placa 3 con 1.4 mm de espesor de intercapa de enmantequillado.	124
Figura 3.11. Dirección de esfuerzos normales máximos, placa 4 con 2.5 mm de espesor de intercapa de enmantequillado.	124

Figura 3.12. Dirección de esfuerzos cortantes máximos, placa 1 sin intercapa de enmantequillado.	125
Figura 3.13. Dirección de esfuerzos cortantes máximos, placa 2 con 0.3 mm de intercapa de enmantequillado.	126
Figura 3.14. Dirección de esfuerzos cortantes máximos, placa 3 con 1.4 mm de intercapa de enmantequillado.	126
Figura 3.15. Dirección de esfuerzos cortantes máximos, placa 4 con 2.5 mm de intercapa de enmantequillado.	127
Figura 3.16. a) Distribución de temperaturas para placa 1 sin intercapa de enmantequillado; b) Otra vista del perfil de la distribución de temperaturas.	130
Figura 3.17. Perfil de dureza, placa 1 (Sin enmantequillado).	131
Figura 3.18. Resultados de mediciones de dureza, placa 2, con 0.3 mm de intercapa de enmantequillado.	131
Figura 3.19. Resultados de mediciones de dureza, placa 3, con 1.4 mm de intercapa de enmantequillado.	132
Figura 3.20. Resultados de mediciones de dureza, placa 4, con 2.5 mm de intercapa de enmantequillado.	132
Figura 3.21. Mediciones de dureza Rockwell C para las diferentes fases, placa 1, sin enmantequillado.	133
Figura 3.22. Mediciones de dureza Rockwell C para las diferentes fases, placa 2, con 0.3 mm de intercapa de enmantequillado.	134
Figura 3.23. Mediciones de dureza Rockwell C para las diferentes fases, placa 3, con 1.4 mm de intercapa de enmantequillado.	135
Figura 3.24. Mediciones de dureza Rockwell C para las diferentes fases, placa 4, con 2.5 mm de intercapa de enmantequillado.	136
Figura 3.25. Microestructuras en placa 1 sin intercapa de enmantequillado. 1) Clara: matriz fase α del sistema Co-Cr (fcc), oscura: partículas de carburos primarios, patrón de solidificación dendrítico; 2) Patrón de solidificación dendrítico; 3) Matriz martensítica y partículas de carburos esferoidales austenita no transformada; 4) Martensita y austenita remanente; 5, 6 y 7) Martensita revenida más carburos. ...	137

Figura 3.26. Microestructuras placa 2 con 0.3 mm de espesor de intercapa de enmantequillado. 1) Clara: matriz fase α (fcc), del sistema Co-Cr, oscura: partículas de carburos primarios, patrón de solidificación dendrítico; 2) Matriz martensítica y precipitación de algunos carburos; 3) Grano austenítico con presencia de escasa ferrita y carburos de cromo en límites de grano; 4) Martensita y austenita remanente; 5) Martensita más austenita retenida; 6 y 7) Martensita revenida más carburos.	138
Figura 3.27. Microestructuras para la placa 3 con 1.4 mm de espesor de intercapa de enmantequillado. 1) Clara: matriz fase α del sistema Co-Cr (fcc), oscura: partículas de carburos primarios; 2) matriz martensítica y precipitación de algunos carburos, patrón de solidificación dendrítico; 3) Grano austenítico en presencia de escasa ferrita y carburos de cromo en límites de grano; 4 y 5) Martensita y austenita remanente; 6 y 7) Martensita revenida más carburos.	139
Figura 3.28. Microestructuras para la placa 4 con 2.5 mm de espesor de intercapa de enmantequillado. 1) Clara: matriz fase α del sistema Co-Cr (fcc), oscura: partículas de carburos primarios, patrón de solidificación dendrítico; 2) Matriz martensítica y precipitación de algunos carburos, patrón de solidificación dendrítico; 3) Grano austenítico en presencia de escasa ferrita y carburos de cromo en límites de grano; 4 y 5) Martensita y austenita remanente; 6 y 7) Martensita revenida más carburos.	140
Figura 3.29. a) Grafica de porcentaje en peso sección X-X'; b) grafica de porcentaje en peso sección Y-Y', probeta 1 sin intercapa de enmantequillado. ..	146
Figura 3.30. a) Grafica de porcentaje en peso sección X-X'; b) grafica de porcentaje en peso sección Y-Y', probeta 2 con 0.3 mm de espesor de intercapa de enmantequillado.	147
Figura 3.31. a) Grafica de porcentaje en peso sección X-X'; b) grafica de porcentaje en peso sección Y-Y', probeta 3 con 1.4 mm de espesor de intercapa de enmantequillado.	148
Figura 3.32. a) Grafica de porcentaje en peso sección X-X'; b) grafica de porcentaje en peso sección Y-Y', probeta 4 con 2.5 mm de espesor de intercapa de enmantequillado.	149

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 1.1. Comparación general de las diferentes técnicas para medición de esfuerzos residuales.	17
Tabla 1.2. Composición química de los aceros Cr-Mo-V.	45
Tabla 1.3. Propiedades mecánicas del acero H-13.	46
Tabla 1.4. Efecto de la temperatura sobre la expansión térmica del acero H-13. ..	46
Tabla 1.5. Efecto de la temperatura sobre la conductividad térmica del acero H-13.	46
Tabla 1.6. Aplicaciones de los aceros grado herramienta.	47
Tabla 1.7. Acero para trabajo en caliente.	48
Tabla 1.8. Acero grado herramienta y su equivalente para los diferentes estándares internacionales.	49
Tabla 1.9. Efecto de la velocidad de avance de soldadura en la microestructura del metal de soldadura.	55
Tabla 1.10 Selección de procesos de soldadura.	81
Tabla 2.1. Composición química del acero AISI H-13 (% en peso).	89
Tabla 2.2. Composición química de los diferentes electrodos empleados (% en peso).	90
Tabla 2.3. Parámetros de soldadura empleados en la soldadura de intercapa de enmantequillado mediante el proceso SMAW.	96
Tabla 2.4. Parámetros de soldadura para los cordones de restricción.	97
Tabla 2.5. Parámetros de soldadura para cordones de relleno.	98
Tabla 2.6. Parámetros de soldadura de recubrimiento superficial.	99
Tabla 3.1. Deformaciones relajadas para cada incremento durante la medición de esfuerzos residuales para la placa 1 (SIE).	111
Tabla 3.2. Deformaciones relajadas para cada incremento durante la medición de esfuerzos residuales para la placa 2 con 0.3 mm de espesor de intercapa de enmantequillado.	112

Tabla 3.3. Deformaciones relajadas para cada incremento durante la medición de esfuerzos residuales para la placa 3 con 1.4 mm de espesor de intercapa de enmantequillado.	113
Tabla 3.4. Deformaciones relajadas para cada incremento durante la medición de esfuerzos residuales para la placa 4 con 2.5 mm de espesor de intercapa de enmantequillado.	114
Tabla 3.5. Valores de esfuerzos residuales máximos y mínimos para las mediciones efectuadas en las probetas soldadas con diferentes espesores de intercapa de enmantequillado.	120
Tabla 3.6. Propiedades isotrópicas para AISI H-13.	128
Tabla 3.7. Propiedades isotrópicas para el acero aleación Co-Cr (Stellite).	129
Tabla 3.8. Composición química (% en peso) en los diferentes puntos de análisis de la placa 1 sin intercapa de enmantequillado.	142
Tabla 3.9. Composición química (% en peso) en los diferentes puntos de análisis de la placa 2 con 0.3 mm de espesor de intercapa de enmantequillado.	143
Tabla 3.10. Composición química (% en peso) en los diferentes puntos de análisis de la placa 3 con 1.4 mm de espesor de intercapa de enmantequillado.	144
Tabla 3.11. Composición química (% en peso) en los diferentes puntos de análisis de la placa 4 con 2.5 mm de espesor de intercapa de enmantequillado.	145

RESUMEN

Se denomina esfuerzos residuales internos, al estado de esfuerzos existentes en el volumen de un material en ausencia de cargas externas, incluyendo la gravedad u otra fuente de esfuerzos, tal como un gradiente térmico¹. En el caso específico del proceso de soldadura, los esfuerzos residuales son consecuencia de interacción con el tiempo, temperatura, deformación y microestructura². La influencia de los diferentes parámetros que contribuyen respecto a la cantidad y distribución de los esfuerzos residuales son: expansión impedida y contracción resultante de una distribución de temperatura no homogénea, b) efectos de enfriamiento rápido (temple) y, c) transformaciones de fase^{3,4}. El método de “Hole Drilling” es una técnica de medición de esfuerzos residuales relativamente simple y económica⁵. En el presente trabajo de investigación se estudia el efecto de la intercapa de acero inoxidable AISI 312, sobre la generación de esfuerzos residuales en la soldadura de reparación del acero AISI H-13 mediante el proceso SMAW.

Las pruebas de soldadura, se llevaron a cabo en probetas de 24.5 mm de espesor con geometría Y-Groove⁶. Empleando diferentes espesores de intercapa de enmantequillado (0, 0.3, 1.4, 2.5 mm) de acero inoxidable AISI 312 entre el metal base y soldadura de relleno. En la aplicación de cordones de restricción se utilizó electrodo E 8018 B2, soldadura de relleno AISI H-13 y recubrimiento superficial de aleación base Co-Cr (Stellite) a una temperatura de precalentamiento de 325 °C. Las mediciones para determinar el tipo y magnitud de los esfuerzos residuales se llevaron a cabo mediante la técnica de “Hole Drilling” empleando galgas extensométricas tipo CEA-06-062UM-120 y CEA-06-062UL-120 de acuerdo a la norma ASTM E 837. El cálculo de esfuerzos residuales uniformes se llevo a cabo a partir de las deformaciones relajadas medidas mediante el programa de cálculo de esfuerzos residuales H-DRILL⁸ para condición biaxial. Los resultados de microdeformaciones negativas representan contracciones en la zona de galga y su efecto sobre el diámetro del orificio es de agrandamiento, a su vez las deformaciones positivas representan expansiones en la zona de galga, y por lo tanto el efecto sobre el diámetro del orificio es de reducción.

Por otro lado, con el incremento del espesor de intercapa de intercapa de acero inoxidable AISI 312 aumenta ligeramente el nivel de esfuerzos residuales en la zona afectada térmicamente (ZAT) desde 315 hasta 399.2 MPa, en los casos del lado A sin intercapa y con 2.5 mm de espesor de intercapa de enmantequillado, respectivamente. Sin embargo, el nivel de agrietamiento en caliente en la unión soldada disminuye considerablemente para el caso de 2.5 mm de espesor de intercapa de enmantequillado. Asimismo, en todos los casos se presenta una tendencia a valores de esfuerzos residuales mínimos a medida que se aleja del cordón de soldadura de 20.18-53 MPa. Se observa también una alineación paralela de orientación del esfuerzo normal con el eje de soldadura, en el caso de las mediciones más cercanas al cordón, mientras que los esfuerzos cortantes máximos se encuentran a 45° respecto a los esfuerzos normales.

A su vez las uniones con intercapa de acero inoxidable sección X-X' presentan incremento de Cr y Ni desde el centro hasta la interfase con el metal base, para la sección Y-Y' presentan incremento de contenido de Co y Ni hacia la superficie asociado principalmente a la soldadura recubrimiento superficial. En este estudio, los esfuerzos residuales detectados son originados en mayor proporción debido a las transformaciones de fase no homogéneas, gradientes químicos y térmicos generados durante el proceso de soldadura, y se corrobora con la gran variedad de microestructuras presentes en cada una de las placas, así como la relación de esfuerzos residuales con los distintos valores de dureza. En general, se determinó que el espesor de intercapa de enmantequillado tiene un efecto más significativo en la prevención de fisuración en caliente en la piletta de soldadura que en la disminución de esfuerzos residuales en la zona afectada térmicamente.

OBJETIVO GENERAL

Evaluar el efecto de la intercapa de enmantequillado sobre la magnitud y orientación de esfuerzos residuales generados durante la soldadura de reparación del acero AISI H-13 para trabajado en caliente.

OBJETIVOS PARTICULARES

1. Aplicar el procedimiento de manufactura de probetas según norma JIS Z-3158.
2. Determinar la magnitud y orientación de esfuerzos residuales generados durante la soldadura de reparación en la zona afectada térmicamente en probetas con geometría Y-Groove.
3. Determinar el efecto del espesor de la intercapa de enmantequillado sobre el agrietamiento en caliente en la pileta de soldadura y generación de esfuerzos residuales en la ZAT.
4. Relacionar los esfuerzos residuales generados durante la soldadura de reparación con la microestructuras y valores de dureza resultantes.

JUSTIFICACIÓN

La mayoría de los procesos de manufactura generan esfuerzos residuales internos, en particular la reparación por soldadura de herramientas sometidas a trabajo a alta temperatura, al tener un conocimiento y comprensión metalúrgico de los esfuerzos residuales generados, sabremos el comportamiento de la vida a la fatiga, propagación de grietas de moldes para trabajado en caliente acero H-13, así como reducir costos ya que este tipo de procedimiento es demasiado costoso y complicado. Debido a esto se requiere un conocimiento amplio y bien fundamentado de los esfuerzos residuales generados, así como su orientación respecto a la unión soldada, ya que los esfuerzos residuales no se encuentran uniformemente distribuidos en todo el material.

Por tal motivo es necesario caracterizar los esfuerzos residuales en diferentes condiciones de soldadura, mencionadas en el presente trabajo, para así proponer mejoras en el procedimiento de soldadura y poder disminuir costos y aumentar el desempeño de piezas recuperadas, propagación de grietas durante servicio. Ya que los esfuerzos residuales, reducen el rendimiento operacional de los moldes.

CAPITULO 1. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA

1.1 Aspectos Generales de los Esfuerzos Residuales

1.1.1 Tipos de Esfuerzos Residuales

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 gradiente térmico⁸.

Generalmente, se distinguen tres grandes clases de esfuerzos residuales de acuerdo a la distancia o rango sobre el cual pueden ser observados.

El primer tipo de esfuerzo residual, llamado macroscópico, es de naturaleza de largo alcance, se extiende por lo menos varios granos del material. El segundo tipo de esfuerzo residual, comúnmente llamado microesfuerzo estructural, abarca la distancia de un grano o parte de este. Puede ocurrir entre fases diferentes y tener propiedades físicas diferentes, o entre partículas embebidas, como las inclusiones en la matriz. La tercera clase de esfuerzos residuales cae en el rango de varias distancias interatómicas dentro de un grano, y se equilibra dentro de una pequeña parte del grano⁹.

En resumen, los esfuerzos residuales se pueden clasificar como:

- | | |
|----------|---|
| TIPO I | Se refiere a los macro esfuerzos residuales que se presentan en el cuerpo de un componente en una escala mayor del tamaño de grano del material. |
| TIPO II | Son aquellos llamados micro esfuerzos residuales que varían en una escala de granos individuales. Es de esperarse que dichos esfuerzos existan en materiales de fase única debido al comportamiento anisotropico de cada grano. Estos esfuerzos también pueden presentarse en materiales multifase debido a las diferentes propiedades de las diferentes fases. |
| TIPO III | Son los micro esfuerzos residuales que existen dentro de un grano, esencialmente como resultado de la presencia de dislocaciones y otros defectos cristalinos. Generalmente, se agrupan los micro esfuerzos tipo II y III ^{9,10,11} . |

En la práctica los macro esfuerzos residuales son los de mayor interés, para la ingeniería ya que pueden afectar de manera sustancial el comportamiento del material en servicio. Los otros tipos de esfuerzos residuales son de mayor interés para la ciencia de los materiales².

Con los análisis y técnicas computacionales modernas es muy común estimar los esfuerzos residuales a los que estará sometido un componente en servicio. Esto es por si solo suficiente para una predicción confiable en el comportamiento del componente.

Además, en muchos casos donde ocurren fallas inesperadas, estas han sido debidas a la presencia de esfuerzos residuales que se combinaron con los esfuerzos de servicio para reducir la vida del componente³.

Conforme el diseño de componentes de ingeniería se vuelve menos conservativo (uso de factores de seguridad más bajos), hay un creciente interés en saber de que manera los esfuerzos residuales afectan las propiedades mecánicas. Esto es por que las fallas estructurales pueden ser causadas por el efecto combinado de los esfuerzos residuales y los aplicados¹².

Por otro lado, en algunas ocasiones se introducen esfuerzos de compresión a los componentes de manera deliberada, como el granallado, esto es 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 aeroespacial, nuclear y otras industrias de ingeniería crítica⁹.

1.1.2 Origen de los Esfuerzos Residuales

Los esfuerzos residuales se crean durante la mayoría de los procesos de manufactura que incluyen deformaciones del material, tratamiento térmico, maquinado u operaciones que realizan cambios de forma o que cambian las propiedades del material. Los esfuerzos residuales surgen por varias fuentes y pueden presentarse en el material sin procesar, introducidos durante su manufactura o debido a cargas en servicio^{10,12,13,14}.

Los esfuerzos residuales son consecuencia de interacciones en el tiempo, temperatura, deformación y microestructura. Las características del material o relacionadas a este que influyen en el desarrollo de esfuerzos residuales incluyen la conductividad térmica, capacidad calorífica, coeficiente de expansión térmica, módulo elástico, módulo de Poisson, plasticidad, termodinámica, cinética de las transformaciones, y mecanismos de transformación².

El origen de los esfuerzos residuales en un componente se pueden clasificar como⁸:

- Mecánico
- Térmico
- Químico

Comúnmente, los esfuerzos residuales generados mecánicamente son resultados de procesos de manufactura que producen deformaciones plásticas no uniformes. Naturalmente, estos se presentan durante el proceso de transformación, o pueden ser introducidos deliberadamente para producir un estado de esfuerzos en particular en un

componente¹⁵. Ejemplos de operaciones que producen esfuerzos de tensión indeseables en la superficie o gradientes de esfuerzos residuales son el proceso de trefilado o estirado de alambre, soldado y maquinado.

A nivel microscópico, los esfuerzos residuales son inducidos por²:

- Flujos plásticos no homogéneos, bajo la acción del tratamiento externo (granallado, martillado, tratamiento de impacto por láser).
- Deformación plástica no homogénea durante el calentamiento o enfriamiento no uniforme (el temple ordinario).
- Deformación estructural debido a tratamiento térmico del metal.
- Heterogeneidad de orden químico o cristalográfico (nitrurado o endurecimiento superficial).
- Tratamientos superficiales (niquelado y cromado).
- Diferencias en coeficientes de expansión e incompatibilidad mecánica de los diversos componentes de los composites (compuestos con una matriz metálica y orgánica, recubrimientos cerámicos).

Los esfuerzos residuales generados químicamente se pueden presentar debido a los cambios de volumen asociados con reacciones químicas, precipitaciones o transformaciones de fase. Tratamientos químicos en la superficie y capas pueden llegar a generar gradientes de esfuerzos residuales substanciales en las capas superficiales del componente. La nitruración produce esfuerzos compresivos en las regiones de difusión por la expansión de la red y precipitación de nitruros, y la carburación causa un efecto muy similar¹⁶.

1.1.3 Efecto de los 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 del material sujeto a fatiga, propagación de grieta y corrosión bajo tensión, donde los esfuerzos residuales de tensión reducen la capacidad de trabajo de los materiales⁹.

De hecho, en la región elástica, los esfuerzos residuales pueden ser sumados como cargas estáticas. Así lo establece el principio de superposición. Tomando una muestra sujeta a esfuerzos residuales, caracterizados mediante un vector σ_r en un punto de un plano de esfuerzos definidos y le superponemos, en este mismo punto en el mismo plano, un esfuerzo aplicado σ_A , el esfuerzo real aplicado σ_n a la muestra esta caracterizado por el siguiente vector⁹:

$$\sigma_n = \sigma_A + \sigma_r \dots\dots\dots(1.1)$$

La figura 1.1 muestra un ejemplo de superposición de esfuerzos residuales y aplicados durante una prueba de fatiga a la flexión⁹.

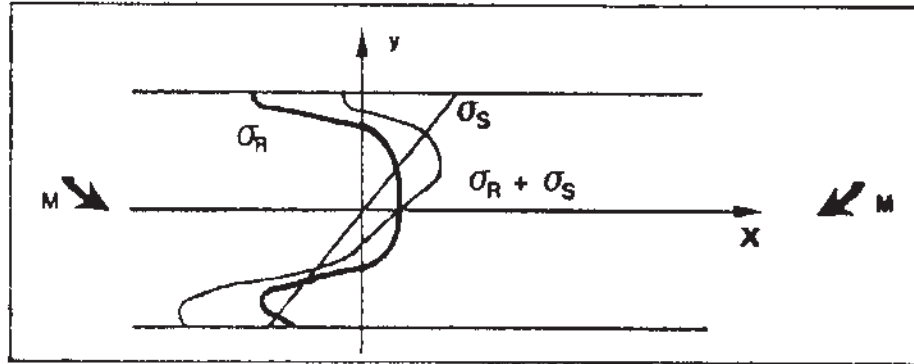


Figura 1.1. Superposición de esfuerzo residual y aplicado.

Si como resultado de un tratamiento térmico superficial (granallado) se crea un esfuerzo residual de compresión, con un esfuerzo aplicado σ_A de signo opuesto, el esfuerzo real σ_n en el material es menor que σ_A . Se puede deducir que el esfuerzo residual actúa como un esfuerzo promedio y puede afectar el comportamiento mecánico de los materiales tales como fractura dúctil, fatiga y corrosión bajo tensión⁹.

En el caso de la fatiga, los esfuerzos residuales afectan el valor de ruptura para el material, pues afectan el esfuerzo promedio a que será sometido el material durante el periodo que dure en operación sin que aparezca la ruptura. Si el signo del esfuerzo residual es opuesto al de la carga aplicada, la amplitud del esfuerzo dinámico se incrementa, pero en caso de ser contrario, la amplitud del esfuerzo dinámico disminuye⁹. En otras palabras, la carga que soporta es menor y se corre el riesgo de presentarse una carga mayor y así producir una fractura durante el ciclo de fatiga más fácilmente.

Se puede cuantificar el efecto en la vida de un componente respecto a los esfuerzos residuales usando los diagramas de Haigh y Goodman⁹. En la figura 1.2 se puede observar que si el signo del esfuerzo residual es contrario al esfuerzo aplicado, la amplitud del esfuerzo dinámico admisible σ_a se incrementa. Con valores mayores de esfuerzos residuales de tensión se puede incluso ocasionar fracturas estáticas durante la fatiga³.

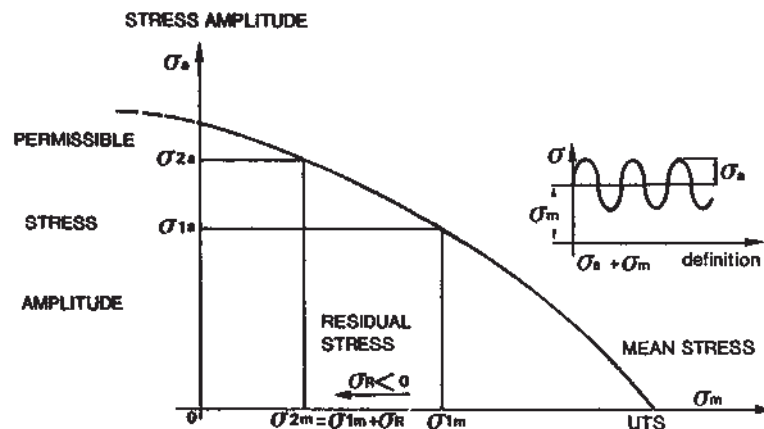


Figura 1.2. Esfuerzos residuales usando el diagrama de Haigh (σ_a = amplitud alternativa del esfuerzo dinámico aplicado, σ_r = esfuerzo residual).

El estado de esfuerzos residuales juega un papel muy importante en la corrosión bajo tensión. Los esfuerzos residuales de compresión inducidos por el granallado pueden incrementar considerablemente el comportamiento del componente a la acción de corrosión bajo tensión. El ensayo realizado por W.H. Friske¹⁷ muestra que el granallado puede incrementar la vida de un componente hasta 1000 veces en comparación con una muestra sin tratar para el caso de acero inoxidable grado 304.

El comportamiento de un material bajo cargas térmicas, mecánicas u otros tipos de procesos, dependerá del estado de esfuerzos residuales inducidos durante los procesos de manufactura. En otros casos, esfuerzos residuales de compresión necesitan ser inducidos en la superficie de la muestra para poder incrementar su comportamiento mecánico. Por lo tanto, es importante poder medir los esfuerzos residuales, así como conocer el nivel de esfuerzos para cargas determinadas. Solo con un conocimiento vasto del nivel de estado de esfuerzos residuales nos permitirá el conocer el campo de análisis de esfuerzos para el diseño de componentes mecánicos⁹.

1.1.4 Métodos de Medición de Esfuerzos Residuales

Durante las últimas décadas, muchas técnicas cuantitativas y cualitativas se han desarrollado. En lo general, se debe hacer una distinción entre las técnicas destructivas y no destructivas¹⁹.

La primera serie de métodos están basados en la destrucción del estado de equilibrio de los esfuerzos residuales de un componente mecánico. De esta manera, los esfuerzos residuales pueden ser medidos mediante su relajación. La segunda serie de métodos están basados en las relaciones entre los parámetros físicos o cristalográficos y los esfuerzos residuales⁹.

1.1.4.1 Método de “Hole Drilling” y “Ring Core”

Son dos de los métodos más comunes para la medición de esfuerzos residuales. Ambos métodos involucran la remoción localizada de material bajo esfuerzo y la medición de las deformaciones relajadas en el material adyacente. Por lo general, se usan galgas de deformación para medir las deformaciones relajadas⁹.

El método de “Hole Drilling” requiere la realización de un pequeño orificio, generalmente de 1 a 4 mm de diámetro, a una profundidad aproximadamente igual al diámetro del orificio. Como se muestra en la figura 1.3, se mide las deformaciones relajadas en la superficie del material alrededor del orificio perforado. El método de “Ring Core” es similar, excepto que un anillo, generalmente de unos 15 a 150 mm de diámetro interno, es perforado en lugar de un orificio. Después se hace la medición de las deformaciones relajadas en la superficie del material remanente dentro del anillo, como se muestra en la figura 1.3.

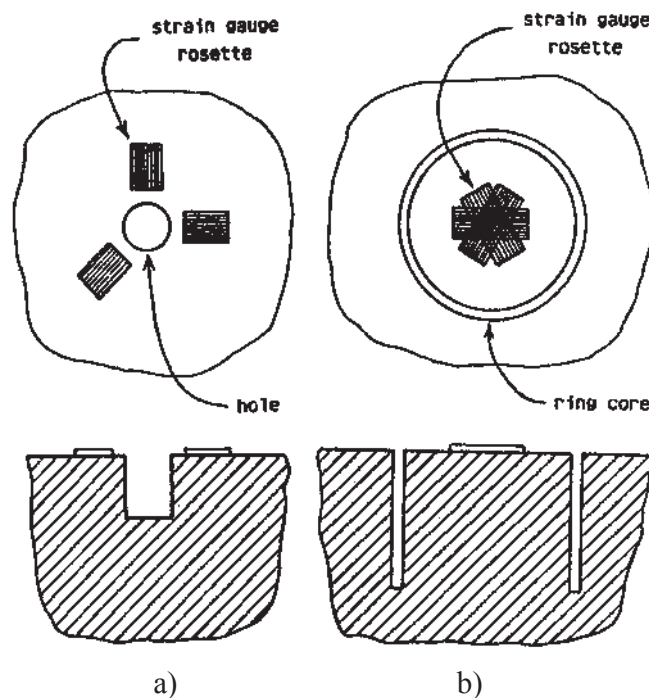


Figura 1.3. a) Método de “Hole Drilling” y b) Método de “Ring Core”.

Las profundidades típicas del anillo caen dentro del rango del 25 a 150% de su diámetro interno. En ambos métodos los esfuerzos residuales existentes antes de la perforación del orificio o anillos pueden ser calculados a partir de la medición de las deformaciones relajadas⁹.

Los métodos de “Hole Drilling” y “Ring Core” generalmente se describen como “semi-destructivos”. La cantidad de material removido está limitado y en muchas ocasiones se puede tolerar o reparar adecuadamente. Ambos métodos, en la práctica son rápidos y muy eficientes⁹.

El método de “Ring Core” es completamente insensitivo en comparación con el método de “Hole Drilling” ya que involucra casi una completa relajación de las deformaciones superficiales. También es insensitivo a cualquier pequeño error en el diámetro del anillo o excentricidad del orificio anular con respecto de la galga de deformación. Sin embargo, el tamaño del anillo anular es relativamente grande, causando mucho más daño que el método de “Hole Drilling”. Además, los resultados son mucho menos localizados por que el diámetro del anillo define la región de la medición de los esfuerzos residuales. Otro problema del método de “Ring Core” es la necesidad de conectar y desconectar los alambres de la galga de deformación para poder efectuar el procedimiento de barrenado⁹.

1.1.4.2 Método de Remoción por Capas

El fundamento de este método es simple, una parte plana que tiene esfuerzos residuales es deformada de forma tal que se mantiene un equilibrio interno de fuerzas y momentos. En un espécimen de prueba paralelepípedo delgado, esta deformación es representada por la deflexión curvatura (f). La deflexión natural depende del tipo y magnitud de los esfuerzos residuales involucrados, esa distribución de esfuerzos residuales por todas partes del espesor del material puede ser caracterizada mediante una función σ_e , donde e es el espesor de la capa que está siendo considerada con respecto del área de la superficie del espécimen. (Figura 1.4)⁹.

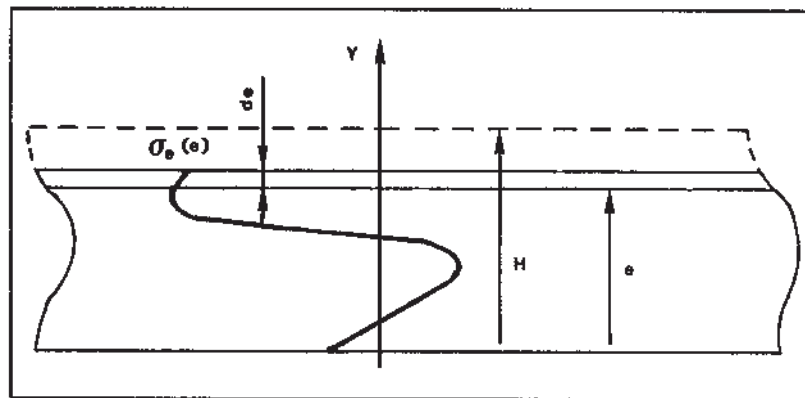


Figura 1.4. Redistribución de los esfuerzos residuales durante la eliminación de capas, donde δe es espesor de la capa removida, δf es la variación en la deflexión, $\sigma_e(e)$ es el esfuerzo de la superficie que existía, H es el espesor inicial de la probeta.

Si las capas del material en las cuales se encuentran los esfuerzos residuales son removidas gradualmente mediante maquinados químicos, automáticamente se realiza un rebalanceo de los momentos y esfuerzos internos para mantener el equilibrio de la parte. Para que ocurra este nuevo balanceo, la sección tiene que cambiar de forma, por lo que la placa se curva. La variación en la deflexión (df) producida por la remoción de capas (de) del espesor (Ver figura 1.5) se puede relacionar con el esfuerzo σ_e (e) de la superficie que existía en la capa que ha sido removida mediante la ecuación 1.2, llamada ecuación de Stoney⁹:

$$\sigma_e(e) = -\frac{4}{3} E \frac{e^2}{I^2} * \frac{df}{de} \dots\dots\dots (1.2)$$

Donde I representa la longitud sobre la cual la deflexión es medida y E es el módulo de Young del material.

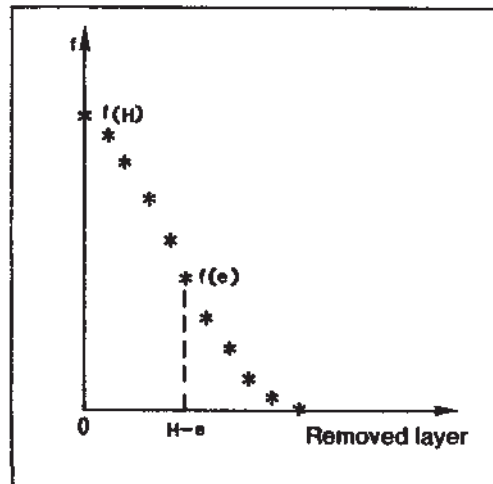


Figura 1.5. Deflexión de la curvatura como una función del espesor de la capa eliminada.

La curvatura puede ser medida usando métodos de contacto como perfilometría y galgas de deformación, o sin contacto como video, analizador láser, mallado o topología de difracción de doble cristal.

Este método de medición puede ser usado para numerosos tipos de esfuerzos residuales; es particularmente simple usarlo para el caso de tratamientos superficiales en los cuales solo una pequeña capa del material ha sido modificada⁹.

1.1.4.3 Método de Seccionamiento

Se considera que Heyn y Bauer fueron los primeros en medir esfuerzos residuales longitudinales en barras y varillas en 1911¹⁸. Ellos relacionaban el esfuerzo residual con el cambio de longitud de la barra causado por la reducción sucesiva del diámetro exterior de la barra.

Para una viga recta con esfuerzos residuales que cambian con la profundidad y su uniformidad a lo largo de la viga, métodos de medición fueron propuestos por Stablein en 1931²⁰. En 1951, Treuting y Read midieron los esfuerzos residuales biaxiales de una placa, los cuales cambiaban solo con la profundidad²¹. En 1933, para esfuerzos residuales biaxiales uniformemente distribuidos en una placa de espesor delgado, Siebel y Pfender²² introdujeron una nueva idea para observar por separado los cambios en las deformaciones en dos direcciones principales provocadas por el corte de dos franjas angostas de la placa. Combinando estas deformaciones relajadas los esfuerzos residuales originales eran determinados.

En 1945, Rosenthal y Norton²³ desarrollaron un método para medir esfuerzos residuales distribuidos por todas partes del espesor de una soldadura. El método consiste en medir deformaciones liberadas en la remoción de bloques de la soldadura y en los bloques a los que se les reduce el espesor. La reconstrucción de los esfuerzos es mediante un promedio obtenido por simple teoría de deflexión. Este método supone que los esfuerzos residuales son uniformes a lo largo de la soldadura y la forma de la soldadura es regular. La exactitud de este método depende de la exactitud en las mediciones de las deformaciones relajadas y del método de reconstrucción de esfuerzos liberados.

Estos métodos están restringidos en sus aplicaciones a casos donde las suposiciones básicas son efectivas. Técnicas como elemento finito han sido empleadas para contrarrestar los problemas antes mencionados. Primero, la limitación con respecto de la geometría en la medición de los objetos es eliminada. Segundo, las relaciones entre los cambios por deformaciones y los esfuerzos liberados pueden desarrollarse por separado. Paralelamente, cualquier método de medición puede ser modelado y su validación examinada con la ayuda de elemento finito²⁴. En 1974, Stoker y Moir²⁵ mostraron el potencial del método de elemento finito para estimar esfuerzos residuales en tuberías de espesor grueso.

Después de 1983, Rybicki y Shadley^{26,27,28} presentaron un esquema computacional mejorado de respaldo para los métodos de medición de uniones soldadas. Ritchie y Leggat²⁹ propusieron un método para medir esfuerzos residuales en soldaduras con geometrías irregulares y con altos gradientes de esfuerzos residuales a través del espesor.

Todos estos métodos están basados en el método de relajación. En estos métodos, la aplicación de elemento finito aproxima a una mejor respuesta elástica de la relación entre los cambios de deformación y los esfuerzos relajados debido al seccionamiento. Sin embargo, si las observaciones de las deformaciones contienen errores de observación, los errores pueden aumentar en el proceso de reconstrucción de los esfuerzos relajados usando la relación de la respuesta elástica.

En contraste con esto, una aproximación completamente diferente fue propuesta por Ueda y Fukuda²⁷ mediante la introducción de un promedio para medir la fuente de los esfuerzos residuales, llamado “deformación inherente” la cual predice los esfuerzos residuales imponiendo esta deformación inherente sobre el objeto libre de esfuerzos (1975), desarrollaron muchos métodos de medición para espesores de juntas soldadas, tuberías y cilindros³⁰.

En la medición de esfuerzos residuales en dos y tres dimensiones, hay dos tipos de aproximaciones. Poniendo atención a los esfuerzos residuales tridimensionales, una aproximación es el así llamado método de seccionamiento, mediante el cual la probeta es seccionada y los esfuerzos liberados. Con la finalidad de poder medir los esfuerzos residuales tridimensionales, la distribución de los esfuerzos que estaban actuando sobre la nueva superficie expuesta antes de seccionar el objeto, se calcula a partir de las deformaciones observadas en la superficie durante el seccionamiento. El seccionamiento es aplicado repetidamente a las piezas seccionadas hasta que no se observe ninguna relajación de las deformaciones. De acuerdo con este método los esfuerzos del seccionamiento en los planos seccionados son tomados como los parámetros de medición.

En la otra aproximación propuesta por Ueda y Fukuda³⁰, la atención se centraba en la fuente de esfuerzos residuales, llamadas deformaciones inherentes. Basados en esta aproximación, las deformaciones inherentes deben ser evaluadas directamente de las deformaciones elásticas observadas en la superficie del objeto y los esfuerzos residuales deben ser calculados mediante un análisis elástico de los esfuerzos. De acuerdo con este método, las deformaciones inherentes son usadas como el parámetro para la medición de los esfuerzos residuales.

1.1.4.4 Método de Difracción de Rayos-X y Difracción de Neutrones

Los principios físicos para la medición de esfuerzos residuales mediante las técnicas de difracción de neutrones y de rayos-X son muy similares. Una diferencia principal entre ambos métodos es la capacidad de penetración que tienen los neutrones en las piezas de ingeniería sobre los rayos-X. Los rayos-X proveen lecturas de esfuerzos solo hasta profundidades de 0.001 plg. (0.025 mm), mientras que los neutrones son capaces de penetrar componentes con grandes espesores⁵.

Entre todas las técnicas de medición, la de difracción de rayos-X tiene un lugar muy importante, pues permite realizar una evaluación no destructiva de los esfuerzos en la superficie. Comparado con otras técnicas convencionales este método permite hacer mediciones localizadas y análisis en tiempo real de la evolución de los esfuerzos³¹.

Existen tres técnicas básicas para la medición de los esfuerzos basados en la difracción de rayos-X. Estas son de doble exposición o técnicas de dos ángulos (DET), las de una sola exposición o técnica de un solo ángulo (SET) y la de $\sin^2\psi$ o técnica de multi-ángulos⁵. Para la difracción de neutrones hay dos técnicas, la examinación convencional $\theta/2\theta$ y aproximaciones en el tiempo de la medición¹².

Tanto el método de difracción de rayos-X como de neutrones se basa en las deformaciones elásticas dentro de un material policristalino para medir los esfuerzos internos en el material. Las deformaciones causan cambios en la distancia de los planos cristalinos desde un valor que corresponde al material sin esfuerzo hasta otro valor que corresponderá al material de la magnitud del esfuerzo aplicado. Esta nueva distancia será la misma para cualquier otro plano orientado análogamente, con respecto al esfuerzo aplicado y, por tanto, cada cristal de la red actuará como una pequeña galga de deformación. Durante la medición, el espécimen es irradiado con una alta energía de rayos-X, los cuales penetran la superficie. Para el caso de difracción de rayos-X, o de neutrones los planos cristalinos difractan algunos de estos rayos-X los cuales son detectados mediante un difractómetro o espectrómetro, el cual se mueve alrededor de la muestra para detectar la posición angular a la cual los rayos difractados se localizan, el difractómetro registra la intensidad de los rayos y su posición angular lo mismo que el espectrómetro.

Los cambios en el espaciamiento de los planos cristalinos, d , pueden usarse en la ecuación de Bragg (Ec. 1.3) para detectar las deformaciones elásticas ε (Ec. 1.4). Observar la figura 1.6.

$$\lambda = 2d \sin \theta \dots\dots\dots(1.3)$$

$$\varepsilon = \frac{d - d_0}{d_0} = \frac{\Delta d}{d_0} - (\theta - \theta_0) \cot \theta_0 = -\Delta \theta \cot \theta_0 \dots\dots\dots(1.4)$$

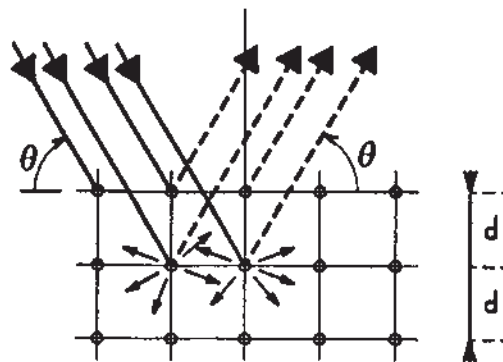


Figura 1.6. Ley de Bragg para difracción de rayos -X.

Donde la d corresponde al espaciamiento de la red correspondiente a la posición de difracción del espécimen estresado y d_0 correspondiente a la posición θ_0 del espécimen libre de esfuerzo (Ver figura 1.7 y 1.8).

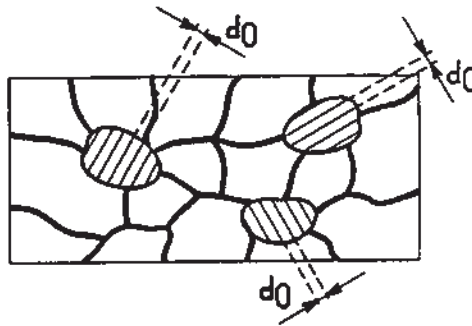


Figura 1.7. La distancia interplanar d_0 , es la misma para una familia de planos, en diferente dirección en un material no estresado.

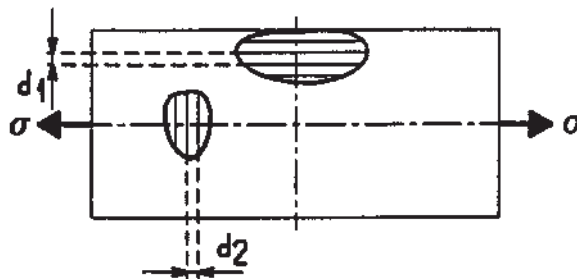


Figura 1.8. Variación de la distancia interplanar en diferentes direcciones en un material estresado.

A partir de la deformación resultante se puede obtener el esfuerzo usando un valor apropiado de inflexibilidad³¹.

Los métodos de difracción de rayos-X y de neutrones son métodos no destructivos. Una de las mayores desventajas del método de difracción de rayos-X es la relacionada con el tamaño del espécimen y su geometría. La geometría tiene que ser adecuada para que los rayos-x puedan incidir sobre el área de medición, para así poder ser difractados hacia el detector sin que exista algún obstáculo en su camino que pueda impedir su lectura¹⁹.

En el caso del método de difracción de neutrones, para la medición de esfuerzos residuales en la mayoría de las aleaciones, especialmente aceros y hierros colados, el espaciamiento libre de esfuerzos d_0 entre los planos cristalográficos en el punto exacto de la medición de las deformaciones no se conocen y no es fácilmente medible. Lo cual significa que d_0 o θ_0 no pueden ser establecidos con precisión en la ecuación 1.4. No obstante el método de difracción de neutrones ha sido aplicado en la soldadura de aceros³², forjas de acero cilíndricas³³ y muchos otros componentes.

1.1.4.5 Método de Ultrasonido

Las técnicas de ultrasonido para la medición de esfuerzos residuales están basadas en la variación de la velocidad de onda, las cuales pueden ser conceptualmente descritas por la siguiente relación.

$$V = V_0 + K\sigma \dots\dots\dots(1.5)$$

Donde V_0 es la velocidad de la onda en un medio sin esfuerzos, σ es el esfuerzo y K es un parámetro dependiente del material conocido como la constante acustoelástica. En la figura 1.9 se muestran los diferentes transductores. Para cada caso, las ondas son generadas mediante un transductor de transmisión, las cuales se propagan a través de una región del material y son detectadas de regreso por el transductor receptivo. Comúnmente la técnica es llamada pulso de eco (monoestático). En la figura 1.9(a) se muestra que el transductor es usado tanto como excitador y detector, y como pitch-catch (biestático). En las figuras 1.9(b) y 1.9(c) se usan transductores diferentes³⁴.

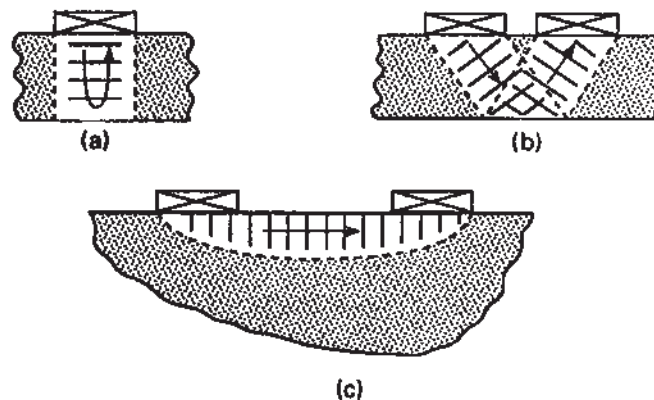


Figura 1.9. Esquema representativo de medición acustoelástica. El esfuerzo promedio es determinado en la región a través de la cual se propagan las ondas, las cuales son mostradas en la figura.

En la figura 1.10 se ilustra los diferentes orígenes de los efectos acustoelásticos para diferentes perspectivas atómicas.

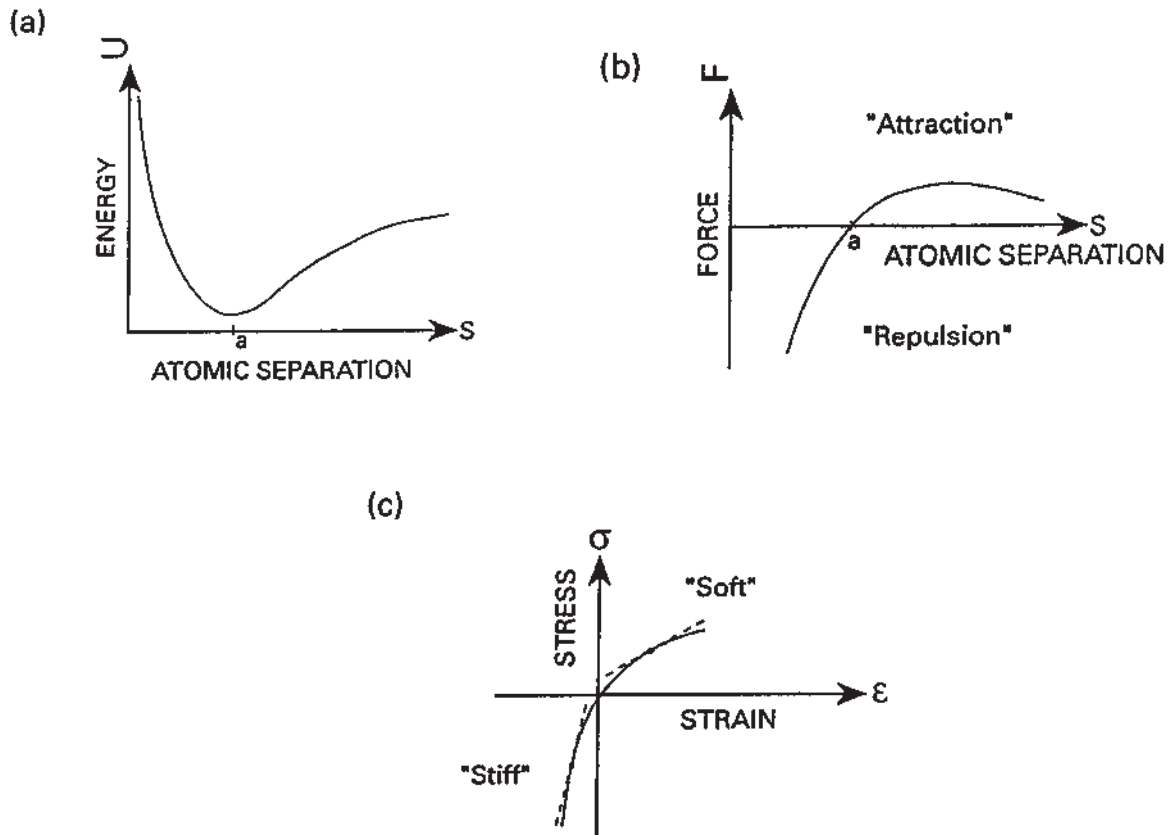


Figura 1.10. Origen del efecto acustoelástico. a) Energía en función de la separación atómica de un par de átomos; b) Fuerza inter-atómica en función de la separación atómica; c) Esfuerzo en función de la deformación para un sólido elástico. Los cambios de pendiente local son inducidos por las deformaciones de compresión y de tensión indicadas por las líneas punteadas.

1.1.4.6 Método Magnético

Se sabe que existe una buena relación entre la magnetización y las deformaciones elásticas en materiales ferromagnéticos. Experimentos hechos hace un siglo confirman que una pieza de alambre de acero, cuando se magnetiza, se alarga en la dirección de la magnetización, cuando se estira, será magnetizada en la dirección del estiramiento³⁵.

El fenómeno es causado por la magnetostricción, las deformaciones espontáneas de la red son el resultado de la alineación de momentos atómicos magnéticos en algunas direcciones cristalográficas favorables.

Las magnetoestricciones pueden ser positivas o negativas. A las regiones magnéticas se les llama dominios. La magnetización es uniforme dentro de un dominio, de magnitud igual al valor de saturación y dirigida a lo largo de una de las direcciones favorables, en donde en cada grano del material se encuentran un sin fin de dominios¹.

Las deformaciones magnetostrictivas dentro de cada dominio causan cambios dimensionales en el material donde los dominios se agrupan en cada campo magnético aplicado. Para minimizar la energía elástica almacenada, los vectores de magnetización en los dominios con magnetostricciones positivas (21×10^{-6}), prefieren alinearse a sí mismos paralelos a los ejes de los esfuerzos de tensión y perpendiculares a los ejes de esfuerzos de compresión. En el níquel con magnetostricciones negativas (-24×10^{-6}), en estas direcciones se dan en sentido inverso. El efecto de alineación causa cambios en la red de magnetización del material cuando el esfuerzo es aplicado¹.

Los métodos magnéticos de medición de los esfuerzos se basan en esta interacción entre deformación y magnetización en cuerpos ferromagnéticos. Estos métodos ofrecen una alternativa no-destructiva, portátil y rápida para la prueba de esfuerzos residuales que los hacen atractivos en aplicaciones de campo. Los métodos más variables son: El ruido de Barkhausen y el método de magnetoestricciones¹.

La configuración de los dominios se da a través de los límites de grano, donde la componente normal de la magnetización se da entre cada uno de los límites de grano y cada grano tiene dominios preferenciales diferentes. Esto se muestra en la figura 1.11.

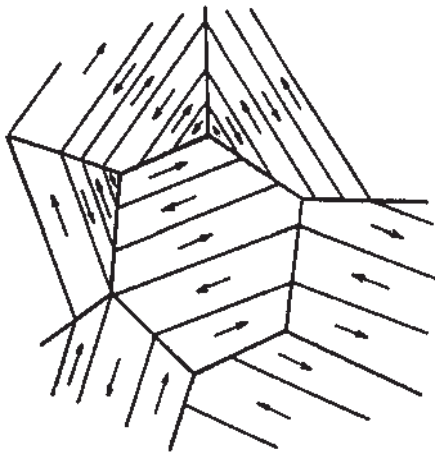


Figura 1.11. Dominio estructural en un policristal.

1.1.5 Comparación de los Diferentes Métodos de Medición de Esfuerzos Residuales

En la actualidad no existe una técnica que pueda resolver todos los problemas que se origina en el estudio de la medición de esfuerzos residuales, de ahí que nos demos a la tarea de comparar las diferentes técnicas que existen hoy en día y en base a los requerimientos técnicos, consideraciones económicas y con las aplicaciones involucradas se realizará la elección de la técnica a utilizar¹⁹.

Las diferentes tablas comparativas de los diferentes métodos para la medición de esfuerzos residuales incluyen los siguientes parámetros:

- I. Naturaleza del material, estructura cristalina, textura, composición química, fases presentes.
- II. El tipo de esfuerzo residual (macroesfuerzo y microesfuerzo).
- III. El gradiente del esfuerzo residual en la zona (respecto al espesor de la pieza o superficialmente).
- IV. La geometría de la parte y la zona analizada usando la técnica escogida (profundidad, dimensiones y forma de la superficie a ser analizada).
- V. Donde se realiza la medición (campo o laboratorio).
- VI. El tiempo de la medición.
- VII. La precisión y repetividad del método.
- VIII. El costo de la medición y el costo del equipo requerido.

Tabla 1.1. Comparación general de las diferentes técnicas para medición de esfuerzos residuales⁵.

Método	Hole Drilling	Remoción de Capas	Seccionado	Rayos-X	Difracción de Neutrones	Ultrasonido	Magnético
Esfuerzos Residuales Analizados	Tipo I	Tipo I	Tipo I	Tipo I,II y III.	Tipo I,II.	Tipo I,II y III.	Tipo I,II y III.
Parámetros de Medición	Deformaciones en la superficie o desplazamientos	Deformaciones y deflexiones	Deformaciones en la superficie o desplazamientos.	Cambios en el espaciamiento interplanar de los materiales policristalinos.	Cambios en el espaciamiento interplanar de los materiales policristalinos.	Variaciones en la velocidad de ondas ultrasónicas	Amplitud de ruido Barkhausen o permeabilidad magnética.
Zona mínima de análisis	0.5 mm ²	1000 mm ² y 100 mm ²	100 m ²	0.5 mm ²	4 mm ²	0.1 mm ² hasta 30 mm ²	1 mm ² y 100 mm ²
Tipo de material	Aceros al carbono, baja aleación, inoxidables. Aleaciones de aluminio, titanio, níquel. Polímetros y compuestos	Aceros al carbono, baja aleación, inoxidables. Aleaciones de aluminio, titanio, níquel. Polímeros	Aceros al carbono, baja aleación, inoxidables. Aleaciones de aluminio, titanio, níquel. Polímetros	Aceros al carbono, baja aleación, inoxidables. Aleaciones de aluminio, titanio, níquel. Polímetros y compuestos	Aceros al carbono, baja aleación, inoxidables. Aleaciones de aluminio, titanio, níquel. Polímetros y compuestos	Aceros al carbono, baja aleación, inoxidables. Aleaciones de aluminio, titanio, níquel. Polímetros y compuestos	Aceros al carbono, baja aleación, Aleaciones de níquel. Compuestos.
Costo del equipo (\$ US)	10000 a 50000	1000	15000	100000 a 200000	Unos pocos Millones de dólares	40000 a 200000	10000 a 60000
Sistema de medición portátil	Sí	No	Sí	Sí	No	Sí	Sí
Precisión usual	± 20 MPa	± 30 MPa	± 10 MPa	± 20 MPa	± 30 MPa	10 a 20 MPa	10 a 20 MPa
Tiempo de medición	40 min. a 2 hrs	30 min. a 8 hrs.	40 min. a 5 hrs < T < 200 hrs.	20 min a 8 hrs.	2 hrs. a 1 semana	Algunos minutos a 20 min.	Instantánea a 10 min.
Profundidad de inspección	0.002 a 15mm	0.1 a 3 mm	Cualquier profundidad sobre 1mm	1 a 50µm	2mm a 50 mm	0.015 a 3 mm	0.1 a 1mm

1.1.6 Método de Hole Drilling

El método de “Hole Drilling” es uno de los métodos de medición de esfuerzos residuales más comúnmente utilizados, ya que el equipo requerido para realizar las mediciones tiene un costo razonable y la técnica es relativamente no muy compleja⁵. El método se encuentra, relativamente bien desarrollado en comparación con otros métodos no destructivos, los cuales requieren considerable trabajo de investigación antes de quedar completamente disponibles para aplicaciones generales en función del material y condiciones del campo de esfuerzos. Este método data de los primeros trabajos realizados por Mathar (1930), quien empleó un extensómetro mecánico para la medición de desplazamientos alrededor de un orificio circular perforado a través de una placa estresada³⁶. Posteriormente, Soete y Vancrombrugge (1950) mejoraron la exactitud de las mediciones mediante el uso de galgas extensométricas³⁷. Kelsey (1956) publicó el primer trabajo de investigación respecto a la variación de los esfuerzos residuales respecto a la profundidad usando el método de “Hole Drilling”³⁸. Sin embargo, la aplicación más reciente del método de “Hole Drilling” para esfuerzos residuales uniformes data del trabajo de Rendler y Vigness³⁹ (1966), quienes fueron los que desarrollaron la técnica 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 837-99⁴⁰.

1.1.6.1 Teoría Básica

En la aplicación del método se utiliza una roseta especialmente diseñada para medir las deformaciones relajadas originadas por la eliminación del material estresado antes de la perforación del orificio⁴¹. Como se muestra en la figura 1.12.

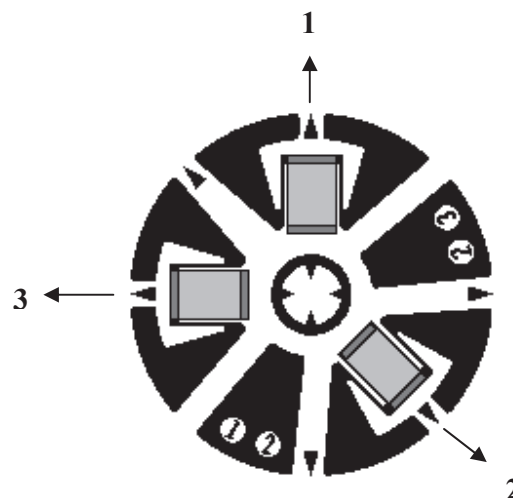


Figura 1.12. Roseta típica de galgas de deformación para implementación del método de “Hole Drilling”.

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

$$\varepsilon = (\sigma_{\max} + \sigma_{\min}) \bar{A} + (\sigma_{\max} - \sigma_{\min}) \bar{B} \cos 2\beta \quad \dots\dots\dots(1.6)$$

Donde:

$$\bar{A} = -\frac{(1+\nu)r_a^2}{E(R_2 - R_1)W}(\psi_1 - \psi_2) \quad \dots\dots\dots(1.7)$$

$$\begin{aligned} \bar{B} = & -\frac{(1+\nu)r_a^2}{E(R_2 - R_1)W} \left[\frac{2(1-\nu)}{(1-\nu)}(\psi_1 - \psi_2) + \text{sen}2\psi_1 - \text{sen}2\psi_2 - \frac{1}{8}\left(\frac{r_a}{R_1}\right) \dots \right] \\ & \dots\dots\dots \left[\frac{1}{8}\left(\frac{r_a}{R_2}\right)^2 (2\text{sen}2\psi_2 + \text{sen}4\psi_2) \right] \quad \dots\dots\dots(1.8) \end{aligned}$$

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, ψ_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 al centro del orificio perforado y ψ_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 1.13 se representa lo antes mencionado.

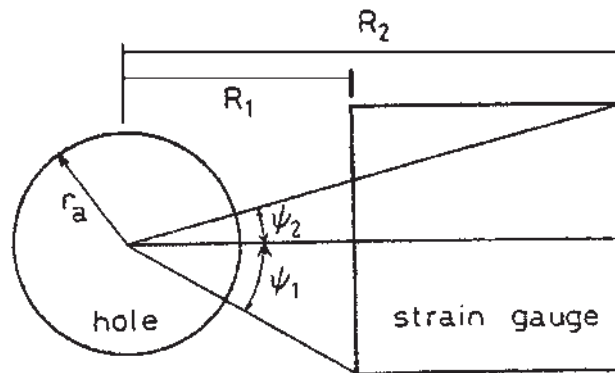


Figura 1.13. Geometría de una galga de deformación.

La ecuación 1.6 puede convertirse 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 figura 1.12, la relación es la siguiente:

$$\sigma_{\max}, \sigma_{\min} = \frac{\varepsilon_3 - \varepsilon_1}{4A} \pm \frac{\sqrt{(\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2 + (\varepsilon_3 + \varepsilon_1 - 2\varepsilon_2)^2}}{4B} \dots\dots\dots(1.9)$$

$$\beta = \frac{1}{2} \arctan \left[\frac{\varepsilon_3 + \varepsilon_1 - 2\varepsilon_2}{\varepsilon_3 - \varepsilon_1} \right] \dots\dots\dots(1.10)$$

Donde ε_1 , ε_2 , ε_3 , son las deformaciones radiales medidas por la galga correspondiente tal como están numeradas en la figura 1.12, y β es el ángulo medido en el sentido de las manecillas del reloj a partir del eje de la galga 1 hasta la dirección del esfuerzo principal máximo.

1.1.7 Extensometría Eléctrica de Galgas

1.1.7.1 Principio de Medición

El principio de resistencia eléctrica sobre el cual están basadas las galgas de deformación fue establecido en 1856 por Lord Kelvin, quien al someter a tensión alambres de hierro y cobre se dio cuenta que su resistencia incrementaba con la deformación aplicada al alambre. Además, el observo que el alambre de hierro mostraban un mayor aumento en resistencia que el alambre de cobre cuando ambos eran sometidos a la misma deformación. Finalmente Lord Kelvin empleo el puente de Wheatstone para medir el cambio de resistencia⁴².

En el experimento ya clásico estableció tres factores vitales, los cuales han ayudado enormemente 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 se comportan con diferente sensibilidad.
3. El puente de Wheatstone puede ser usado para medir los cambios de resistencia con exactitud.

1.1.7.2 Puente de Wheatstone

El circuito se usa para determinar deformaciones estáticas y dinámicas de las lecturas de las galgas. El puente puede ser usado como un dispositivo directo de lectura final, donde el voltaje de salida ΔE es medido y se relaciona con la deformación, además, el puente puede ser usado como un sistema de compensación a cero, donde el voltaje de salida ΔE se ajusta a cero mediante el balance de resistividad del puente. Para cualquiera de estos modos de operación, el puente puede ser usado en una gran variedad de aplicaciones de galgas de deformación. En la figura 1.14 se muestra el esquema del puente de Wheatstone para una galga en su caso estaría conectado a 1/4 de puente⁴².

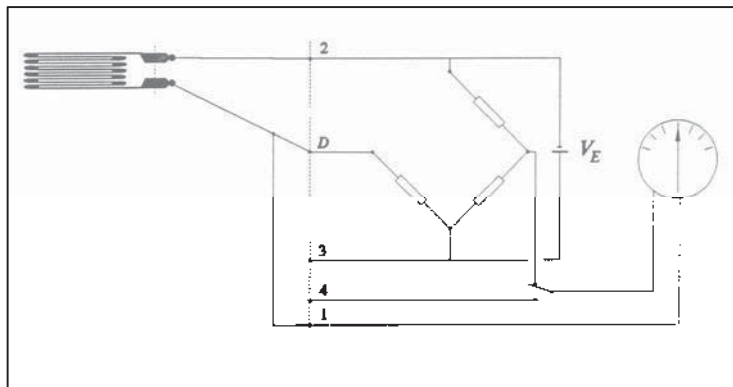


Figura 1.14. Circuito eléctrico “Puente de Wheatstone”, para una sola galga.

Para demostrar el principio de operación del puente de Wheatstone como un dispositivo de lectura final, donde ΔE es el medio para determinar la deformación, se considera el circuito mostrado en la figura 1.14, donde la caída del voltaje a lo largo de R_1 se denota como V_{AB} y esta determinada como:

$$V_{AB} = \frac{R_1}{R_1 + R_2} V \quad \dots\dots\dots(1.11a)$$

Y similarmente, la caída del voltaje a lo largo de R_4 se denomina V_{AD} y esta dado por:

$$V_{AD} = \frac{R_4}{R_3 + R_4} V \quad \dots\dots\dots(1.11b)$$

El voltaje de salida E del puente es equivalente a V_{BD} , el cual es: 1

$$E = V_{BD} = V_{AB} - V_{AD} \quad \dots\dots\dots(1.12)$$

Sustituyendo las ecuaciones 1.11a y 1.11b en la ecuación 1.12 y si realizamos una simplificación obtenemos:

$$E = \frac{R_1 R_3 - R_2 R_4}{(R_1 + R_2)(R_3 + R_4)} V \quad \dots\dots\dots(1.13)$$

El voltaje será cero y el puente se considera balanceado cuando:

$$R_1 R_3 = R_2 R_4 \quad \dots\dots\dots(1.14)$$

Esta característica es la que permite al puente de Wheatstone ser empleada para la medición de deformaciones estáticas. El puente es balanceado inicialmente $E=0$ antes de realizar las deformaciones a las galgas en el puente. Luego el voltaje ΔE inducido por las deformaciones puede ser medido en relación con el voltaje cero para aplicaciones estáticas y dinámicas.

Considerando un balance inicial del puente con $R_1 R_3 = R_2 R_4$ tal que $E=0$ y posteriormente se realiza un cambio de valor en la resistencia R_1, R_2, R_3 y R_4 mediante una cantidad incremental $\Delta R_1, \Delta R_2, \Delta R_3$ y ΔR_4 . El voltaje de salida ΔE del puente se obtiene de la ecuación 1.14, la cual cambia a:

$$\Delta E = V \frac{\begin{vmatrix} R_1 + \Delta R_1 & R_2 + \Delta R_2 \\ R_4 + \Delta R_4 & R_3 + \Delta R_3 \end{vmatrix}}{\begin{vmatrix} R_1 + \Delta R_1 + R_2 + \Delta R_2 & 0 \\ 0 & R_3 + \Delta R_3 + R_4 + \Delta R_4 \end{vmatrix}} = V \frac{A}{B} \quad \dots\dots\dots(1.15)$$

Donde A es el determinante del numerador y B es el determinante del denominador, mediante el desarrollo de estos determinantes, despreciando términos de segundo orden y suponiendo que $R_1 R_3 = R_2 R_4$, es posible demostrar que:

$$A = R_1 R_3 \left(\frac{\Delta R_1}{R_1} - \frac{\Delta R_2}{R_2} + \frac{\Delta R_3}{R_3} - \frac{\Delta R_4}{R_4} \right) \quad \dots\dots\dots(1.16a)$$

Para

$$B = \frac{R_1 R_3 (R_1 + R_2)^2}{R_1 R_2} \quad \dots\dots\dots(1.16b)$$

Combinando las ecuaciones 1.15, 1.16a y 1.16b se obtiene:

$$\Delta E = V \frac{R_1 R_2}{(R_1 + R_2)^2} \left(\frac{\Delta R_1}{R_1} - \frac{\Delta R_2}{R_2} + \frac{\Delta R_3}{R_3} - \frac{\Delta R_4}{R_4} \right) \dots\dots\dots(1.17)$$

Cambiando $R_2/R_1 = r$, es posible obtener la ecuación 1.17 como:

$$\Delta E = V \frac{r}{(1+r)^2} \left(\frac{\Delta R_1}{R_1} - \frac{\Delta R_2}{R_2} + \frac{\Delta R_3}{R_3} - \frac{\Delta R_4}{R_4} \right) \dots\dots\dots(1.18)$$

La ecuación 1.18. Representa la ecuación básica que gobierna el comportamiento del puente de Wheatstone en la medición de las deformaciones⁴².

1.1.7.3 Tipos de Galgas Extensométricas

Las galgas de deformación que se emplean actualmente son de láminas metálicas pegables. Las primeras galgas de este tipo fueron producidas en Inglaterra en 1952 por Saunders y Roe⁴². Con este tipo de galgas, la configuración del mallado es formada a partir de láminas metálicas mediante un proceso de grabado químico. Debido a que el proceso es muy versátil, una gran variedad de tamaños de galgas y formas del mallado están disponibles.

Ejemplos típicos de la gran variedad de galgas que existen en el mercado, se muestran en la figura 1.15. La galga fabricada con lámina de menor longitud disponible es de 0.008 in (0.20 mm). La de mayor longitud es de 4.00 in (102 mm). Las resistencias estándares de las galgas más comunes son 120 y 350 Ω . Sin embargo, existen resistencias de 500, 1000 y 3000 Ω . Estas están comercialmente disponibles en ambos tamaños seleccionados para aplicaciones en transductores.

Rosetas de dos y tres elementos están disponibles en una gran variedad de tamaños para su uso en campos de esfuerzos biaxiales. Rosetas de dos elementos son usadas cuando se conoce la dirección de los esfuerzos principales o deformaciones. Rosetas de tres elementos son usadas cuando las direcciones principales son conocidas⁴².

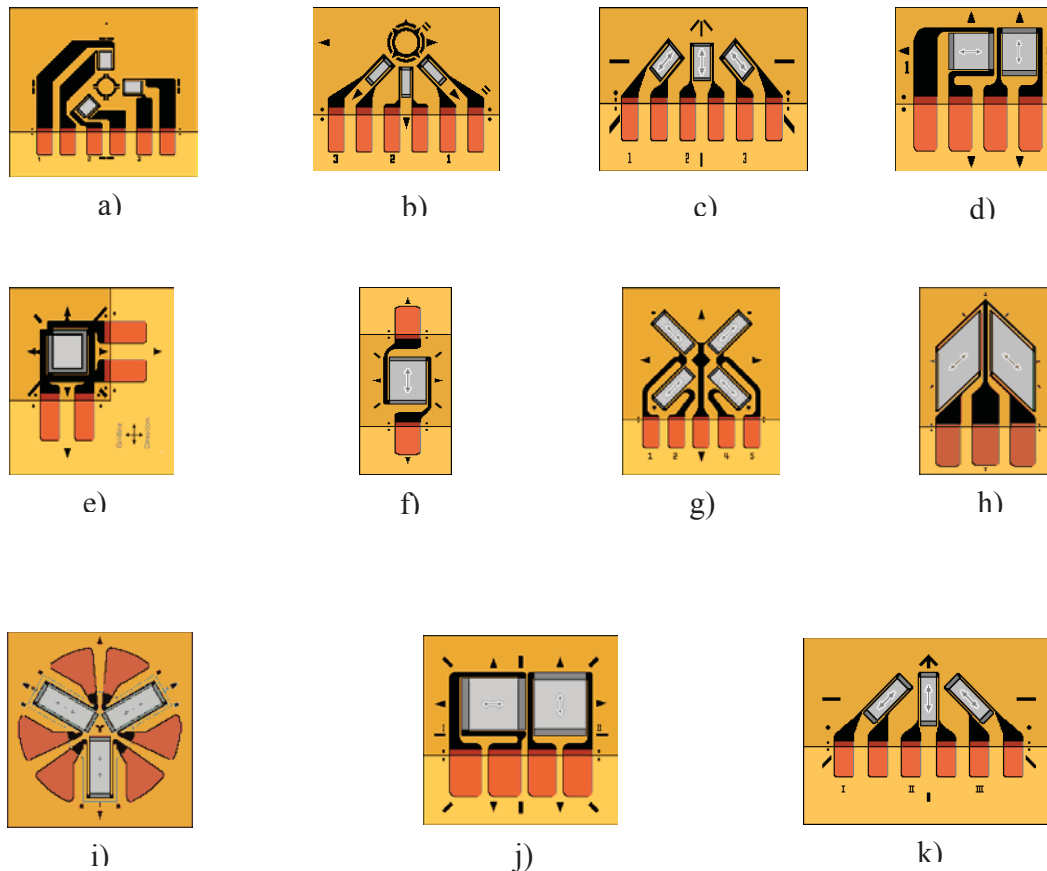


Figura 1.15 Diferentes tipos de galgas. a) Roseta de 3 elementos 062UL 120 Ω , $\pm 0.4\%$; b) roseta de 3 elementos 062UM 120 Ω , $\pm 0.4\%$; c) roseta de 3 elementos 062UR 120 Ω , $\pm 0.4\%$; d) roseta de dos elementos 062UT 120 Ω , 0.4%; e) roseta de dos elementos superpuestos 062WT 120 Ω , 0.5%; f) galga de un solo elemento 125UE 120 Ω , 0.3%; g) roseta de cuatro elementos en serie 250US 120 Ω , 0.4%; h) roseta de dos elementos en tipo chevron 187UV 120 Ω , 0.4%; i) roseta circular de tres elementos 125UY 120 Ω , 0.4%; j) roseta de dos elementos 125UT 120 Ω , 0.4%; k) roseta de tres elementos 125UR 120 Ω , 0.4%. (Measurements Group, Inc.)

Galgas de múltiples elementos, mostrada en la figura 1.16, están disponibles con un arreglo de 10 galgas a lo largo de una línea. Este tipo de galga es usualmente utilizado en soldadura de filetes donde ocurren altos gradientes de deformación y por su configuración esto dificulta localizar el punto donde la deformación es máxima.

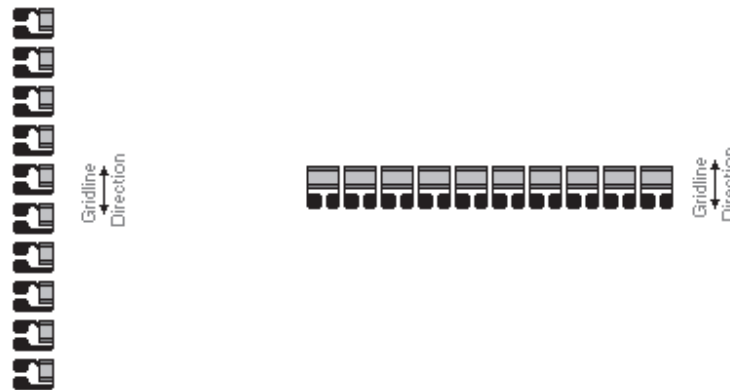


Figura 1.16. Arreglo lineal de 10 galgas, donde se muestra la dirección del mallado. (Measurements Group, Inc.).

1.2 GENERACIÓN DE ESFUERZOS RESIDUALES DURANTE EL PROCESO DE SOLDADURA

Durante las últimas décadas el conocimiento acerca de la formación de los esfuerzos residuales a consecuencia de los procesos de soldadura se ha incrementado grandemente. Se ha tomado un considerable interés sobre el tema de los factores que involucran la generación de esfuerzos residuales durante la soldadura ya que existe un impacto muy importante sobre el comportamiento de los componentes soldados. En este contexto se muestran los aspectos más importantes que afectan al proceso de soldadura^{43, 44, 45}.

- Magnitudes altas de esfuerzos totales son consecuencia de superposición de cargas y esfuerzos residuales.
- Influencia en la resistencia local a la cedencia, dependiendo del signo y multiaxialidad del estado de esfuerzos.
- Formación de grietas sin existencia de cargas externas.
- Aumento del riesgo de fractura frágil debido a los altos valores de esfuerzo locales sobre la alta multiaxialidad del estado de esfuerzos.
- Existencia de grietas en modo de carga debido a la influencia de la distribución de esfuerzos residuales.
- Influencia en resistencia y vida a la fatiga.
- Influencia en la estabilidad elástica.
- Influencia en la sensibilidad de corrosión bajo esfuerzo, en el caso de ambiente corrosivo.
- Consecuencias de la distribución de esfuerzos residuales ya existentes sobre la distorsión de componentes unidos.

Los esfuerzos residuales en soldadura son consecuencia de la fluctuación no homogénea de temperatura, que surgen en el cordón o alrededor de este, mientras se efectúan los diferentes procesos de soldadura. Tanto el calentamiento como el enfriamiento, son periodos de importancia.

1.2.1 Esfuerzos Residuales Debido al Proceso de Contracción

Un origen muy importante de los esfuerzos residuales son los procesos de contracción impedidos, los cuales ocurren en regiones calientes y frías contiguas. El principio básico es que las regiones calientes se contraen durante el proceso de enfriamiento (asociado al descenso de la temperatura) de acuerdo a su coeficiente de expansión térmica y a la diferencia de temperatura existente. Se supone que las regiones calientes no ejercen ninguna fuerza sobre volúmenes alrededor de ellos. Como consecuencia de las uniones soldadas se generan volúmenes alrededor de este que no han sido fundidos durante el proceso de soldadura exhibiendo diferencias térmicas, y por tanto generan de esfuerzos residuales¹⁹. Si la contracción no es impedida, los esfuerzos térmicos se relajan completamente y no habrá esfuerzos residuales remanentes después del enfriamiento hasta la temperatura ambiente (figura 1.17). En el caso de uniones soldadas, empezando de un estado libre de esfuerzos en la pileta líquida de soldadura, 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 coexisten en la unión soldada. Si la magnitud de las contracciones restringidas son lo suficientemente altas, pueden alcanzar el límite de cedencia del material en la unión soldada¹⁹.

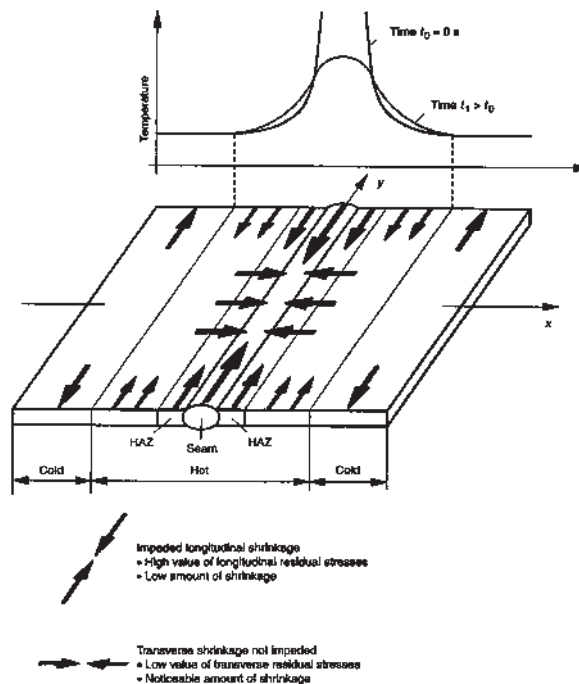


Figura 1.17. Tensión y contracción impedida debido a distribuciones no homogéneas de temperatura.

1.2.2 Esfuerzos Residuales Debido a Procesos de Enfriamiento Rápido

Distintamente para el caso de placas de grandes espesores, existen considerables diferencias de temperatura, las cuales se producen entre las diferentes capas de la superficie de la placa, y las del núcleo durante el proceso de enfriamiento. 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. Si no ocurrió ningún otro proceso, es de esperar esfuerzos residuales de compresión en las capas superficiales de la placa, mientras que en 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 los procesos de enfriamiento rápido, se crean en conjunto con los producidos por contracciones impedidas¹⁹.

1.2.3 Esfuerzos Residuales Debido a Transformaciones de Fase

Los esfuerzos residuales como consecuencia de transformaciones de fase durante el proceso de soldadura ocurren, durante el proceso de enfriamiento del cordón soldado, debido a transformaciones de fase locales asociadas con cambios de volumen, lo cual se muestra en la figura 1.18¹⁹. 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, diferentes velocidades de enfriamiento o cambios locales en la composición química. Por ejemplo, en el caso de los aceros, las diferentes transformaciones de fase de austenita a ferrita, bainita o martensita, se relacionan con incrementos de volumen característicos. Consecuentemente, se esperaría esfuerzos residuales de compresión 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. Ya que dependen tanto de la magnitud como del signo del esfuerzo residual resultante así como del rango de temperaturas en las cuales ocurren las transformaciones¹⁹.

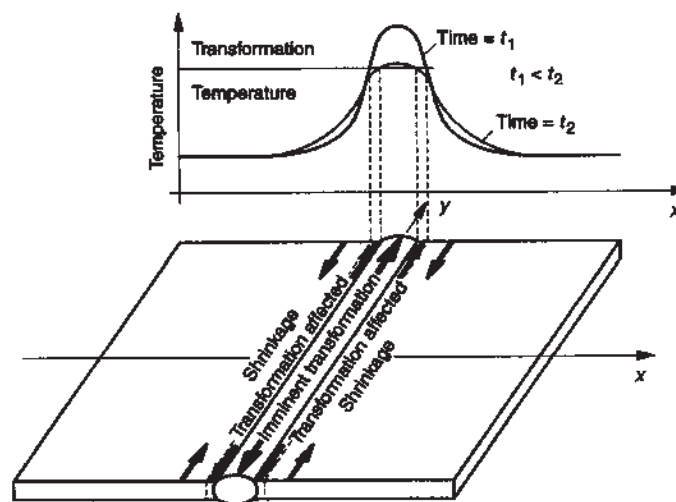


Figura 1.18. Expansión y contracción debida a las diferentes transformaciones de fase.

1.3 MÉTODO DE ANÁLISIS

1.3.1 Método de Hole Drilling

La perforación de un orificio en un cuerpo con esfuerzos residuales, relaja dichos esfuerzos en ese punto, e inclusive de diámetro muy pequeño. 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 fundamentado para el método de medición de esfuerzos residuales en un orificio perforado, propuesto por primera ocasión por Mathar⁴⁶.

En la mayoría de las aplicaciones prácticas del método, el orificio perforado es ciego con una profundidad la cual es: a) aproximadamente igual a su diámetro y, b) pequeña comparada con el espesor del material de prueba. Desafortunadamente, la geometría del orificio ciego es lo bastante compleja que ninguna forma cercana de solución esta disponible a partir de la teoría elástica para un calculo directo de los esfuerzos residuales a partir de la medición de las deformaciones excepto por la introducción de coeficientes empíricos. A pesar de esto se puede obtener una solución para el caso simple, de un orificio perforado completamente a través de una placa delgada en la cual el esfuerzo residual esta uniformemente distribuido a través del espesor de la placa. Debido a esto, las bases teóricas para el método de orificio perforado serán primero desarrolladas para la geometría de un orificio pasado y subsecuentemente se extenderá para aplicaciones de orificios ciegos.

1.3.2 Análisis por Orificio Pasado

En la figura 1.19 se muestra el área local de una placa delgada sujeta a esfuerzos residuales uniformes, σ_x . El estado de esfuerzo inicial en el punto P(R, α) esta expresado en coordenadas polares donde:

$$\sigma_r' = \frac{\sigma_x}{2}(1 + \cos 2\alpha) \dots\dots\dots(1.19a)$$

$$\sigma_\theta' = \frac{\sigma_x}{2}(1 - \cos 2\alpha) \dots\dots\dots(1.19b)$$

$$\tau_{r\theta}' = -\frac{\sigma_x}{2}(\sin 2\alpha) \dots\dots\dots(1.19c)$$

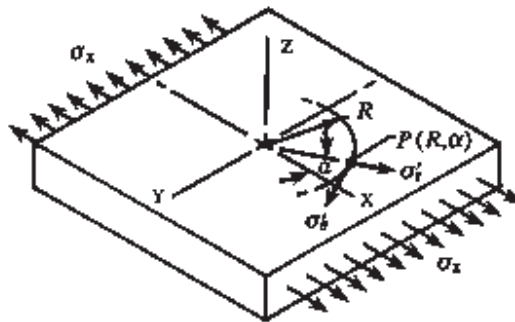


Figura 1.19. Estado de esfuerzos en $P(R, \alpha)$ antes de la perforación del orificio.

En la figura 1.20 se representa la misma área de la placa después que se realizó la perforación de un pequeño orificio a través del espesor.

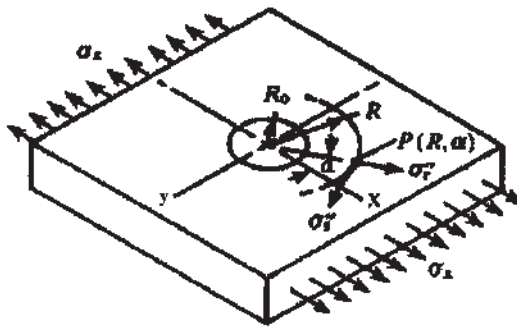


Figura 1.20. Estado de esfuerzos en $P(R, \alpha)$ después de la perforación de un orificio.

Los esfuerzos alrededor del orificio son ahora diferentes, puesto que σ_r y $\tau_{r\theta}$ deben de ser cero en cualquier punto sobre la superficie del orificio. Una solución para este caso fue obtenida por G. Kirch en 1898 y dio las siguientes expresiones para los esfuerzos en el punto $P(R, \alpha)$ ⁴⁷:

$$\sigma''_r = \frac{\sigma_x}{2} \left(1 - \frac{1}{r^2} \right) + \frac{\sigma_x}{2} \left(1 + \frac{3}{r^4} - \frac{4}{r^2} \right) \cos 2\alpha \quad \dots\dots\dots(1.20a)$$

$$\sigma''_\theta = \frac{\sigma_x}{2} \left(1 + \frac{1}{r^2} \right) - \frac{\sigma_x}{2} \left(1 + \frac{3}{r^4} \right) \cos 2\alpha \quad \dots\dots\dots(1.20b)$$

$$\tau'' r \theta = -\frac{\sigma_x}{2} \left(1 - \frac{3}{r^4} + \frac{2}{r^2} \right) \sin 2\alpha \dots\dots\dots(1.20c)$$

Donde:

$$r = \frac{R}{R_o} (R \geq R_o)$$

r = Radio general, $r > r_a$

τ'' = Esfuerzo cortante

θ = Ángulo a la galga No. 1

R_o = Radio del orificio

R = Radio arbitrario a partir del centro del orificio

Restando los esfuerzos iniciales de los esfuerzos finales (después de perforar) se obtiene el cambio de esfuerzos o la relajación de esfuerzos en el punto P(R, α) debida a la perforación del orificio, lo cual se expresa mediante las siguientes relaciones:

$$\Delta\sigma_r = \sigma''_r - \sigma'_r \dots\dots\dots(1.21a)$$

$$\Delta\sigma_\theta = \sigma''_\theta - \sigma'_\theta \dots\dots\dots(1.21b)$$

$$\Delta\sigma_{r\theta} = \sigma''_{r\theta} - \sigma'_{r\theta} \dots\dots\dots(1.21c)$$

Sustituyendo las ecuaciones (1.19) y (1.20) en las ecuaciones (1.21) se obtienen las expresiones completas para la relajación de los esfuerzos. Si el material de la placa es homogéneo e isotrópico en sus propiedades mecánicas, y elástico-lineal en su comportamiento de la gráfica de esfuerzo-deformación, posteriormente estas ecuaciones pueden ser substituidas en la ley biaxial de Hooke para resolver la relajación de la deformación normal en el punto P(R, α). Las expresiones resultantes son como sigue:

$$\varepsilon_r = -\frac{\sigma_x(1+\nu)}{2E} \left[\frac{1}{r^2} - \frac{3}{r^4} \cos 2\alpha + \frac{4}{r^2(1+\nu)} \cos 2\alpha \right] \dots\dots\dots(1.22a)$$

$$\varepsilon_\theta = -\frac{\sigma_x(1+\nu)}{2E} \left[-\frac{1}{r^2} + \frac{3}{r^4} \cos 2\alpha + \frac{4}{r^2(1+\nu)} \cos 2\alpha \right] \dots\dots\dots(1.22b)$$

ε_r = Relajación de deformación radial

ε_θ = Relajación de deformación tangencial

Las ecuaciones anteriores pueden ser escritas en una forma más simple, demostrando que a lo largo de un círculo de cualquier radio $R (R > R_0)$ las deformaciones radiales y tangenciales relajadas varían de una manera senoidal:

$$\varepsilon_r = \sigma_x (A + B \cos 2\alpha) \dots\dots\dots(1.23a)$$

$$\varepsilon_\theta = \sigma_x (-A + C \cos 2\alpha) \dots\dots\dots(1.24b)$$

Comparando las ecuaciones (1.23) con las ecuaciones (1.24) se demuestra que los coeficientes A, B y C tienen las siguientes definiciones:

$$A = -\frac{1+\nu}{2E} \left(\frac{1}{r^2} \right) \dots\dots\dots(1.25a)$$

$$B = -\frac{1+\nu}{2E} \left[\left(\frac{4}{1+\nu} \right) \frac{1}{r^2} - \frac{3}{r^4} \right] \dots\dots\dots(1.25b)$$

$$C = -\frac{1+\nu}{2E} \left[-\left(\frac{4}{1+\nu} \right) \frac{1}{r^2} - \frac{3}{r^4} \right] \dots\dots\dots(1.25c)$$

Debido a esto, las deformaciones de relajación también varían, de manera compleja, con la distancia partir del orificio. Esta variación se observa en la figura 1.21, donde las deformaciones son trazadas a partir de los ejes principales, en 0° y en 90° .

Como se muestra en la figura 1.21, las deformaciones de relajación generalmente disminuyen mientras aumenta la distancia a partir del orificio. Debido a esto, se recomienda medir las deformaciones cerca del borde del orificio con la finalidad de maximizar la señal de salida de la galga de deformación. Se debe considerar que los efectos nocivos se incrementan en la vecindad del orificio.

Estas consideraciones aunadas a aspectos prácticos de diseño y a la aplicación de las galgas de deformación, necesitan ser tomadas en cuenta para encontrar un punto medio para seleccionar el radio óptimo R para la colocación de la galga. Se ha establecido un rango practico mediante estudios experimentales y analíticos de $0.3 < r < 0.45$ donde $r = R_0 / R$ y R es el radio al centro longitudinal de la galga.

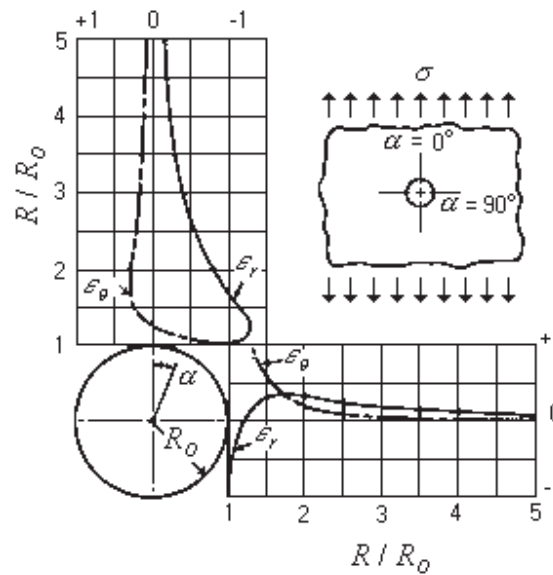


Figura 1.21. Variación de las deformaciones tangenciales y radiales de relajación con respecto a la distancia a lo largo de los ejes principales a partir del centro del orificio uniaxial perforado del esfuerzo residual.

Se puede observar que en la figura 1.21 que para $\alpha = 0^\circ$ (a lo largo del eje principal mayor de esfuerzos) la deformación de relajación radial, (ϵ_r) es considerablemente mayor que la deformación tangencial, (ϵ_θ) en la región específica de medición. Como resultado, las rosetas comerciales de galgas de deformación para el análisis de esfuerzos residuales son diseñadas con mallas orientadas radialmente a la medición de la deformación radial relajada, (ϵ_r). De ser este el caso, solo la ecuación (1.23a) es directamente relevante para consideraciones posteriores. Esto es también evidente a partir de la figura donde la deformación de relajación radial a lo largo del eje principal mayor es opuesta al signo al del esfuerzo residual inicial. Esto ocurre por que los coeficientes A y B de la ecuación (1.23a) son siempre negativos y (para $\alpha = 0^\circ$), $\cos 2\alpha = +1$.

El tratamiento anterior considera solo los casos más simples, esfuerzos residuales uniaxiales. En la práctica, sin embargo, los esfuerzos residuales son en su mayoría biaxiales, los dos esfuerzos principales diferentes de cero. Esta condición puede ser incorporada en el análisis mediante el empleo del principio de superposición, el cual es aplicable a materiales que se comportan dentro de la zona elástica-lineal. Refiriéndonos al estado de esfuerzos uniaxiales antes y después de la introducción de un orificio, aparentemente sucede que el esfuerzo residual uniaxial corre solo por el eje Y, en lugar del eje X, las ecuaciones (1.19) y (1.20) pueden seguir utilizándose, siendo el $\cos 2\alpha$ reemplazado por $\cos 2(\alpha + 90)$, o por su equivalente $-\cos 2\alpha$. Así la deformación de relajación radial en el punto P(R, α) debida al esfuerzo uniaxial en solo una dirección puede ser escrita como:

$$\epsilon_r^y = \sigma_y (A - B \cos 2\alpha) \dots\dots\dots (1.26)$$

Y empleando la notación correspondiente la ecuación (1.23a) se transforma en:

$$\varepsilon_r^x = \sigma_x (A - B \cos 2\alpha) \dots\dots\dots(1.27)$$

Cuando ambos esfuerzos residuales están presentes simultáneamente, el principio de superposición permite la adición algebraica de las ecuaciones (1.26) y (1.27), de modo que la expresión general para la deformación relajada radial debida al estado de esfuerzos residuales en un plano biaxial es:

$$\varepsilon_r = \sigma_x (A + B \cos 2\alpha) + \sigma_y (A - B \cos 2\alpha) \dots\dots\dots(1.28a)$$

O, en una forma ligeramente diferente:

$$\varepsilon_r = A(\sigma_x + \sigma_y) + B(\sigma_x - \sigma_y) \cos 2\alpha \dots\dots\dots(1.28b)$$

Las ecuaciones (1.28) representan las relaciones básicas fundamentales del método de orificio perforado para el análisis de esfuerzos residuales. Estas relaciones deben de ser invertidas para resolver los dos esfuerzos principales y el ángulo en términos de la medición de deformaciones que acompañan la relajación del esfuerzo. Se requiere de tres mediciones independientes de la deformación radial para una solución completa debida a que hay tres incógnitas. Estas tres mediciones pueden ser substituidas de manera consecutiva en la ecuación (1.28a) o en la ecuación (1.28b) para producir tres ecuaciones las cuales son posteriormente resueltas de manera simultanea para las magnitudes y direcciones del esfuerzo principal¹.

El procedimiento común para la medición de deformaciones relajadas es montar tres resistencias de galgas de deformación en forma de roseta alrededor del sitio donde posteriormente se perfora el orificio. Dicha roseta es mostrada en la figura 1.22, donde tres galgas de deformación orientadas de manera radial están localizadas con sus centros a un radio R del centro del orificio de ese sitio.

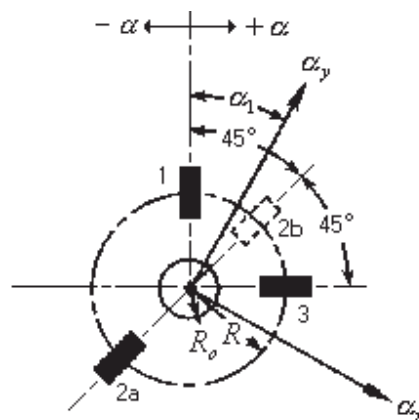


Figura 1.22. Arreglo de roseta de galgas de deformación para la determinación de esfuerzos residuales.

Aunque los arreglos entre galgas pueden ser arbitrarios (pero deben ser conocidos), un incremento de 45° conduce a la expresión analítica más simple, bajo esa consideración se ha fabricado el estándar para rosetas de esfuerzos residuales comerciales. Como se indica arriba, α_1 es el ángulo agudo que se forma a partir del eje de la galga numero 1, mientras $\alpha_2 = \alpha_1 + 45^\circ$ y $\alpha_3 = \alpha_1 + 90^\circ$, con los ángulos positivos medidos en la dirección de galgas. Observe que la dirección de la numeración de las galgas se debe a que el tipo de roseta que se bosqueja arriba están en el sentido de las manecillas del reloj, no obstante a la galga numero 2 se encuentra en la posición 2a, pero su posición efectiva es 2b para propósitos de numeración de galgas. Se puede usar la ecuación (1.28) para verificar que ambas posiciones de la galga numero 2 producen el mismo resultado probando que el esfuerzo residual es uniforme sobre el área que posteriormente ocupará el orificio. Para aplicaciones de propósito general, la posición 2a es usualmente preferida, ya que provee muestras de deformación alrededor de la circunferencia del orificio. Cuando el espacio para la galga es limitado, como en la medición de esfuerzos residuales cerca de un cordón de soldadura, la posición 2b permite posicionar el orificio lo más cerca del área de interés.

La ecuación (1.28b) puede ser ahora escrita tres veces, para cada galga en la roseta:

$$\varepsilon_1 = A(\sigma_x + \alpha_y) + B(\sigma_x - \alpha_y) \cos 2\alpha \dots\dots\dots(1.29a)$$

$$\varepsilon_2 = A(\sigma_x + \alpha_y) + B(\sigma_x - \alpha_y) \cos 2(\alpha + 45^\circ) \dots\dots\dots(1.29b)$$

$$\varepsilon_3 = A(\sigma_x + \alpha_y) + B(\sigma_x - \alpha_y) \cos 2(\alpha + 90^\circ) \dots\dots\dots(1.29c)$$

Cuando las ecuaciones (1.29) son resueltas simultáneamente para el esfuerzo principal y su dirección, los resultados pueden ser expresados como:

$$\sigma_{\min} = \frac{\varepsilon_1 + \varepsilon_2}{4A} + \frac{1}{4B} \sqrt{(\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2 + (\varepsilon_3 + \varepsilon_1 - 2\varepsilon_2)^2} \dots\dots\dots(1.30a)$$

$$\sigma_{\max} = \frac{\varepsilon_1 + \varepsilon_3}{4A} - \frac{1}{4B} \sqrt{(\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2 + (\varepsilon_3 + \varepsilon_1 - 2\varepsilon_2)^2} \dots\dots\dots(1.30b)$$

Donde α es el ángulo que se forma a partir del eje de la galga no. 1 (en la dirección de la numeración de la galga, es positivo; en el sentido contrario, es negativo)

Invirtiendo la ecuación para conocer el ángulo (α) formado por la galga numero 1 al eje más cercano, mientras conservamos la convección de signos antes mencionada;

$$\tan 2\alpha = \frac{\varepsilon_1 - 2\varepsilon_2 + \varepsilon_3}{\varepsilon_1 - \varepsilon_3} \dots\dots\dots(1.30c)$$

Deben ser tomados en cuenta cuidadosamente los siguientes comentarios importantes acerca de las ecuaciones (1.30). Estas ecuaciones son muy similares en apariencia a las relaciones para reducción de datos para rosetas convencionales de galgas de deformación pero las diferencias son significativas. Los coeficientes A y B no solamente incorporan las propiedades elásticas del material de la prueba, sino que también reflejan una atenuación severa de las deformaciones relajadas relacionadas al esfuerzo relajado. En adición, se puede observar que los signos entre los términos de las ecuaciones (1.30a) y (1.30b) son opuestos para aquellos de las ecuaciones para roseta convencional. Esto ocurre por que A y B son siempre negativos; y siempre que la ecuación (1.30a) es algebraicamente mayor que la ecuación (1.30b), lo anterior debe representar el esfuerzo principal máximo.

Se deben dar consideraciones cuidadosas para la determinación apropiada de los valores para A y B. Como se definió algebraicamente en las ecuaciones (1.25), esas solo aplican cuando las condiciones impuestas por el método de solución de Kirsch⁴² son conocidas. Esta solución da la distribución de esfuerzos en los puntos con coordenadas (r , α) alrededor del orificio circular a través de una placa ancha y delgada sujeta a un esfuerzo plano uniforme. Sin embargo, comparando la variación en deformaciones de relajación con el arreglo de galgas de deformación se ilustra que cuando las galgas en la roseta tienen áreas finitas, éstas tienen sensibilidad a las variaciones de la distribución de deformación. De ésta forma la señal de salida de cada galga tiende a representar las deformaciones promedio sobre el área de la malla. Por otra parte, debido a que las mallas usualmente están compuestas de líneas paralelas, aquellas líneas que no están directamente sobre la línea de centros de la malla orientada radialmente, no son radiales. Por lo tanto, las galgas son ligeramente sensitivas a las deformaciones tangenciales, así como a las deformaciones radiales. Como resultado, se pueden obtener valores más precisos para los coeficientes mediante la integración de las ecuaciones (1.22) sobre las áreas respectivas de las mallas de galga. Los coeficientes así determinados, los cuales cuentan para el área finita de la galga de deformación, se designan por $\bar{A}$ y $\bar{B}$ para distinguirlos de los valores de un punto como se definió mediante las ecuaciones (1.25). Un método alternativo para la obtención de $\bar{A}$ y $\bar{B}$ es medirlos mediante una calibración experimental. El procedimiento para hacerlo es descrito en la sección 1.3.4 “Determinación de los coeficientes $\bar{A}$ y $\bar{B}$ ”. Cuando se ejecuta correctamente, este procedimiento es potencialmente el más exacto en la evaluación de los coeficientes.

En el caso de esfuerzos residuales, las galgas individuales en la roseta están eficazmente en posiciones diferentes sobre el campo de deformación. Como resultado, las deformaciones de relajación axiales y transversales aplicadas a cada galga no son relacionadas de la misma manera como lo son en un campo de deformaciones. La evaluación del coeficiente C requerirá una corrección rigurosa, actualmente se integra o se hace calibración réplica, ver ecuación (1.25), para ambas geometrías del orificio pasado y ciego. Debido a lo mencionado anteriormente y el hecho de que la sensibilidad transversal medida por las rosetas de esfuerzos residuales de micro-mediciones son característicamente muy bajos (aproximadamente un 1%), no se considera necesario corregir para la sensibilidad transversal. Kabiri⁴⁸, ha demostrado (para el caso de esfuerzos residuales uniaxiales) que la sensibilidad transversal es despreciable comparada con otras incertidumbres en la medición y en los procesos de traducción de datos.

1.3.3 Análisis de Orificio Ciego

Las bases teóricas para el método de orificio perforado fueron desarrolladas sobre la base de un pequeño orificio perforado completamente a través de una placa ancha y delgada sometida a un esfuerzo plano. Dicha configuración es alejada de los objetos de prueba típicos, sin embargo, ya que partes ordinarias de máquinas y estructuras requieren análisis de esfuerzos residuales pudiendo ser de cualquier forma o tamaño y raramente delgados. Debido a esto un orificio ciego poco profundo es usado en la mayoría de las aplicaciones del método de orificio perforado.

La introducción de un orificio ciego en un campo de esfuerzo plano produce un estado local de esfuerzos muy complejos, para el cual aún no se dispone de una solución exacta a partir de la teoría elástica. Afortunadamente ha sido demostrado por Rendler y Vigness⁴⁹ que en este caso existe una aproximación a la condición de orificio pasado en su naturaleza general de la distribución de esfuerzos. Así, las deformaciones de relajación debidas a la perforación de un orificio ciego siguen variando senoidalmente a lo largo del círculo concéntrico con el orificio, de la manera descrita por las ecuaciones (1.28).

De ahí se sigue, que éstas ecuaciones, así como también las relaciones de reducción de datos en las ecuaciones (1.30) son igualmente aplicables a la implementación de orificio ciego cuando los coeficientes $\bar{A}$ y $\bar{B}$ son usados de manera apropiada. Ya que estos coeficientes no pueden ser calculados directamente por consideraciones teóricas, deben ser obtenidos por medios empíricos; esto es, mediante calibraciones experimentales o mediante procedimientos numéricos tales como análisis por elemento finito.

Comparando con el procedimiento de orificio pasado, el análisis por orificio ciego incluye una variable adicional independiente por conocer, la profundidad de orificio adimensional, Z/D la cual se muestra en la figura 1.23.

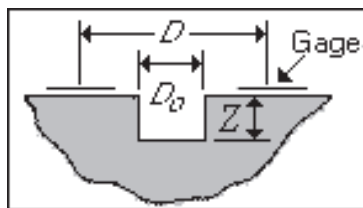


Figura 1.23. Relación de profundidad con el diámetro del orificio.

Así en una forma general los coeficientes pueden ser expresados como:

$$\bar{A} = f_A(E, \nu, r, Z/D) \dots\dots\dots(1.31a)$$

$$\bar{B} = f_B(E, \nu, r, Z/D) \dots\dots\dots(1.31b)$$

Para cualquier estado inicial de esfuerzos residuales dado, y un diámetro fijo de orificio, las deformaciones de alivio generalmente incrementan (en una proporción descendiente) con el aumento de la profundidad del orificio. Por lo tanto, para maximizar las señales de las deformaciones, el orificio es normalmente perforado a una profundidad correspondiente de al menos $Z/D = 0.4$ según especifica ASTM E837³⁹ específica $Z/D = 0.4$ para la máxima profundidad del orificio)

Los datos incluyen valores experimentales de dos diferentes investigadores: Kesley⁵⁰ y Rendler y Vigness⁵¹, demostrando la manera en la cual la función deformación relajada es afectada por la relación del diámetro del orificio respecto al diámetro circular de la galga (D_o/D). Ambos casos involucran esfuerzos uniaxiales uniformes (planos), en probetas que son gruesas comparadas con la máxima profundidad del orificio. Las curvas trazadas en la figura son uniformes a través de la profundidad del orificio.

La variación general de la deformación relajada con la profundidad se ilustra abajo en la Figura 1.24, donde las deformaciones han sido normalizadas, en este caso para 100% en $Z/D = 0.4$.

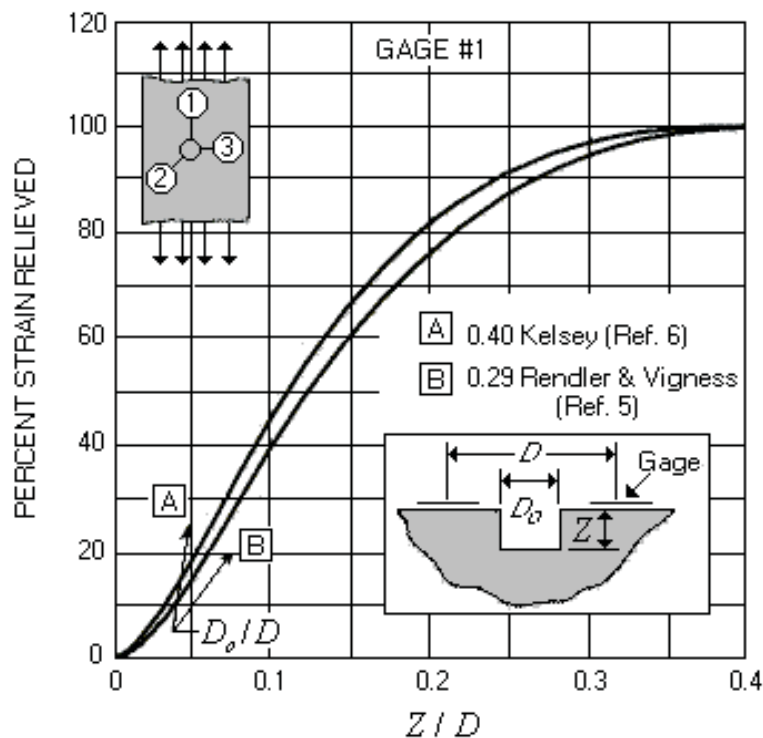


Figura 1.24. Deformación relajada contra valores de profundidad de orificio para diámetros circulares de galgas (deformaciones normalizadas para 100% en $Z/D=0.4$).

Una contribución importante del trabajo de Rendler y Vigness es la demostración que para cualquier conjunto de propiedades del material, E y ν , los coeficientes $\bar{A}$ y $\bar{B}$ son simplemente funciones geométricas, y así es constante para todos los casos geoméricamente similares. Esto significa que una vez que los coeficientes han sido determinados para una configuración particular de roseta, el tamaño de la roseta puede ser escalado hacia arriba o hacia abajo y los mismos coeficientes continuarán aplicando cuando el diámetro del orificio y su profundidad son escalados similarmente. Muchas aproximaciones diferentes serán tomadas para eliminar la dependencia material de las constantes $\bar{A}$ y $\bar{B}$ dejando solamente la dependencia geométrica. Una de estas, propuesta por Schajer⁵² introduce dos nuevos coeficientes, denotados aquí como $\bar{a}$ y $\bar{b}$ los cuales son definidos como sigue:

$$\bar{a} = -\frac{2E\bar{A}}{1+\nu} \dots\dots\dots(1.32a)$$

$$\bar{b} = -2E\bar{B} \dots\dots\dots(1.32b)$$

Por comparación con las ecuaciones (1.25), se puede ver que para orificio pasado, al menos $\bar{a}$ es independiente del material y $\bar{b}$ solamente depende débilmente del módulo de Poisson. Schajer ha determinado a partir de cálculos por elemento finito que para orificios ciegos, $\bar{a}$ y $\bar{b}$ varían en menos de 2% para el rango de la relación de Poisson de 0.25 a 0.35.

1.3.4 Determinación de los Coeficientes A y B

a) Calibración experimental

Para cualquier análisis de orificio pasado y ciego, los coeficientes necesitados siempre pueden ser determinados mediante calibración experimental. Este procedimiento es particularmente atractivo ya que automáticamente considera las propiedades mecánicas del material de prueba, geometría de las rosetas de galgas de deformación, profundidad del orificio y diámetro, y el efecto de las deformaciones promediadas en la malla de la galga de deformación. Cuando se desarrolla correctamente, con suficiente atención a los detalles, es potencialmente el medio más exacto para la determinación de los coeficientes. Su principal desventaja es que la calibración debe repetirse cada vez que un nuevo conjunto de parámetros esta involucrado.

La calibración para $\bar{A}$ y $\bar{B}$ se logra mediante la instalación de una roseta de galgas de deformación para esfuerzos residuales sobre una probeta con esfuerzos de tensión la cual es hecha con el mismo material que la parte a probar. La roseta debe ser reorientada para alinearse con la galga numero 1 paralela a la dirección de carga. Debe tenerse cuidado de que los esfuerzos de tensión sean uniformes sobre la sección transversal de la probeta, los esfuerzos de curvatura son despreciables.

Para reducir los efectos de los bordes, el ancho de la probeta debe de ser de al menos 10 veces el diámetro del orificio y la longitud entre las mordazas de la máquina, de al menos 5 veces de ancho. Cuando determinamos $\bar{A}$ y $\bar{B}$ para aplicaciones de orificio ciego, se recomienda un espesor de la probeta de 5 o más veces el diámetro del orificio. Para calibración de agujero pasado, el espesor de la probeta a calibrar es preferentemente igual que el de la parte a probar. Es igualmente importante que el esfuerzo máximo aplicado durante la calibración no exceda una mitad de los límites de esfuerzo proporcionales para el material de prueba. En cualquier caso, los esfuerzos aplicados más los esfuerzos residuales iniciales deben ser lo suficientemente bajos para evitar el riesgo de cedencia local debida al efecto de la concentración de esfuerzos en el orificio.

Básicamente, el procedimiento de calibración involucra medición de deformación de rosetas bajo la misma carga aplicada o esfuerzos de calibración, σ_c , ambos antes y después de la perforación del orificio. Dicho procedimiento es necesario para eliminar los efectos de las deformaciones de relajación las cuales pueden ocurrir debido a la relajación de cualquier esfuerzo residual inicial en la calibración de la muestra. Con ésta técnica la diferencia de deformaciones observadas (antes y después de la perforación del orificio) es causada solo por la aplicación del esfuerzo de calibración y es únicamente relacionada con ese esfuerzo. Los pasos en el procedimiento de calibración se pueden resumir brevemente como sigue, notando que solo es necesario medir las deformaciones en la galga numero 1 y galga numero 3, ya que se conoce que la alineación de estas galgas debe de ser con el eje principal de la probeta¹⁹.

1. Balancear a cero los circuitos de las galgas de deformación.
2. Aplicar una carga P a la probeta para desarrollar el esfuerzo de calibración deseado, σ_c .
3. Medir las deformaciones ϵ_1' y ϵ_3' (antes de la perforación).
4. Retirar la carga a la probeta y desconectarla de la máquina de pruebas.
5. Perforar el orificio.
6. Volver a colocar la probeta en la máquina de pruebas, volver a balancear a cero los circuitos de las galgas de deformación y luego aplique exactamente la misma carga P.
7. Medir las deformaciones ϵ_1'' y ϵ_3'' (después de la perforación).

Las deformaciones calibradas corresponden a la carga P y al esfuerzo σ_c , y son:

$$\epsilon_{c1} = \epsilon_1'' - \epsilon_1' \dots\dots\dots(1.33a)$$

$$\epsilon_{c3} = \epsilon_3'' - \epsilon_3' \dots\dots\dots(1.33b)$$

Ordinariamente se puede mejorar la confiabilidad de la calibración cargando la probeta incrementalmente y realizando mediciones de deformación en cada nivel de carga, para ambos casos antes y después de la perforación del orificio esto permite el trazado de una gráfica de σ_c contra ε_{c1} y ε_{c3} de esta forma el mejor ajuste de líneas de regresión puede ser construido por medio de los puntos de datos para minimizar los efectos de errores aleatorios. Esto también ayudara a identificar la presencia de cedencia, en caso de que pueda ocurrir. Las relaciones resultantes entre la aplicación de esfuerzos y las relaciones de relajación usualmente son más representativas que aquellas obtenidas por la determinación de un solo punto.

Debido a que la calibración es realizada con solamente un esfuerzo principal diferente de cero, la ecuación (1.28a) puede ser usada para desarrollar expresiones para los valores calibrados $\bar{A}$ y $\bar{B}$ sustituyendo sucesivamente a $\alpha = 0^\circ$ (para la galga numero 1) y $\alpha = 90^\circ$ (para la galga numero 3) en la ecuación (1.28a):

$$\varepsilon_{c1} = \sigma_c [\bar{A} + \bar{B} \cos(0^\circ)] = \sigma_c (\bar{A} + \bar{B}) \quad (1.34a)$$

$$\varepsilon_{c3} = \sigma_c [\bar{A} + \bar{B} \cos(2 \times 90^\circ)] = \sigma_c (\bar{A} - \bar{B}) \quad (1.34b)$$

El procedimiento descrito fue aplicado a una probeta con orificio pasado hecha de acero inoxidable 304, y los datos de calibración se trazan en la figura 1.25.

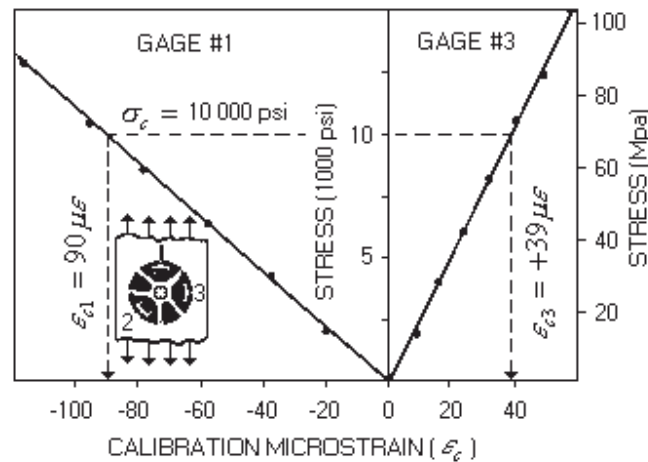


Figura 1.25. Esfuerzo versus deformaciones de relajación para la calibración de los coeficientes $\bar{A}$ y $\bar{B}$ realizado en un acero inoxidable AISI 304 (orificio pasado).

A partir de la figura se puede observar que para esta geometría ($D_o/D = 0.35$) y material ε_{c1} y ε_{c3} varían de -90 micro-deformaciones, a +39 micro-deformaciones respectivamente, cuando σ_c es 10 000 psi (69 MPa). Sustituyendo en las ecuaciones (1.34);

$$\bar{A} = -0.25 \times 10^{-8} \text{ psi}^{-1} (-0.36 \times 10^{-12} \text{ Pa}^{-1}) \dots\dots\dots(1.35a)$$

$$\bar{B} = -0.65 \times 10^{-8} \text{ psi}^{-1} (-0.94 \times 10^{-12} \text{ Pa}^{-1}) \dots\dots\dots(1.35b)$$

Aunque el ejemplo numérico precedente se refiere a los coeficientes para orificio pasado, el mismo procedimiento es llevado a cabo para la calibración de los coeficientes de orificio ciego de profundidad total. Una vez que $\bar{A}$ y $\bar{B}$ se han obtenido de esta manera, los correspondientes coeficientes independientes de material $\bar{a}$ y $\bar{b}$, pueden ser calculados a partir de las ecuaciones (1.32) si el módulo de elasticidad y de Poisson de material de prueba son conocidos. Si se desea, el procedimiento puede ser luego repetido sobre el rango práctico de D_o/D que permite el trazo de curvas sobre $\bar{a}$ y $\bar{b}$ para todos los casos de interés.

Debe recalcar que los valores de los coeficientes básicos $\bar{A}$ y $\bar{B}$ obtenidos a partir de una prueba de calibración particular, son estrictamente aplicables solo para condiciones de medición de esfuerzos residuales que se relacionen con las condiciones de calibración.

- Material con las mismas propiedades elásticas.
- La misma geometría de roseta (pero la orientación de la roseta es arbitraria).
- El mismo tamaño de orificio.
- La misma forma de orificio (orificio pasado u orificio ciego de profundidad total).
- Esfuerzos uniformes con la profundidad.
- Esfuerzos en un plano nominalmente uniformes con el orificio.

b) Coeficientes para micro-mediciones de rosetas de esfuerzos residuales.

Las micro-mediciones necesitan de rosetas especiales de galgas de deformación para el análisis de esfuerzos residuales, en tres configuraciones básicas. Entre otras características, el diseño de éstas rosetas incorpora modelos de centro para el posicionado exacto de la herramienta de barrenado en el centro de círculo de galga, todos los diseños RE y UL tienen configuraciones de malla geométricamente similares con el diámetro de círculo de galga igual 3.25 veces la longitud de la galga activa. La roseta 062RE, por ejemplo tiene un diámetro de círculo de galga de 0.202 plg, o 5.13 mm debido a esta similitud, los mismos coeficientes $\bar{a}$ y $\bar{b}$ independientemente del material pueden ser usados para todos los tamaños de rosetas RE, para las rosetas 062UL, para orificios geométricamente similares (como por ejemplo, para los mismos valores D_o/D y Z/D).

La configuración de roseta de 62UM tiene el mismo valor del círculo de galga que el largo de la malla, pero las mallas están más estrechas para permitir su agrupación más cercana en el lado del orificio como resultado, la sensibilidad de la galga a las deformaciones de relajación es ligeramente mayor, y se requieren coeficientes específicos para la reducción de datos de la roseta 062UM.

Los coeficientes $\bar{a}$ y $\bar{b}$ para rosetas de esfuerzos residuales de micro-mediciones se encuentran en la (figura 1.26), donde las líneas sólidas corresponden a orificios ciegos y las líneas punteadas a orificios pasados, para ambos casos, los esfuerzos residuales son uniformes con la profundidad. Los coeficientes de orificio pasado para rosetas RE y UL fueron obtenidos mediante la integración numérica de expresiones, para las deformaciones longitudinales de alivio a lo largo de las líneas de mallas individuales como previamente se describió. Debido a que los coeficientes de orificio pasado no pueden ser calculados de la misma manera, estos han sido determinados para rosetas RE y UL mediante calibración experimental y análisis por elemento finito^{49, 52, 53}. Aunque los resultados pueden diferir ligeramente de un investigador a otro, las curvas trazadas en la figura 1.26a son consideradas como representativas de las rosetas tratadas y convenientes para usar en la reducción de datos. Coeficientes para roseta 062UM, calculados mediante extrapolación de los datos RE/UL, son dados en la figura 1.26b.

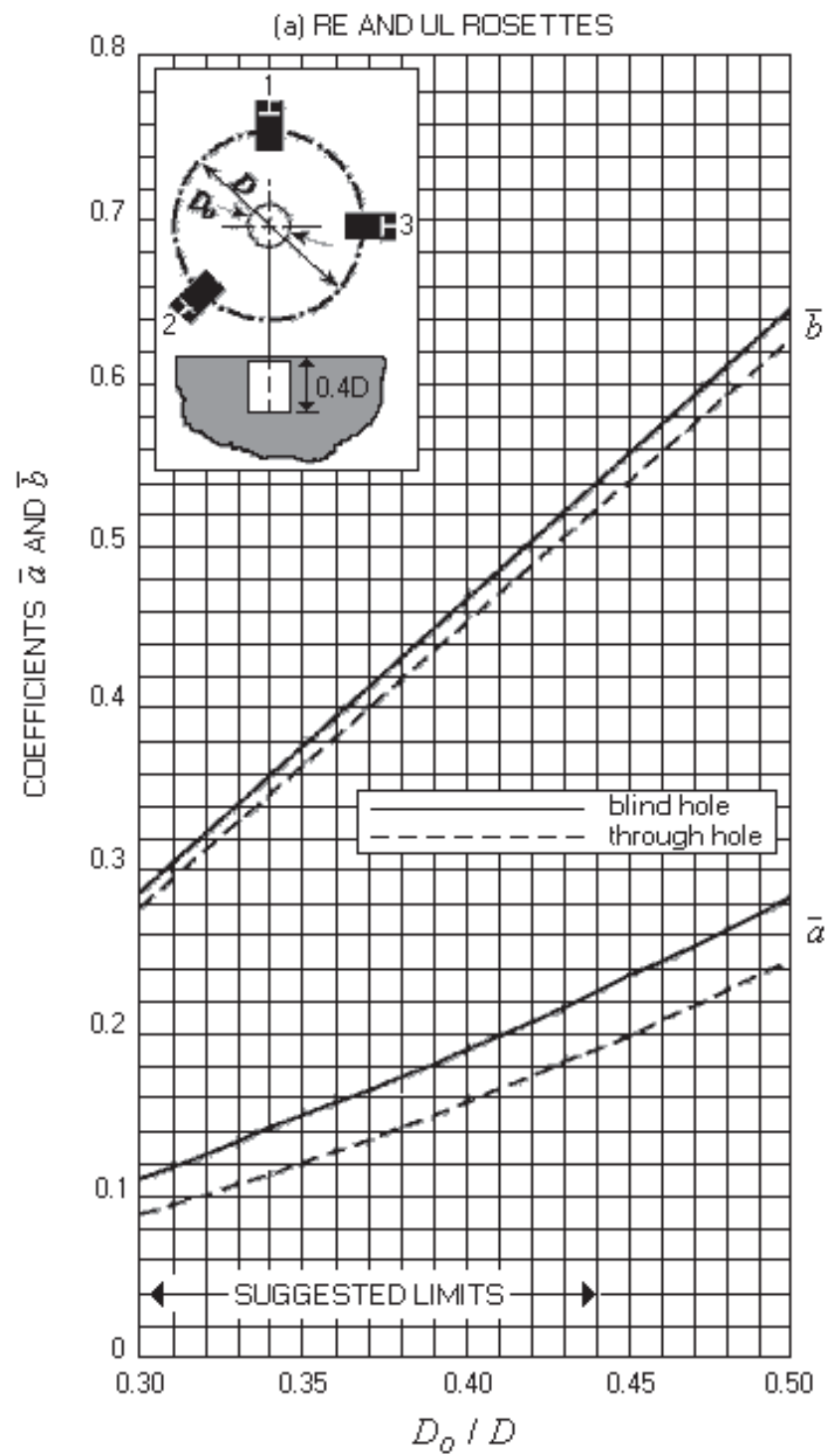


Figura 1.26a. Valores de los coeficientes $\bar{a}$ y $\bar{b}$ para rosetas RE y UL.

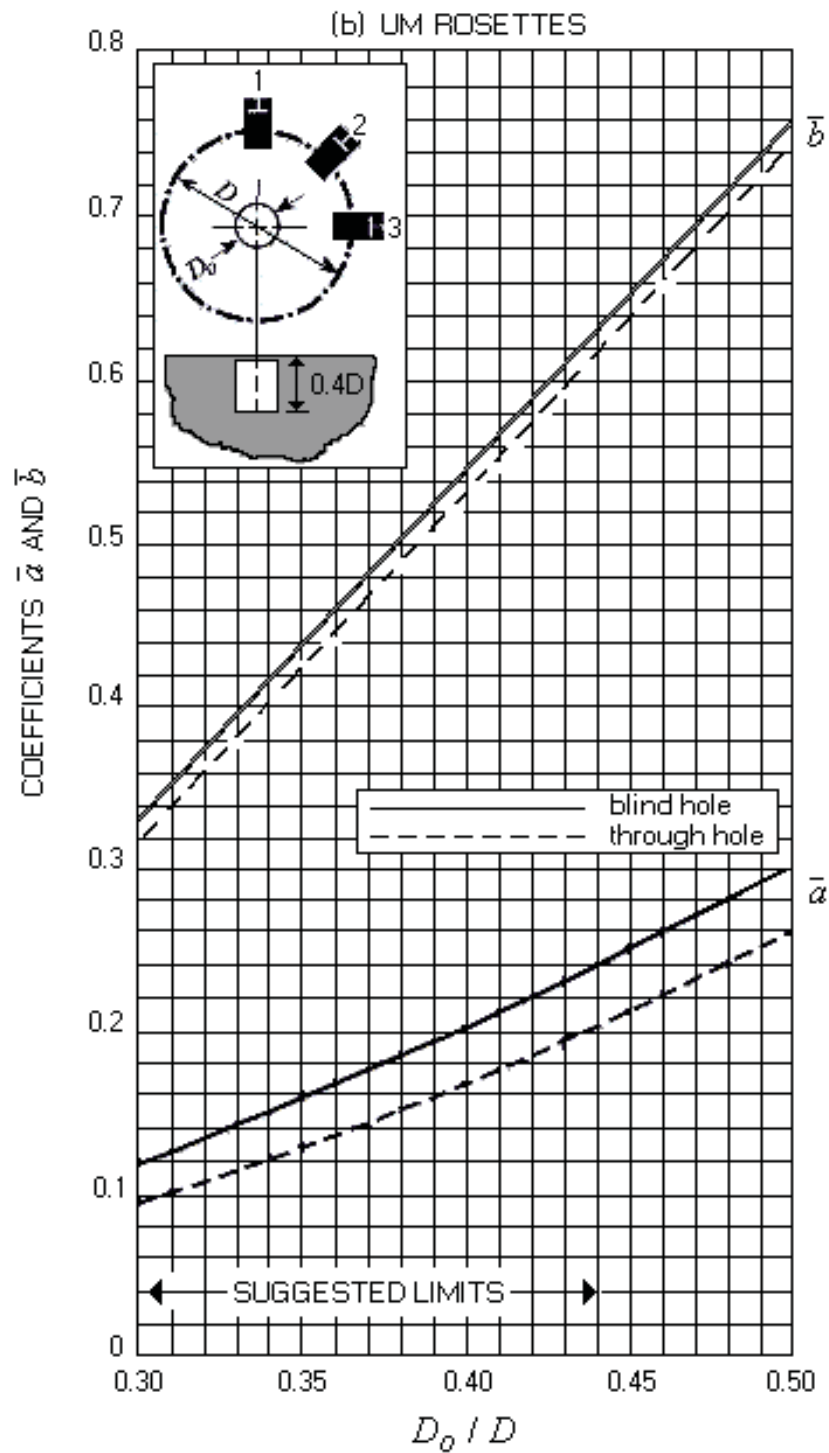


Figura 1.26b. Valores de los coeficientes $\bar{\alpha}$ y $\bar{\beta}$ para rosetas UM.

1.4 ACEROS PARA HERRAMIENTA DE TRABAJO EN CALIENTE

1.4.1 Características Fundamentales del Acero AISI H13

El acero AISI H13 tiene aplicaciones tales como: herramientas para trabajo en caliente, sometidas a grandes exigencias, especialmente para el procesamiento de metales ligeros, como por ejemplo⁴⁰:

- Punzones
- Matrices para prensar
- Dados para extrusión y tubos de metal
- Herramientas de extrusión por impacto en caliente
- Herramientas para fabricación de cuerpos huecos
- Herramientas para la fabricación de tornillos, tuercas, remaches, machuelos, saca bocados.
- Herramientas para fundición centrifuga
- Herramientas para prensas de piezas perfiladas
- Elementos de matrices, cuchillas para corte en caliente
- Dados para extrusión de aluminio y aleaciones
- Ensamble de dados en tres dimensiones

Los aceros (5CrMoV) son destinados para la fabricación de herramientas con aplicaciones estructurales, entre ellos están los tipos H11, H11 modificado, así como el H13. La composición química de estos aceros se muestra en la tabla 1.1.

Tabla 1.2. Composición química de los aceros Cr-Mo-V.

Designación del Acero	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	V
H11	0.33	0.20	0.030	0.030	0.80	0.30	4.75	1.10	0.30
	a	a			a		a	a	a
	0.43	0.50			1.20		5.50	1.60	0.60
H11 modificado	0.37	0.20	0.030	0.030	0.80	---	4.75	1.20	0.04
	a	a			a		a	a	a
	0.43	0.40			1.00		5.25	1.40	0.06
H13	0.32	0.20	0.030	0.030	0.80	---	4.75	1.10	0.8
	a	a			a		a	a	a
	0.45	0.50			1.20		5.50	1.75	1.20

1.4.1.1 Propiedades Mecánicas

El acero H-13 es considerado como un acero de ultra alta resistencia debido a que su límite de cedencia rebasa los 1380 MPa. La tabla 1.2 muestra las propiedades mecánicas del acero H-13 para barras redondas templadas en aceite a 1010 °C y con doble revenido 2+2 hr a la temperatura indicada.

Tabla 1.3. Propiedades mecánicas del acero H-13⁵⁴.

Temperatura de revenido °C	Resistencia a la tensión (MPa)	Resistencia a la cedencia (MPa)	Elongación (%)	Reducción de área (%)	Energía absorbida en el ensayo Charpy (J)	Dureza Rockwell (RC)
527	1960	1570	13.0	46.2	16	52
555	1835	1530	13.1	50.1	24	50
575	1730	1470	13.5	52.4	27	48
593	1580	1365	14.4	53.7	28.5	46
605	1495	1290	15.4	54.0	30	44

1.4.1.2 Propiedades Físicas

Las propiedades termo-físicas más importantes para el acero H-13 grado herramienta a diferentes temperaturas se muestran en las tablas 1.3 y 1.4.

Tabla 1.4. Efecto de la temperatura sobre la expansión térmica del acero H-13.

Densidad Mg/cm ³	Expansión Térmica μm/m-K de 20 °C a				
	100 °C	205 °C	425 °C	540 °C	650 °C
7.76	10.4	11.5	12.2	12.4	13.1

Tabla 1.5. Efecto de la temperatura sobre la conductividad térmica del acero H-13.

Conductividad Térmica W/m-K			
215 °C	350 °C	475 °C	605 °C
28.6	28.4	28.4	28.7

1.4.1.3 Aplicaciones de Aceros para Trabajado en Caliente

Existen numerosas aplicaciones en los aceros grado herramienta, para lo cual se muestra a continuación en la tabla 1.6, una de las ya numerosas aplicaciones en base a la designación estándar (AISI)⁵⁵.

Tabla 1.6. Aplicaciones de los aceros grado herramienta.

ACEROS PARA HERRAMIENTA TRABAJO EN CALIENTE	
AISI	APLICACIONES
H12	Moldes para fundición de dados
	Dados para extrusión
	Moldes para cabezas automotrices
	Moldes para plásticos
	Punzones
	Hojas de cizalla
H13	Moldes para vaciado de aluminio
	Dados de extrusión
	Insertos de dados para forja
	Dados para forja
	Moldes para cabezas automotrices
	Dados para presión en caliente
	Herramienta para penetración
	Moldes para plástico
	Punzones
H14	Moldes para caucho
	Dados para fundición
	Dados para extrusión
	Dados para forja
	Dados para alta presión
	Buriles
	Dados de forma a presión
	Punzones
H21	Cuchillas
	Dados para estampado
	Moldes para fundición bronce
	Dados con diseño para estampar
	Dados de extrusión
	Dados para forja
	Dados a presión
	Punzones
	Cuchillas
	Dados para represión

1.4.2 Designaciones

Existen seis diferentes tipos de aceros grado herramienta, los cuales se clasifican de la siguiente manera⁵⁶:

1. Aceros de alta velocidad
2. Aceros para trabajo en caliente,
3. Aceros para trabajo en frío
4. Aceros con alta resistencia al choque
5. Aceros grado herramienta especiales
6. Aceros endurecidos con agua.

Aceros para trabajado en caliente más recomendados son los que contienen altos contenidos de tungsteno-cromo, excepto donde el nivel de oxidación es importante, este tipo de acero es usado para laminado en caliente (ver figura 1.27)⁵⁷, forja en caliente, dados de extrusión, dados para vaciado centrifugo de aluminio, latón y aleaciones del zinc. Este tipo de aceros en donde su aplicación es para dados de vaciado de aleaciones ligeras a menudo tienden a agrietarse en la superficie en contacto con el metal líquido debido al fenómeno de expansión y contracción cíclica, esto es agravado por la acción de la erosión del metal fundido⁵⁶.

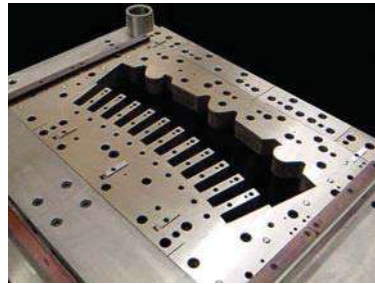


Figura 1.27. Esquematzación de un dado de laminación acero herramienta H-13.
(Minnesota Tool and Die Works)

La clasificación del aceros para trabajado en caliente se muestra a continuación en la tabla 1.7⁵⁶.

Tabla 1.7. Acero para trabajo en caliente.

Código AISI	Designación AISI	Tipo de Acero Grado Herramienta
H	H10, H11, H12, H13	Cromo-Molibdeno
	H14, H16, H19, H23	Cromo-Tungsteno
	H20, H21, H22, H24, H25, H26	Tungsteno
	H15, H41, H42, H43	Molibdeno

En tabla 1.8, se muestra el acero grado herramienta, así como su equivalencia para los diferentes estándares internacionales.

Tabla 1.8. Acero grado herramienta y su equivalente para los diferentes estándares internacionales.

AISI (USA)	JIS (Japón)	DIN (Aleman)	SS (Suecia)	BS (Reino Unido)
H12	SKD62	1,2606		BH12
H13	SKD61	1.2344	2242	BH13
H14	SKD4	1,2567		
H21	SKD5	1,2581	2730	BH21

CAPITULO 1.5. METALURGIA DE LA SOLDADURA

1.5.1 Zona de Fusión

1.5.1.1 Estructura de Grano en la Zona de Fusión

Es muy importante conocer el desarrollo de la estructura de grano en la zona de fusión, así como el efecto que tienen los diferentes parámetros de la soldadura sobre la estructura de grano. La estructura de grano en la zona de fusión puede afectar significativamente la susceptibilidad de agrietamiento durante la solidificación, así como las propiedades mecánicas después de la aplicación de la soldadura.

1.5.1.1.1 Crecimiento Epitaxial en los Límites de Fusión

En la figura 1.28, se muestra la nucleación de un cristal en un sustrato plano de un líquido, en el cual el líquido se mantiene en contacto.

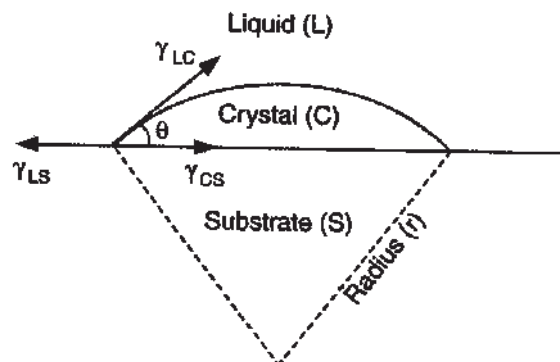


Figura 1.28. Formación esférica de la nucleación de un cristal en un sustrato plano de un líquido.

Los parámetros que se toman en cuenta en la nucleación de un cristal como son γ_{LC} , γ_{LS} , y γ_{CS} son la energía de superficie en la interfase entre el líquido y el cristal, la interfase entre el sustrato y el líquido y la interfase entre el sustrato y el cristal, respectivamente. Existe una barrera de energía llamada ΔG para la nucleación de un cristal en un sustrato, la cual se calcula por medio de la siguiente ecuación:

$$\Delta G = \frac{4\pi\gamma_{LC}T_m^2}{3(\Delta H_m\Delta T)^2}(2 - 3\cos\theta + \cos^3\theta) \dots\dots\dots(1.36)$$

Donde T_m es la temperatura de fusión en equilibrio, ΔH_m es el calor latente de fusión, ΔT es el subenfriamiento por debajo de T_m y θ el ángulo en contacto. Si el líquido moja al sustrato por completo, el ángulo en contacto θ es cero, lo mismo para ΔG . Esto significa que la nucleación del cristal que se da en el sustrato puede o no superar la barrera de energía que se presenta en la nucleación. La barrera de energía puede ser no significativa si el líquido no moja completamente al sustrato. Desde que el metal líquido se encuentra en contacto íntimo con la pileta de soldadura, los granos del sustrato se mojan completamente por lo tanto ($\theta=0$), empezando así la nucleación sin dificultades entre los cristales del metal líquido y los granos del sustrato. Sin embargo en la aplicación de soldadura autógena (sin metal de aporte), la nucleación ocurre agrupando los átomos del metal líquido con los granos del sustrato sin alterar las orientaciones cristalográficas existentes de cada uno de los granos. El proceso de iniciación del crecimiento (crecimiento epitaxial) o también llamado nucleación epitaxial se muestra en la figura 1.29.

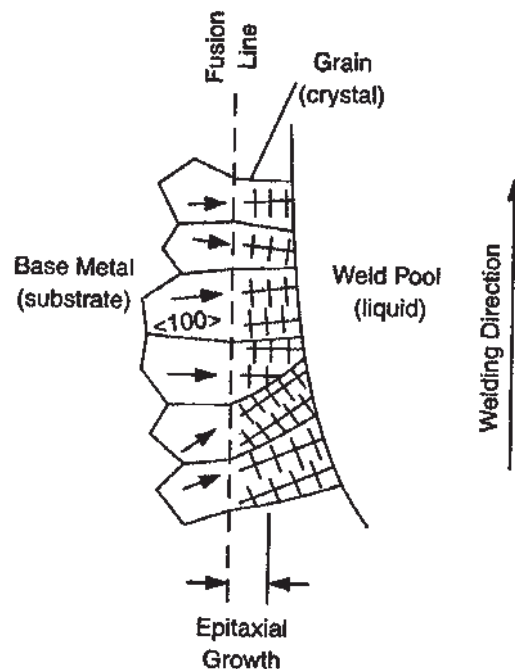


Figura 1.29. Crecimiento epitaxial del metal de soldadura próximo a la línea de fusión.

El crecimiento epitaxial, puede ocurrir también cuando la pieza de trabajo es de un material de más de una fase. J. W. Elmer, S. M. Allen y T. W. Eagar⁵⁸, observaron el crecimiento epitaxial en la soldadura de un acero inoxidable austenítico, ambos se componen de ferrita y austenita. En la figura 1.30, se observa a la austenita y a la ferrita con la letra (A), el crecimiento epitaxial a la línea de fusión con la letra (F) línea punteada, desde el metal base al metal de soldadura (zona de resolidificación).

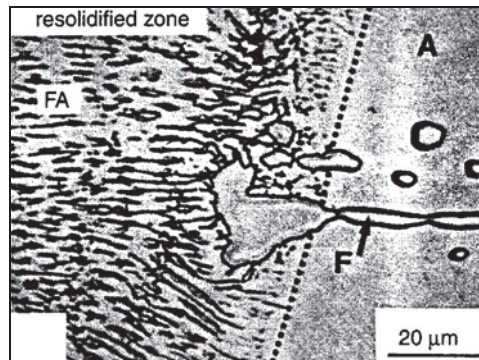


Figura 1.30. Crecimiento epitaxial: austenita (A) y ferrita (F) de la línea de fusión de un acero inoxidable austenítico que contiene ambas fases.

1.5.1.1.2 Crecimiento No-Epitaxial en los Límites de Fusión

Al realizar una soldadura con metal de aporte (o con una junta de dos materiales diferentes), la composición del metal de aporte es diferente al metal base, por lo tanto la estructura cristalina del metal de aporte será diferente a la estructura cristalina del metal base. Cuando esto ocurre, el crecimiento epitaxial no es posible que se lleve a cabo, sin embargo un nuevo grano más largo se formará en el límite de fusión.

T. W. Nelson y J.C. Lippold⁵⁸, propusieron que cuando el metal base y el metal de soldadura exhiben dos diferentes estructuras cristalinas a la temperatura de solidificación, la nucleación del metal de soldadura ocurre en los sitios heterogéneos del metal base parcialmente fundidos cerca del límite de fusión. El límite de fusión exhibe orientaciones aleatorias entre los granos del metal base y los granos del metal de soldadura, esto es el resultado de una nucleación heterogénea cerca del límite de la pileta. Los granos del metal de soldadura pueden o no seguir las relaciones de orientaciones especiales con los granos del metal base con aquellos que están en contacto, es decir ellos mismos se orientan a ciertos planos atómicos y direcciones en granos del metal base.

1.5.1.1.3 Crecimiento Competitivo en la Zona de Fusión

Normalmente la estructura de grano próxima a la línea de fusión de la soldadura es dominada por el crecimiento epitaxial, cuando el metal base y el metal de aporte tienen la misma estructura cristalina, por lo tanto existirá nucleación de nuevos granos con estructuras cristalinas diferentes fuera de la línea de fusión.

Sin embargo la estructura de grano dominante se rige por un mecanismo diferente conocido como crecimiento competitivo. Durante la solidificación del metal de soldadura, los granos tienden a crecer en dirección perpendicular al límite de la pileta, esto es debido a que esta es la dirección del gradiente máximo y de la extracción de calor. No obstante, las dendritas columnares o celdas tienden a crecer dentro de cada grano en la dirección de más fácil crecimiento. Por consiguiente durante la solidificación los granos crecen en la dirección de más fácil crecimiento perpendicular al límite de la pileta, ahí crecerá más fácilmente, fuera de ahí los granos se aglomeraran y existirán menos granos orientados favorablemente, como se muestra en la figura 1.31.

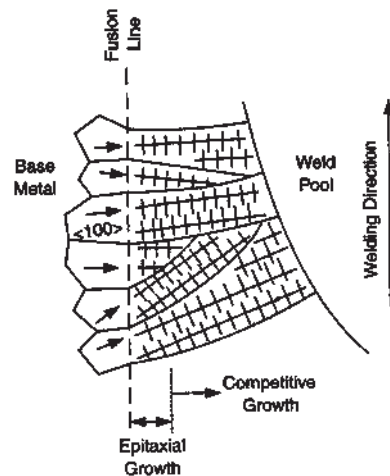


Figura 1.31. Crecimiento competitivo en la zona de fusión.

1.5.1.1.4 Mecanismos de Nucleación de Granos

En la figura 1.32a, se muestran los tres posibles mecanismos de nucleación de nuevos granos durante la soldadura: a) fragmentación dendrítica, b) disociación de granos y c) nucleación heterogénea. En la figura 1.32b, se muestra el cuarto mecanismo de nucleación, el cual es llamado nucleación de superficie⁵⁸.

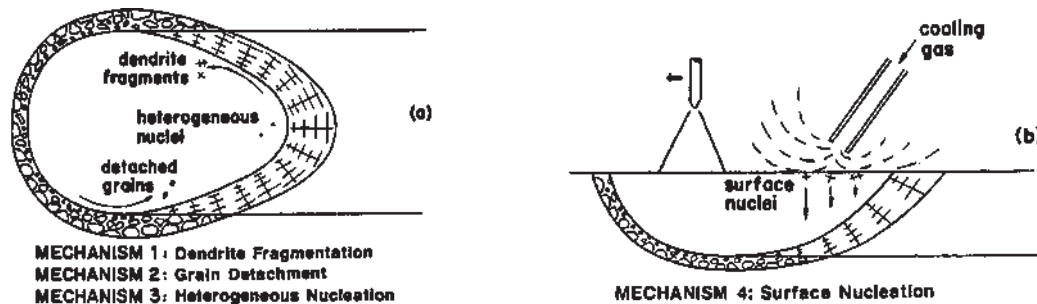


Figura 1.32. Mecanismos de nucleación durante la soldadura: a) vista de planta; b) vista de sección transversal.

a) **Fragmentación dendrítica**: La fragmentación dendrítica ocurre cuando dentro de la pileta de soldadura ocurre nucleación en grandes volúmenes, es decir estos fragmentos de dendritas actúan como núcleos, para formar nuevos granos, siempre y cuando estos resistan la temperatura de la pileta de soldadura. Este mecanismo se le conoce también como mecanismo de refinamiento de grano.

b) **Disociación de granos**: El fenómeno de convección de la pileta de soldadura, es también causa de granos parcialmente fundidos, ya que ellos se desligan de la mezcla sólido-líquido la cual rodea a la pileta de soldadura, lo cual se muestra en la figura 1.32a. Como los fragmentos de dendritas, estos granos parcialmente fundidos una vez que sobrevivieron en la pileta de soldadura, pueden actuar como núcleos para la formación de nuevos granos en el metal de soldadura.

c) **Nucleación heterogénea**: Las partículas externas presentes en la pileta de soldadura pueden obtener átomos del metal líquido, ordenándose en forma cristalina para así llevar a cabo la formación de núcleos heterogéneos. T.W. Nelson, J. C. Lippold y J. M. Mills⁵⁸, observaron la nucleación del metal de soldadura sólido, en sitios heterogéneos de la zona parcialmente fundida del metal base al límite de fusión, cuando el metal de soldadura y el metal base difieren en su estructura cristalina. En la figura 1.33, se describe la nucleación heterogénea así como el crecimiento de nuevos granos en el metal de soldadura.

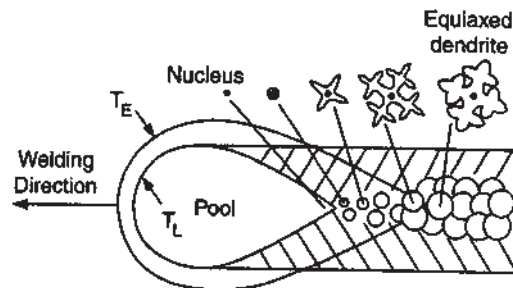


Figura 1.33. Nucleación heterogénea y formación de granos equiaxiales en el metal de soldadura.

J. C. Lippold, encontró que la zona equiaxial pudiera formarse calentando en un rango de temperatura de aproximadamente 630-640 °C, y a temperaturas sobre los 640 °C el crecimiento epitaxial normal ocurre. Esto sucede siempre y cuando el mecanismo propuesto de núcleos heterogéneos solo sobreviva cerca del límite de baja temperatura de la pileta y no en la zona de alta temperatura.

d) **Nucleación de Superficie**: La superficie de la pileta de soldadura, puede ser térmicamente subenfriada, para originar la nucleación de superficie por medio de la exposición de un gas de protección (refrigerante), por reducción instantánea o en su caso variando el aporte térmico. Esto es mostrado en la figura 1.32b, estos núcleos sólidos crecen en los nuevos granos cuando difunden bajo la superficie de la pileta de soldadura debido a su mayor densidad que la del metal líquido circundante⁵⁸.

1.5.1.2 Estructura de Subgrano en la Zona de Fusión

Es importante conocer la microestructura dentro de los granos en la zona de fusión, primeramente mencionaremos los modos de solidificación. Posteriormente el espaciado de dendritas y celdas, como varían respecto al metal de soldadura y como afectan los parámetros de soldadura.

1.5.1.2.1 Formas de Solidificación

En la figura 1.34, se muestra esquemáticamente el efecto del incremento del enfriamiento constitucional en la microestructura dentro de los granos en el metal de soldadura, al llevar a cabo un incremento en el enfriamiento constitucional el modo de solidificación pasara de planar a celular y de dendrítico a celular. Los cambios de modos de solidificación de planar a celular, dendrítica columnar y dendrítica equiaxial incrementan el grado de sobre enfriamiento constitucional en los límites de la pileta de soldadura. La nucleación heterogénea, ayudada por los promotores del sobre enfriamiento constitucional ayudara a la formación de granos equiaxiales en el metal de soldadura.

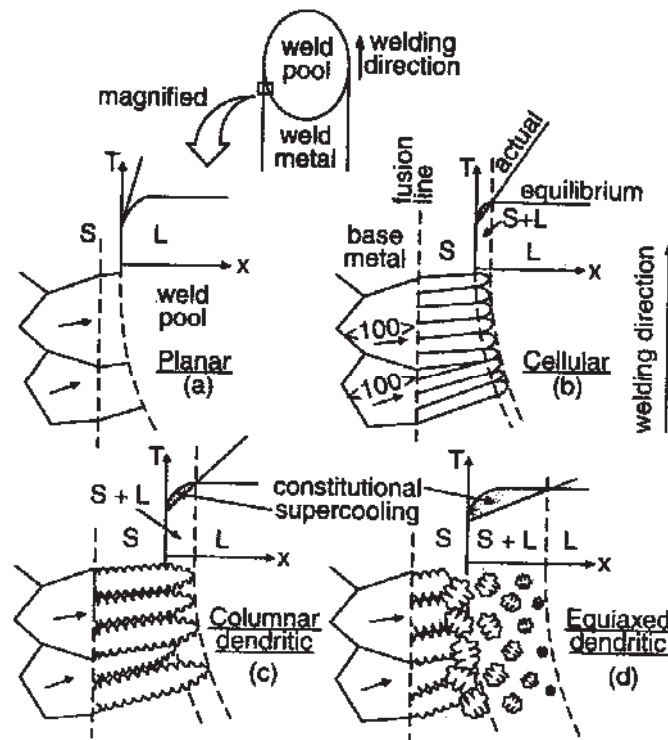


Figura 1.34. Efecto del sobre enfriamiento constitucional en los modos de solidificación durante la soldadura: (a) planar; (b) celular; (c) dendrítica columnar; (d) dendrítica equiaxial. El súper enfriamiento constitucional aumenta de (a) a través de (d).

1.5.1.2.2 Espaciado de Dendritas y Celdas

El aporte térmico y la velocidad de avance de soldadura tienen un efecto significativo en los modos de solidificación en el metal de soldadura, tanto para el espaciado entre los brazos de dendritas y de celdas. El espaciado de dendritas o de celdas, decrecen con el incremento de la velocidad de enfriamiento. En la tabla 1.8, se puede apreciar que si se aplica una corriente de soldadura de 150 A, las celdas llegan a ser finas, cuando se incrementa la velocidad de soldadura. Por consiguiente a velocidades de avance mayores, la velocidad de enfriamiento será mayor y dará como resultado celdas finas, mientras más baja sea la velocidad de avance, la velocidad de enfriamiento será menor y por consiguiente las celdas serán más gruesas.

Tabla 1.9. Efecto de la velocidad de avance de soldadura en la microestructura del metal de soldadura.

Velocidad de avance	150 A	300 A	450 A
0.85 mm/s	Celular	Dendrítica celular	Dendrítica celular gruesa
1.69 mm/s	Celular	Dendrítica celular fina	Dendrítica celular gruesa
3.39 mm/s	Celular fina	Celular con ligero socavamiento	Severo socavamiento
6.77 mm/s	Celular muy fina	Celular, socavamiento	Severo socavamiento

Se muestra como J. W. Elmer⁵⁸ en la aplicación de un proceso de soldadura de EBW en dos placas de acero inoxidable austenítico de similar composición, al disminuir la velocidad de avance el espaciado se incrementa y al aumentar la velocidad de avance el espaciado de las celdas disminuye (figura 1.35). Cabe hacer mención que a pesar que las micrografías se encuentran a diferentes ampliaciones se puede apreciar la diferencia que existe entre una y otra.

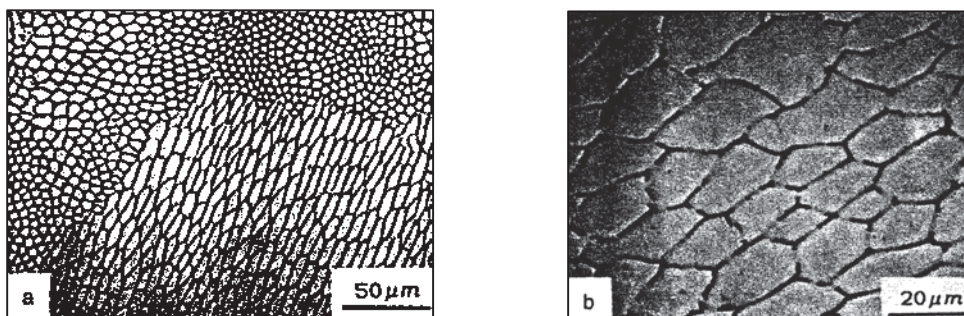


Figura 1.35. Efecto de la velocidad de avance de soldadura en el espaciado de celdas de un acero inoxidable austenítico por EBW: a) 100 mm/s; b) 25 mm/s.

1.5.1.3 Transformaciones de Fase de Post-Solidificación en la Zona de Fusión

Las transformaciones de fase post-solidificación, ocurren cuando existe un cambio en la microestructura, así como en las propiedades del metal de soldadura, durante la solidificación. Por lo tanto las propiedades del metal de soldadura están directamente relacionadas con la microestructura obtenida. Primeramente se implica la transformación de austenita-ferrita en la soldadura de aceros inoxidable austeníticos, en segundo lugar la transformación de ferrita-austenita en la soldadura de aceros con bajo contenido de carbono, así como para aceros de baja aleación⁵⁸.

1.5.1.4 Transformación de Fase de Austenita-Ferrita en la Soldadura de Aceros Inoxidables Austeníticos.

Modos de solidificación Primaria:

La soldadura de aceros inoxidable austeníticos, con matriz austenítica (fcc) tienden a variar las cantidades de ferrita- δ (bcc)⁵⁹. Propiamente dicho la ferrita delta en la soldadura de los aceros inoxidable austeníticos es esencial, sin embargo demasiada ferrita delta (≥ 10 % en volumen) tiende a reducir la ductilidad, tenacidad y la resistencia a la corrosión, mientras que también poca ferrita delta (≤ 5 % en volumen) da como resultado agrietamientos durante la solidificación.

A. Diagramas de Fase:

En la figura 1.36, se muestra el diagrama de fase ternario del sistema Fe-Cr-Ni, la curva remarcada de la figura 1.36a, representa la superficie del líquido, la cual es llamada comúnmente como línea de saturación doble, al lado de esta línea, las aleaciones con una composición rica en cromo (superior) tiene la ferrita- δ como una fase de solidificación primaria, es decir, la primera fase sólida para formar el líquido. Por otro lado las aleaciones con una composición ricas en Ni (inferior) al lado de esta línea tiene a la austenita como fase de solidificación primaria, siguiendo la tendencia de las curvas remarcadas en la superficie del liquidus representadas en la figura 1.36b, tienden a converger en la temperatura del punto eutéctico del diagrama ternario⁵⁹.

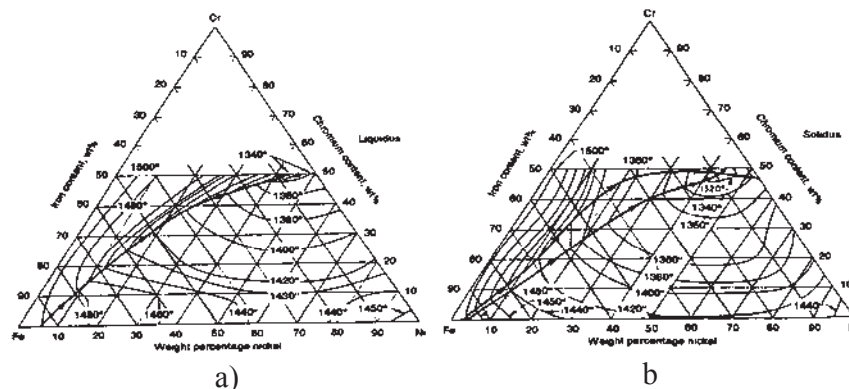


Figura 1.36. Sistema ternario Fe-Cr-Ni: a) superficie del líquido; b) superficie del sólido.

El desarrollo de la microestructura del metal de soldadura para los aceros inoxidables austeníticos es explicado en la figura 1.37. La ferrita en el metal de soldadura puede tener tres tipos diferentes de morfología: primeramente mencionaremos a la morfología ínter dendrítica (figura 1.37a), vernicular (figura 1.37b), y de listón (figura 1.37c). En la figura 1.37d, se muestra esquemáticamente la sección vertical superior del diagrama de fase ternario de la figura 1.36, correspondiente a un 70% en peso de Fe y una temperatura por encima de los 1200 °C, se forma el también llamado diagrama de fase pseudo binario, en el punto 1 donde se forma un triángulo se encuentra el punto eutéctico de las tres fases existentes, las cuales son ($L + \gamma + \delta$), correspondientes a la intersección de la sección vertical y a la curva remarcada. En la figura 1.36a, las dos esquinas inferiores en los puntos 2 y 3 donde se lleva acabo la formación de un triángulo, corresponden a las intersecciones entre la sección vertical y las dos curvas remarcadas de la figura 1.36b⁵⁸.

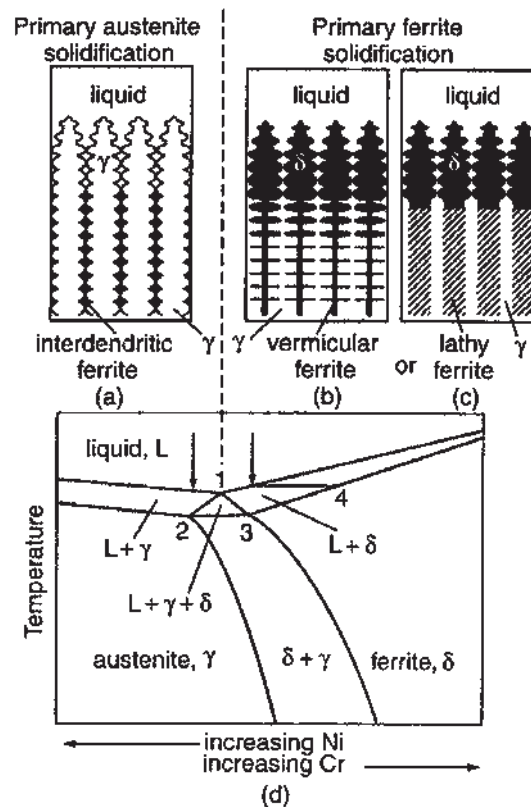


Figura 1.37. Esquema representativo del proceso de solidificación y post solidificación en las trasformación de las soldaduras Fe-Cr-Ni: (a) ferrita interdendrítica; (b) ferrita vernicular; (c) ferrita en listón; (d) sección vertical del diagrama de fase ternario correspondiente a un 70% de Fe⁵⁸.

B. Austenita Primaria

Para aleaciones ricas en Níquel parte izquierda del diagrama referente a la figura 1.37, en la formación del vértice del triángulo del punto eutéctico del diagrama de fase ternario, la austenita (γ) es la fase de solidificación primaria. Las dendritas claras de austenita se muestran en la figura 1.37a, mientras las partículas oscuras entre los brazos de las dendritas primarias son de ferrita (δ), estas se llegan a formar cuando la fase ternaria es alcanzada durante la fase terminal de solidificación, estas son llamadas ferrita interdendrítica⁵⁸.

C. Ferrita Primaria

Para aleaciones ricas en Cromo parte derecha del diagrama referente a la figura 1.37, en la formación del vértice del triángulo del punto eutéctico del diagrama de fase ternario, la fase de solidificación primaria es la ferrita (δ), las cuales se representan como dendritas oscuras, representadas en la figura 1.37b. El núcleo de las dendritas de ferrita el cual se forma al principio de solidificación se encuentra más rico en Cr (punto 4), mientras que en la parte exterior se da un decremento de la temperatura y por lo tanto el contenido de cromo disminuye⁵⁸.

El proceso de solidificación primaria se lleva acabo de la siguiente manera, primeramente se tiene que realizar un enfriamiento en la región bifásica ($\delta + \gamma$) del diagrama, donde se encuentra menos transformación de cromo a austenita en la parte exterior de las dendritas, posteriormente en la parte interior de las dendritas se encuentra un esqueleto formado rico en cromo, el cual al seguir enfriando dejara por detrás a los esqueletos ricos en cromo, para posteriormente generar en el centro de las dendritas una ferrita (δ). El esqueleto ferrítico, es también llamado ferrita vernicular. Además de la ferrita vernicular, las dendritas de ferrita primaria, también pueden transformar a ferrita tipo listón llevando acabo un enfriamiento dentro de la región bifásica ($\delta + \gamma$) del diagrama como se muestra en la figura 1.37c.

D. Microestructura de la soldadura

En la figura 1.38a se muestra la estructura de solidificación de la línea central del proceso de soldadura de arco de tungsteno y gas (GTAW) para una lamina de acero inoxidable 310, los contenidos de los elementos aleantes son de 25% de Cr, 20% de Ni y un 55% de Fe⁶⁰. En el lado izquierdo del diagrama con una composición rica en níquel, en el vértice donde se forma el punto eutéctico del diagrama ternario figura 1.39a, la fase de solidificación primaria es la austenita. La microestructura consiste en dendritas de austenita (parte clara; revelada con una mezcla de ácidos) y ferrita (δ) conocida como ferrita interdendrítica (parte oscura; revelada con una mezcla de ácidos) entre los brazos de la dendrita primaria y secundaria, similar a aquellos mostrados en la figura 1.37a.

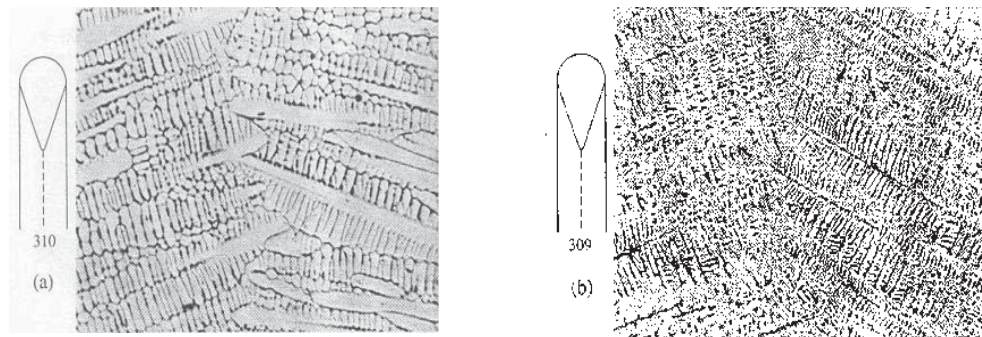


Figura 1.38. Estructura de solidificación de la línea central de soldadura: a) acero inoxidable 310; b) acero inoxidable 309. Magnificación $190\times^{60}$.

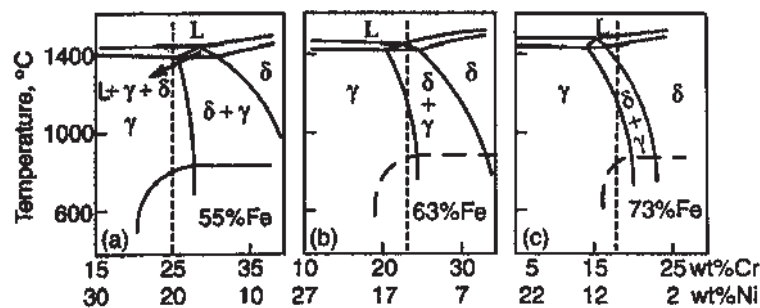


Figura 1.39. Diagrama de fase pseudo binario Fe-Cr-Ni: a) 55 % de Fe; b) 63 % de Fe; c) 73 % de Fe⁶⁰.

Por otro lado, en la figura 1.38b, se muestra la estructura de solidificación de la línea central del proceso de soldadura de GTAW para una lamina de acero inoxidable 309, los contenidos de los elementos aleantes son de 23 % de Cr, 14 % de Ni y 63 % de Fe en peso aproximadamente. La composición se encuentra en la línea justa del cromo enriquecido en el punto eutéctico del diagrama de fases ternario como se muestra en la figura 1.39b, donde la solidificación primaria es la ferrita (δ). La microestructura consiste en ferrita vernicular (parte oscura; revelada con una mezcla de ácidos) y matriz austenítica (parte clara; revelada con una mezcla de ácidos) similar a lo mostrado en la figura 1.37b. En la figura 1.40, se puede apreciar las dendritas de ferrita (δ) (parte clara; revelada con una mezcla de ácido clorhídrico) cercano a la pileta de soldadura utilizando un proceso de soldadura GTAW en un acero inoxidable 309, durante la soldadura se lleva a cabo un temple en el líquido pobre antes de que ocurra un cambio de transformación de $\delta \rightarrow \gamma$ dentro de la ferrita vernicular⁵⁸.

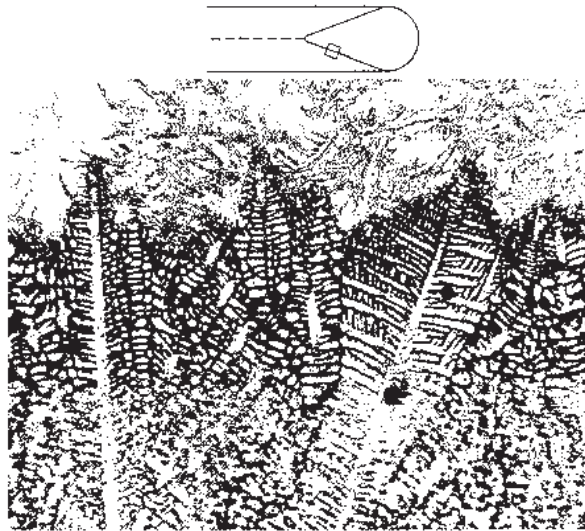


Figura 1.40. Estructura de solidificación templada empobrecida cerca de la pileta de soldadura del proceso GTAW para un acero inoxidable 309. Magnificación 70x. Atacada con mezcla de ácido clorhídrico⁶⁰.

1.5.1.5 Agrietamiento durante la Solidificación en la Zona de Fusión

El agrietamiento durante la solidificación ocurre durante el enfriamiento en los depósitos de soldadura, ejemplos de ello se muestran en la figura 1.41. Estos agrietamientos ocurren predominantemente en la línea central de soldadura o entre los granos columnares. Muchas de las causas del agrietamiento durante la solidificación se asocian debido a la forma de junta de la unión soldada. El agrietamiento normalmente ocurre a temperaturas de alrededor de 200 a 300 °C o por debajo de la temperatura de fusión (T_m).

La susceptibilidad entre metal de soldadura al agrietamiento por solidificación se debe a diferentes factores que se encuentran los siguientes:

- 1.- Microestructura de solidificación basta.
- 2.- Cantidad de especies de segregación.
- 3.- Geometría de la junta.

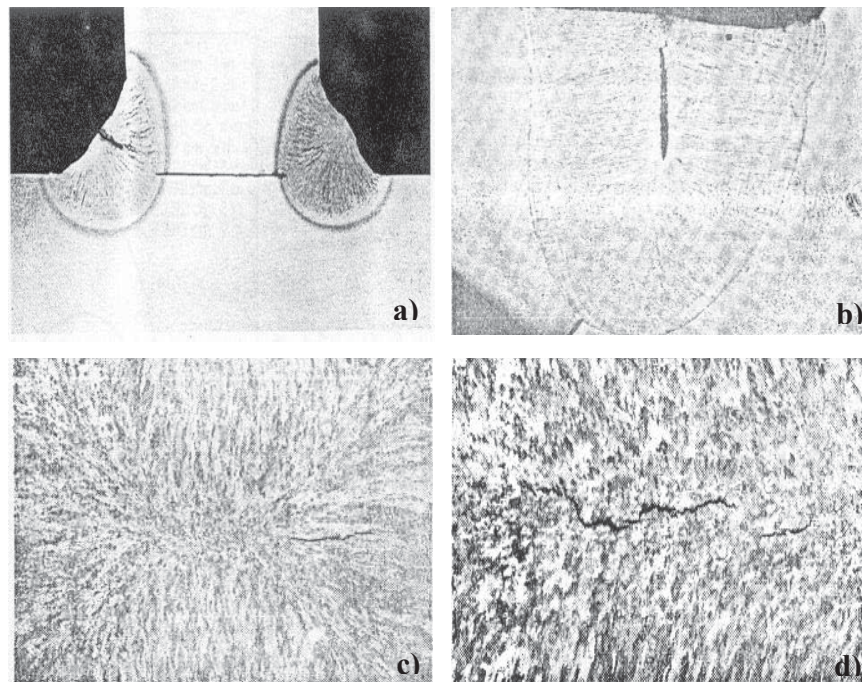


Figura 1.41. Ejemplos de agrietamiento durante la solidificación en soldadura. a) agrietamiento por diseño de junta (filete); b) resultado debido a la alta restricción de junta; c) agrietamiento durante la solidificación ocurriendo en los límites de granos columnares; d) agrietamiento transgranular durante la solidificación.

1.5.2 Zona Parcialmente Fundida

La disolución crítica ocurre en la zona parcialmente fundida durante la soldadura, varios orígenes relacionan el fenómeno de disolución con los mecanismos de difusión, solidificación del líquido en los límites de grano y la resultante de la segregación en los límites de grano⁵⁸.

1.5.2.1 Formación de la Zona Parcialmente Fundida

La zona parcialmente fundida es el área inmediata fuera del metal de soldadura, donde la disolución ocurre durante la soldadura. En la figura 1.42a se muestra la porción de la zona parcialmente fundida del proceso de soldadura GMAW de un aluminio 6061, realizada la soldadura con un metal de aporte de un aluminio 4145⁵⁸.

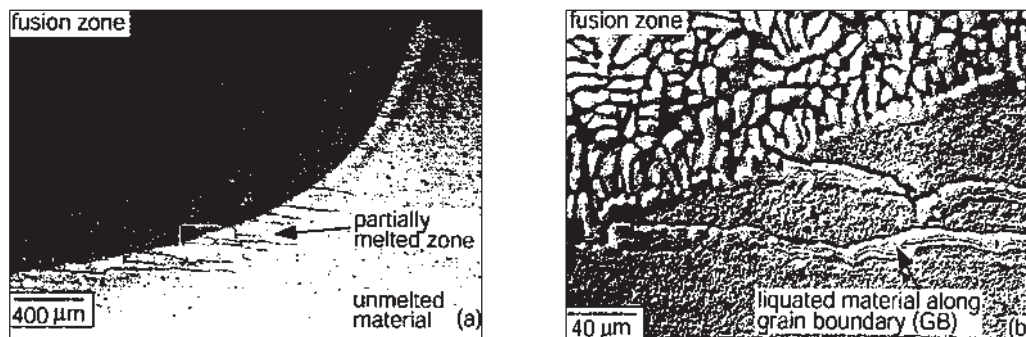


Figura 1.42. Microestructura de la zona parcialmente fundida, proceso de soldadura utilizado GMAW de un aluminio 6061, utilizando un metal de aporte de aluminio 4145.

En el límite de grano, el cual esta representado por la zona oscura, a lo largo del límite de fusión en la micrografía se indica la dilución del límite de grano. La microestructura dentro del recuadro blanco es ampliado en la figura 1.42b. La zona oscura (eutéctico) es la parte donde se lleva acabo la disolución y la resolidificación del material a lo largo de límite de grano, la zona clara es la banda a través del límite de grano que es una zona rica en aluminio (α)⁵⁸.

1.5.2.2 Dificultades con la Zona Parcialmente Fundida

En la zona parcialmente fundida se puede sufrir agrietamiento a causa de la disolución, perdida de ductilidad, y agrietamiento por presencia de hidrogeno. Es decir, el agrietamiento por disolución es inducido por la disolución en los límites de grano en la zona parcialmente fundida durante la soldadura, también es llamado agrietamiento en la zona parcialmente fundida o agrietamiento en caliente.

1.5.2.3 Agrietamiento por Disolución

La figura 1.43, muestra la sección transversal de la soldadura final de un aluminio 2219, utilizando un metal de aporte de aluminio 1100 por el método de soldadura GMAW. La dirección de rolado de la pieza de trabajo es perpendicular al plano de la micrografía. El agrietamiento por disolución en la zona parcialmente fundida se lleva acabo por fenómeno intergranular^{58,61,62,63,64}. El agrietamiento por disolución también puede ocurrir a lo largo del límite de fusión⁶². Respecto a la fractura intergranular en presencia de una fase líquida en la superficie puede ser evidente^{63,64}.

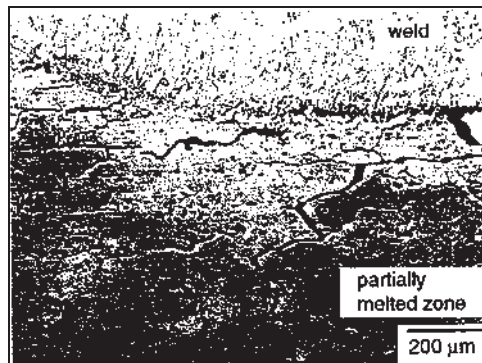


Figura 1.43. Agrietamiento de la zona parcialmente fundida de un aluminio 2219, aplicación de metal de aporte soldadura de un 1100.

1.5.2.4 Mecanismos de Agrietamiento por Disolución

En la figura 1.44a se muestra en forma esquemática la formación de agrietamiento por disolución en la zona parcialmente fundida donde existe una penetración total de la soldadura de aluminio⁶⁵. La zona parcialmente fundida queda inhibida por la disolución del límite de grano, sin embargo el agrietamiento se origina cuándo al solidificar en el metal de soldadura se llevan acabo fenómenos de tensión y contracción.

Las aleaciones de aluminio son susceptibles al agrietamiento por disolución. La causa del agrietamiento en la zona parcialmente fundida es debida al amplio rango de temperatura de enfriamiento y a su elevada conductividad térmica, contracción durante la solidificación (densidad del sólido significativamente más grande que la densidad del líquido). La contracción de los aluminios durante la solidificación se encuentra por arriba del 6.6% y el coeficiente de expansión térmica para el aluminio es aproximadamente dos veces más grande que para aleaciones base hierro. En la figura 1.44b se puede observar el agrietamiento por disolución en una aleación 6061 aplicando soldadura circular (figura 1.44a). La zona revelada de color claro son bandas de ferrita (α) a lo largo del límite de grano, y evidencia claramente de que los límites de grano del líquido debilitan la zona parcialmente fundida durante la soldadura.

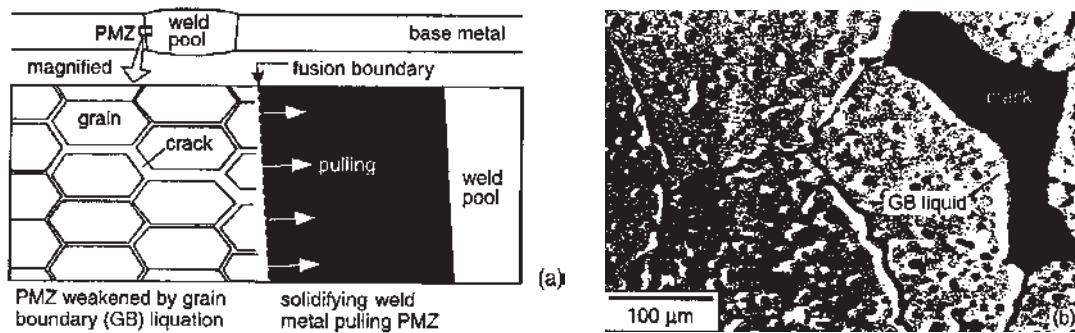


Figura 1.44. Formación de agrietamiento en la zona parcialmente fundida en la penetración total de soldadura de aluminio: a) esquemáticamente; b) agrietamiento de la zona parcialmente fundida en un aluminio 6061⁶⁵.

1.5.2.5 Agrietamiento por Presencia de Hidrogeno

W. F. Savage et al y colaboradores⁶⁶ estudiaron el agrietamiento inducido por hidrogeno en un acero HY-80. Ellos observaron el agrietamiento intergranular en la zona parcialmente fundida y en la región adyacente a la zona de fusión, dónde el mezclado entre el relleno y el metal de soldadura es incompleto, esto se muestra en la figura 1.45.



Figura 1.45. Agrietamiento inducido por hidrogeno en la zona parcialmente fundida de un acero HY-80⁶⁶.

La generación de películas de disolución en los límites de grano en la zona parcialmente fundida proporciona predominantemente la trayectoria del hidrogeno a lo largo del metal de soldadura, el cual puede difundir a través del límite de fusión⁶⁶. Esto se debe a que el hierro líquido puede disolver aproximadamente tres o cuatro veces más hidrogeno que en estado sólido, por lo tanto la disolución en los límites de grano se desempeña como conductos, a lo largo de los cuáles el hidrogeno se difunde fácilmente en el metal de soldadura a través del límite de fusión. Cuando las películas segregadas resolidifican, estos no solo se sobresaturan con hidrogeno si no que también presentan alta dureza debido a la segregación de soluto. Consecuentemente, sirven como sitios de nucleación para el agrietamiento inducido por hidrogeno.

1.5.2.6 Fuente de Calor

El tamaño de la zona parcialmente fundida (ZPF) puede aumentar o disminuir, así como la disolución de la ZPF, esto se lleva a cabo disminuyendo el aporte térmico tal como se ilustra en la figura 1.46. Para minimizar las dificultades asociadas con la zona parcialmente fundida, se puede utilizar un bajo aporte térmico, o bien utilizando soldadura de multipasadas con un bajo aporte térmico (como por ejemplo EBW y GTAW).

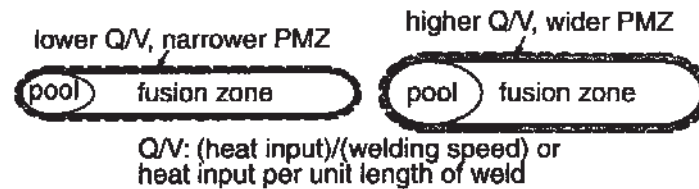


Figura 1.46. Efecto del aporte térmico en la zona parcialmente fundida.

Kou and Le⁶⁷ redujeron la disolución en los límites de grano, así como el agrietamiento por disolución en la zona parcialmente fundida de una aleación de aluminio 2014, usando una oscilación de arco transversal (1Hz) durante el proceso de soldadura GTAW. La extensión de fusión del límite de grano es significativamente menor con la oscilación del arco. Con la misma velocidad de avance, la velocidad resultante del aporte térmico se incrementa por la oscilación del arco transversal. Estos resultados suelen ser más pequeños en la pileta de soldadura y reducidos en la zona parcialmente fundida.

1.5.2.7 Grado de Restricción

El agrietamiento por disolución y el agrietamiento inducido por hidrogeno en la zona parcialmente fundida, ambos son generados en la combinación de la microestructura susceptible a la presencia de esfuerzos residuales. La sensibilidad de la zona parcialmente fundida para ambos tipos de agrietamiento se ve reducida con la disminución del grado de restricción y, por lo tanto, su nivel de tensiones residuales.

1.5.2.8 Zona Parcialmente Fundida

El agrietamiento por disolución puede ser reducido si se lleva a cabo una selección apropiada del metal base, y por consiguiente si es factible para el proceso de soldadura empleado. Existen diferentes factores que pueden afectar significativamente al agrietamiento por disolución en la zona parcialmente fundida, como son la composición química del metal base, estructura de grano y la microsegregación.

1.5.3 Zona Afectada Térmicamente

Cuando se realiza la unión de placas por medio de un proceso de soldadura y los miembros estructurales de la unión soldada alcanza el punto de fusión, y posteriormente se lleva a cabo un enfriamiento rápido, la unión se encuentra bajo condiciones de restricción, imposibilitada también por la geometría de la unión se presenta un ciclo térmico muy severo, y la microestructura así como propiedades originales del metal de soldadura en una región muy próxima son alteradas. Esta zona o volumen de metal, usualmente se conoce como zona afectada térmicamente por el calor (ZAT)⁶⁸.

La zona afectada térmicamente por el calor convencionalmente se divide en sub-zonas (dependiendo esencialmente del tipo de material a soldar) estas zonas son ilustradas en la figura 1.47, para el caso de la transformación de un acero hipo-eutectoide⁶⁸.

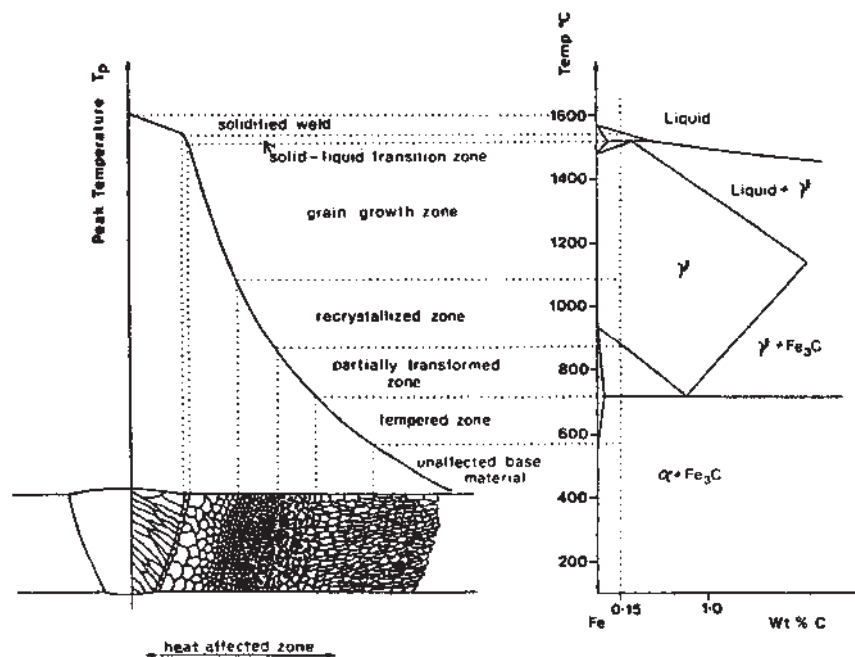


Figura 1.47. Diagrama esquemático de varias sub-zonas de la zona afectada térmicamente para un acero con, 0.15 % de carbono en peso, indicado por el diagrama de equilibrio Fe-Fe₃C.

Cada una de las diferentes sub-zonas se refiere a diferentes tipos de microestructura, lo cual es muy importante, ya que los diferentes tipos de estructuras poseen diferentes propiedades mecánicas. El tipo de estructura y la extensión de cada una de las sub-zonas suele ser determinado parcialmente por el ciclo térmico. Sin embargo, los cambios en la zona afectada térmicamente también dependen del historial térmico y mecánico del material. Por ejemplo, el comportamiento de la recrystalización durante un ciclo térmico es afectado si el material original se encontraba en condición de recocido durante el proceso de laminado en frío anterior al proceso de soldadura.

El inicio y grado de crecimiento de grano de la zona es influenciado por la presencia de precipitados y de la solubilidad a elevadas temperaturas⁶⁸.

- A. Impurezas.-** Cuando se presentan impurezas como el azufre y el fósforo, el rango de temperatura de enfriamiento, puede ampliarse significativamente. El rango de temperatura de enfriamiento se ve afectado, debido principalmente a la temperatura de fusión inicial que es semejante a la temperatura de disolución en el sentido de agrietamiento por disolución.
- B. B Tamaño de grano.-** Entre más basto sea el tamaño de grano, menor será la ductilidad de la zona parcialmente fundida. Además entre más basto sea el tamaño de grano, se genera una disminución del área del límite de grano y, por tanto, es mayor la concentración de impurezas segregadas de bajo punto de fusión que suelen encontrarse en los límites de grano. Consecuentemente, si en el metal base contamos con un tamaño de grano basto, es de esperar una mayor susceptibilidad al agrietamiento por disolución en la zona parcialmente fundida.
- C. Microsegregación.-** En la soldadura de piezas fundidas, la zona parcialmente fundida es particularmente susceptible al agrietamiento por disolución causado por la presencia de segregados de bajo punto de fusión en los límites de grano. Un calentamiento excesivo durante el proceso de soldadura da origen a que ocurra disolución en los límites de grano en la zona parcialmente fundida, haciéndolo altamente susceptible al agrietamiento por disolución. En la figura 1.48, se muestra el agrietamiento por disolución de un acero inoxidable 304⁶⁹ y de una fundición de un acero inoxidable austenítico resistente a la corrosión⁶⁹. El agrietamiento por disolución tiene su inicio y propagación en la zona parcialmente fundida, llevándose acabo dentro de la zona de fusión.

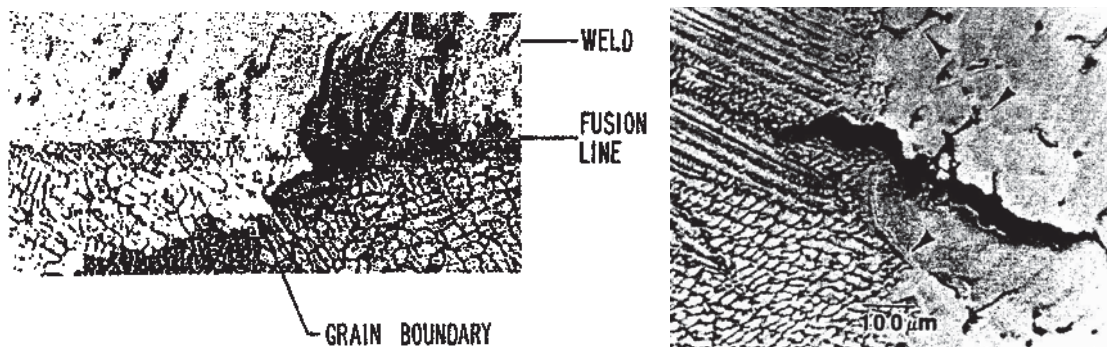


Figura 1.48. Agrietamiento por disolución originado de la zona parcialmente fundida extendiéndose dentro de la zona de fusión. a) Fundición de un acero inoxidable 304⁶⁹; b) fundición de un acero inoxidable austenítico resistente a la corrosión⁷⁰.

1.5.3.1 Ciclo Térmico

En varios aspectos los ciclos térmicos son muy importantes en la influencia de la microestructura final así como de las propiedades de la zona afectada térmicamente⁶⁸. En los aceros, por ejemplo, la velocidad de calentamiento a la temperatura crítica, determinará los siguientes parámetros⁶⁸:

- La temperatura de recrystalización.
- El grado de sobrecalentamiento, $-\Delta T$, en la transformación de fase de $(\alpha \rightarrow \gamma)$.
- La velocidad de crecimiento de carburos y nitruros.
- Temperatura de solución de carburos y nitruros.
- El equilibrio principal del crecimiento de grano.

La importancia de estos factores radica en el grado de afectación en el crecimiento de grano en la zona afectada térmicamente, puesto que esto más que cualquier otra cosa afecta en las propiedades finales de la soldadura⁶⁸.

La pérdida de resistencia en la zona afectada térmicamente puede ser explicada con la ayuda de los ciclos térmicos, lo cual se muestra en la figura 1.49. Los límites de fusión más altos cercanos a la temperatura crítica del material, permanecen por encima de la temperatura de recrystalización, T_x . Entre más rápida sea la pérdida de temperatura durante el proceso de soldadura, la temperatura de recrystalización puede incrementarse debido a que la recrystalización requiere difusión y la difusión requiere de tiempo. Ya que la resistencia de materiales endurecidos por trabajado decrece con el incremento del tiempo así como la temperatura de recocido, la resistencia o dureza de la zona afectada térmicamente disminuye cuando se acerca al límite de fusión⁵⁸.

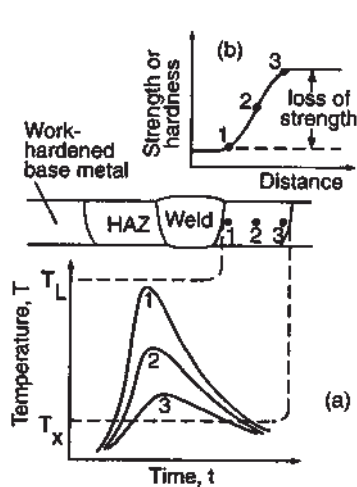


Figura 1.49. Ablandamiento de un material endurecido por trabajado a causa de la soldadura: a) ciclos térmicos; b) perfil de resistencia y dureza.

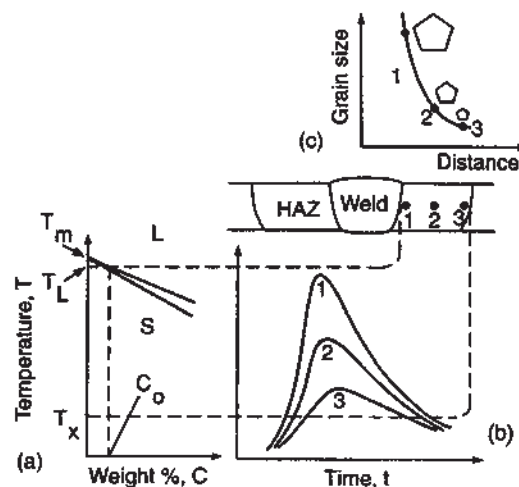


Figura 1.50. Crecimiento de grano en ZAT: a) diagrama de fase; b) ciclos térmico; c) variaciones de tamaño de grano.

Subsecuentemente la resistencia de materiales endurecidos por trabajado se ve disminuida, con el incremento de la temperatura de recocido y el tiempo, puesto que permanecerá a elevadas temperaturas y originará un crecimiento del tamaño de grano, por lo tanto la resistencia de la zona afectada térmicamente se ve disminuida cuando se aproxima al límite de fusión. También puede explicarse el crecimiento de grano en la zona afectada térmicamente con la ayuda de los ciclos térmicos, en base a la figura 1.50.

1.5.3.2 Recristalización

Debido a la transformación de fase $\alpha \rightarrow \gamma$ que ocurre cuando se lleva a cabo un incremento en la temperatura del acero, probablemente la recristalización es la que toma mayor interés en los trabajos de investigación. La recristalización depende fundamentalmente de tres variables:

1. La temperatura a la cual ocurre.
2. La cantidad de deformación previa.
3. La pureza del metal.

Cabe mencionar que existe en primera instancia la temperatura de recristalización ya que es la que determinará la velocidad de nucleación y el crecimiento de nuevos granos. En la ecuación 1.38 se determina la velocidad de nucleación, donde Q_r es la energía de activación originada por la recristalización, T la temperatura y R es la constante de los gases⁶⁸.

$$\text{velocidad de nucleación} = A \exp\left(-\frac{Q_r}{RT}\right) \dots\dots\dots(1.38)$$

En la práctica, la temperatura real a la cual ocurre la recristalización está en función primordialmente en la deformación a la cual fue sometida el material. De hecho algunos metales no pueden recristalizar por encima de la temperatura de fusión sin que exista una deformación anterior, por lo consiguiente es un requisito previo para que se lleve a cabo la recristalización. Por ejemplo la reorganización de dislocaciones que originará nuevos límites de grano, o el diagrama de recristalización de un hierro puro de la figura 1.51, el cual ilustra la interdependencia que existe entre la deformación previa y la temperatura⁶⁸.

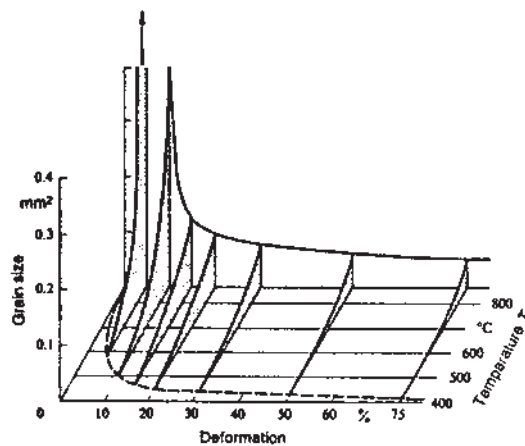


Figura 1.51. Interdependencia de la temperatura de recrystalización con la deformación previa y el tamaño de grano inicial.

1.5.3.3 Crecimiento de Grano

El tamaño de grano es de primordial importancia en los metales y las diferentes aleaciones, siendo un factor de la determinación de la tenacidad y la resistencia del material. También radica una enorme importancia respecto a la determinación de la susceptibilidad de agrietamiento en frío y en el post-calentamiento de la soldadura de un sin número de aleaciones.

Sobre el límite de la recrystalización, los granos comienzan a crecer. La fuerza que se necesita para el crecimiento de grano es la energía de superficie. El área total del límite de grano y, por lo tanto, la energía total de superficie del sistema, se puede reducir si menos granos burdos están presentes, si se precisase que la fuerza impulsora para el crecimiento de grano es la energía de superficie, más que la energía de deformación almacenada, el crecimiento de grano no sería limitado para materiales endurecidos por trabajado.

Un ejemplo de una recrystalización semejante se da también cuando el grado de crecimiento de grano se incrementa cuando el tiempo y la temperatura de recocido son elevadas.

1.5.3.4 Transformación Durante el Enfriamiento

El tipo y la fracción de volumen del producto de la transformación dependen de varios factores, incluyendo el tamaño de grano, temperatura crítica, velocidad de enfriamiento, elementos aleantes presentes, etc. Sin embargo, un contenido de carbón equivalente elevado en el metal base, comparado con el metal de soldadura tiende a mover las curvas de los diagramas CCT por tiempos más prolongados, por consiguiente se incrementa el riesgo de formación de fase martensítica.

En soldaduras de alta energía, con un alto C_{equiv} tiende a incrementar la cantidad de perlita formada, por otro lado, un bajo C_{equiv} en el caso de un acero, puede presentarse una estructura frágil conocida como interfase de precipitación. Esto consiste en formación de hileras densas de carburos finos las cuáles se precipitan en la interfase (γ/α).

Las diferentes microestructuras formadas en la zona afectada térmicamente son las siguientes: a) zona de crecimiento de grano; b) zona de refinamiento de grano; c) zona parcialmente transformada; d) zona de carburos esferoidales; e) zona sin afectación del material base⁶⁸.

1.5.3.5 Zona sin Afectación del Material Base

La zona sin afectación del material base concierne a temperaturas por arriba de 650 °C, en la cual los cambios de morfología de los constituyentes al parecer no ocurren. Sin embargo, el efecto combinado del calentamiento y los esfuerzos residuales es causa de envejecimiento por deformación dinámica. El fenómeno es asociado al movimiento de las dislocaciones causando un efecto de barrido sobre las impurezas intersticiales como son el C y N. Durante el enfriamiento, las dislocaciones enriquecidas de soluto se anclan fuertemente en una posición, por lo tanto, se origina el agrietamiento de la microestructura. El problema se puede incrementar si se realiza pasadas adicionales de soldadura, o también durante recalentamiento de un tratamiento térmico de recocido⁶⁸.

1.5.4 Predicción de la Microestructura y Propiedades de la Zona Afectada Térmicamente

La obtención de materiales estructurales de alta resistencia se basa en desarrollar un producto con el tamaño de grano tan fino como sea posible. La combinación de buena tenacidad y dureza con una temperatura de transición baja, en aceros, se obtiene por medio de tratamientos sofisticados de refinamiento de grano, sin llegar al endurecimiento de los mismos. La severidad de los ciclos térmicos en soldadura es tal que se modifica totalmente la estructura cerca del cordón de soldadura. Efectivamente en procesos de soldadura con alto aporte térmico, como por ejemplo, la soldadura por arco sumergido, es muy común que el tamaño de grano sea incrementado diez veces más en la zona cercana a la línea de fusión. En los aceros con un elevado contenido de carbono equivalente (≥ 0.4), es muy probable que en la zona de crecimiento de grano exista algún contenido de martensita.

La microestructura de la zona de crecimiento de grano determinará las propiedades de la soldadura, e inclusive por encima de otras zonas como por ejemplo, la zona afectada térmicamente. La capacidad para predecir la microestructura, así como sus propiedades de esta zona requiere de ciertos conocimientos especializados refiriéndose principalmente al crecimiento de grano, así como en conocimiento de los ciclos térmicos de la soldadura⁶⁸.

1.5.4.1 Simulación de la Soldadura

Estos métodos son muy útiles para reproducir la prueba Charpy o las muestras de la prueba de desplazamiento por apertura de grieta (COD), así como para muestras pequeñas de cualquier parte de la zona afectada térmicamente. Incluso el efecto del pre y post calentamiento en los tratamientos térmicos de soldadura por multipasadas etc, pueden ser incorporados fácilmente en un ciclo térmico programado. Un ejemplo es la aplicación de la simulación de soldadura en relación con una alta resistencia del acero, la cual es ilustrada en la figura 1.52a, donde la tenacidad al impacto y la temperatura de transición de las diferentes microestructuras de la zona afectada térmicamente son comparadas con el metal base. En la figura 1.52b se muestra el efecto de varios recocidos aplicados en post-soldadura, estas diferentes mediciones permiten predecir los probables cambios respecto a las propiedades generadas durante un proceso real de soldadura e indicar o sugerir diferentes maneras de mejorar sus características, como por ejemplo un tratamiento térmico de recocido⁶⁸.

En ciertos casos críticos, donde los cambios de microestructura de una soldadura real se basan en los cambios súbitos de gradientes térmicos, la simulación de la soldadura puede no ser un método de confianza para producir muestras representativas de la prueba, según lo mencionado anteriormente. Por ejemplo, la longitud de una grieta en soldadura se puede restringir en su propagación si la zona del crecimiento de grano es muy estrecha. En este caso, las muestras simuladas que contienen un tamaño de grano uniforme que corresponde al tamaño de grano máximo de la soldadura presentan una tenacidad más baja que la soldadura real⁶⁸.

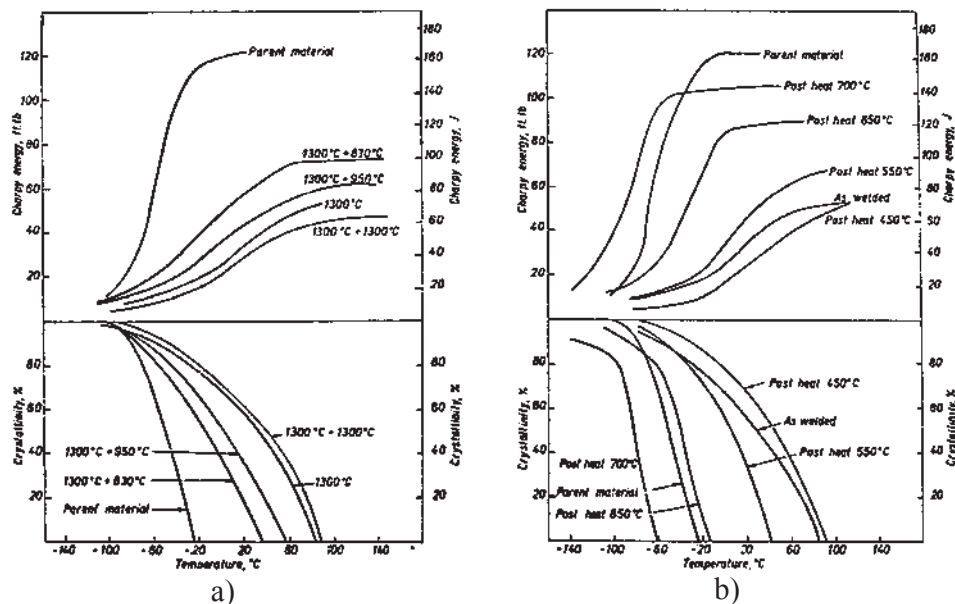


Figura 1.52. Mediciones de cristalinidad e impacto charpy en la simulación de una soldadura de alta resistencia con tratamiento térmico de temple y revenido de un acero. a) Después de varios ciclos térmicos y b) después de un un tratamiento térmico de post-soldadura de 1 hora. El aporte térmico es dado como 2.1 KJ mm^{-1} con un precalentamiento de 120°C ⁶⁸.

1.5.4.2 Mediciones de Dureza

La dureza se puede medir relativamente fácil, un ejemplo de ello es el perfil de dureza mostrado en la figura 1.53. A pesar de los cambios de tamaño de grano, los perfiles de dureza se mantienen relativamente uniformes, donde el máximo incremento se da en la línea de fusión, la cual muestra una aproximación de los constituyentes microestructurales y la presencia de martensita. Por medio de la graficación del tamaño de grano en función de la dureza es fácil distinguir el tamaño de la zona de crecimiento de grano y su relación con el perfil de soldadura. Por otra parte, la máxima dureza en la zona de crecimiento de grano puede ser graficada en función de diversos aportes térmicos de soldadura, esto es mostrado en la figura 1.54. Esta figura indica cierta proporcionalidad entre la dureza y el aporte térmico para un acero dado⁶⁸.

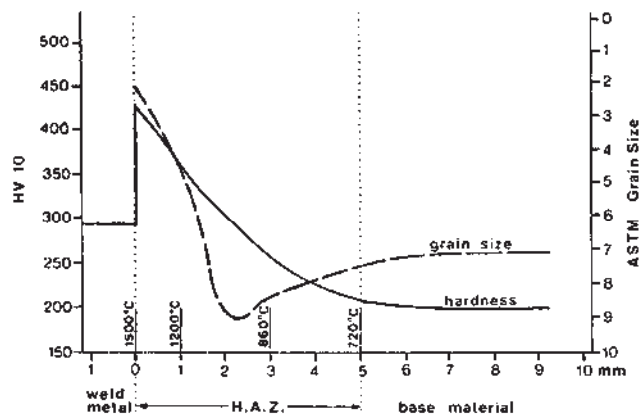


Figura 1.53. Mediciones de dureza Vickers en la ZAT de un acero estructural.

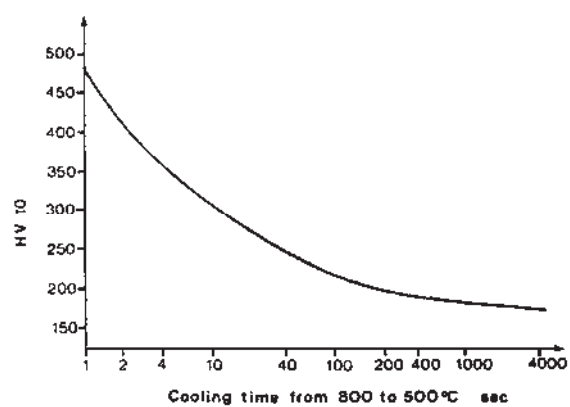


Figura 1.54. Mediciones promedio de dureza Vickers en la ZAT con un espesor de 20 mm de un acero C-Mn, en base a diversos procesos de la soldadura.

1.5.4.3 Diagramas CCT

En contraste con los diagramas convencionales CCT, los diagramas CCT de soldadura, se basan en una temperatura de austenitización mucho más alta, usualmente de 1350-1400°C, la cuál corresponde a la zona de crecimiento de grano. Las curvas son graficadas utilizando un procedimiento de simulación de soldadura para producir los ciclos térmicos más apropiados. Un ejemplo de este tipo de diagrama se muestra en la figura 1.55.

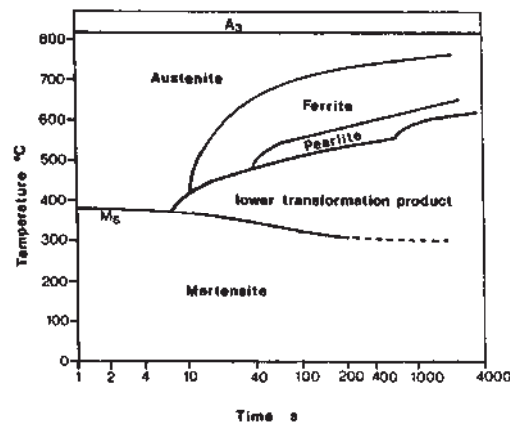


Figura 1.55. Ejemplo de un diagrama CCT de soldadura para un acero C-Mn de resistencia media, usando una temperatura de austenitizado de 1400°C.

1.5.4.4 Diagramas de Microestructuras de Soldadura

Los diagramas de microestructura de la soldadura han sido desarrollados por Alberly y Jones⁷¹ específicamente para ayudar a seleccionar la temperatura de precalentamiento de la soldadura de aleaciones resistentes al creep de un acero 0.5 Cr-Mo-V. Un ejemplo de estos diagramas se muestra en la figura 1.56, del cuál, sabiendo el tipo de proceso de soldadura y del espesor requerido de la placa, se puede determinar la temperatura de precalentamiento conjuntamente con el componente microestructural previsto, un ejemplo de ello es tomando un aporte térmico de 1.5 KJ mm⁻¹ utilizando un diámetro de electrodo de 6 mm y empleando un proceso de soldadura de SMAW. El resultado es una temperatura de precalentamiento de 350 °C con la cual se asegura un grano fino, así como una estructura ferrítica-bainítica. Este tipo de diagramas se desarrollaron utilizando las ecuaciones de Rosenthal y de difusión para estimar el crecimiento de grano en la zona afectada térmicamente. Las variaciones microestructurales son obtenidas usando simulación de la soldadura para el desarrollo de diagramas CCT apropiados⁶⁸.

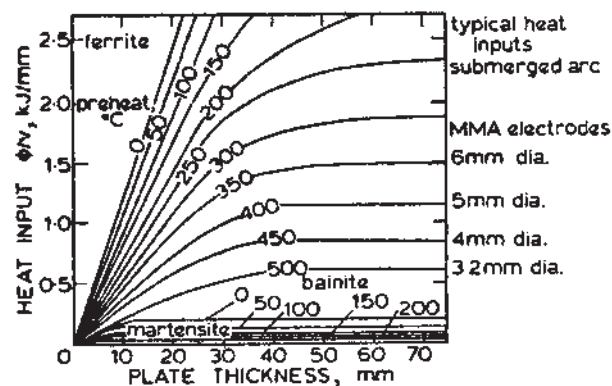


Figura 1.56. Diagrama de microestructura de la soldadura de un acero con 0.5 Cr-Mo-V. Las curvas indican la temperatura de precalentamiento requerida para obtener por lo menos 5% de ferrita, conociendo el aporte térmico, espesor de la placa, así como el diámetro del electrodo⁷¹.

1.5.4.5 Diagrama de Crecimiento de Grano

La ventaja de los diagramas de crecimiento de grano sobre los diagramas CCT en la microestructura de la soldadura es debida a que se requiere de menos trabajo experimental, ya que la mayoría se basan en modelos por computadora. Aun así, aunque el crecimiento de grano en soldaduras reales, se realiza por medio de una simulación, esto es con el fin de poder comprobar la energía de activación sea la correcta del crecimiento de grano, a su vez el tamaño de grano y las posiciones de las líneas de solubilidad de los carburos están dadas directamente por medio de simulación por computadora.

La información adicional concerniente al cordón de soldadura y al espesor de la zona afectada térmicamente se pueden incorporar fácilmente para verificar la máxima longitud de grieta generada en la zona de crecimiento de grano y, un ejemplo de ello, es lo que se realiza para un acero microaleado al Nb ilustrado en la figura 1.57. En este tipo de diagrama se representan los diferentes aportes térmicos para un proceso típico de soldadura por MAG, en función de la distancia a partir de la línea central de soldadura.

La línea de la fusión y el rango de recrystalización del metal base así como el contorno del tamaño de grano se basan en información de soldaduras reales y en modelos teóricos, este tipo de diagramas se pueden utilizar para estimar el crecimiento de grano, el espesor de la zona de crecimiento de grano, la cantidad de martensita esperada, así como la influencia de diversos procesos de soldadura incluyendo el precalentamiento.

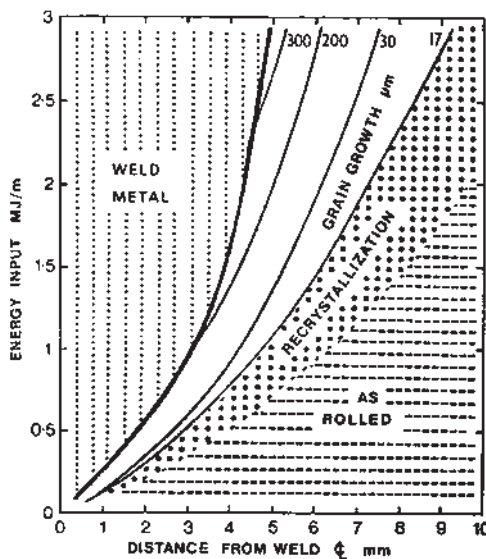


Figura 1.57. Diagrama de microestructura de tamaño de grano, para la soldadura de un acero microaleado al Nb. Las líneas representadas en el diagrama fueron obtenidas por modelos teóricos y corroborados por proceso de soldadura reales⁶⁸.

1.5.5 Soldadura de Multipasadas

En la figura 1.58, muestra la composición y dilución del metal de aporte en el primer cordón (pasada de raíz) en la soldadura de dos materiales disímiles⁵⁹. La composición del cordón no depende solo de la composición del metal base ni la del metal de aporte sino que también del grado de dilución. Aparentemente, el segundo cordón depositado por encima del primer cordón tendrá una tendencia a variar su composición respecto al primer cordón debido al grado de mezclado de la pileta de soldadura.

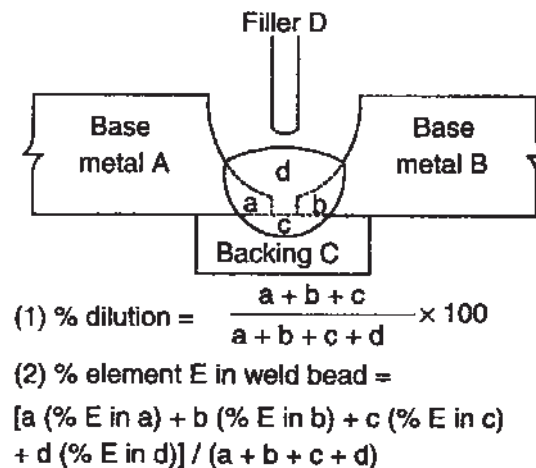


Figura 1.58. Dilución y composición del metal de aporte en la soldadura de dos materiales disímiles⁶.

En la figura 1.59, se muestran los diferentes perfiles de composición, empleando un proceso de soldadura de multipasadas entre un acero 4130 y un acero inoxidable 304, empleando un acero inoxidable 312 como metal de aporte⁵⁹. Las diferencias en composición entre los cordones es evidente. Un ejemplo de ello es el contenido de cromo el cuál varía de 18 % del primer cordón a 25 % respecto al tercero, esto es el resultado de la macrosegregación, el contenido de ferrita (el cual tiene efecto sobre la resistencia a la corrosión y al agrietamiento durante la solidificación) que varía de un cordón a otro. Ver figura 1.60.

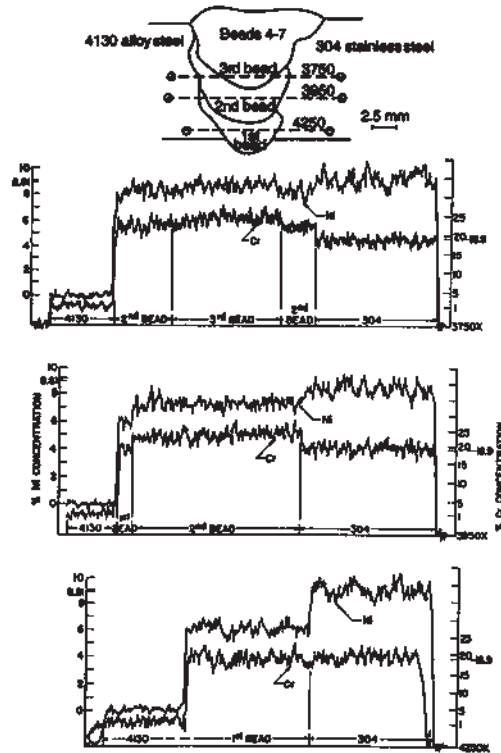


Figura 1.59. Macrosegregación de una soldadura por multipasadas entre un acero 4130 y un acero inoxidable 304⁶³.

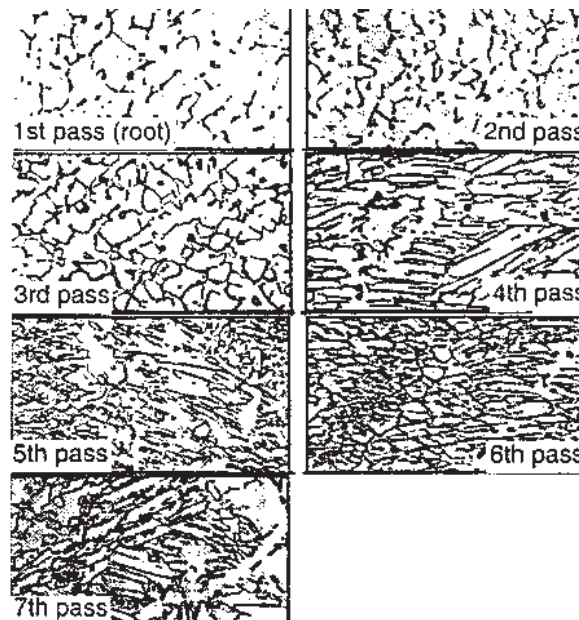


Figura 1.60. Variaciones en la microestructura en la aplicación de una soldadura por multipasadas entre un acero 4130 y un acero inoxidable 304⁶³.

1.6 SOLDADURA DE REPARACIÓN DE ACEROS DE HERRAMIENTAS PARA TRABAJADO EN CALIENTE

1.6.1 Soldabilidad del Acero AISI-H13

El término soldabilidad según AWS, es la capacidad de un material a ser soldado bajo las condiciones impuestas de fabricación con un desempeño satisfactorio en el servicio ofrecido. Existen muchas variables en el diseño, fabricación y montaje de estructuras reales, las cuales afectan la respuesta metalúrgica a la soldadura⁵⁴.

Según ISO-581-80, un acero se considera soldable en un grado prefijado, por un procedimiento determinado y una aplicación específica, cuando mediante una técnica adecuada se puede seguir la continuidad metálica de la unión de tal manera que ésta, cumpla con las exigencias prescritas con respecto a sus propiedades locales y su influencia en la construcción de la que forma parte íntegramente.

Otros defienden que en esta propiedad influyen diferentes factores interrelacionados; los cuales se pueden dividir en tres grupos^{31,35}:

- 1.- Factor referente al material: se refiere a la influencia de la composición química, método de difusión, existencia de impurezas, grado de desoxidación y las operaciones precedentes (laminado, forja y tratamiento térmico).
- 2.- Factor de restricción: se caracteriza por la complejidad de la forma geométrica y/o la rigidez, las cuales se valoran en dependencia de la concentración de las uniones soldadas, la secuencia de la depositación, el estado de tensión de los elementos antes del montaje, su masa y espesor.
- 3.- Factor tecnológico: Determina la soldabilidad en función del proceso de soldadura, materiales de soldadura, parámetros de régimen, grado de homogeneidad de la unión, desoxidación del metal y de la acción del metal base.

Como resultado del calentamiento local o fusión del metal de la unión surgen procesos físico-químicos los cuales condicionan la heterogeneidad de la unión soldada respecto al metal base o causan defectos en forma de poros, inclusiones no metálicas y grietas.

El grado de soldabilidad representa una característica cualitativa o cuantitativa, la cual muestra cuanto varían las propiedades del metal al soldar bajo determinadas condiciones. Por ejemplo, es posible establecer cuanto varía la resistencia, plasticidad, resiliencia y otras debido a la soldadura. Una de las características más trascendentes de la soldabilidad en aceros es la ausencia de grietas como ya se había planeado inicialmente y de esta manera los aceros se pueden considerar de la siguiente manera⁵⁴:

Aceros de buena soldabilidad: Son todos aquellos cuya soldadura puede ser realizada con una tecnología ordinaria, sin el empleo de técnicas de calentamiento ni de tratamiento térmico, a excepción de que se realice con el objetivo de aliviar tensiones. Se plantea además que la soldadura de éstos se realiza con regímenes en intervalos amplios, a cualquier temperatura del medio ambiente.

Aceros de soldabilidad satisfactoria: A este grupo pertenecen aquellos, en los cuales la soldadura bajo condiciones normales de producción, no provoca el surgimiento de grietas. En este grupo se incluyen aceros, los cuales, para prevenir el surgimiento de grietas, hay que aplicarle precalentamiento o tratamiento térmico. Se plantea que éstos, solo se pueden soldar en regímenes de soldadura de intervalos estrechos de temperatura con fundentes y electrodos especiales para obtener buena calidad y que el tratamiento térmico depende de la marca del acero. El precalentamiento es recomendado para los elementos de grandes espesores⁵⁴.

Aceros de soldabilidad limitada: A este grupo pertenecen los aceros que en condiciones ordinarias, presentan tendencia a la formación de grietas. Para la soldadura de estos, se plantea un tratamiento térmico previo y un calentamiento durante la soldadura. La mayoría de los aceros de este grupo también se someten a un tratamiento térmico posterior. Otros plantean que los regímenes para la soldadura de estos se establecen en estrechos intervalos.

Aceros de mala soldabilidad: Estos llevan con obligación un tratamiento térmico antes de la soldadura, calentamiento durante el proceso de soldadura y tratamiento térmico posterior.

1.6.2 Procedimientos de Recuperación de Soldadura

Para el caso de la recuperación por soldadura de piezas afectadas por el agrietamiento, es necesario seleccionar en cada caso el procedimiento más conveniente, ya que en la mayoría de los casos es conveniente utilizar los procesos de soldadura manual, teniendo en consideración que la geometría del cordón casi siempre es de forma irregular, en bordes, ranuras, etc., en donde no es posible todos los procesos automáticos.

Por esta razón los procesos de mayor empleo en la reparación de herramientas son: el proceso de soldadura manual con electrodo revestido (SMAW) y el que utiliza una atmósfera protectora de gas inerte y electrodo no consumible (GTAW)⁵⁴.

Los criterios para seleccionar un proceso de soldadura son extremadamente complejos. En vista de esta complejidad, es necesario establecer las bases de dicha selección. Los factores que deben ser considerados son los siguientes.

1. La capacidad de unión de los metales involucrados con los diferentes procesos.
2. La calidad o fiabilidad de la unión resultante.
3. La capacidad del proceso para unir los metales en el espesor y la posición requerida.
4. La manera más barata de unir los metales.
5. La disponibilidad del equipamiento necesario.
6. La experiencia y conocimiento técnico del personal en la realización de la unión.
7. Otros factores, como la capacidad de los ingenieros, la reacción del usuario al método, etc.

El primer factor es la afinidad de la unión de los metales involucrados con los diferentes procesos siendo así la primera consideración, ver tabla 1.9. En muchos casos el metal base puede soldarse con varios procesos de soldadura, por lo que entonces la selección depende de otros factores. El segundo factor es la calidad o fiabilidad de las uniones producidas por los procesos, la cual constituye la segunda base para la determinación del proceso. El ingeniero debe de conocer los requisitos de calidad del producto, que involucran las condiciones del servicio, las especificaciones y códigos a que está sujeto, entre otros, para posteriormente determinar el proceso de soldadura que se llevara acabo para proporcionar una unión de calidad.

El tercer factor es el espesor de los metales a ser unidos y la posición en la cual se llevara acabo las uniones de soldadura. Algunos procesos tienen capacidad de soldar en todas las posiciones mientras que otros se limitan a solo unas posiciones. Esta información se resume en la tabla 1.9. La viabilidad de soldadura en posición en particular, puede no ser importante ya que muchos ensambles pueden colocarse en la posición más ventajosa para la aplicación de la soldadura. Hay situaciones, donde la posición no puede ser alternada, por ejemplo en el levantamiento en campo de grandes conjuntos, o en la reparación de productos que no pueden moverse.

Estos tres factores estrecharan las opciones de los procesos de soldadura. Y después de analizarlos, está presente todavía el requisito de establecer el proceso de soldeo óptimo y más económico. Se debe entonces emplear el factor del costo de la soldadura donde el ingeniero debe realizar un análisis económico preliminar con vistas a preseleccionar los procesos de soldeo más conveniente. Para esto se debe de tomar en cuenta que los dos componentes mayoritarios que intervienen en el costo en la realización de la soldadura son pago técnico y materiales.

Tabla 1.10. Selección de procesos de soldadura⁵⁴.

Criterios de Selección	Procesos de Soldadura por Arco				
	SMAW	GMAW	FCAW	GTAW	SAW
Material a Soldar:					
Aceros al carbono, de medio y alto carbono	A	A	A	A	B
Aceros de baja aleación	A	A	A	A	A
Aceros aleados	A	A	A	A	B
Aceros inoxidable	A	A	B	A	A
Hierro fundido, maleable y nodular	A	B	B	B	NO
Aluminio y sus aleaciones	C	A	NO	A	NO
Espesor a soldar (mm):					
0.02-0.5	NO	NO	NO	B	NO
0.5-1.25	C	B	C	A	NO
1.25-2.5	B	B	C	A	NO
2.5-6	B	A	B	A	C
6-12	A	A	A	B	B
12-24	A	A	A	C	B
24-60	A	A	A	C	A
Mas de 60	A	A	A	C	A
Posición de Soldadura	Todas	Todas	Todas	Todas	Plana y horizontal en filete
A-Más recomendado; B- Aceptable; C- Uso restringido; No recomendado.					

1.6.3 Particularidades de la Reparación por Soldadura

Los aceros destinados a la construcción de herramientas cubren una gran variedad de aleaciones, con frecuencia difieren en dureza, resistencia y coeficiente de expansión entre los dos materiales que se sueldan, requiriéndose material de relleno (aporte) de gran ductilidad de la unión, para evitar el desarrollo de altas tensiones.

En cuanto a la soldadura del acero H-13, generalmente es pobre y difícil, pero si es posible llevarla a cabo⁵¹. Debido también a su alto contenido de elementos de aleación, el acero para herramientas necesita mayor tiempo de permanencia para que los carburos se disuelvan en la austenita a altas temperaturas. La disolución de los carburos permitirá la formación de martensita al ocurrir el enfriamiento. El agrietamiento es quizá el factor más importante que limita la soldabilidad de un material. La tendencia del agrietamiento se localiza fundamentalmente, para estos aceros, en el metal base, en la zona cercana al material de aporte (agrietamiento en frío).

1.6.3.1 Consideraciones y Recomendaciones

Al momento de soldar estructuras de aceros aleados de ultra alta resistencia es conveniente tener en cuenta lo siguiente:

- a) Evitar la soldadura en filete, tales como las juntas en T, mediante el uso de uniones a tope o menos complejas.
- b) Colocar las uniones en regiones de bajo esfuerzo, accesibles tanto para la inspección, así como para la soldadura.
- c) Soldar con equipo automático o mecanizado para asegurar condiciones de homogeneidad y calidad en la unión soldada.
- d) Usar diseño de unión que disminuya la cantidad de metal de aporte para su llenado.
- e) Utilizar metal de aporte de la mejor calidad, así como su limpieza.
- f) Proporcionar una buena supervisión durante el proceso de soldadura.

1.6.3.2 Precalentamiento y Post-Calentamiento

El objetivo principal del precalentamiento es reducir la velocidad de enfriamiento durante la operación de soldadura, con el fin de:

- ✓ Modificar la microestructura;
- ✓ Promover la difusión de hidrógeno;
- ✓ Modificar el nivel y distribución de las tensiones residuales.

Desde el punto de vista general, el precalentamiento incluye la temperatura entre pasadas cuando se trata de soldadura en multipasadas cuando el calor generado durante la soldadura no es suficiente para mantener la temperatura de precalentamiento entre pasadas sucesivas.

La temperatura de precalentamiento es la mínima temperatura que debe ser alcanzada en todo el espesor del metal antes de soldar, y que debe extenderse en una zona suficientemente ancha a ambos lados de la junta soldada.

La temperatura de precalentamiento debe ser balanceada con el calor aportado durante la operación de soldadura de acuerdo al tipo de acero y en función de las propiedades requeridas para la junta soldada⁷³.

En el caso de los aceros H-13 la martensita se va a formar en el metal de aporte y en la zona afectada térmicamente (ZAT), a menos que sigan los procedimientos de calentamiento y post calentamiento adecuados para evitar su formación. Como en todos los aceros aleados fácilmente templables, la presencia de martensita en la ZAT es muy susceptible al agrietamiento por debajo del cordón, particularmente cuando el H₂ está presente durante la soldadura.

Para evitar el agrietamiento de la soldadura, el acero H-13 debe ser precalentado antes de soldarse. La temperatura ideal para el precalentamiento es aquella que por encima de M_s a la cual la martensita comienza a formarse durante el enfriamiento. Esta temperatura es de cerca de 290 °C para el acero H-11 y cerca de 345 °C para el acero H-13. Cuando la soldadura es mantenida a esta temperatura o por arriba de ella, la soldadura permanece austenítica, pero puede transformarse a bainita después de un periodo de tiempo. Si la soldadura es enfriada rápidamente antes de la transformación bainítica, se transforma en una martensita dura y puede ser susceptible al agrietamiento.

Temperaturas muy altas de calentamiento entre pasadas puede causar problemas durante la soldadura por la oxidación de las caras de las uniones, la presencia de oxido puede conducir a generar porosidad ocasional o falta de fusión en la soldadura, esto se puede solucionar empleando un precalentamiento a temperaturas más bajas. Si la soldadura es enfriada rápidamente a temperatura ambiente, la austenita remanente se transformara en martensita. Y como ya se menciona, el cambio volumétrico que acompaña a la transformación producirá altos esfuerzos locales⁹, y posiblemente resultara en micro agrietamientos en la soldadura y la zona afectada térmicamente.

1.6.3.3 Condiciones de Soldadura

Los aceros H-13 son soldados normalmente en condición de recocido. Cuando se requiere un respaldo no consumible para proporcionar una raíz de refuerzo, el respaldo no debe templear al metal de soldadura. El temple puede ocasionar grietas en la raíz de la soldadura. El metal de respaldo debe tener una baja conductividad térmica y debe de calentarse a la temperatura de precalentamiento específica antes de que comience la soldadura. El respaldo con cobre no es recomendado, ya que tiene elevada conductividad térmica. Un respaldo de material refractario puede ser utilizado siempre y cuando no sea una fuente de humedad u otro tipo de contaminación.

El metal de aporte debe tener la misma composición química que el metal base o un contenido más bajo de aleación, particularmente el contenido de carbono. Un metal que aporta baja aleación producirá una soldadura con mejor ductilidad y tenacidad aunque sacrificando la resistencia. La composición química del metal de la unión dependerá de la dilución, la cual es afectada por el diseño de la junta así como el procedimiento de soldadura.

Los biseles de las placas donde se llevara acabo la aplicación de la soldadura, deben estar previamente maquinados, con el fin de remover la concentración de esfuerzos. Puede ser necesario diseñar la unión con un espesor extra para permitir el maquinado.

Para soldaduras aceptables en aceros de gran resistencia, las propiedades mecánicas de la unión deben ser iguales a las del metal base. La combinación de resistencia y tenacidad pueden alcanzarse solo cuando el metal de la soldadura tengan niveles de impureza muy bajos. Se debe usar un metal de aporte sumamente limpio, el área de unión y el metal base deben estar extremadamente limpios. El aporte térmico de la soldadura debe ser controlado a detalle, de manera consistente con la finalidad de tomar ventaja del refinamiento de grano en cordones previos y así disminuir la degradación estructural de la ZAT.

1.6.4 Aplicación de Intercapas de Enmantequillado en la Reparación por Soldadura

Esta técnica ha sido utilizada desde 1940 para una gran variedad de aplicaciones industriales, como son la industria aceitera, gas, automotriz, aérea, etc. Esta técnica primordialmente es utilizada para la reparación y recuperación de piezas en servicio, así como mejorar el rendimiento operacional de la pieza de trabajo.

La aplicación de enmantequillados en la reparación por soldadura consiste en la aplicación de una capa de soldadura del metal de aporte en una cara de la probeta a unir, la cual formara parte de la unión soldada. Un ejemplo de metal de soldadura más utilizado en la aplicación de este tipo de procedimientos son aleaciones base níquel.

Existen diferentes procesos de soldadura en los cuales, se lleva acabo la aplicación de enmantequillados, unos de los más comúnmente utilizados es la soldadura con arco con electrodo revestido (SMAW), soldadura por arco de metal y gas de protección (MIG), soldadura por arco sumergido (SAW), así como el proceso de soldadura por arco con núcleo de fundente (FCAW).

La consideración principal de los diferentes procesos es tomar en cuenta la composición correcta del metal de aporte, para si obtener el grado de disolución requerido, tanto en el material base como en la capa de enmantequillado, ya que esto es de crucial importancia para obtener una buena unión soldada. Esto es expresado como una “dilución en porcentajes” en el metal base. La dilución varía de proceso a proceso e influye en los parámetros de soldadura, tipo de polaridad, corriente utilizada y velocidad de avance. Los parámetros de soldadura antes mencionados se deben de tomar en cuenta y deben de ser altamente controlados para conseguir buenas expectativas de la unión⁷⁴.

Una manera de disminuir el contenido de carbón en el metal de soldadura es usar los electrodos con un bajo contenido de carbono. De hecho, en la soldadura de aceros con alto contenido de carbono se requiere hacer frecuentemente el primer cordón (soldadura de raíz) con un electrodo de bajo contenido de carbono. Esto es debido a que como se muestra en la figura 1.61, el primer cordón que se aplica tiende a tener un alto porcentaje de dilución y en los subsecuentes cordones el contenido de carbono aumenta⁷⁵.

Es indeseable alto contenido de carbono, por que no solo es promotor del agrietamiento en la solidificación del metal de soldadura, si no que también permite la formación de una estructura frágil (martensita), por lo tanto conlleva al agrietamiento post-solidificación en el metal de soldadura.

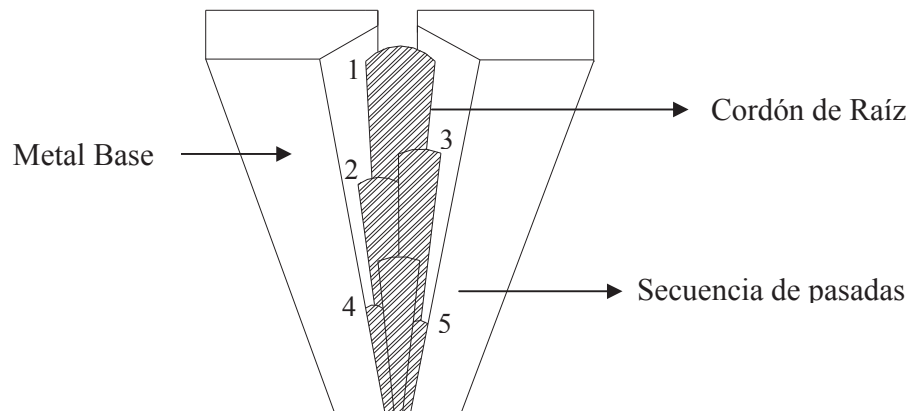


Figura 1.61. Muestra esquemática de la aplicación de soldadura por multipasadas.

Por lo tanto en la soldadura de aceros con un elevado contenido de carbono (por encima de 1.0 % C), al realizar varias pasadas se debe evitar la introducción de excesivas cantidades de carbono en el metal base y en el metal de soldadura. En la figura 1.62, se muestra la manera de aplicación de un enmantequillado de acero inoxidable austenítico, en una probeta con geometría oblicua en una de sus caras del metal base⁷⁵.

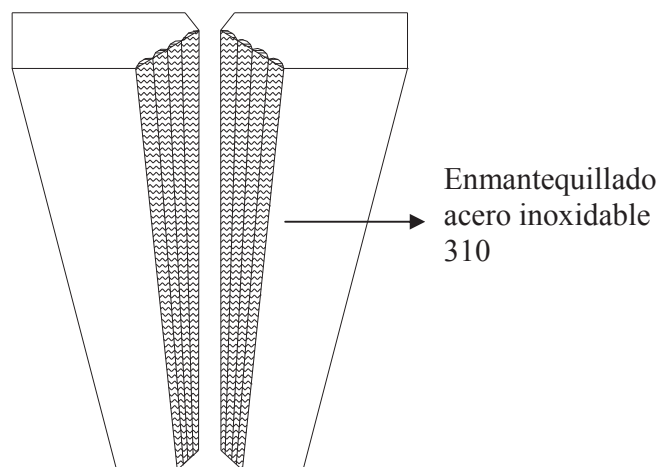


Figura 1.62. Enmantequillado en dos de sus caras con geometría oblicua, de un acero con alto contenido de carbono, utilizando un acero inoxidable 310 como metal de aporte de soldadura⁷⁵.

En la aplicación de enmantequillados para la soldadura de hierros, por lo regular se utilizan electrodos de níquel con un elevado índice de pureza. En todo caso, el remanente dúctil de la soldadura de la capa superficial en el estado austenítico, puede ser completado con electrodos de acero inoxidable o en su caso con electrodos mucho más económicos.

1.6.5 Generalidades del Proceso Manual (SMAW) con Electrodo Revestido

Conocido convencionalmente por las siglas en inglés SMAW soldadura por arco de electrodo revestido, es uno de los procesos más ampliamente utilizados, en el que se produce la coalescencia de dos metales o más por medio del calor generado por el arco eléctrico formado entre la punta del electrodo recubierto y la pieza de trabajo de la unión que se está soldando⁷³, se utiliza sobre todo para soldaduras cortas, en trabajos de producción, mantenimiento y reparación. A continuación se describen las ventajas del proceso⁷⁶:

1. El equipo es relativamente sencillo, económico y portátil
2. El electrodo recubierto proporciona el metal de aporte y el mecanismo para proteger contra una oxidación perjudicial durante la soldadura.
3. No requiere de protección con gas auxiliar ni un fundente granular.
4. El proceso es menos sensible al viento y corrientes de aire que los procesos de soldadura por arco protegidos con gas.
5. Se puede utilizar en áreas de acceso limitado.
6. El proceso es adecuado para la mayor parte de los metales y aleaciones de uso común.

El núcleo del electrodo recubierto consiste de una varilla de metal sólida. Los recubrimientos se aplican por el método de extrusión o bien por el de inmersión, confinando el metal en polvo. La varilla del núcleo conduce corriente eléctrica al arco y suministra el metal de aporte de la unión, como se puede observar en la figura 1.63. La acción de protección del arco es básicamente la misma para todos los electrodos, pero la protección y el volumen de escoria producido varían de uno respecto otro. Los electrodos de este tipo dependen en buena medida de un escudo gaseoso para evitar la contaminación por parte de la atmósfera⁷⁶.

El fundente es un grueso material que cubre al metal de aporte, el cual se convierte en escoria por el calor generado en el arco, produciéndose un pequeño volumen de gas protector. Los diminutos glóbulos de metal que se transfieren por el arco están cubiertos totalmente por una película delgada de escoria fundida, la cual flota a la superficie de la pileta de soldadura por que es más ligera que el metal. La escoria se solidifica después de hacerlo el metal de soldadura. Las soldaduras hechas con estos electrodos se identifican por los depósitos gruesos de escoria que cubren por completo los cordones de soldadura⁷⁶.

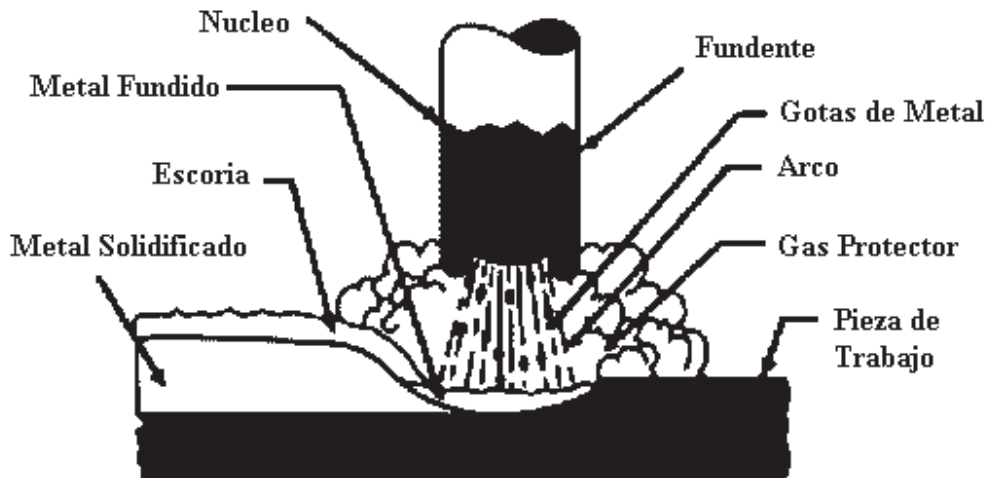


Figura 1.63. Proceso de electrodo revestido (SMAW).

Las variaciones de la protección por la escoria y por gas también influyen en las características de la soldadura de los electrodos recubiertos. Los electrodos que producen mucha escoria pueden transportar un amperaje elevado y ofrecen altas tasas de deposición, lo que las hace ideales para soldar piezas gruesas en posición plana. Los electrodos que producen poca escoria se usan para amperajes menores y ofrecen tasas de deposición más bajas. Estos electrodos producen una pileta de soldadura mucho más pequeña y son apropiados para soldar en cualquier posición. Por las diferentes características de la soldadura, se dice que un tipo de electrodo recubierto será por lo regular el más apropiado para una aplicación dada⁷⁶.

Existen electrodos para el proceso de soldadura SMAW para soldar aceros al carbono y de baja aleación, aceros inoxidables, hierro colado, cobre, níquel y sus aleaciones, y para algunas aplicaciones de aluminio. Para metales con bajo punto de fusión este tipo de proceso no se emplea debido a su bajo punto de fusión ya que el aporte térmico generado es demasiado para ellos, como por ejemplo el plomo, estaño, zinc, y sus aleaciones. También este tipo de proceso no es apropiado para materiales reactivos como el titanio, zirconio, tantalio y el niobio, ya que la protección es insuficiente para evitar que la soldadura se contamine con oxígeno⁷⁶.

Los electrodos revestidos además de producir el arco y proporcionar el metal de aporte para el depósito de soldadura, puede aportar otros elementos. Dependiendo del tipo de electrodo que se use, el recubrimiento desempeña una o más de las siguientes funciones⁷⁶:

- 1) Proveer un gas para proteger el arco y evitar una contaminación excesiva del metal de aporte fundido por parte de la atmósfera.
- 2) Suministrar limpiadores, desoxidantes y agentes fundentes para purificar la soldadura y así evitar el crecimiento excesivo de granos del metal de soldadura.

- 3) Proporciona un manto de escoria que protege al metal de soldadura caliente del aire y así evitar la absorción de oxígeno y de nitrógeno del aire por parte del metal de aporte fundido mientras se solidifica, obteniéndose una limpieza superficial del metal y mejora de las propiedades mecánicas de dicho depósito.
- 4) Constituye un medio para incorporar elementos de aleación que modifiquen las propiedades mecánicas del metal de soldadura.

Los electrodos tienen unas longitudes aproximadas de 20 a 40 cm. Al iniciarse el arco, la corriente fluye a lo largo de todo el electrodo, por lo tanto, la cantidad de corriente que puede aprovecharse está limitada por la resistencia eléctrica del alambre (núcleo). Un amperaje excesivo sobrecalienta el electrodo y descompone el recubrimiento. Esto a su vez, altera las características del arco y de la protección que se obtiene. Por esta limitación, las tasas de deposición suelen ser más bajas que si se empleara un proceso de soldadura por arco de metal y gas de protección (GMAW) ⁷⁶.

CAPITULO 2. MATERIALES Y PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1 Materiales

2.1.1 Material Base

Para la realización del presente trabajo de investigación se adquirió una placa de acero para herramientas para trabajado en caliente AISI H-13 en condición de recocido, con la empresa ACERMAS S.A. de C.V. En la tabla 2.1. Se muestra la composición química del acero AISI H-13, conforme a la información del proveedor.

Tabla 2.1. Composición química del acero AISI H-13 (% en peso).

Descripción	C	Mn	Si	Cr	V	Mo	P	S
Especificación AISI H-13	0.32-0.45	0.20-0.50	0.80-1.20	4.75-5.50	0.80-1.20	1.10-1.75	0.020 máx.	0.005 máx.
Proveedor Acero H-13	0.390	0.390	0.947	4.980	0.963	1.292	0.006	0.001

El material fue caracterizado por medio de microscopia electrónica de barrido (MEB) para identificar las fases presentes (figura 2.1) en condición de recocido.

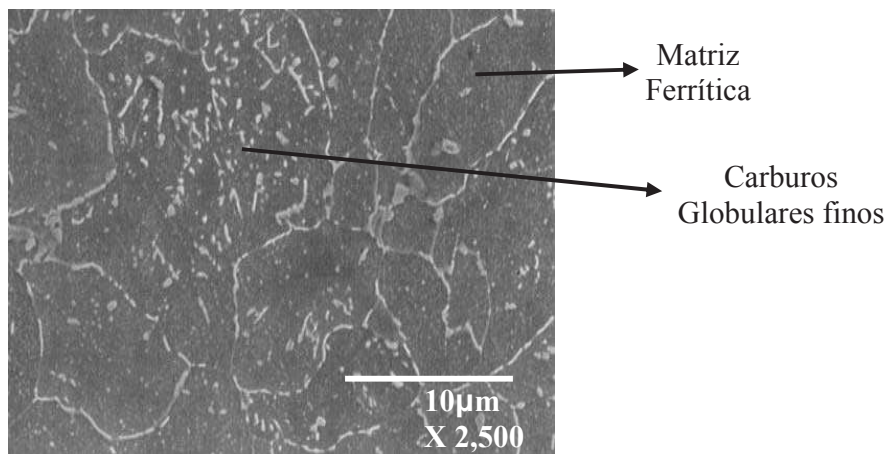


Figura 2.1. Microestructura de acero AISI H-13 en condición de recocido X2.500 (MEB).

Como se aprecia en la figura 2.1, el material presenta una matriz ferrítica y grandes colonias de carburos globulares muy finos de vanadio, cromo y manganeso, se puede apreciar que el tamaño de grano es burdo, siendo este muy característico para este tipo de acero en condición de recocido.

2.2.1 Material de aporte

El procedimiento de soldadura se llevo a cabo siguiendo parte de la norma JIS Z 3158. Se utilizaron electrodos E 8018 B2 con un diámetro de 5/32", en los cordones de restricción. Para la soldadura de intercapa de enmantequillado se emplearon electrodos E 312 con un diámetro de 3/32". Para la soldadura de relleno se empleo el electrodo E H-13-024 con un diámetro de 3/32" y para los cordones de recubrimiento superficial se empleo electrodos de aleación base cobalto (stellite) E-906 con un diámetro de 3/32". En la tabla 2.2, se muestra la composición química de cada uno de los electrodos empleados para la realización de este trabajo.

Tabla 2.2. Composición química de los diferentes electrodos empleados (% en peso).

MATERIAL	C	Cr	V	Mo	Mn	Fe	Si	Ni	W	Co	S	P
Electrodo de soldadura relleno E H-13 024	0.41	5.4	0.95	1.41	0.44	90.3	1.09	-	-	-	0.01	-
Electrodo de soldadura de enmantequillado E-312	0.15	30	-	-	1.5	58.5	0.55	9.3	-	-	-	-
Electrodo para soldadura de Recubrimiento superficial E-906 (Stellite)	1.20	28	-	-	1.0	2.5	1.0	3.0	5.0	58.3	-	-
Electrodo de soldadura restricción E 8018 B2	0.08	1.3	-	0.52	0.90	-	0.80	-	-	-	0.04	0.04

2.2 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.2.1 Preparación de Probetas

Se prepararon 4 probetas con geometría "Y-Groove", a partir del acero H-13 en condición de recocido de dimensiones 24.5x 150 x 200 mm cada una, según lo establecido por la norma JIS Z 3158⁶, la cual se encuentra incluida como anexo en el presente trabajo. Cada probeta se constituye de dos secciones, la sección A y la sección B, las cuales se diferencian tanto en su configuración como en sus dimensiones. En la figura 2.2 se muestra la geometría así como las dimensiones de la probeta en base a la norma, para su posterior maquinado tanto de la sección A (ver figura 2.2a) y la sección B (ver figura 2.2b). En la figura 2.3, se muestra el diseño final de cada una de las probetas.

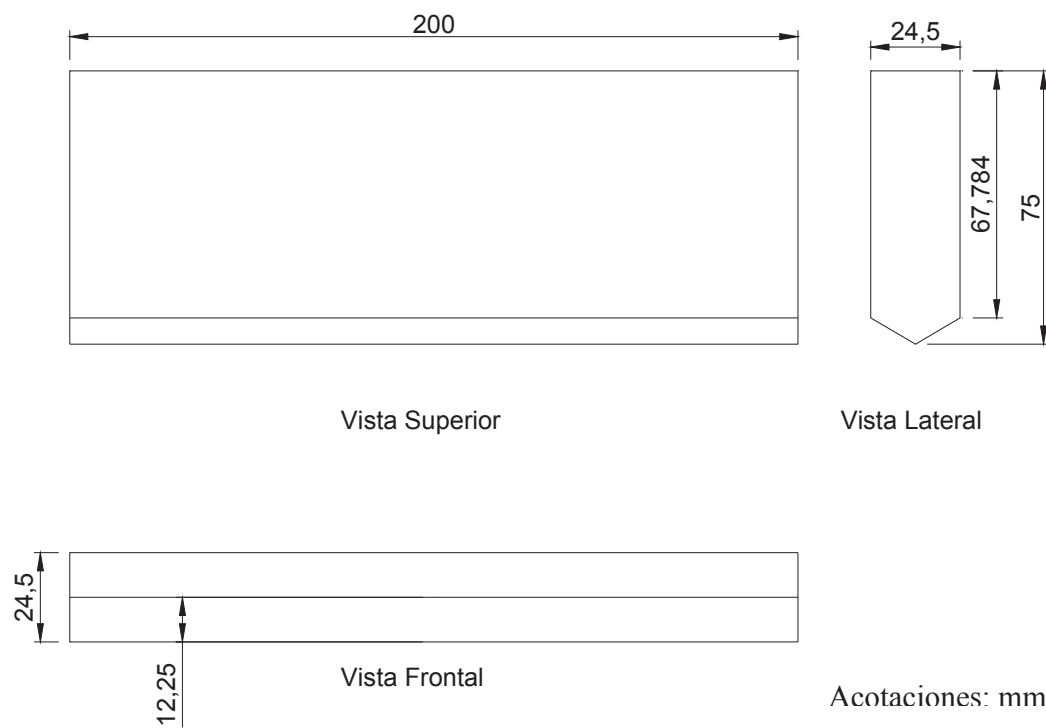


Figura 2.2a. Configuración de probeta Y-Groove en la sección “A”.

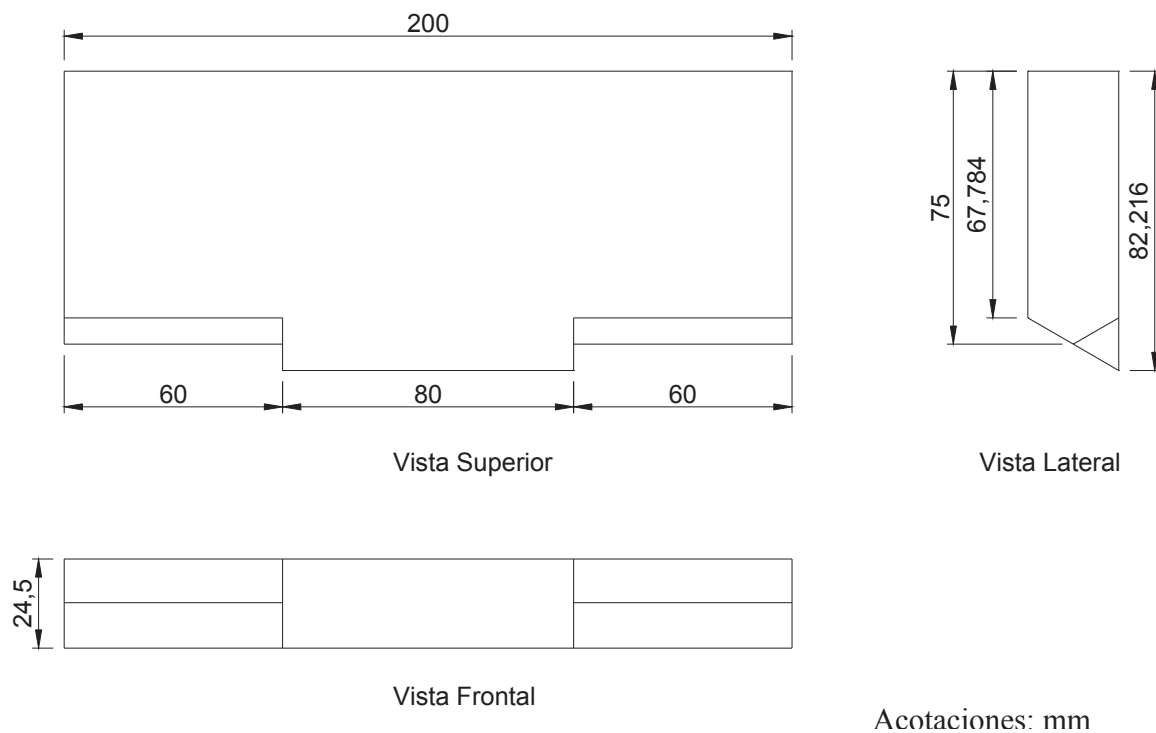


Figura 2.2b. Configuración de probeta Y-Groove en la sección “B”.

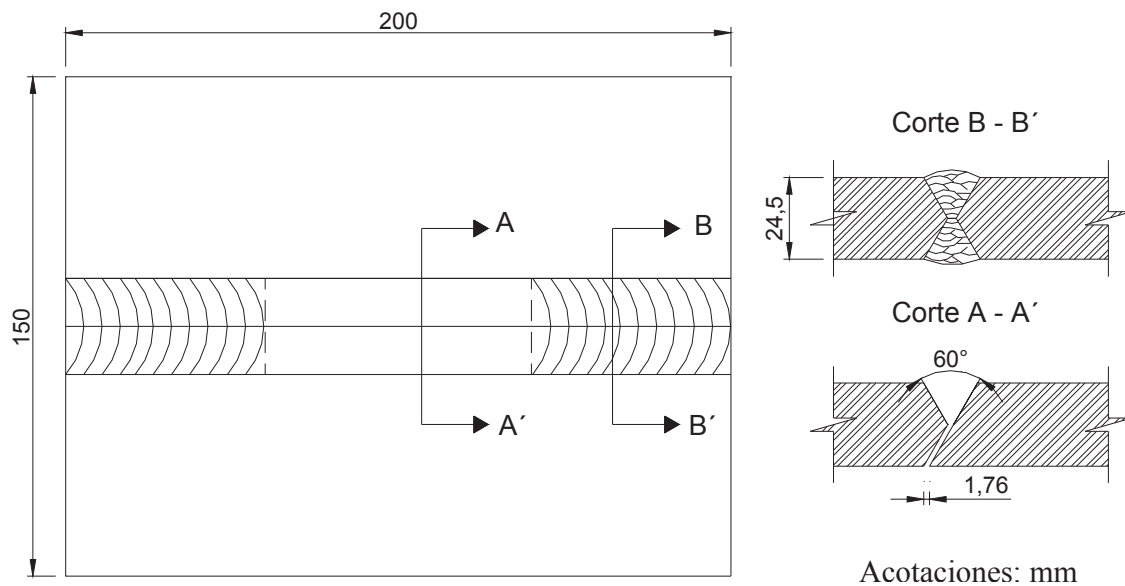


Figura 2.3. Configuración final de probeta según norma JIS Z 3158.

El maquinado de las probetas se llevo a cabo en condición de recocido, lo cual facilita las diferentes operaciones de corte. El procedimiento de maquinado para las probetas resulta complejo debido a su configuración, especialmente en la sección B, ya que el bisel es de forma escalonada. La maquina a utilizar es una fresadora de tipo vertical con una herramienta de corte tipo corona perfilada simple con sistema de sujeción para 4 insertos del tipo carburo de tungsteno.

El procedimiento para realizar el maquinado fue llevado acabo de la siguiente manera:

Maquinado de la Sección A

Procedimiento de maquinado:

- 1) Rectificación de uno de los cantos, con el fin de obtener paralelismo en ambos lados (figura 2.4a).
- 2) Desbaste para obtener el espesor deseado (figura 2.4b).
- 3) Rectificación para poder obtener la longitud deseada (figura 2.4c).
- 4) Movimiento de la posición del cabezal de la fresa a 30° para poder obtener el bisel deseado (figura 2.4d y e).
- 5) Geometría y dimensiones finales de probetas requeridas en base a norma (24.5mm x 75mm x 200 mm), respectivamente (figura 2.4f).

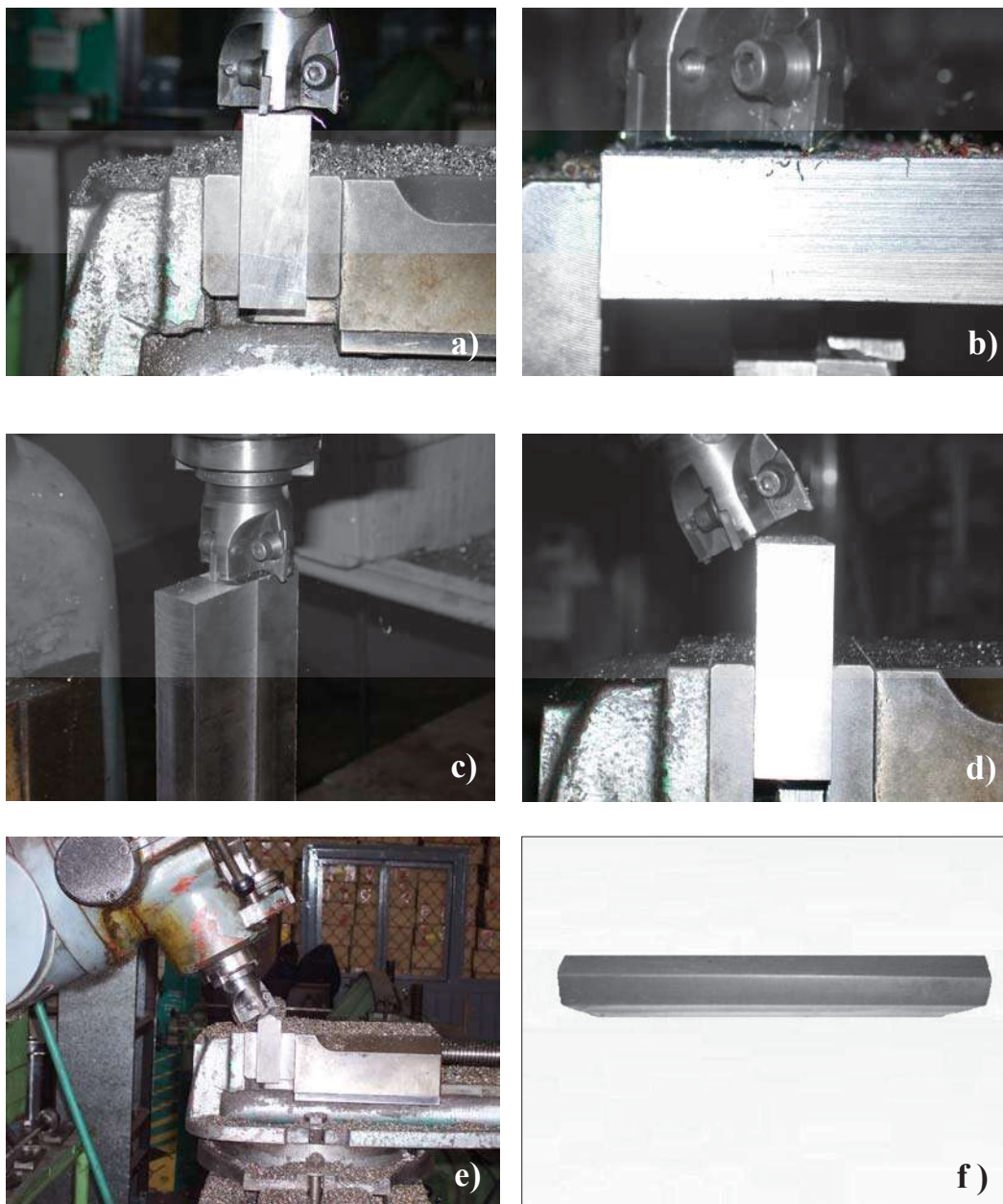


Figura 2.4. Imágenes representativas del proceso de maquinado en sus diferentes etapas.

Maquinado de la Sección B

Para la sección B se siguieron las mismas etapas que en la sección A, sin embargo para el maquinado del bisel fue necesario de un posicionamiento especial del cabezal de la fresa para obtener un movimiento adicional y lograr la geometría deseada. En la figura 2.5 se muestra el maquinado final de la sección B con bisel escalonado.



Figura 2.5. Maquinado final de la probeta, sección B con bisel escalonado.

2.2.2. Tratamiento Térmico de Temple y Doble Revenido

Una vez maquinadas las probetas se llevo acabo un tratamiento térmico de endurecimiento, con la finalidad de semejar las condiciones de los moldes de acero H-13 durante su soldadura de reparación. El tratamiento térmico se llevo acabo en la empresa Balzers, en un horno de atmósfera controlada, con la finalidad de evitar la descarburización de la superficie ya que esto repercute en una variación de la dureza debido a la no homogeneidad del contenido de carbono en la superficie del acero H-13, y además de contribuir a un posible agrietamiento durante su enfriamiento. En la figura 2.6a se muestra la grafica del tratamiento térmico de temple al aire así como la microestructura obtenida, identificada como martensita. En la figura 2.6b se muestra la grafica de los dos ciclos de revenido, acompañados de la microestructura obtenida, la cual se identifica como martensita revenida, las micrografías fueron obtenidas por microscopia electrónica de barrido (MEB). Cabe hacer mención que la estructura martensítica no es totalmente transformada, pues existen remanentes de aproximadamente 4% de austenita retenida, la cual es muy común que se presente en este tipo de aceros.

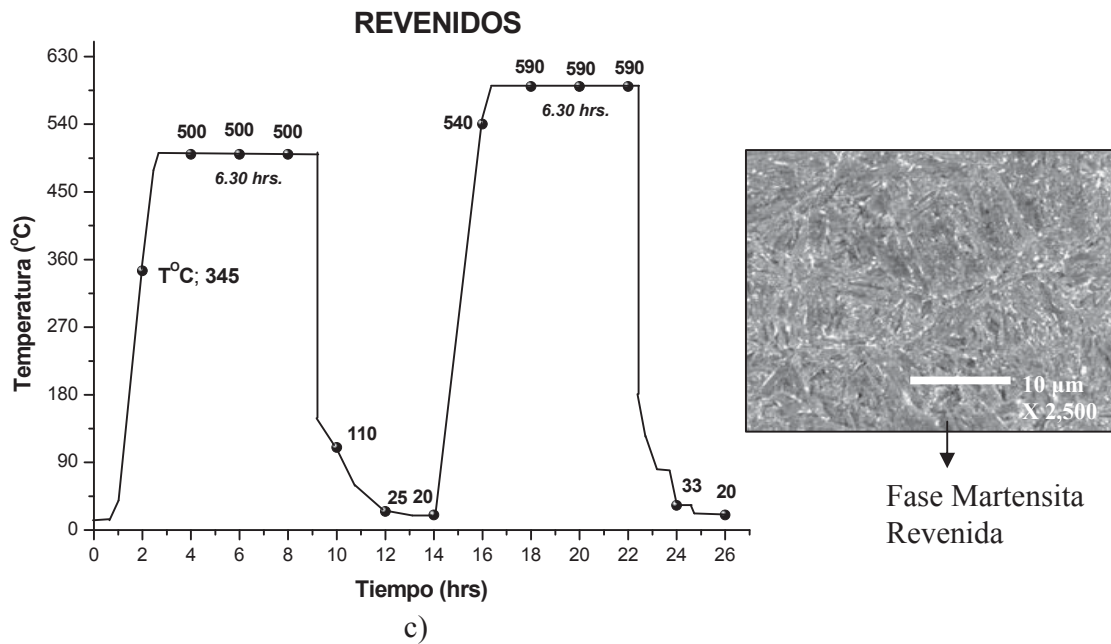
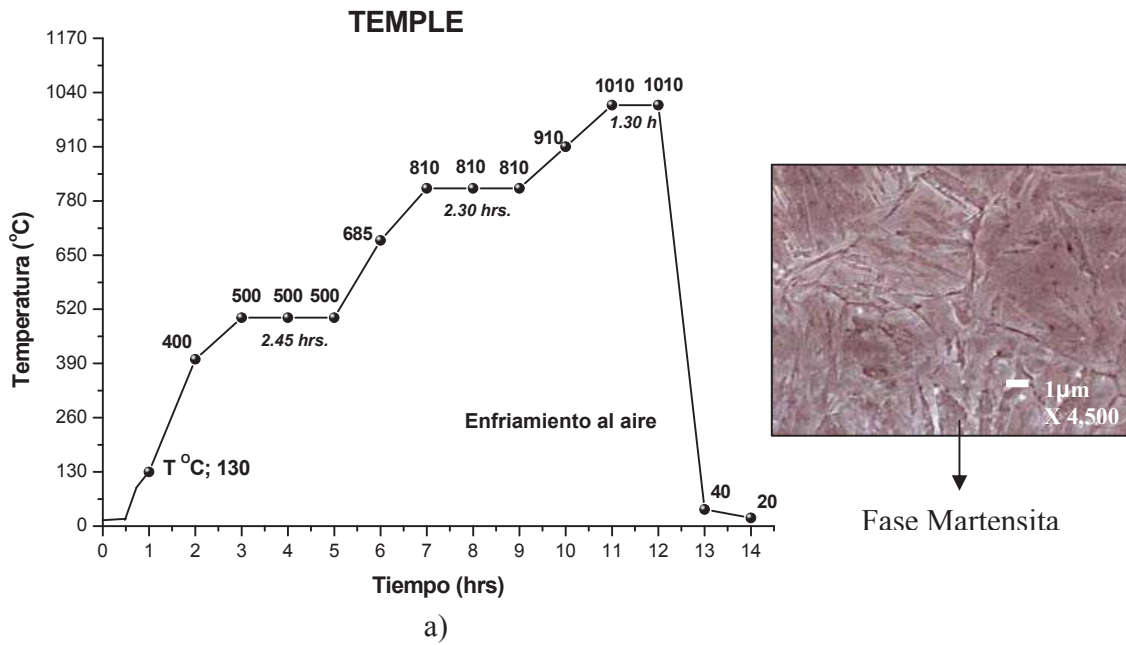


Figura 2.6. Graficas de tratamiento térmico de temple y doble revenido.

2.2.3. Procedimiento de Soldadura de Reparación

Una vez que se realizó el tratamiento térmico de endurecimiento de las probetas se procedió a realizar la fase de soldadura. En primer lugar se aplicó la intercapa de enmantequillado, utilizando una máquina multiprocesos, con electrodo recubierto (proceso SMAW) de acero inoxidable E 312-16 con 3/32". Las diferentes condiciones aplicadas de la capa de enmantequillado de acero AISI 312 fueron las siguientes:

- Placa No. 1 (sin intercapa de enmantequillado).
- Placa No. 2 (0.3 mm de espesor de intercapa de enmantequillado).
- Placa No. 3 (1.4 mm de espesor de intercapa de enmantequillado).
- Placa No. 4 (2.5 mm de espesor de intercapa de enmantequillado).

Tomando a consideración los diferentes espesores se procedió a realizar la soldadura de intercapa de enmantequillado empleando los parámetros de soldadura mostrados en la tabla 2.3. En la figura 2.7a, se muestra la aplicación del cordón de soldadura, para poder controlar el espesor del enmantequillado se vio en la necesidad de realizar un rectificado de los cordones aplicados, ver figura 2.7b para cada una de las probetas correspondientes.

Tabla 2.3. Parámetros de soldadura empleados en la soldadura de intercapa de enmantequillado mediante el proceso SMAW.

Corriente Directa	Polaridad Invertida
Intensidad = 90 Amps.	
Voltaje = 30 Volts.	
$H_I = 481.11 \text{ J/mm.}$	
$v = 3.75 \text{ mm/s.}$	
$H_I = \text{Aporte térmico lineal promedio.}$	
$v = \text{Velocidad de avance promedio}$	



Figura 2.7. a) Aplicación de cordones de soldadura de enmantequillado; b) Rectificado del espesor.

2.2.3.1 Procedimiento de Soldadura de Cordones de Restricción.

Teniendo controlado el espesor de la intercapa de enmantequillado cada una de las probetas se procedió a realizar la soldadura de cordones de restricción empleando electrodo E8018-B2 con un diámetro de 5/32 de pulg. Los parámetros de soldadura empleados se muestran en la tabla 2.4.

Tabla 2.4. Parámetros de soldadura para los cordones de restricción.

Corriente Directa	Polaridad Invertida
Intensidad = 150Amps.	
Voltaje = 22Volts.	
$H_I = 1056\text{J/mm}$ prom.	
$v = 1.72\text{ mm/s.}$	
$H_I =$ Aporte térmico lineal promedio.	
$v =$ Velocidad de avance promedio.	

En la figura 2.8a se puede apreciar la forma en que fue controlada la separación de las placas según norma JIS Z 3158, para posteriormente llevar acabo la aplicación de los cordones de soldadura de restricción (figura 2.8b). Cabe hacer mención que para disminuir la distorsión de la placa por efecto de la aplicación de los cordones, se empleo la técnica de cordones alternados, logrando así el efecto deseado (figura 2.8c). En la figura 2.8d se muestra la disposición final de los cordones de restricción.

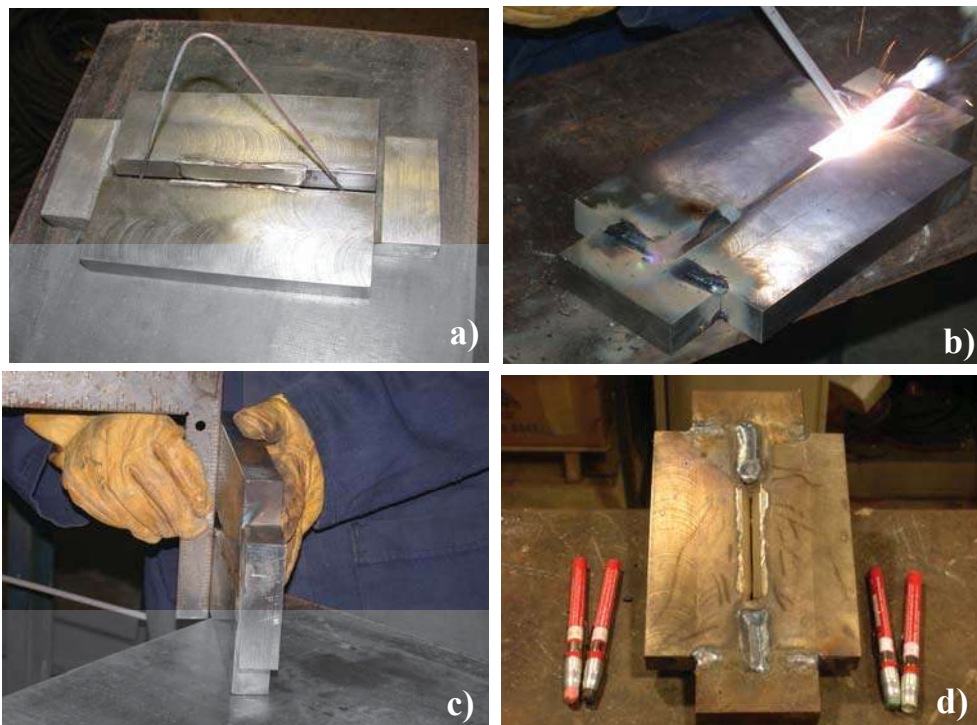


Figura 2.8. Aplicación de los cordones de restricción con electrodo E 8018-B2.

2.2.3.2. Procedimiento de Soldadura de Cordones de Relleno.

Para la realización de los cordones de relleno, primeramente se realizó en cada una de las probetas un precalentamiento de 325 °C durante 25 minutos. El dispositivo que se utilizó para el precalentamiento fue un calentador multiflama (figura 2.9a) Para la soldadura de relleno se uso electrodo H-13-024 con un diámetro de 3/32". Los parámetros de soldadura se muestran en la tabla 2.5. El control de la temperatura se realizó por medio de lápices térmicos, así como de un pirómetro láser (figura 2.9b). En la figura 2.9c se aprecia la aplicación de la soldadura de relleno, tomando en cuenta que entre cordón y cordón se realizo una limpieza exhaustiva con el fin de disminuir la contaminación por escoria (figura 2.9d).

Tabla 2.5. Parámetros de soldadura para cordones de relleno.

Corriente Directa	Polaridad Invertida
Intensidad = 85 Amps (cordón de Raíz)	
Intensidad = 80 Amps. (Cordones de Relleno)	
Voltaje = 22Volts.	
$H_I = 589.75 \text{ J/mm}$ prom.	
$v = 2.5 \text{ mm/s.}$	
$H_I =$ Aporte térmico lineal promedio.	
$v =$ Velocidad de avance promedio.	



Figura 2.9. Procedimiento de soldadura de relleno acero AISI H-13.

2.2.3.3. Procedimiento de Soldadura Recubrimiento Superficial (Stellite).

Una vez aplicada la soldadura de relleno, se procedió a realizar la soldadura de recubrimiento superficial por medio de metal de aporte de aleación del tipo Co-Cr comúnmente conocida como Stellite, utilizando electrodos E-906 con diámetro de 3/32". En la tabla 2.6 se muestran los parámetros de soldadura empleados.

Tabla 2.6. Parámetros de soldadura de recubrimiento superficial.

Corriente Directa	Polaridad Invertida
Intensidad = 85 Amps	
Voltaje = 22Volts.	
$H_I = 451.17 \text{ J/mm prom.}$	
$v = 1.90 \text{ mm/s}$	
$H_I = \text{Aporte térmico lineal promedio.}$	
$v = \text{Velocidad de avance promedio.}$	

En la figura 2.10 a y b, se puede apreciar el desarrollo del procedimiento de soldadura de recubrimiento superficial así como la limpieza y acabado final.

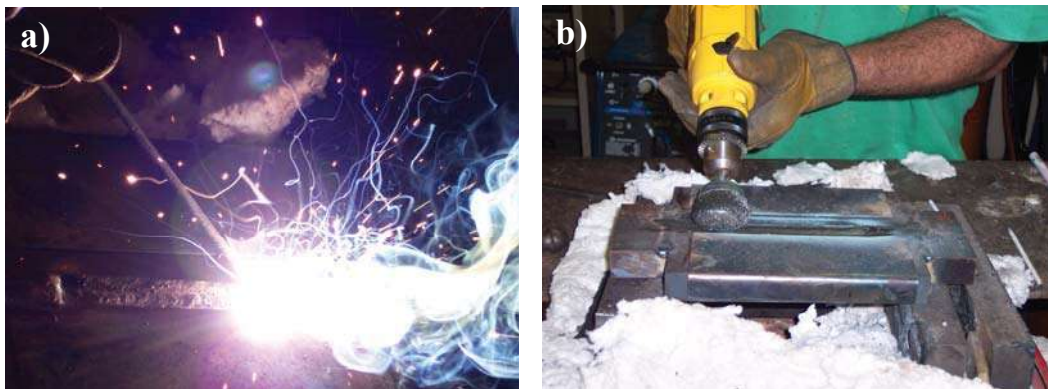


Figura 2.10. a) Procedimiento de soldadura de recubrimiento con Co-Cr (Stellite); b) Limpieza y acabado final.

2.2.3.4. Procedimiento de Medición de Esfuerzos Residuales.

El procedimiento de medición de esfuerzos residuales en las probetas bajo estudio. Se llevo a cabo por medio de la técnica de "Hole Drilling" de acuerdo a la norma ASTM E 837-99 y en base al procedimiento de operación del equipo utilizado. (Vishay Micro-Measurements)

Las mediciones de esfuerzos residuales en todas las probetas se llevaron a cabo en las siguientes posiciones indicados en la figura 2.11.

a) Lado A: 5 mediciones a partir del centro de la unión:

- 1.- 15 mm.
- 2.- 21 mm.
- 3.- 36 mm.
- 4.- 51 mm.
- 5.- 66 mm.

b) Lado B: 1 medición (testigo):

- 1.- 13.5 mm.

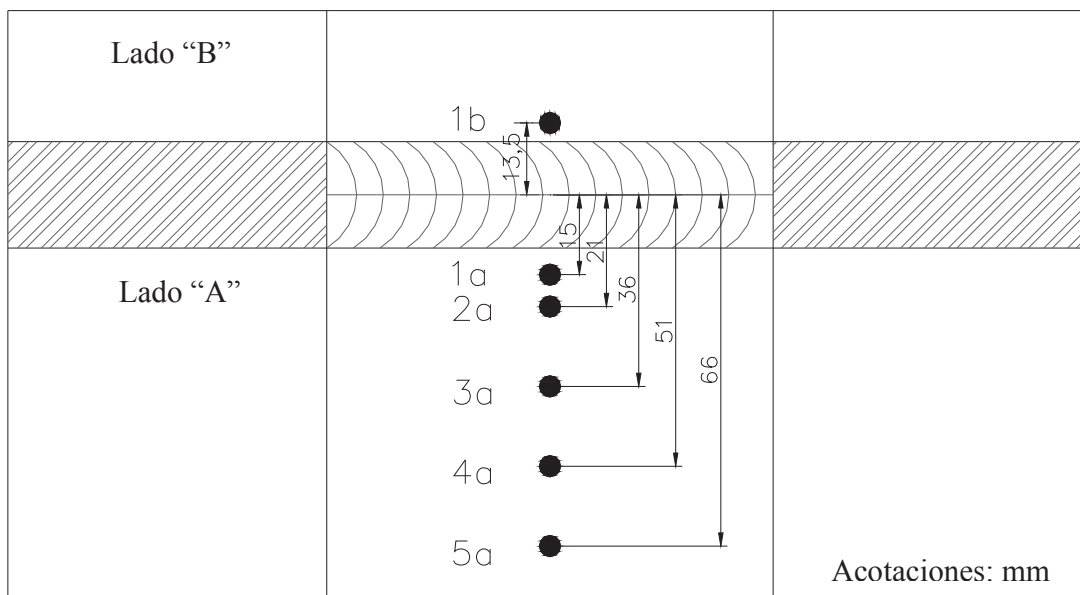


Figura 2.11. Ubicación de puntos de medición de esfuerzos residuales en todas las probetas.

Esta técnica requiere de una turbina neumática que gira mas de 400, 000 rpm, guía perforadora RS-200 con su microscopio, el cual tiene graduado dos ejes de referencia, con 100 divisiones, donde cada graduación equivale a 0.00163 pulgadas. El microscopio tiene un sistema de centrado por medio de unos tornillos milimétricos para hacer coincidir el eje de referencia de la galga con los del microscopio (figura 2.12a).

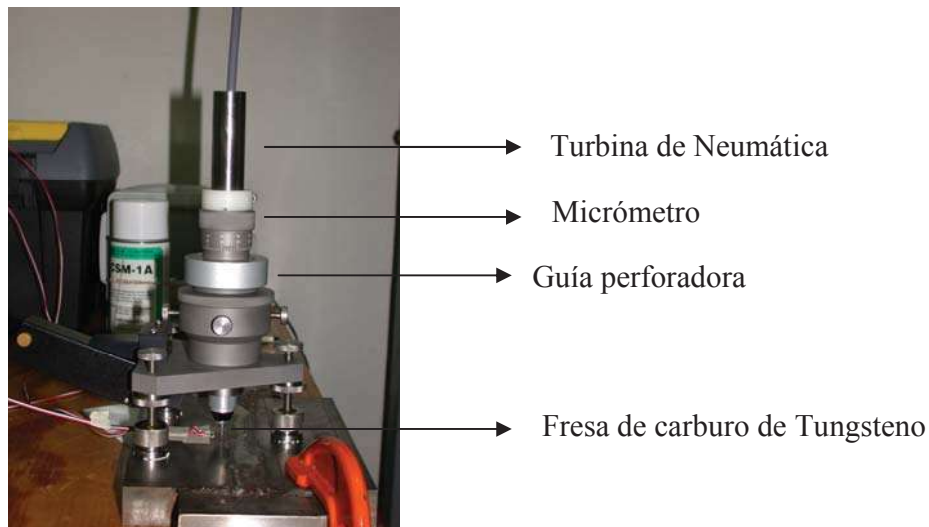
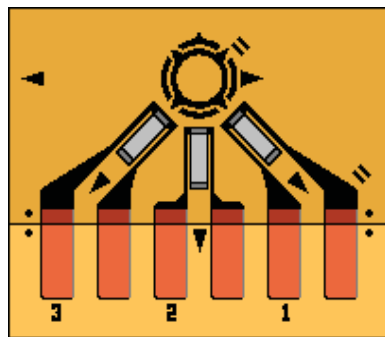
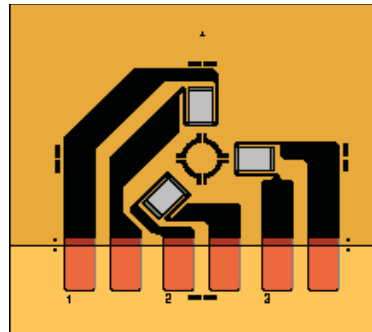


Figura 2.12. Dispositivo utilizado para la técnica de “Hole Drilling.”

Para la medición de micro deformaciones se utilizaron dos tipos de rosetas de 120Ω de resistencia eléctrica, (figura 2.13). La roseta tipo **CEA-06-062UM-120** se utilizó para la realización de mediciones cercanas al cordón de soldadura, mientras que la roseta tipo **CEA-06-062RE-120** se utilizó para las mediciones más alejadas al cordón de soldadura.



CEA-06-062 UM-120



CEA-06-062 RE-120

Figura 2.13. Tipos de rosetas para medición de esfuerzos residuales.

Para la perforación del orificio se utilizó una fresa de carburo de tungsteno de 0.0733" de diámetro. En la figura 2.14 podemos observar un ejemplo de la fresa utilizada para la realización de este trabajo.

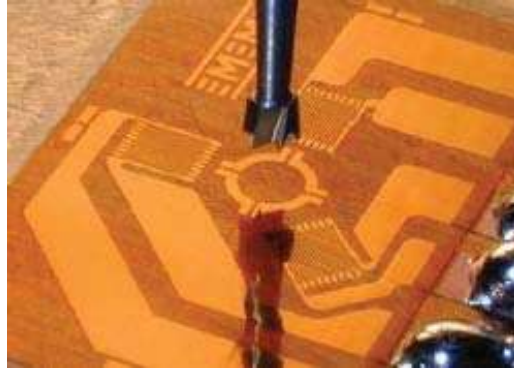


Figura 2.14. Fresa tipo corona de carburo de tungsteno.

Para la adquisición de los datos de micro deformaciones de cada galga se utilizó de un medidor de micro-deformaciones marca Vishay Modelo P3, de 4 canales (figura 2.15). El cual se conecta en un cuarto puente de Wheatstone.



Figura 2.15. Medidor y registrador de micro deformaciones marca Vishay modelo P3.

El procedimiento general de las mediciones por medio de la técnica de "Hole Drilling" se resume a continuación (figura 2.16):

1. Limpieza de superficie probeta Tekken por medio de un desengrasante (CSM-1).
2. Lijado de la superficie con acondicionador (lija No. 220, 320, 400).
3. Trazado químico de la superficie para alineación correcta (burnishing).
4. Acondicionado de la superficie trazada.
5. Neutralizado de la superficie.
6. Colocación de la galga en la superficie preparada.
7. Aplicación de adhesivo catalizador (M-BOND) en la superficie inferior de la galga.

8. Aplicación de pegamento M- Bond 200 en la superficie de la probeta.
9. Soldado de cables.
10. Fijación de la guía perforadora (araña) por medio de un kit de cemento.
11. Calibración para obtener un paralelismo entre la base de la araña y la superficie de pieza de trabajo.
12. Centrado de la fresa por medio de un microscopio con respecto al centro de la zona de perforación de la galga.
13. Perforación de orificio.
14. Medición del diámetro del orificio usando el microscopio.
15. Incorporación de micro-deformaciones obtenidas al programa de cálculo “H-Drill” para determinar la magnitud y tipo de esfuerzos obtenidos en cada medición.

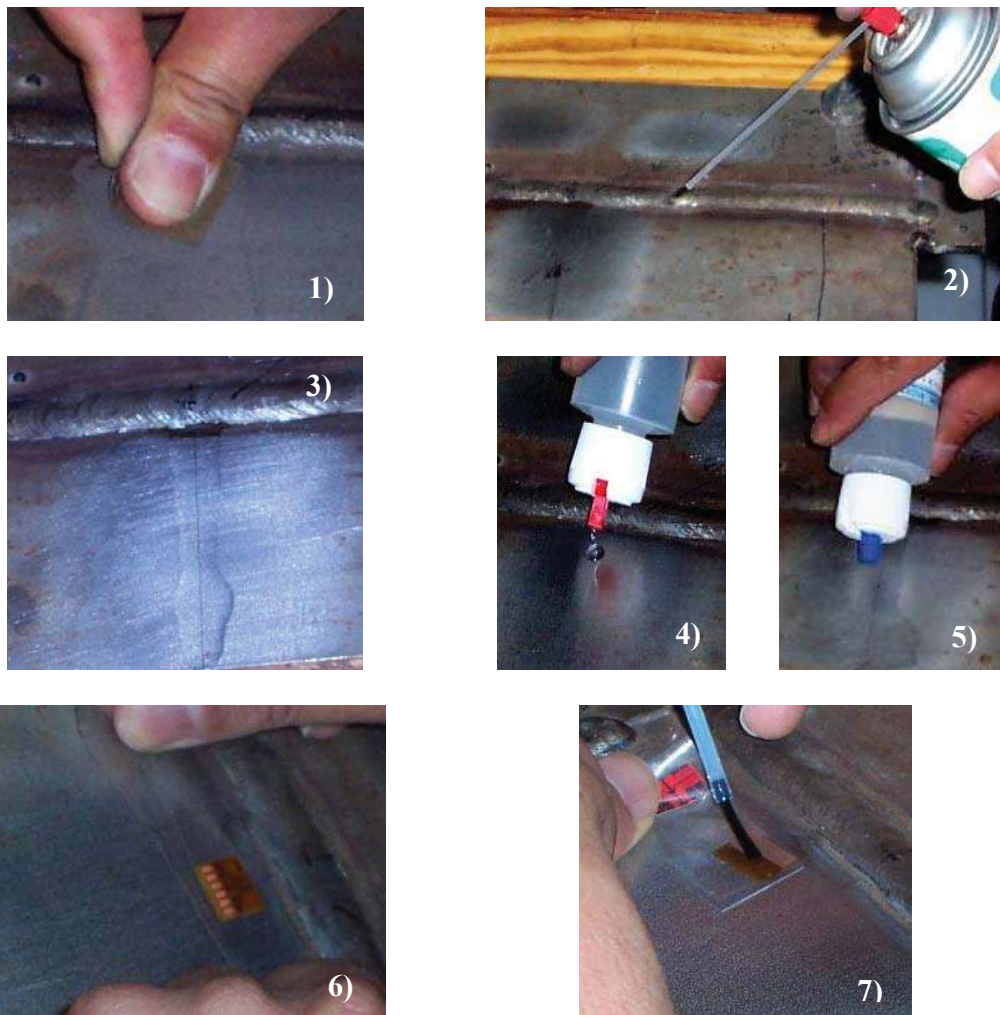


Figura 2.16. Procedimiento general de las mediciones por medio de la técnica de “Hole Drilling.”

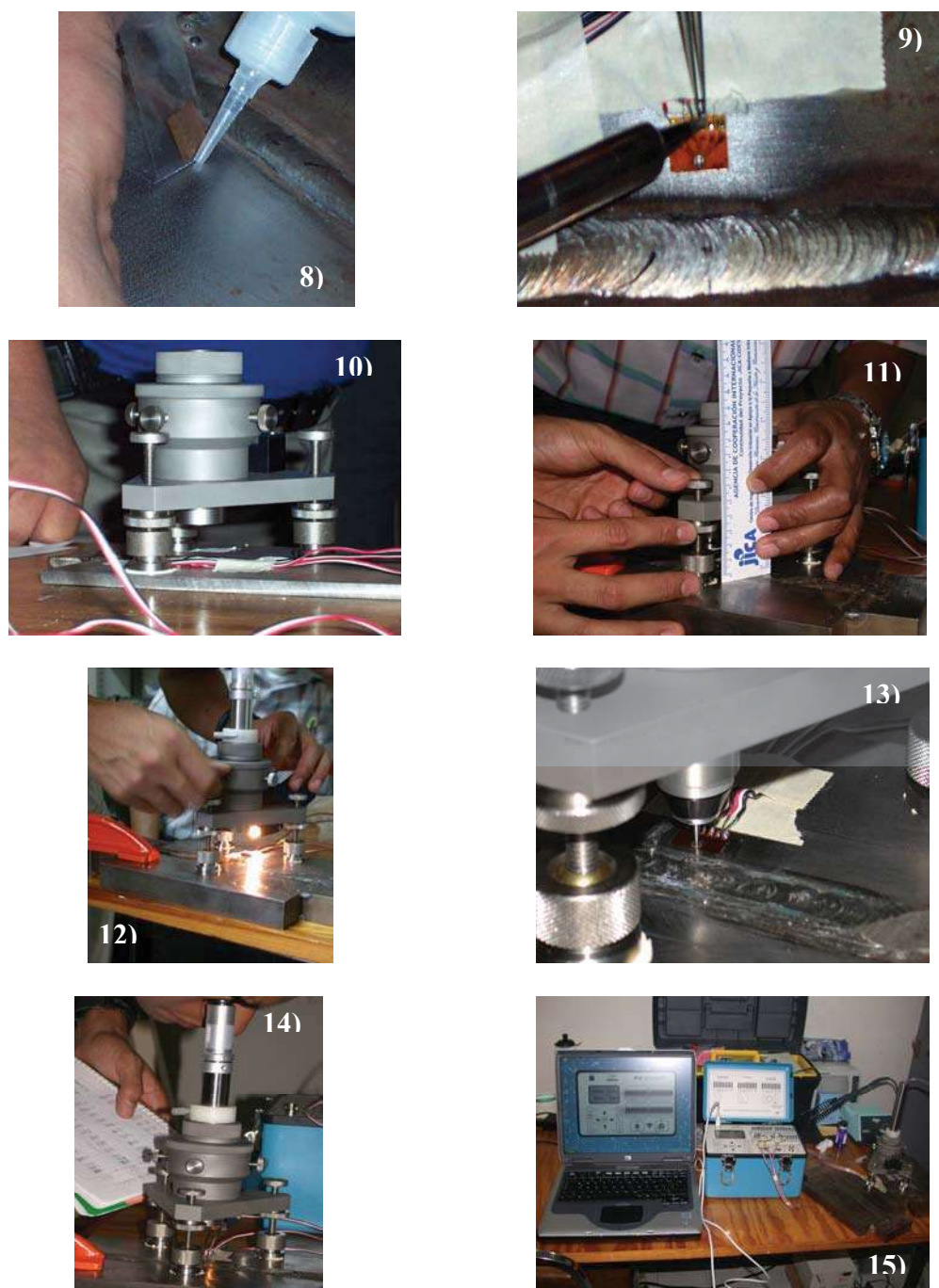


Figura 2.16. Procedimiento general de las mediciones por medio de la técnica de “Hole Drilling.”

En la figura 2.17 se muestra físicamente la ubicación de los puntos de medición de esfuerzos residuales en cada una de las diferentes probetas.



Figura 2.17. Ubicación de los diferentes puntos de medición de esfuerzos residuales por medio de la técnica de “Hole Drilling” para las diferentes probetas.

2.2.3.5. Procedimiento de Seccionamiento de Probetas.

Una vez efectuadas las mediciones de esfuerzos residuales se procedió al seccionamiento de las probetas por medio de corte en frío. Se empleó la técnica de corte por agua (Water Jet) en una máquina marca Flow, donde el corte es por medio de la generación de una alta presión de agua combinada con un abrasivo de carburo de silicio (figura 2.18). El corte se realizó a una velocidad de 50,000 mm/seg, con diámetro de boquilla de 0.3302 mm y velocidad de alimentación de 1.2-7.6 lts/min. El tiempo de corte de cada sección fue de 2.25 minutos. El seccionamiento de las probetas fue en base a la norma JIS Z 3158 (figura 2.19).

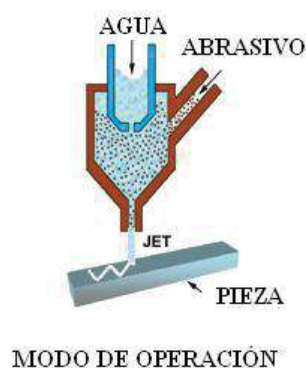


Figura 2.18. Máquina de corte por agua (Water Jet) marca Flow.

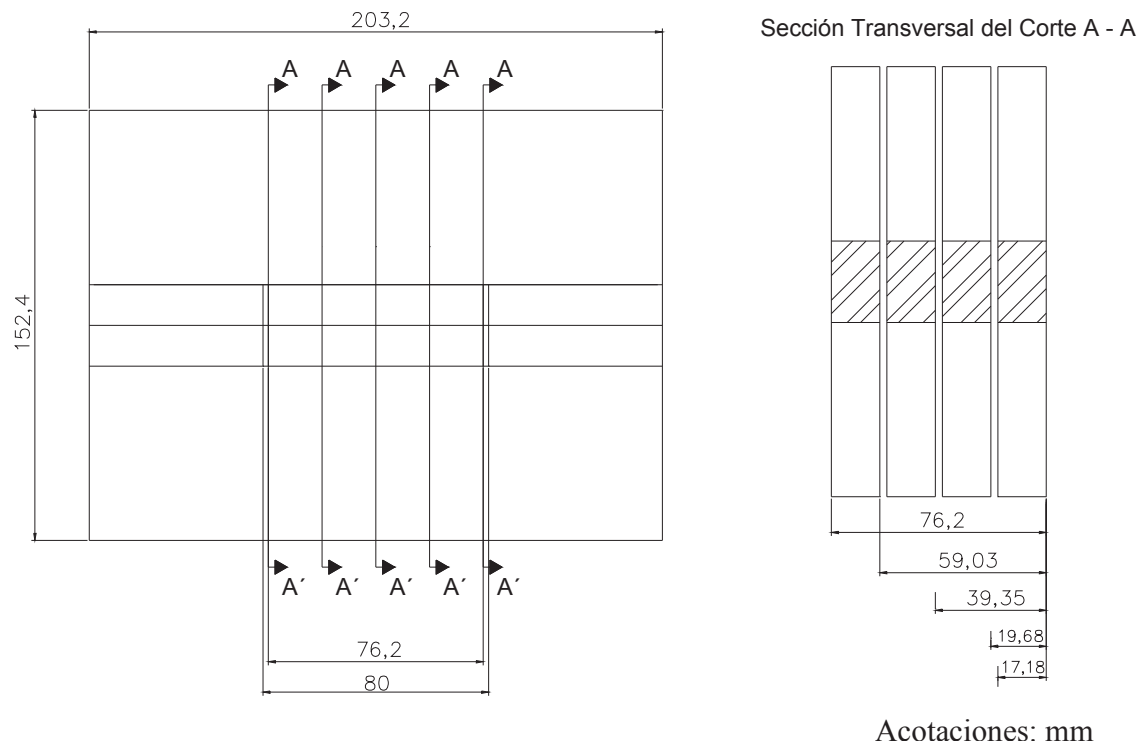


Figura 2.19. Seccionamiento de probetas según norma JIS Z 3158.

En la figura 2.20 se muestra la forma de los cortes en las probetas bajo estudio.

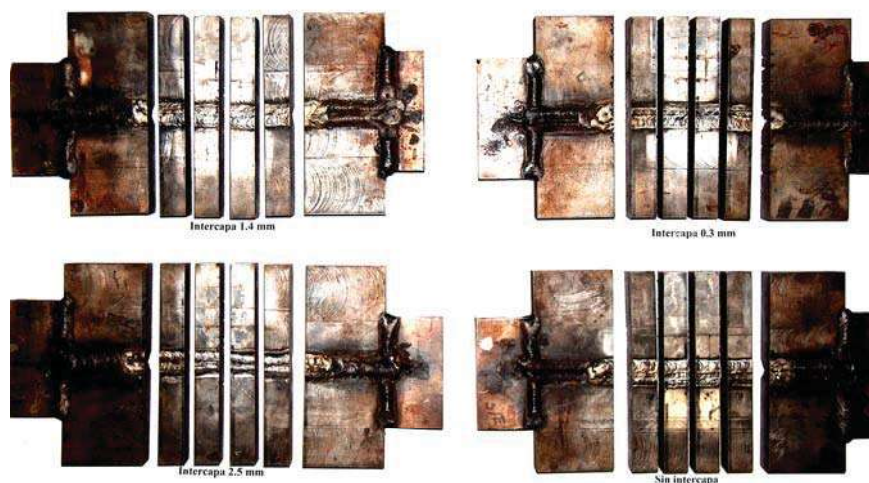


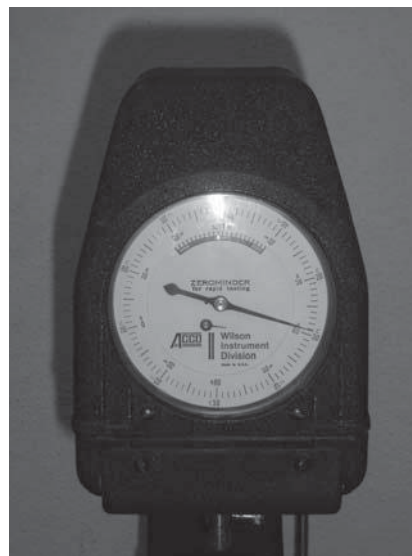
Figura 2.20. Forma final del seccionamiento de probetas realizado mediante corte con agua.

2.2.3.6. Ensayo de Dureza.

La dureza se ha definido como la resistencia a la penetración local, al rayado o al maquinado, al desgaste o la abrasión y a la fluencia del material. El método de ensayo de dureza, determina la profundidad de penetración de un indentador bajo ciertas condiciones arbitrarias de prueba. Para esta prueba se usó el método de ensayo Rockwell C. Las mediciones de dureza se llevaron acabo en un durómetro rockwell marca Wilson modelo 4 JR con penetrador tipo “brale” (figura 2.21a). Se aplicó una precarga de 10 kg para llevar el ajuste del penetrador con la pieza, para posteriormente alcanzar la carga restante de 140 kg. La lectura de la dureza se hizo en el dial de la escala negra figura 2.21b.



a)



b)

Figura 2.21. a) Durómetro Rockwell marca Wilson modelo 4 JR; b) Medidor dial de lectura de salida.

Las mediciones de dureza se llevaron acabo en las diferentes zonas de la unión soldada sobre la sección transversal a $\frac{1}{2}$ de espesor.

2.2.3.7. Análisis Metalográfico (Microscopia Óptica de Reflexión).

El análisis metalográfico se realizó en la sección transversal de la unión soldada, lo cual permite conocer las características del depósito y la zona afectada térmicamente. La preparación metalográfica consistió en pasar por un proceso de lijado con lijas de SiC de grado 280, 400, 600, 800 y 1000 (grit), y posteriormente un pulido con pasta de diamante con tamaño de partículas de 6, 3 y 1 μm respectivamente. Una vez obtenido el acabado espejo se procedió a realizar un ataque químico con el fin de revelar la microestructura correspondiente. Para revelar el cordón de la aleación Co-Cr (Stellite) se utilizó una solución de cloruro férrico y ácido clorhídrico, mientras que para los cordones de H-13 utilizó la solución de Kourvattoff modificada en el departamento de Metalurgia Mecánica del IIM-UMSNH. Las probetas se observaron en un microscopio óptico invertido marca Nikon modelo Epiphot 300 (figura 2.22).



Figura 2.22. Microscopio óptico invertido marca Nikon.

2.2.3.8. Análisis Químico (SEM-EDS).

En general la microscopia electrónica de barrido (SEM) es una técnica instrumental que tiene una gran variedad de aplicaciones en diversos campos de la ciencia y la tecnología. El equipo permite obtener imágenes de muestras tanto en alto vacío como en presión variable. Se puede obtener información muy variada, como por ejemplo: micro análisis químico de la muestra por EDS ó por WDS⁷⁷. En el análisis químico de las uniones soldadas se utilizó un microscopio JEOL modelo JSM-5910 LV de bajo vacío, con aceleración de voltaje de 20 KV y distancia de trabajo de 12 mm (figura 2.23).



Figura 2.23. Microscopio electrónico de barrido JEOL modelo JSM-5910LV.

En este estudio se aplicó la técnica de EDS mediante la técnica line scann, la cual consiste en realizar análisis puntuales a lo largo de una línea. En la figura 2.24 se muestra el corte de la sección transversal de cada una de las probetas analizadas, así como la ubicación de los puntos de análisis.

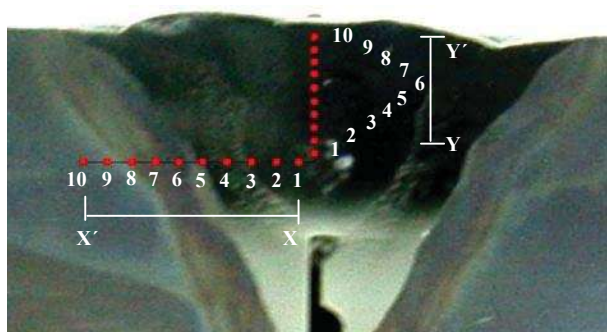


Figura 2.24. Ubicación de los puntos de análisis de composición química (EDS-Line Scann).

CAPITULO 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1 Resultados de Deformaciones Relajadas

En la figura 3.1 se muestra una representación física de la colocación de rosetas, así como de las perforaciones realizadas en la placa soldada.

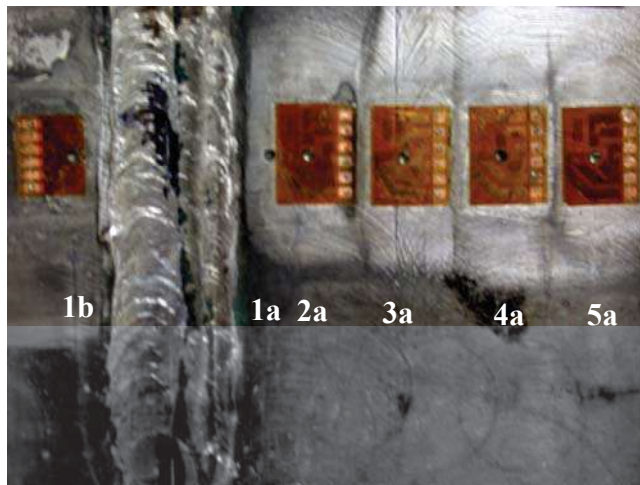


Figura 3.1. Colocación de rosetas en cada una de las placas, así como su perforación respectiva.

En la tabla 3.1, 3.2, 3.3 y 3.4 se muestra la información de las deformaciones relajadas respecto a incremento de profundidad de orificio, para cada una de las galgas de la roseta, para la placa número 1, 2, 3 y 4 respectivamente.

Tabla 3.1. Deformaciones relajadas para cada incremento durante la medición de esfuerzos residuales para la placa 1 (SIE).

	Medición 1a			Medición 2a			Medición 3a		
Prof. mm	Galga 1 $\mu\epsilon$	Galga 2 $\mu\epsilon$	Galga 3 $\mu\epsilon$	Galga 1 $\mu\epsilon$	Galga 2 $\mu\epsilon$	Galga 3 $\mu\epsilon$	Galga 1 $\mu\epsilon$	Galga 2 $\mu\epsilon$	Galga 3 $\mu\epsilon$
0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
0.127	-1	5	1	5	-2	-1	-3	-2	-3
0.254	-22	1	-10	-1	-20	-24	-9	-11	-12
0.508	-69	-10	-42	-25	-63	-74	-19	-28	-27
0.762	-124	-22	-80	-40	-92	-114	-29	-44	-44
1.016	-173	-30	-111	-57	-119	-150	-36	-57	-55
1.27	-259	-59	-179	-59	-132	-165	-40	-66	-64
1.524	-293	-71	-204	-60	-140	-176	-43	-71	-69
1.778	-313	-79	-221	-60	-144	-183	-43	-72	-71
2.032	-329	-87	-235	-58	-153	-192	-43	-73	-72
Diámetro del orificio	$\varnothing = 1.8423 \text{ mm}$			$\varnothing = 1.8631 \text{ mm}$			$\varnothing = 1.8631 \text{ mm}$		
Tipo de roseta	CEA-062-UM-120			CEA-062-UL-120			CEA-062-UL-120		

	Medición 4a			Medición 5a			Medición 1b		
Prof. mm	Galga 1 $\mu\epsilon$	Galga 2 $\mu\epsilon$	Galga 3 $\mu\epsilon$	Galga 1 $\mu\epsilon$	Galga 2 $\mu\epsilon$	Galga 3 $\mu\epsilon$	Galga 1 $\mu\epsilon$	Galga 2 $\mu\epsilon$	Galga 3 $\mu\epsilon$
0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
0.127	-4	-2	2	-4	2	9	-3	3	-5
0.254	-11	-5	5	-9	3	18	-11	3	-16
0.508	-23	-11	7	-22	5	38	-39	2	-51
0.762	-37	-16	14	-38	7	62	-70	5	-93
1.016	-47	-20	20	-50	11	84	-91	12	-121
1.27	-55	-24	26	-61	14	102	-111	23	-151
1.524	-59	-25	30	-70	15	112	-120	30	-164
1.778	-69	-27	32	-76	16	119	-127	35	-174
2.032	-73	-28	34	-81	16	125	-131	41	-180
Diámetro del orificio	$\varnothing = 1.8733 \text{ mm}$			$\varnothing = 1.8733 \text{ mm}$			$\varnothing = 1.8009 \text{ mm}$		
Tipo de roseta	CEA-062-UM-120			CEA-062-UL-120			CEA-062-UM-120		

Tabla 3.2. Deformaciones relajadas para cada incremento durante la medición de esfuerzos residuales para la placa 2 con 0.3 mm de espesor de intercapa de enmantecado.

	Medición 1a			Medición 2a			Medición 3a		
Prof. mm	Galga 1 $\mu\epsilon$	Galga 2 $\mu\epsilon$	Galga 3 $\mu\epsilon$	Galga 1 $\mu\epsilon$	Galga 2 $\mu\epsilon$	Galga 3 $\mu\epsilon$	Galga 1 $\mu\epsilon$	Galga 2 $\mu\epsilon$	Galga 3 $\mu\epsilon$
0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
0.127	-3	3	8	-2	0	-5	1	0	6
0.254	-28	-13	-1	-11	-7	-19	-7	-5	3
0.508	-111	-62	-37	-35	-27	-60	-30	-19	-3
0.762	-189	-111	-71	-63	-50	-101	-55	-32	-8
1.016	-261	-150	-94	-89	-67	-138	-76	-40	-11
1.27	-307	-175	-108	-107	-79	-165	-91	-46	-11
1.524	-331	-186	-110	-118	-84	-180	-99	-47	-10
1.778	-346	-191	-113	-122	-86	-189	-104	-48	-9
2.032	-356	-193	-112	-125	-86	-194	-111	-47	-9
Diámetro del orificio	$\varnothing = 1.8631$ mm			$\varnothing = 1.9251$ mm			$\varnothing = 1.8217$ mm		
Tipo de roseta	CEA-062-UM-120			CEA-062-UL-120			CEA-062-UL-120		

	Medición 4a			Medición 5a			Medición 1b		
Prof. mm	Galga 1 $\mu\epsilon$	Galga 2 $\mu\epsilon$	Galga 3 $\mu\epsilon$	Galga 1 $\mu\epsilon$	Galga 2 $\mu\epsilon$	Galga 3 $\mu\epsilon$	Galga 1 $\mu\epsilon$	Galga 2 $\mu\epsilon$	Galga 3 $\mu\epsilon$
0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
0.127	-1	0	2	-3	4	15	-7	-20	-22
0.254	-5	1	12	-10	10	34	-28	-50	-56
0.508	-26	-2	23	-26	22	75	-72	-112	-128
0.762	-53	-3	45	-43	35	114	-114	-176	-198
1.016	-80	-2	67	-57	47	150	-144	-226	-257
1.27	-94	1	86	-72	56	180	-168	-268	-311
1.524	-106	1	98	-86	61	204	-179	-289	-340
1.778	-114	0	105	-95	64	216	-183	-298	-354
2.032	-123	1	111	-102	65	222	-181	-300	-360
Diámetro del orificio	$\varnothing = 1.8837$ mm			$\varnothing = 1.9139$ mm			$\varnothing = 1.8631$ mm		
Tipo de roseta	CEA-062-UM-120			CEA-062-UL-120			CEA-062-UM-120		

Tabla 3.3. Deformaciones relajadas para cada incremento durante la medición de esfuerzos residuales para la placa 3 con 1.4 mm de espesor de intercapa de enmantequillado.

	Medición 1a			Medición 2a			Medición 3a		
Prof. mm	Galga 1 $\mu\epsilon$	Galga 2 $\mu\epsilon$	Galga 3 $\mu\epsilon$	Galga 1 $\mu\epsilon$	Galga 2 $\mu\epsilon$	Galga 3 $\mu\epsilon$	Galga 1 $\mu\epsilon$	Galga 2 $\mu\epsilon$	Galga 3 $\mu\epsilon$
0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
0.127	-11	-18	-6	-8	-6	-1	-10	-2	4
0.254	-32	-48	-29	-37	-21	-6	-24	-7	7
0.508	-102	-148	-103	-117	-63	-20	-74	-25	16
0.762	-174	-252	-170	-204	-108	-32	-138	-47	31
1.016	-231	-338	-224	-268	-144	-36	-185	-63	48
1.27	-271	-398	-257	-298	-157	-34	-218	-74	60
1.524	-288	-426	-271	-334	-170	-31	-239	-81	69
1.778	-300	-426	-279	-352	-175	-28	-254	-86	76
2.032	-307	-461	-285	-363	-176	-22	-265	-88	83
Diámetro del orificio	$\varnothing = 1.8217\text{mm}$			$\varnothing = 1.8527\text{mm}$			$\varnothing = 1.8631\text{mm}$		
Tipo de roseta	CEA-062-UM-120			CEA-062-UL-120			CEA-062-UL-120		

	Medición 4a			Medición 5a			Medición 1b		
Prof. mm	Galga 1 $\mu\epsilon$	Galga 2 $\mu\epsilon$	Galga 3 $\mu\epsilon$	Galga 1 $\mu\epsilon$	Galga 2 $\mu\epsilon$	Galga 3 $\mu\epsilon$	Galga 1 $\mu\epsilon$	Galga 2 $\mu\epsilon$	Galga 3 $\mu\epsilon$
0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
0.127	0	1	4	-5	8	17	-4	-7	-3
0.254	-5	3	12	-16	16	46	-25	-37	-22
0.508	-31	3	37	-39	35	106	-94	-132	-83
0.762	-71	3	74	-63	53	144	-174	-238	-154
1.016	-112	5	110	-87	68	190	-270	-370	-236
1.27	-144	7	140	-106	76	228	-331	-452	-284
1.524	-168	5	158	-121	80	250	-365	-500	-308
1.778	-183	6	170	-134	82	267	-376	-519	-316
2.032	-196	7	179	-143	83	274	-384	-531	-321
Diámetro del orificio	$\varnothing = 1.8631\text{mm}$			$\varnothing = 1.8631\text{mm}$			$\varnothing = 1.9045\text{mm}$		
Tipo de roseta	CEA-062-UM-120			CEA-062-UL-120			CEA-062-UM-120		

Tabla 3.4. Deformaciones relajadas para cada incremento durante la medición de esfuerzos residuales para la placa 4 con 2.5 mm de espesor de intercapa de enmantecillado.

	Medición 1a			Medición 2a			Medición 3a		
Prof. mm	Galga 1 $\mu\epsilon$	Galga 2 $\mu\epsilon$	Galga 3 $\mu\epsilon$	Galga 1 $\mu\epsilon$	Galga 2 $\mu\epsilon$	Galga 3 $\mu\epsilon$	Galga 1 $\mu\epsilon$	Galga 2 $\mu\epsilon$	Galga 3 $\mu\epsilon$
0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
0.127	-11	-31	-19	-10	-6	-1	-12	-2	7
0.254	-42	-84	-57	-36	-20	-7	-33	-7	14
0.508	-98	-188	-136	-104	-55	-16	-82	-18	32
0.762	-157	-302	-217	-194	-98	-24	-139	-29	56
1.016	-204	-396	-279	-268	-132	-22	-178	-35	76
1.27	-245	-480	-333	-317	-153	-18	-211	-38	95
1.524	-273	-545	-373	-362	-168	-11	-231	-39	106
1.778	-282	-572	-390	-387	-172	-5	-245	-38	115
2.032	-285	-586	-394	-406	-179	-1	-255	-37	122
Diámetro del orificio	$\varnothing = 1.8423 \text{ mm}$			$\varnothing = 1.9045 \text{ mm}$			$\varnothing = 1.8423 \text{ mm}$		
Tipo de roseta	CEA-062-UM-120			CEA-062-UL-120			CEA-062-UL-120		

	Medición 4a			Medición 5a			Medición 1b		
Prof. mm	Galga 1 $\mu\epsilon$	Galga 2 $\mu\epsilon$	Galga 3 $\mu\epsilon$	Galga 1 $\mu\epsilon$	Galga 2 $\mu\epsilon$	Galga 3 $\mu\epsilon$	Galga 1 $\mu\epsilon$	Galga 2 $\mu\epsilon$	Galga 3 $\mu\epsilon$
0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
0.127	-12	2	13	0	4	38	-11	-17	-10
0.254	-27	2	28	-9	10	61	-39	-62	-38
0.508	-56	3	59	-47	23	116	-132	-199	-122
0.762	-95	5	97	-72	43	181	-222	-372	-239
1.016	-125	8	130	-91	61	227	-297	-511	-316
1.27	-149	10	155	-111	72	264	-355	-621	-374
1.524	-165	12	172	-177	33	235	-384	-689	-402
1.778	-176	12	180	-180	34	243	-396	-721	-411
2.032	-189	6	176	-181	44	254	-402	-741	-414
Diámetro del orificio	$\varnothing = 1.9045 \text{ mm}$			$\varnothing = 1.9251 \text{ mm}$			$\varnothing = 1.9045 \text{ mm}$		
Tipo de roseta	CEA-062-UM-120			CEA-062-UL-120			CEA-062-UM-120		

En las figuras 3.2, 3.3, 3.4 y 3.5 se muestra de manera grafica la información de las deformaciones relajadas para cada una de las cinco mediciones tanto del lado A, así como la medición testigo del lado B realizadas en las placas 1, 2, 3 y 4, respectivamente.

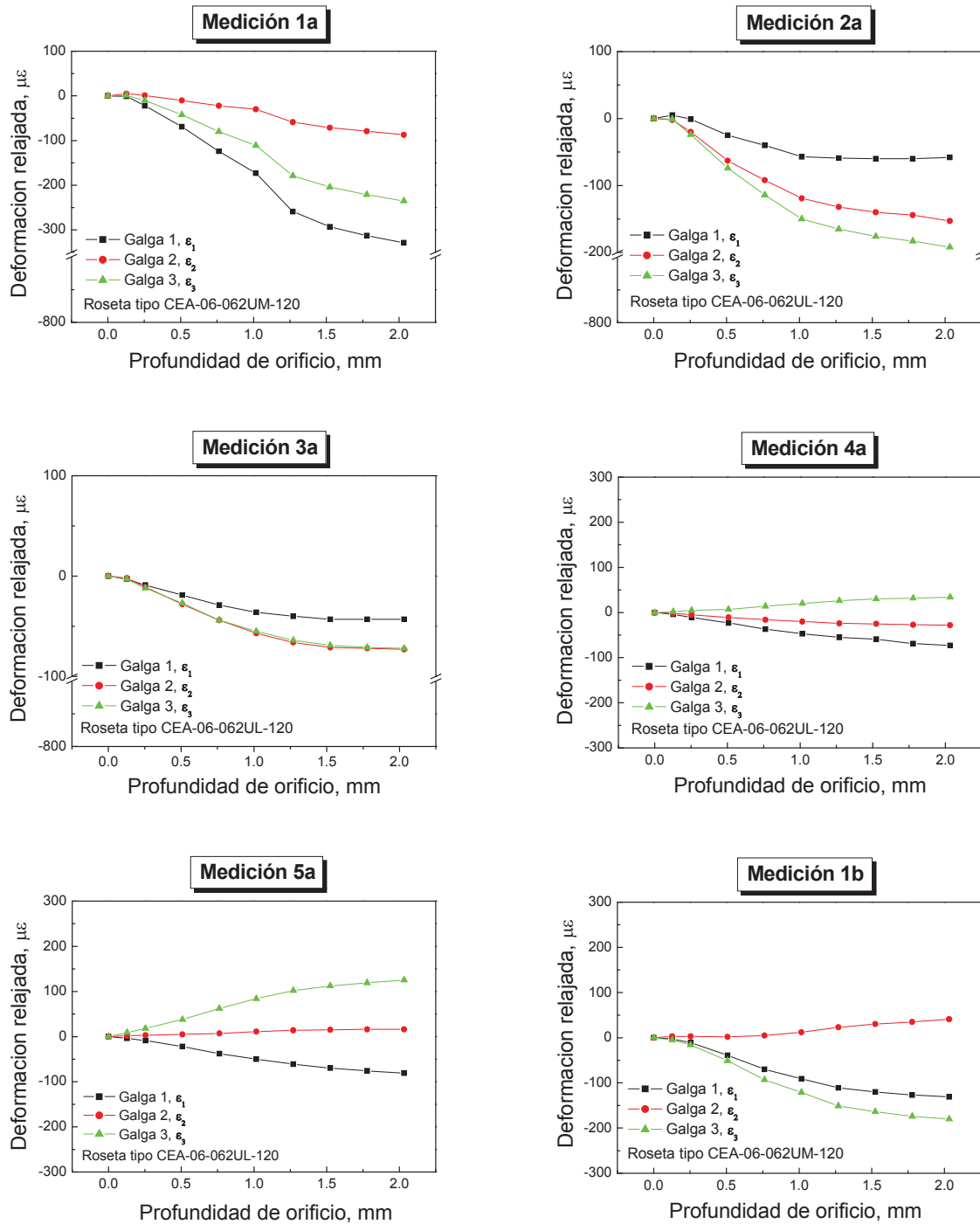


Figura 3.2. Deformaciones relajadas por cada galga respecto a la profundidad de orificio, placa 1 sin enmantequillado.

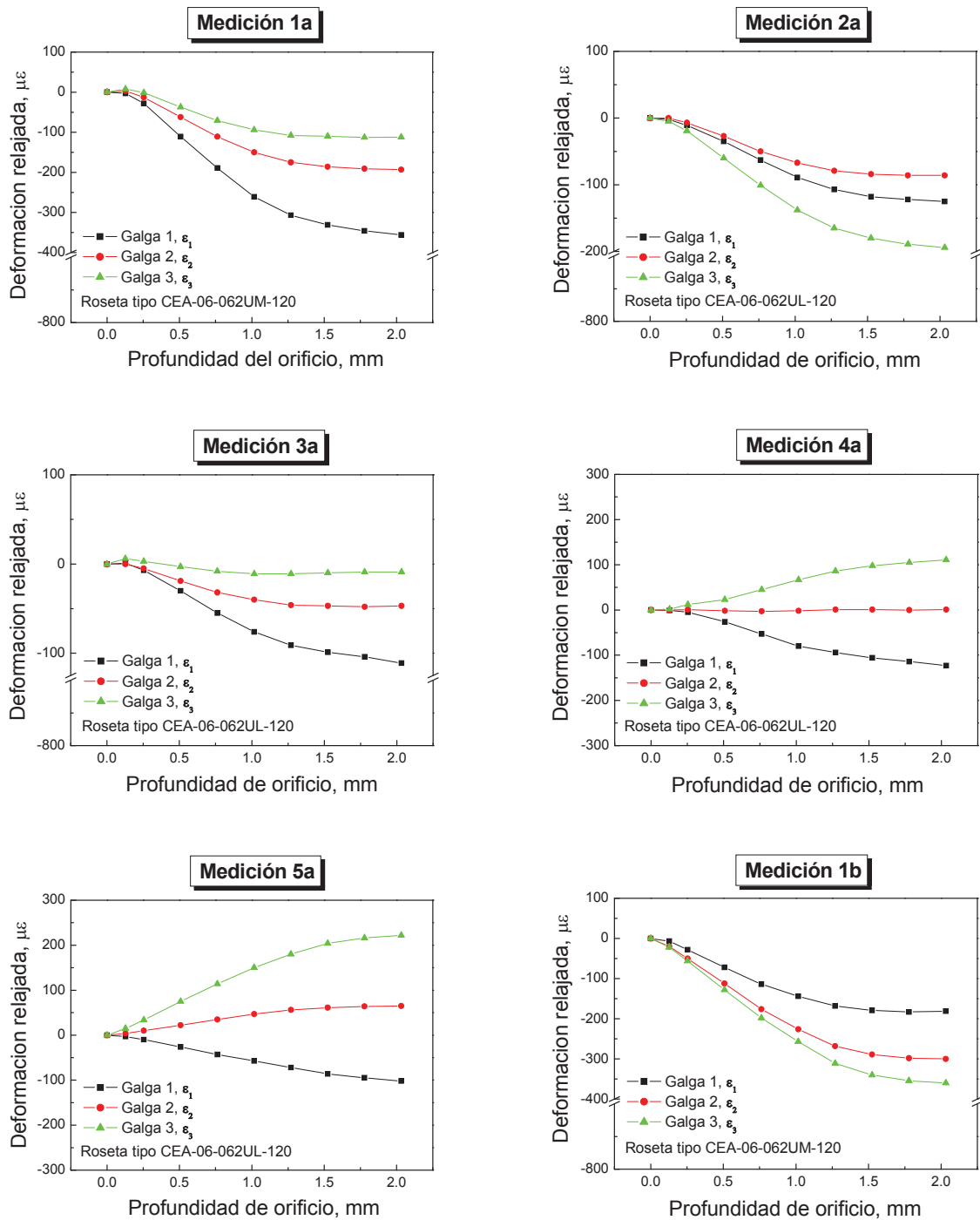


Figura 3.3. Deformaciones relajadas por cada galga respecto a la profundidad de orificio, placa 2 con 0.3 mm de espesor de intercapa de enmantequillado.

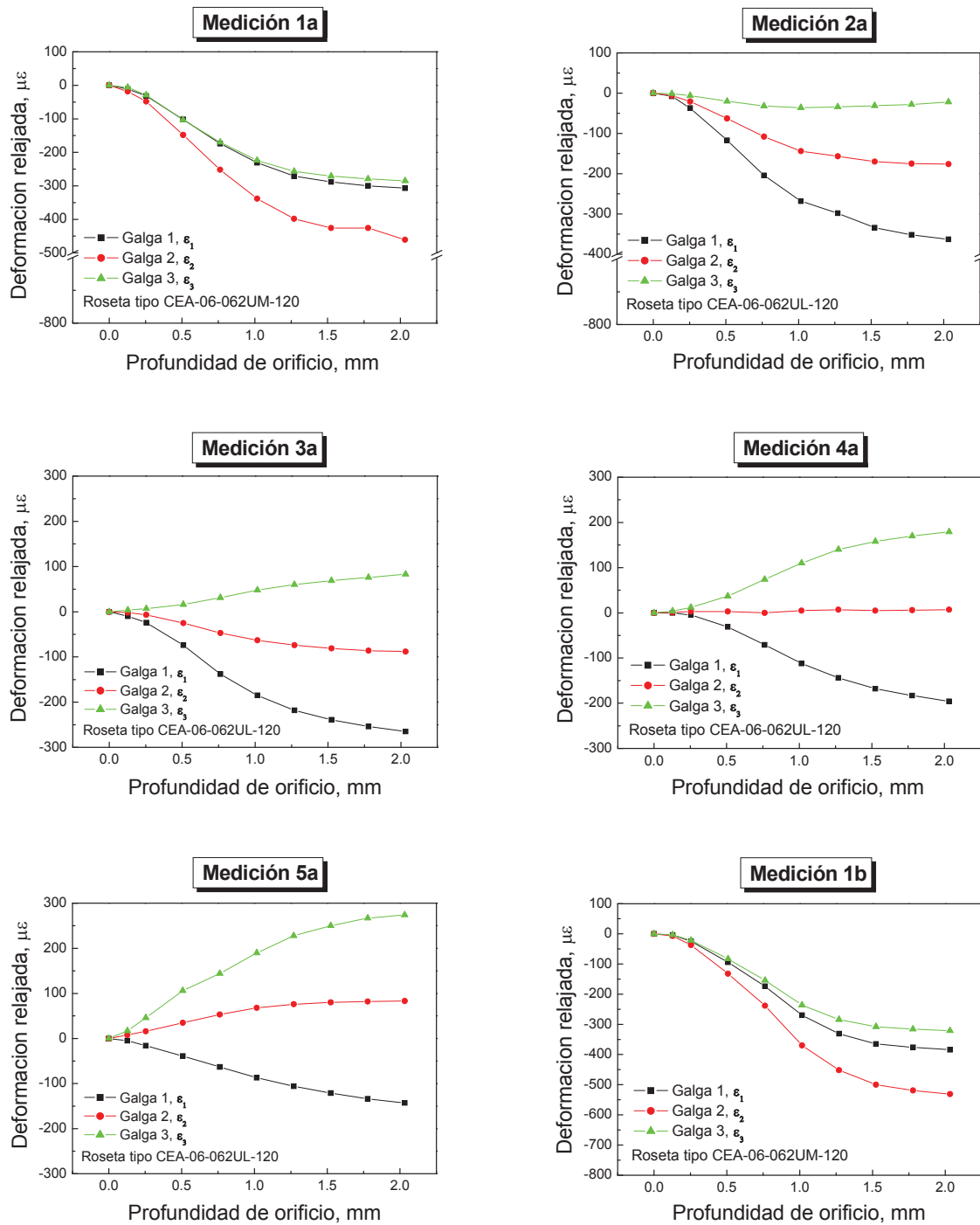


Figura 3.4. Deformaciones relajadas por cada galga respecto a la profundidad de orificio, placa 3 con 1.4 mm de espesor de intercapa de enmantecillado.

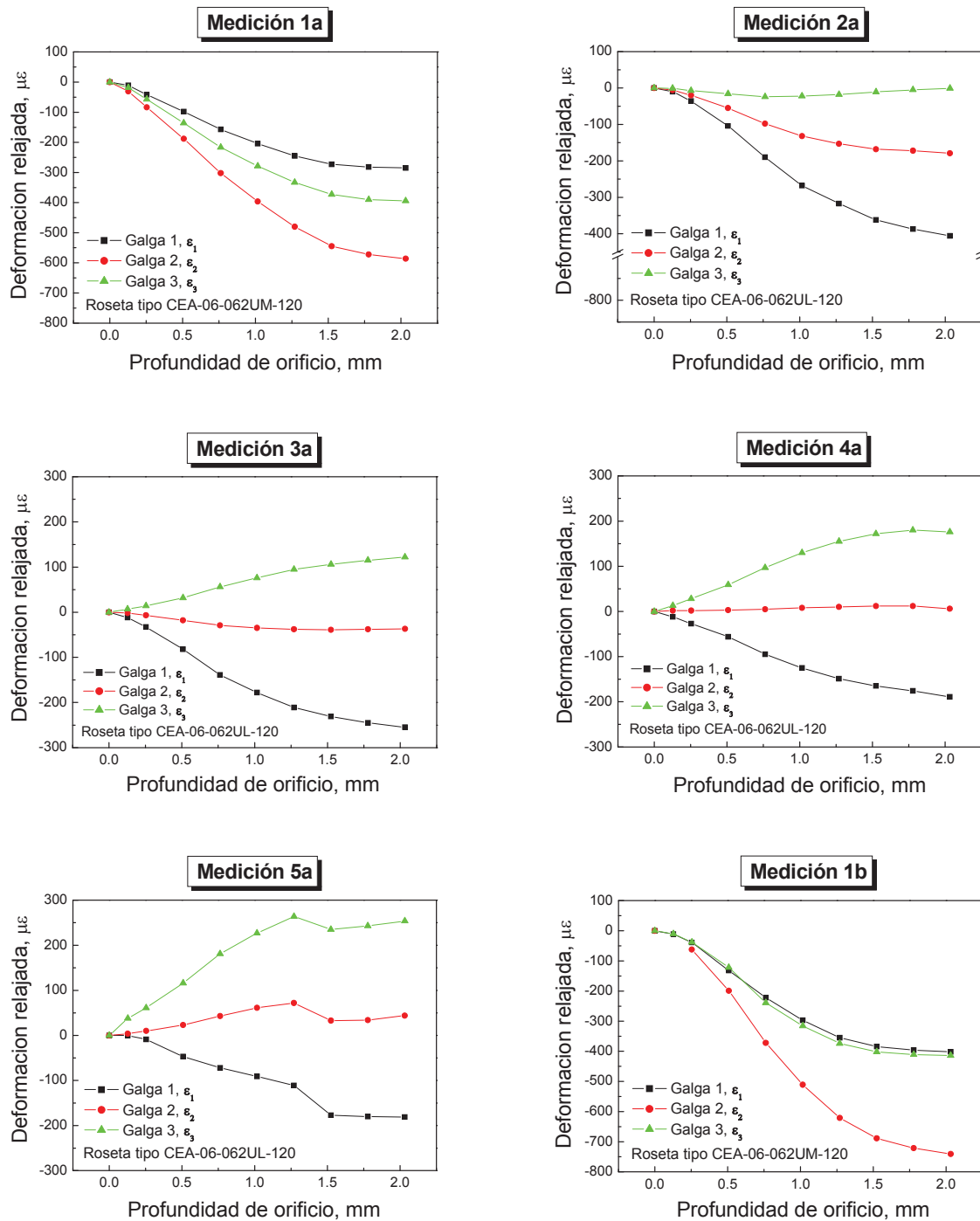


Figura 3.5. Deformaciones relajadas por cada galga respecto a la profundidad de orificio, placa 4 con 2.5 mm de espesor de intercapa de enmantecillado.

Es importante hacer notar que las microdeformaciones negativas representan contracciones en la zona de galga y el efecto sobre el diámetro del orificio es de agrandamiento. Por otro lado, las microdeformaciones positivas representan expansiones en la zona de galga. y, por lo tanto, el efecto sobre el diámetro del orificio es de reducción. Finalmente, teniendo en cuenta que la longitud de galga es de 1.57 mm, $1 \mu\epsilon$ registrada equivale a un alargamiento o contracción de 1.57×10^{-6} mm (1.57 nm).

Las deformaciones relajadas medidas por cada galga respecto a la profundidad de orificio ajustan bastante bien con las teóricas calculadas mediante el programa H-Drill. En la figura 3.6 se muestran de manera grafica ejemplos de comparación de curvas de las deformaciones relajadas medidas respecto a las teóricas.

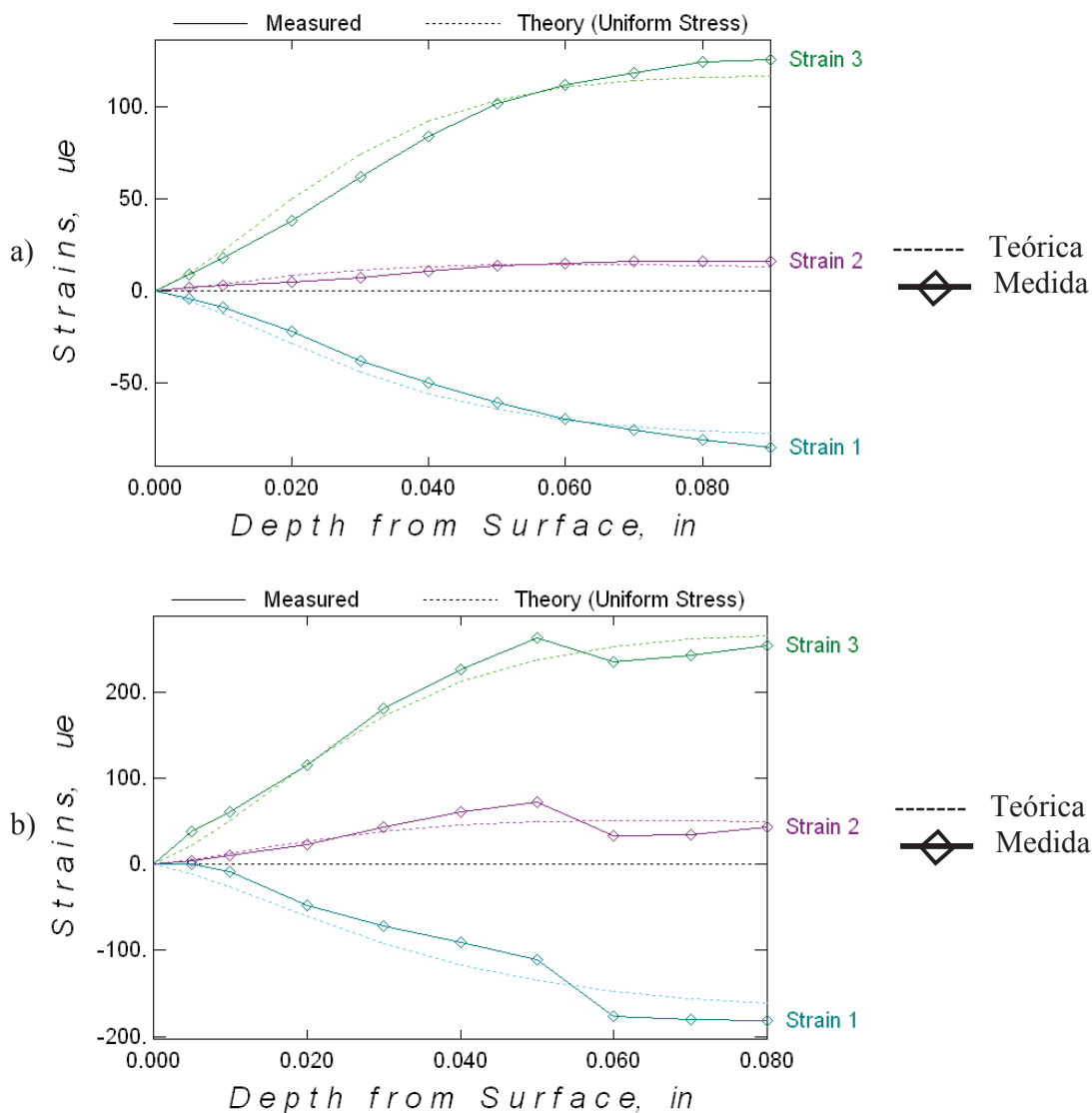


Figura 3.6. Comparación deformaciones relajadas medidas y teóricas: a) Placa 1, medición 5a sin intercapa de enmantecillado; b) Placa 4, medición 5a con 2.5 mm intercapa de enmantecillado.

3.2 Resultados de Esfuerzos Residuales Uniformes

En la tabla 3.5 se representan los valores máximos y mínimos de los esfuerzos residuales calculados, para cada punto, así como diferentes parámetros del estado de esfuerzos biaxial asociado.

Tabla 3.5. Valores de esfuerzos residuales máximos y mínimos para las mediciones efectuadas en las probetas soldadas con diferentes espesores de intercapa de enmantecillado.

Probeta	No. de Medición	$\sigma_{\max}$ MPa	$\sigma_{\min}$ MPa	$\tau_{\max}$ MPa	β o	σ_1 MPa	σ_2 MPa	σ_3 MPa
Placa 1 Sin intercapa	1a	315.1	142.0	86.1	-38	249.5	207.5	-70.3
	2a	149.6	80.6	34.4	79	83.4	147.5	-13.1
	3a	64.1	43.4	10.3	66	46.8	60.6	-7.5
	4a	41.3	-8.2	24.8	5	40.6	-8.2	-4.8
	5a	28.2	-68.2	48.2	2	28.2	-67.5	-3.4
	1b	222.7	50.3	86.1	-49	125.4	147.5	85.4
Placa 2 con 0.3 mm de espesor	1a	252.3	143.4	54.4	-9	249.5	146.1	17.2
	2a	167.5	95.8	35.8	-58	115.8	147.5	32.4
	3a	79.2	28.9	24.8	-5	79.2	29.6	4.1
	4a	57.9	-47.5	53.0	-1	57.9	-47.5	2.7
	5a	20.6	-132.3	76.5	-1	20.6	-132.3	1.3
	1b	272.3	192.3	39.9	80	194.4	269.5	-13.7
Placa 3 con 1.4 mm de espesor	1a	335.1	193.7	70.3	43.0	268.2	259.9	-70.3
	2a	258.5	95.1	81.3	-3.0	258.5	95.8	6.9
	3a	164.1	-0.6	82.0	-1.0	164.1	-0.6	2.7
	4a	92.3	-82.7	87.5	-2.0	92.3	-82.0	6.2
	5a	39.3	-163.4	101.3	-3.0	38.6	-162.7	8.9
	1b	351.6	205.4	73.0	40	290.6	266.1	-71.7
Placa 4 con 2.5 mm de espesor	1a	399.2	184.7	107.5	51	268.2	315.7	-104.8
	2a	259.2	80.6	89.6	-3	259.2	81.3	10.3
	3a	155.1	-31.0	93.0	-4	153.7	-29.6	13.1
	4a	83.4	-85.4	84.8	-2	83.4	-85.4	4.1
	5a	53.0	-150.3	102.0	0	53.0	-150.3	-1.3
	1b	464.0	201.3	131.0	46	328.8	335.7	-131.0

Donde $\sigma_{\max}$ y $\sigma_{\min}$ son los esfuerzos máximos y mínimos. $\tau_{\max}$ es el esfuerzo cortante máximo. σ_1 , σ_2 y σ_3 son los esfuerzos axiales en la dirección de las galgas 1, 2 y 3, respectivamente. β es la dirección del esfuerzo principal máximo medida a partir del eje principal (eje de la galga 1) en sentido de las manecillas del reloj.

En general los esfuerzos residuales generados durante la soldadura de reparación son consecuencia de contracción impedida durante la solidificación del líquido, transformaciones de fase no homogéneas, gradientes térmicos y gradientes de composición química, lo cual, se corrobora con la gran variedad de microestructuras producidas.

Cabe mencionar que en todas las pruebas se realizó un precalentamiento de 325 °C, siendo este determinante en la disminución de gradientes térmicos no uniformes, y por lo tanto en el control de la transformación martensítica durante la soldadura. Por otro lado, los esfuerzos residuales máximos se presentan en la parte más cercana al cordón de soldadura debido a que ahí es donde se generan los máximos gradientes de temperatura. Para las placas 1, 2, 3 y 4 los esfuerzos residuales máximos son de 315, 252.3, 335.1 y 399.2 MPa, respectivamente. En este caso los valores de esfuerzo residual máximo son de tensión.

A su vez se corrobora que a medida que se aleja de la línea de soldadura existe una tendencia de estabilidad del valor de esfuerzo residual a mínimos, siendo esto una consecuencia del decremento de la temperatura y de la homogeneidad de la estructura de martensita revenida producto del tratamiento térmico de temple más revenido. Los valores de esfuerzo residual en la zona sin afectación térmica oscilan entre 20.6 a 53.0 MPa. En este caso dos de los factores más importantes asociados a los esfuerzos residuales detectados son la estructura resultante llamada martensita, estructura reticular altamente distorsionada razón principal del origen de grandes tensiones residuales en el acero AISI H-13, así como la heterogeneidad de los productos de transformación debido principalmente a la gran cantidad de elementos presentes en la unión.

Finalmente, el esfuerzo residual máximo medido en la placa número 4 representa un 25% del límite de cedencia del material, por lo cual el valor de esfuerzo residual máximo registrado en la ZAT es de carácter no crítico comparado con otros niveles de esfuerzo residual generados en uniones soldadas, tales como el caso de acero inoxidable austenítico cuyo valor de esfuerzo residual llegan a alcanzar el límite de cedencia del material⁸².

3.3. Variación de Esfuerzos Residuales a Partir de la Línea de Soldadura.

En la figura 3.7 se muestran gráficamente los resultados obtenidos de los esfuerzos residuales para cada una de las probetas respecto la distancia desde el centro de la unión soldada. En el caso de la placa 1, sin intercapa de enmantecillado, el esfuerzo máximo varía desde 315.1 MPa hasta 28.2 MPa, para el caso de la placa 2 con 0.3 mm de espesor de intercapa de enmantecillado la variación es de 252.3 MPa hasta 20.6 MPa, para la placa 3 con 1.4 mm de espesor de intercapa de enmantecillado se tiene variación de 335.1 MPa hasta 39.3 MPa y para el caso de la placa 4 con un espesor de 2.5 mm de enmantecillado la variación es desde 399.2 MPa hasta 53.0 MPa.

Por otro lado, se observa un ligero incremento del valor de esfuerzo residual con el aumento de la intercapa de enmantecillado, en particular en el caso de la placa de 2.5 mm de intercapa de enmantecillado, lo cual se asocia a las propiedades térmicas del acero inoxidable AISI 312. En este caso, el coeficiente de conductividad térmica del acero inoxidable es menor que el del acero AISI H-13 y, por lo tanto, la intercapa empleada estaría actuando como una barrera térmica, propiciando así gradientes térmicos más elevados en las proximidades al cordón de soldadura.

Sin embargo, se observa que al incrementar el espesor de la intercapa de enmantecado del acero inoxidable AISI 312 se presenta un efecto más significativo en la prevención de fisuración en caliente en la pileta de soldadura (efecto de amortiguamiento) que en la disminución de esfuerzos residuales en la zona afectada térmicamente.

Se establece que el espesor mínimo de intercapa de enmantecado para no generar fisuración en caliente es de 1.4 mm.

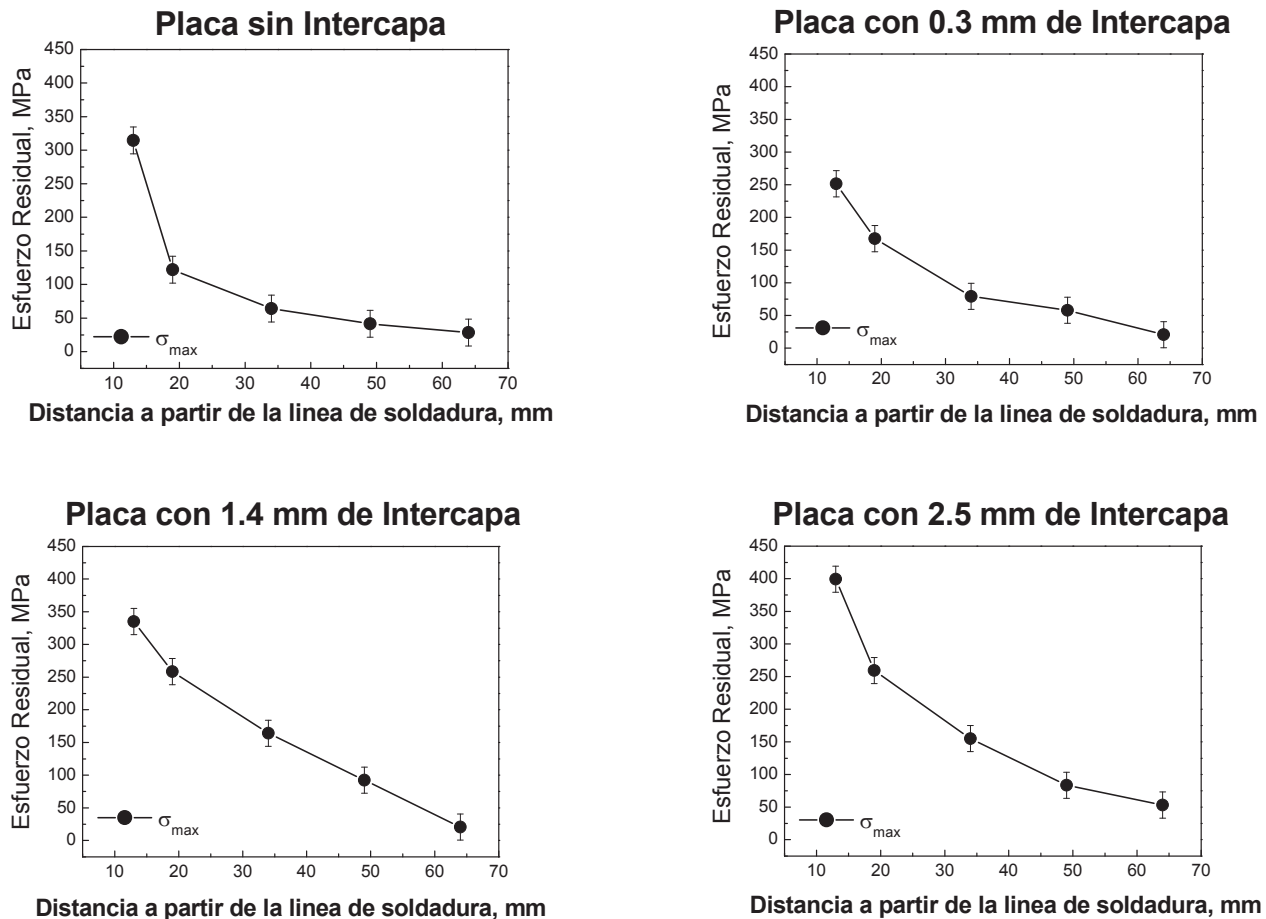


Figura 3.7. Representación grafica de la variación de los esfuerzos residuales máximos respecto a la distancia a partir del centro de la unión soldada.

3.4. Dirección de los Esfuerzos Normales Máximos.

En las figuras 3.8, 3.9, 3.10 y 3.11 se representa esquemáticamente la dirección de los esfuerzos normales máximos de las placas 1, 2, 3 y 4, respectivamente. En el recuadro se indica la ubicación del esfuerzo, así como el ángulo con respecto al eje de soldadura.

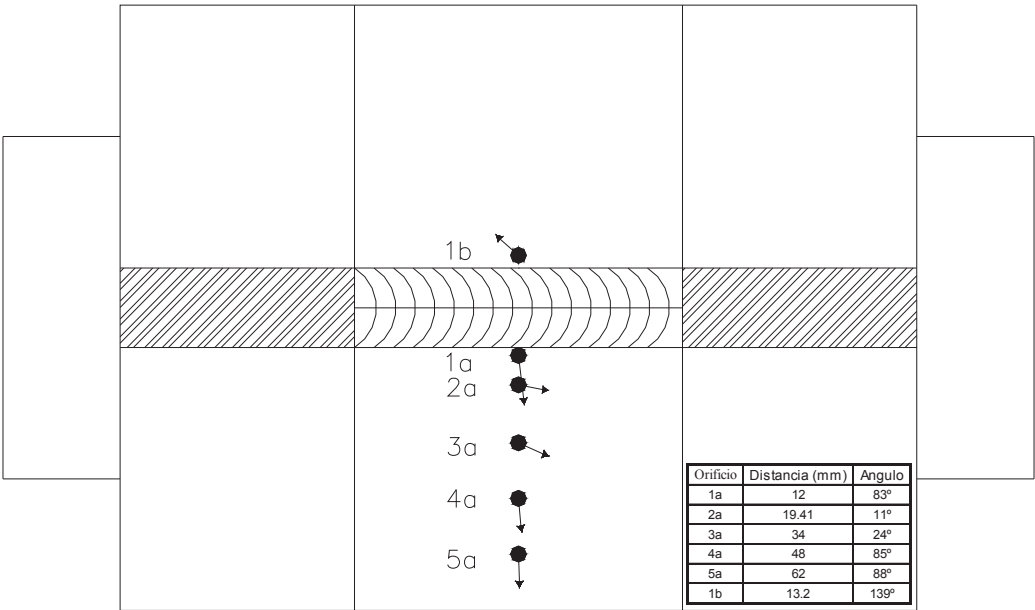


Figura 3.8. Dirección de esfuerzos normales máximos, placa 1 sin intercapa de enmantecado.

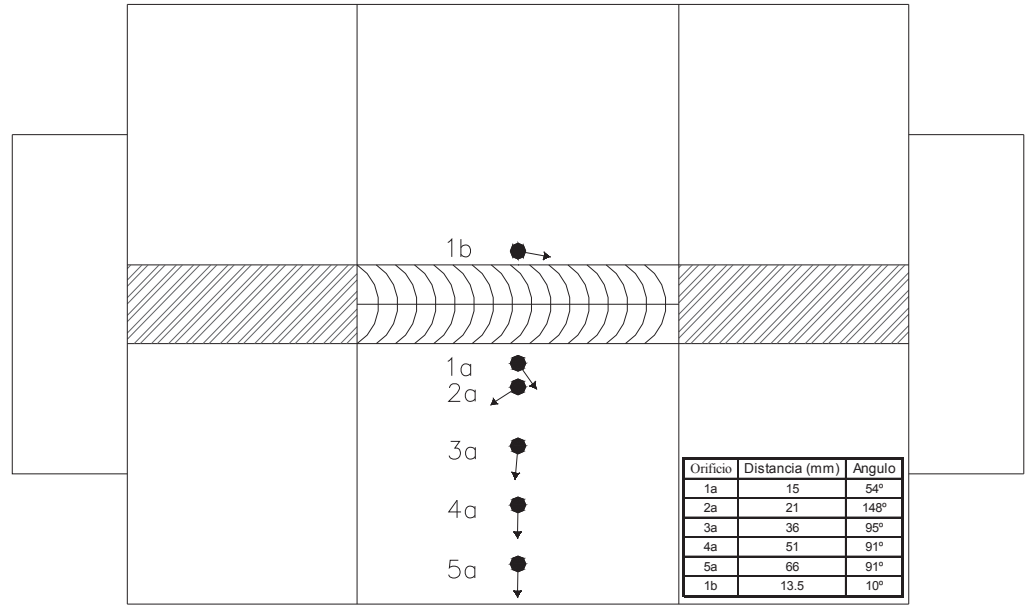


Figura 3.9. Dirección de esfuerzos normales máximos, placa 2 con 0.3 mm de espesor de intercapa de enmantecado.

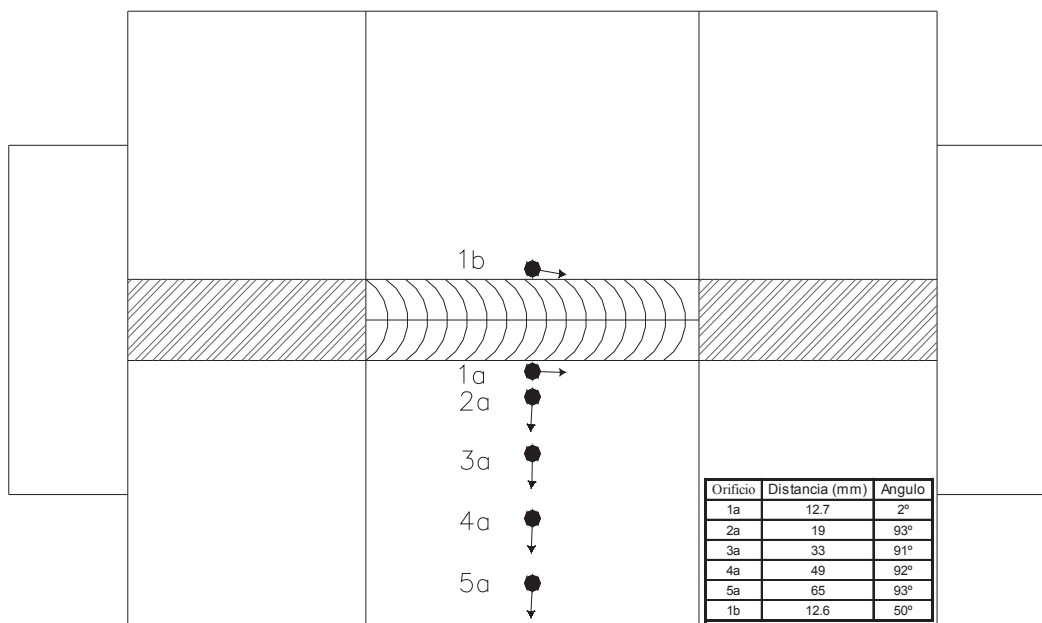


Figura 3.10. Dirección de esfuerzos normales máximos, placa 3 con 1.4 mm de espesor de intercapa de enmantecado.

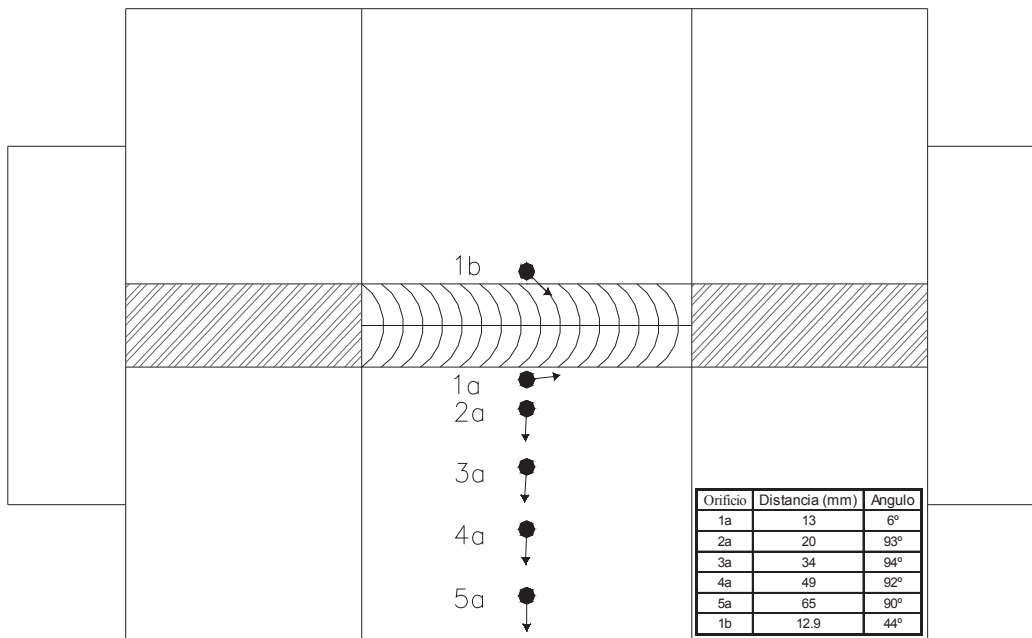


Figura 3.11. Dirección de esfuerzos normales máximos, placa 4 con 2.5 mm de espesor de intercapa de enmantecado.

3.5. Dirección de los Esfuerzos Cortantes Máximos.

En las figuras 3.12, 3.13, 3.14 y 3.15 se representan esquemáticamente las direcciones de los esfuerzos cortantes máximos para las placas 1, 2, 3 y 4, respectivamente.

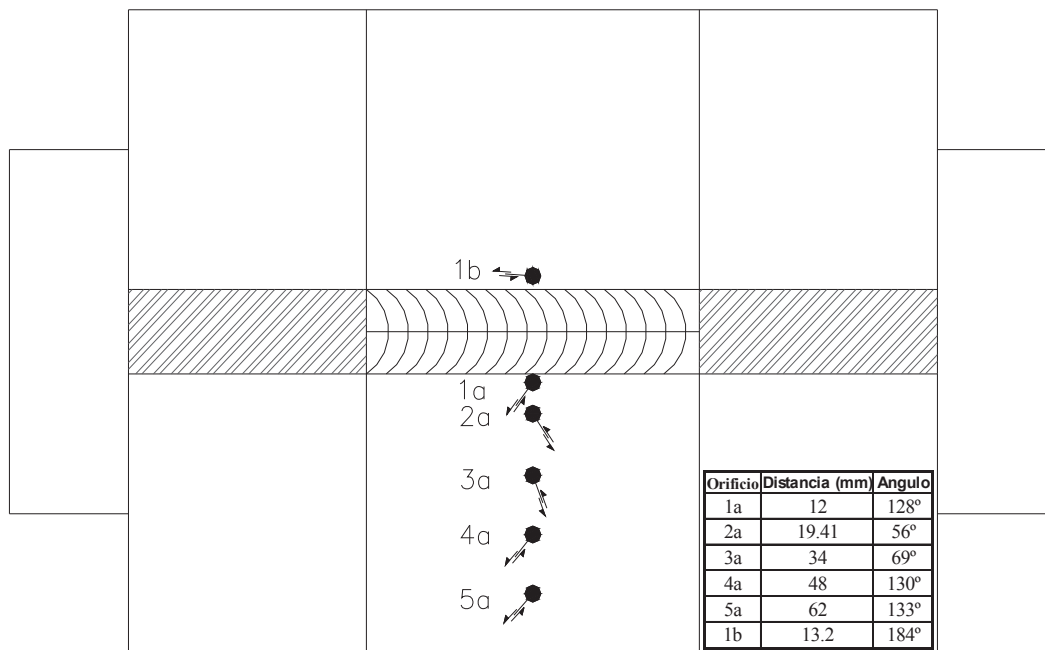


Figura 3.12. Dirección de esfuerzos cortantes máximos, placa 1 sin intercapa de enmantequillado.

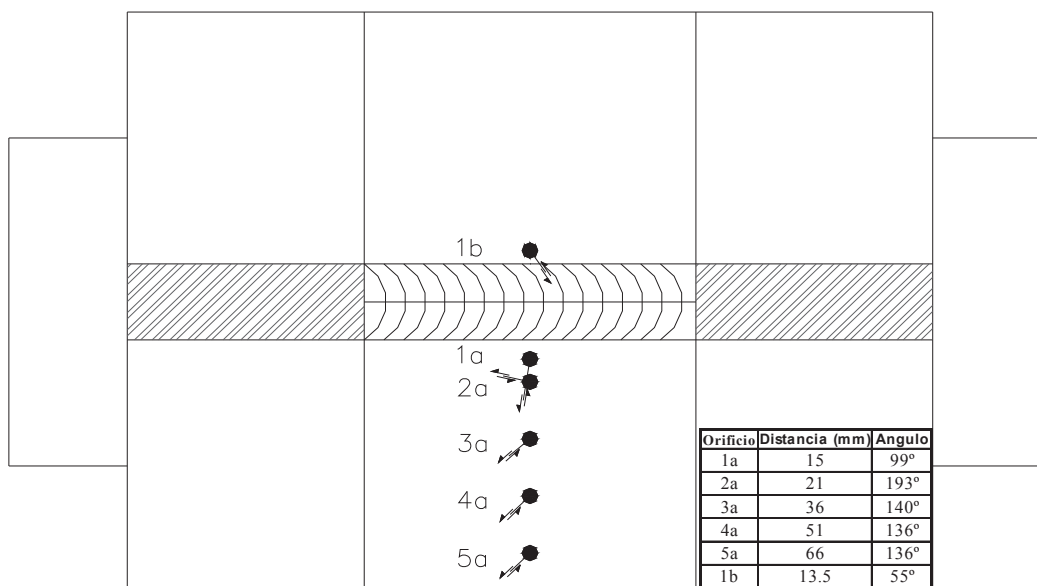


Figura 3.13. Dirección de esfuerzos cortantes máximos, placa 2 con 0.3 mm de intercapa de enmantecillado.

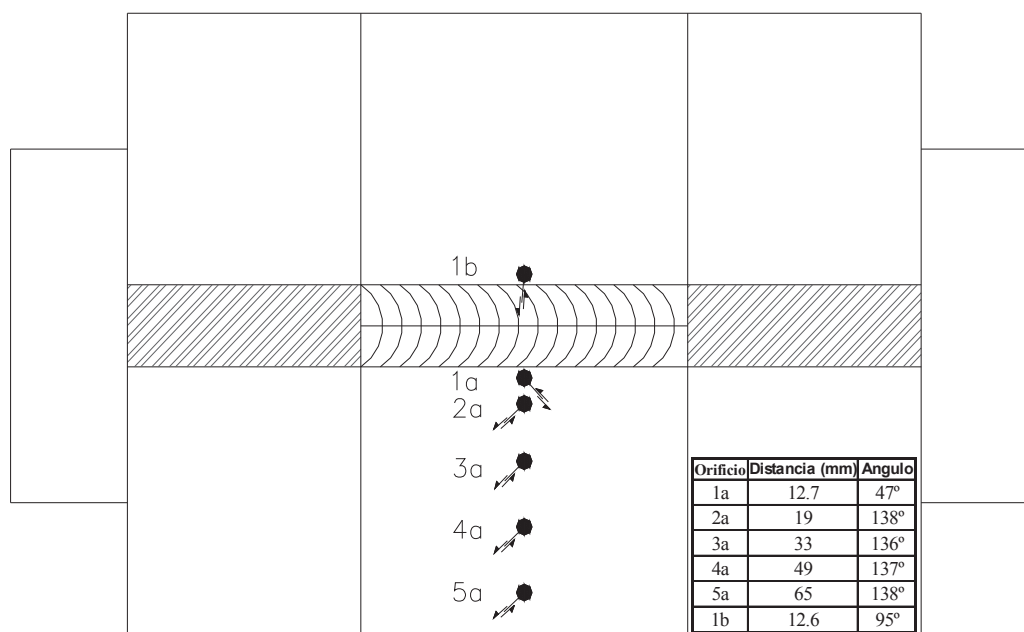


Figura 3.14. Dirección de esfuerzos cortantes máximos, placa 3 con 1.4 mm de intercapa de enmantecillado.

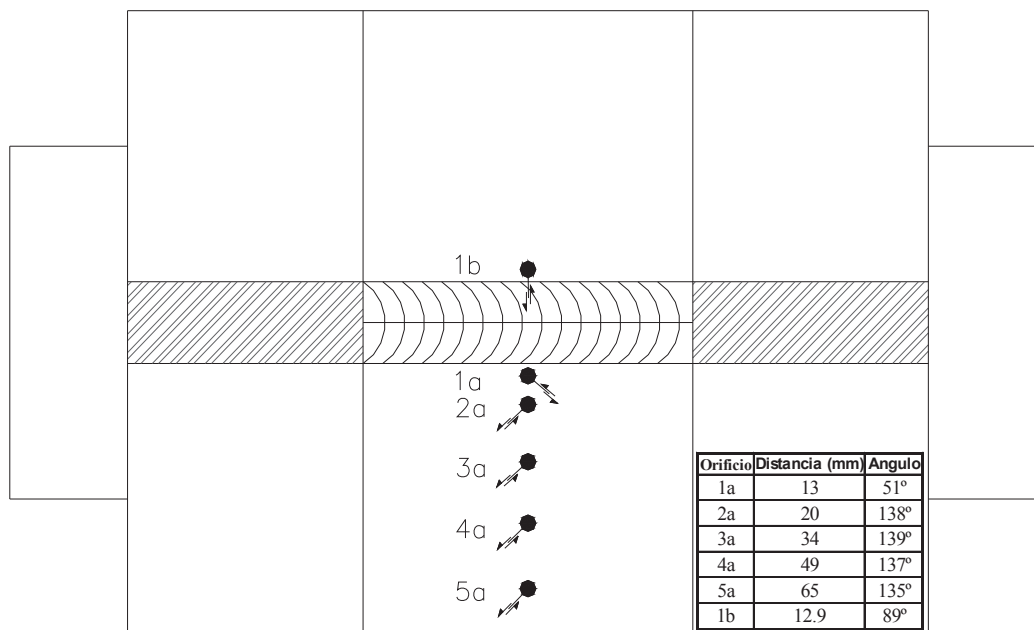


Figura 3.15. Dirección de esfuerzos cortantes máximos, placa 4 con 2.5 mm de intercapa de enmantequillado.

Respecto a la orientación de esfuerzos residuales máximos normales en cada una de las mediciones, esta tiende a tomar un patrón muy marcado en todas las placas, ya que se observa que el esfuerzo principal normal cercano a la línea de soldadura tiende a alinearse con la dirección de avance del cordón de soldadura, mientras que a medida que se aleja, la dirección del esfuerzo tiende a alinearse con la dirección del flujo del calor extraído hasta alcanzar una ubicación totalmente perpendicular al eje del cordón de soldadura. En este caso las variaciones de orientación de esfuerzo en la zona cercana al cordón de soldadura evidencian una inestabilidad de arco, típica del proceso SMAW. Es importante señalar que los esfuerzos cortantes máximos se encuentran a 45° respecto a los esfuerzos normales. En aspectos de Ingeniería de Diseño es trascendental tener un conocimiento amplio y bien fundamentado de la magnitud y orientación de los esfuerzos normales y cortantes máximos, ya que en base a las cargas aplicadas durante el servicio quedará definido el comportamiento del elemento. Fundamentalmente, esta información se debe considerar para evitar fallas anticipadas, tomando en cuenta que los esfuerzos residuales poseen un carácter aditivo. Desafortunadamente, en la mayoría de los casos de diseño de elementos soldados, estos aspectos no son tomados en consideración, limitándose la soldadura solo a una unión libre de defectos.

Un ejemplo típico es el caso de fatiga, donde si el signo del esfuerzo residual es opuesto al de la carga aplicada, la amplitud del esfuerzo dinámico se incrementará, pero en caso contrario, la amplitud de esfuerzo dinámico disminuye, y por lo tanto la carga que soportará será menor, de ser así no resistirá una carga mayor produciéndose la fractura con un bajo número de ciclos.

3.6. Distribución de Temperaturas de la Unión Soldada Mediante FEM.

El método de simulación mediante elemento finito (FEM) es un procedimiento numérico, el cual es usado para obtener soluciones a problemas desde el punto de vista ingenieril, donde se puede llevar a cabo un análisis de esfuerzos, transferencia de calor, electromagnetismo, flujo de fluidos, problemas lineales y/o uniformes, transitorios, así como los no lineales aplicados a análisis de esfuerzos. El origen del FEM data desde 1900, donde un sin número de investigadores usaban aproximaciones de modelos elásticos continuos usando barras elásticas. Sin embargo, Courant⁷⁸ fue el primero en desarrollar el método de elemento finito en un artículo publicado en 1940. ANSYS es una herramienta impresionante y poderosa para la ingeniería ya que es usado para resolver una gran variedad de problemas⁷⁸.

En nuestro caso el problema en estudio está relacionado con el efecto del calor sobre la generación de esfuerzos residuales con el metal base a partir de las inmediaciones con el cordón de soldadura, por esta razón, es importante estudiar y valorar cuáles son las temperaturas aproximadas en los lugares más cercanos al cordón de soldadura, donde el efecto del gradiente térmico es mayor, y donde es muy probable que se genere un agrietamiento, por estas razones la simulación por el método de elemento finito (FEM) pueden ser de gran utilidad para determinar como se lleva a cabo la distribución de temperatura a lo largo de la sección transversal de la probeta.

A continuación se presentan las consideraciones de los valores de las propiedades isotrópicas para la realización de la simulación de distribución de temperaturas. En la tabla 3.6, se presentan los parámetros correspondientes al metal base.

Tabla 3.6. Propiedades isotrópicas para el acero AISI H-13⁷⁹.

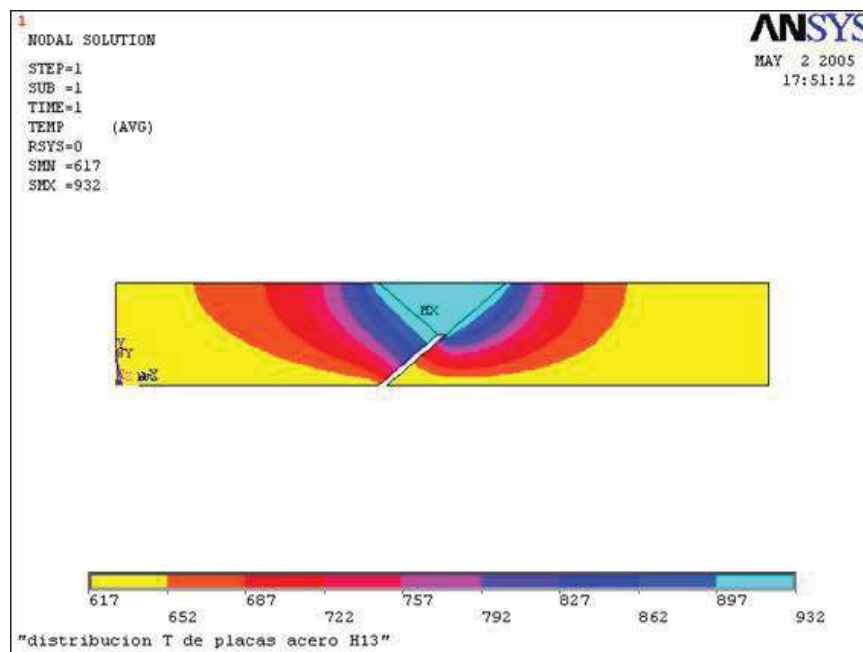
Acero AISI H-13		
Propiedades Isotrópicas	Símbolo ANSYS	Valores
Modulo de Young's	EX	30 (lbs/in ² x10 ⁶)
Densidad	DENS	0.2799 (lb/in ³)
Coeficiente de Expansión Térmica	ALPX	6.8 x10 ⁻⁶ (in/in/°F)
Modulo de Poisson's	PRXY	0.3
Conductividad Térmica	KXX	15 (BTU/hr/ft/°F)
Referencia de Temperatura	REFT	325°C

Los valores de las propiedades isotrópicas de la aleación Co-Cr (stellite), son mostrados en la tabla 3.7.

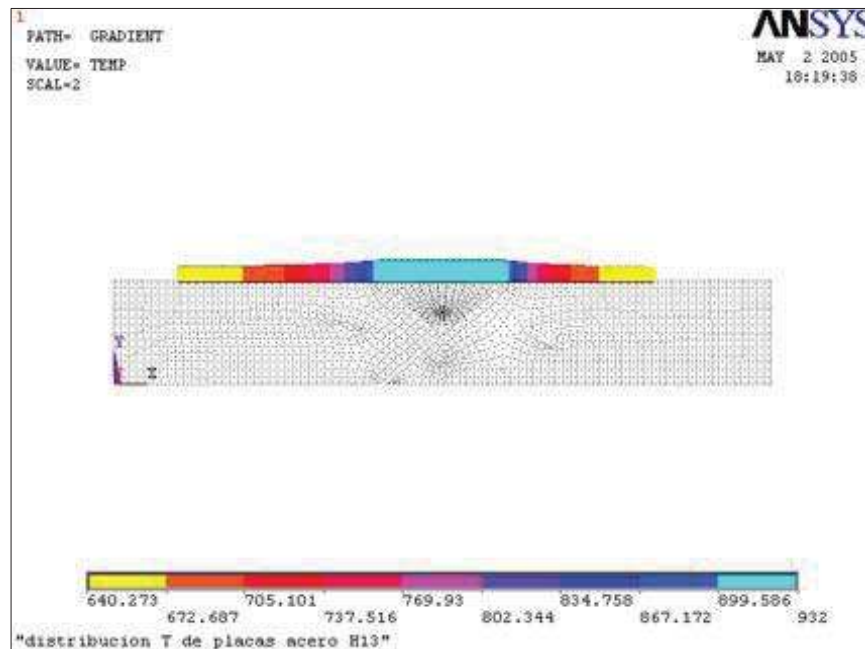
Tabla 3.7. Propiedades isotrópicas para el acero aleación Co-Cr (Stellite)⁷⁹.

Aleación Co-Cr (Stellite)		
Propiedades Isotrópicas	Símbolo ANSYS	Valores
Modulo de Young's	EX	36 (lbs/in ² x10 ⁶)
Densidad	DENS	0.3034 (lb/in ³)
Coeficiente de Expansión Térmica	ALPX	7.9 x10 ⁻⁶ (in/in/°F)
Modulo de Poisson's	PRXY	0.3
Conductividad Térmica	KXX	8.13 (BTU/hr/ft/°F)
Referencia de Temperatura	REFT	325°C

En la figura 3.16, se representa la distribución de temperaturas obtenidas mediante la simulación por el método de elementos finitos a través de la sección transversal de la placa 1, sin intercapa de enmantecillado una vez que ha solidificado la pileta de soldadura.



a)



b)

Figura 3.16. a) Distribución de temperaturas para placa 1 sin intercapa de enmantecillado; b) Otra vista del perfil de la distribución de temperaturas.

La distribución de temperatura determinadas tanto en el material base como en la pileta de soldadura después de la solidificación son bastante aproximadas a las registradas experimentalmente mediante pirómetro láser y lápiz térmico en diferentes puntos de la superficie, lo cual da una buena aproximación de la distribución de temperatura generada a través de la sección transversal de la probeta Tekken.

3.7. Resultados de Mediciones de Dureza

En la figura 3.17 se muestran los resultados de las mediciones de dureza en escala Rockwell C (HRC) para la placa numero 1 (sin de intercapa de enmantecillado) realizadas sobre la superficie de la sección transversal a la misma distancia donde se realizó la medición de esfuerzos residuales.

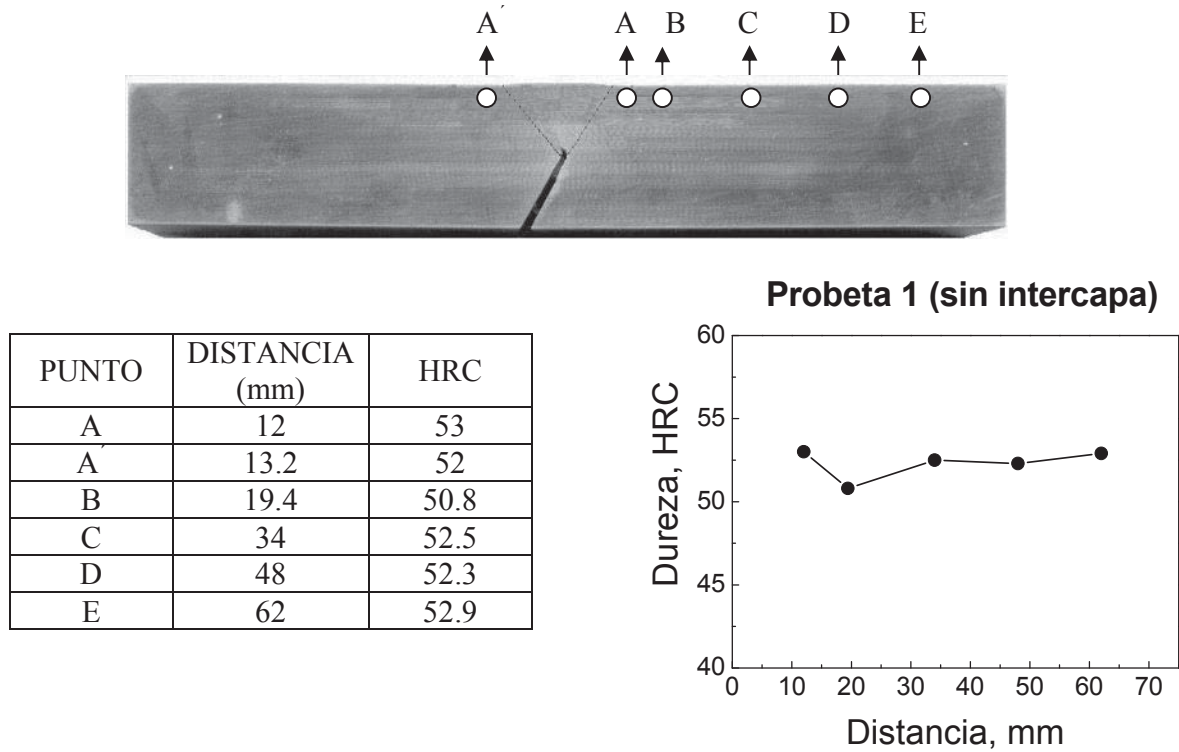


Figura 3.17. Perfil de dureza, placa 1 (Sin enmantequillado).

En las figuras 3.18, 3.19 y 3.20 se muestran los resultados de las mediciones de dureza HRC sobre la superficie de la sección transversal de las probetas 2, 3 y 4, respectivamente. A la misma distancia donde se realizó la medición de esfuerzos residuales.

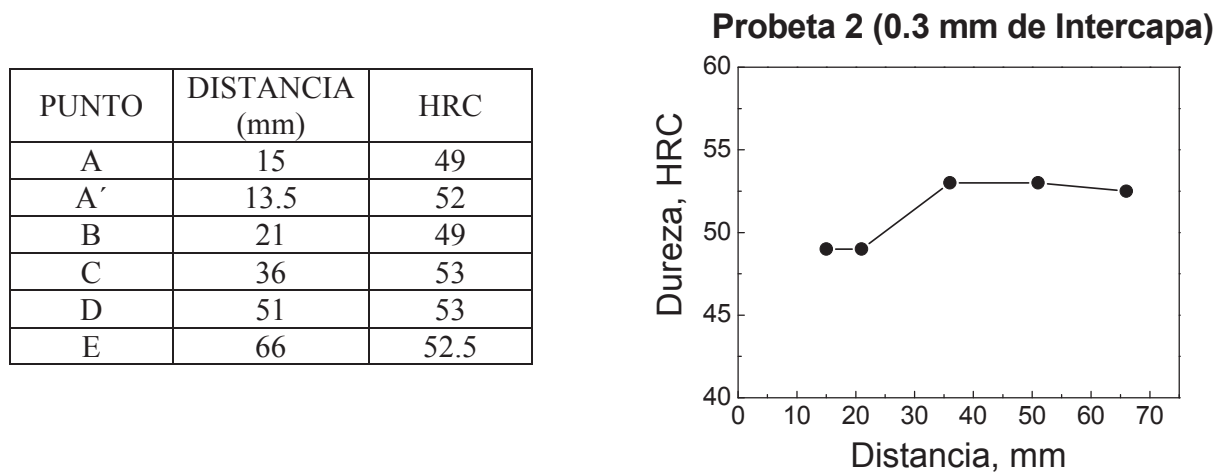


Figura 3.18. Resultados de mediciones de dureza, placa 2, con 0.3 mm de intercapa de enmantequillado.

PUNTO	DISTANCIA (mm)	HRC
A	12.7	52
A	12.6	53
B	19	52.7
C	33	52
D	49	52.1
E	65	53

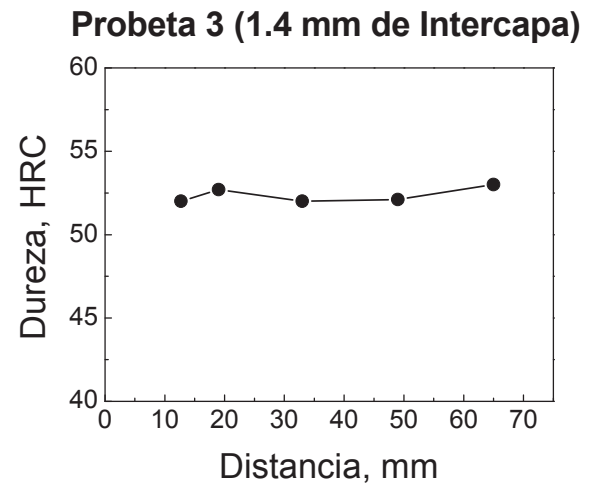


Figura 3.19. Resultados de mediciones de dureza, placa 3, con 1.4 mm de intercapa de enmantequillado.

PUNTO	DISTANCIA (mm)	HRC
A	13	51.4
A	12.9	52
B	20	53.2
C	34	53
D	49	53.5
E	65	54

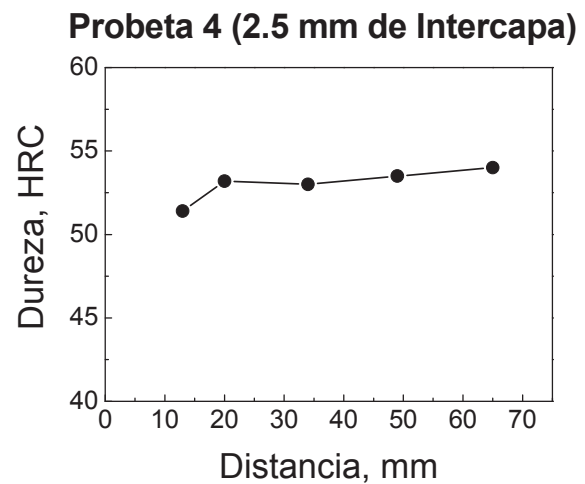
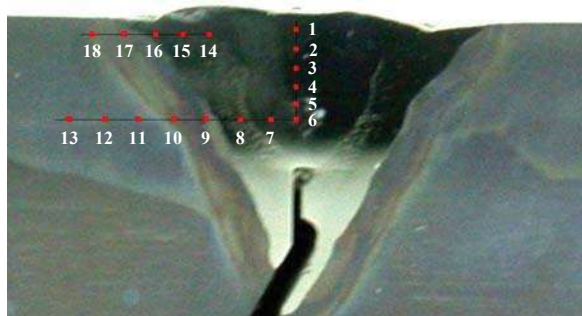


Figura 3.20. Resultados de mediciones de dureza, placa 4, con 2.5 mm de intercapa de enmantequillado.

En las figuras 3.21, 3.22, 3.23 y 3.24 muestran respectivamente los resultados de las mediciones de dureza Rockwell C realizadas en detalle en diferentes puntos de la sección transversal de la unión soldada, que abarcan tanto las soldaduras de relleno, superficial y de intercapa, así como la zona afectada térmicamente.



PUNTO	HRC
1	40
2	39
3	56
4	55.2
5	54
6	52.9
7	56.2
8	56.3
9	56.8
10	44.2
11	43
12	53
13	53
14	39
15	44
16	46
17	51.3
18	52

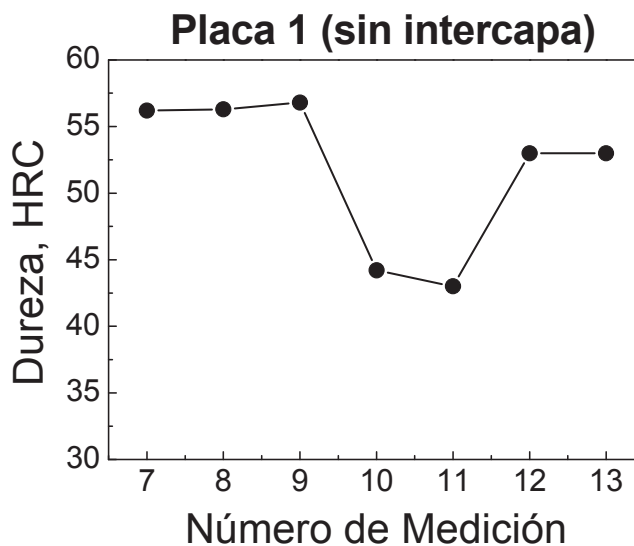
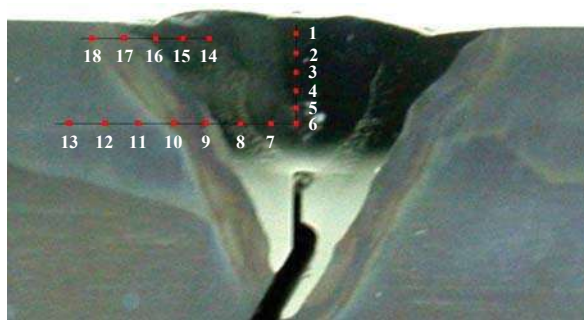


Figura 3.21. Mediciones de dureza Rockwell C para las diferentes fases, placa 1, sin enmantequillado.



PUNTO	HRC
1	39
2	38
3	40
4	55
5	55
6	54.2
7	57
8	56
9	43
10	40
11	53.2
12	54
13	49
14	39
15	38.3
16	45
17	44
18	52

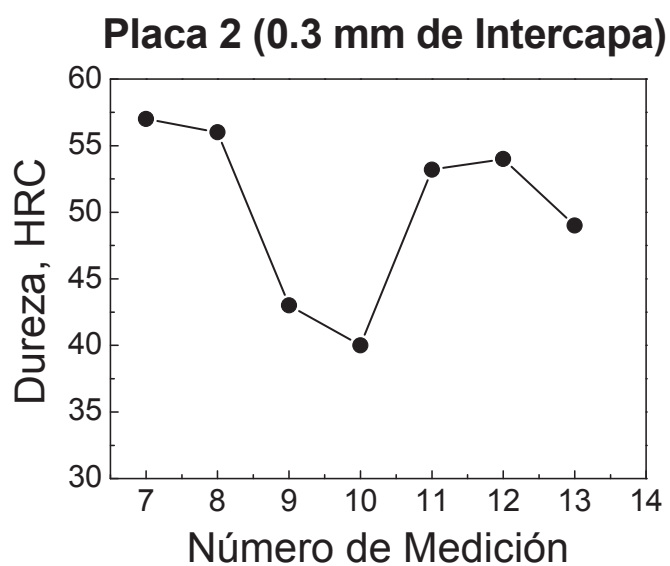
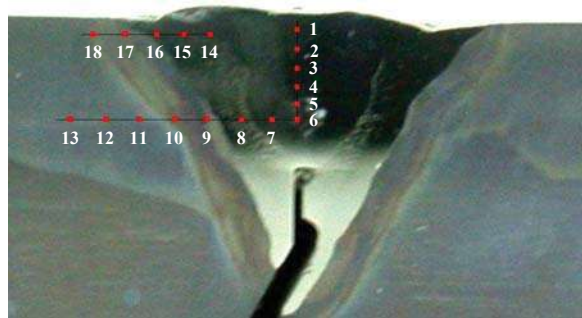


Figura 3.22. Mediciones de dureza Rockwell C para las diferentes fases, placa 2, con 0.3 mm de intercapa de enmantequillado.



PUNTO	HRC
1	36.8
2	35.2
3	38.8
4	46.7
5	55
6	49
7	57
8	36
9	41
10	54.9
11	54
12	53.9
13	54
14	55.6
15	41.5
16	45.5
17	52
18	52

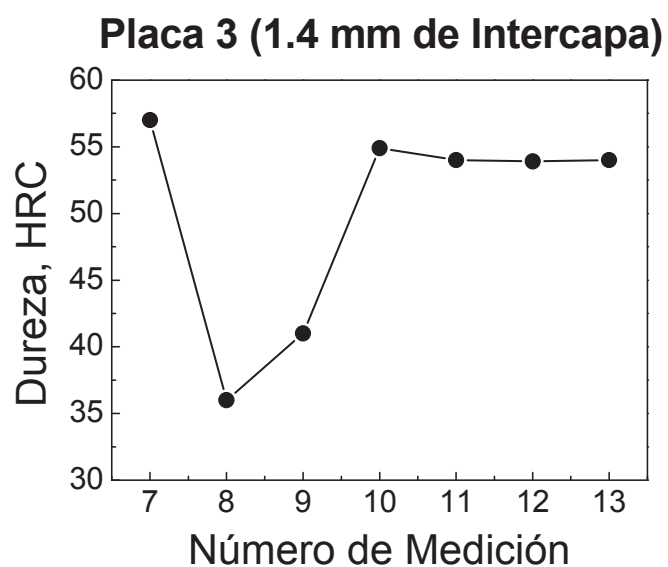
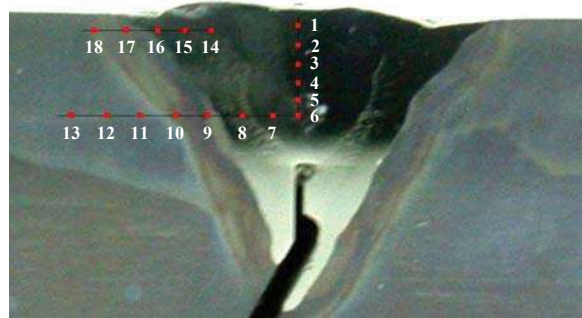


Figura 3.23. Mediciones de dureza Rockwell C para las diferentes fases, placa 3, con 1.4 mm de intercapa de enmantecado.



PUNTO	HRC
1	32
2	38
3	36
4	54.9
5	45.2
6	40.7
7	41
8	36.5
9	45
10	54
11	53.2
12	53
13	54
14	39
15	40
16	37
17	51.7
18	52.5

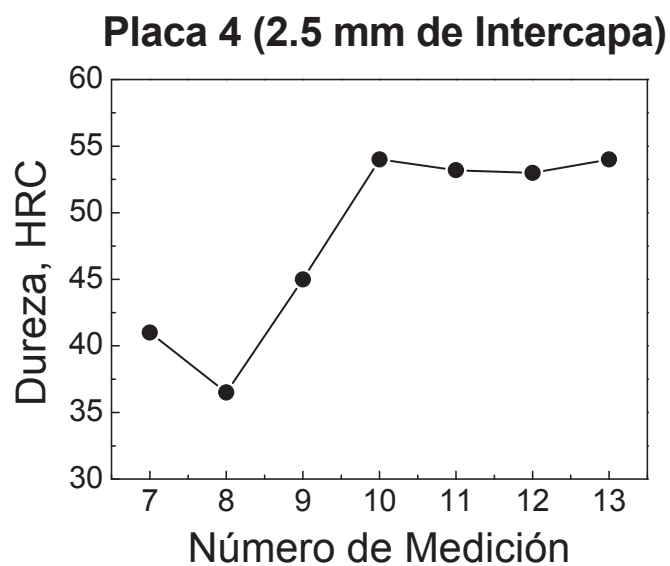


Figura 3.24. Mediciones de dureza Rockwell C para las diferentes fases, placa 4, con 2.5 mm de intercapa de enmantequillado.

En los perfiles de dureza interiores se observa una zona donde el valor disminuye drásticamente, el cual se asocia con el espesor de intercapa de enmantequillado, así como en la región de interfase intercapa-metal base, intercapa-soldadura de relleno, que coincide con la zona parcialmente fundida y parte la zona afectada térmicamente. Es evidente que los valores de dureza más bajos coinciden con la región que abarca la capa de enmantequillado de acero inoxidable austenítico, y esto se asocia con las propiedades mecánicas específicas del acero inoxidable (placas 2, 3 y 4). En el caso de la probeta sin intercapa de enmantequillado, la disminución de dureza se presenta en la ZAT. En general, al alejarse de la unión soldada, el valor de dureza tiende a normalizarse con el valor de la condición de tratamiento térmico de temple más doble revenido.

3.8. Resultados de Análisis Metalográfico

El análisis metalográfico sobre la sección transversal de las uniones soldadas se presentan en las figuras 3.25, 3.26, 3.27 y 3.28 para las probetas 1, 2, 3 y 4, respectivamente. Se presentan las diferentes zonas de soldadura, de recubrimiento aleación Co-Cr “Stellite”, soldadura de relleno acero AISI H-13, soldadura de intercapa de enmantecado de acero inoxidable AISI 312, zona de crecimiento de grano, zona de refinamiento de grano, zona de refinamiento parcial y zona del metal base. En cada probeta se especifica la localización de la metalografía.

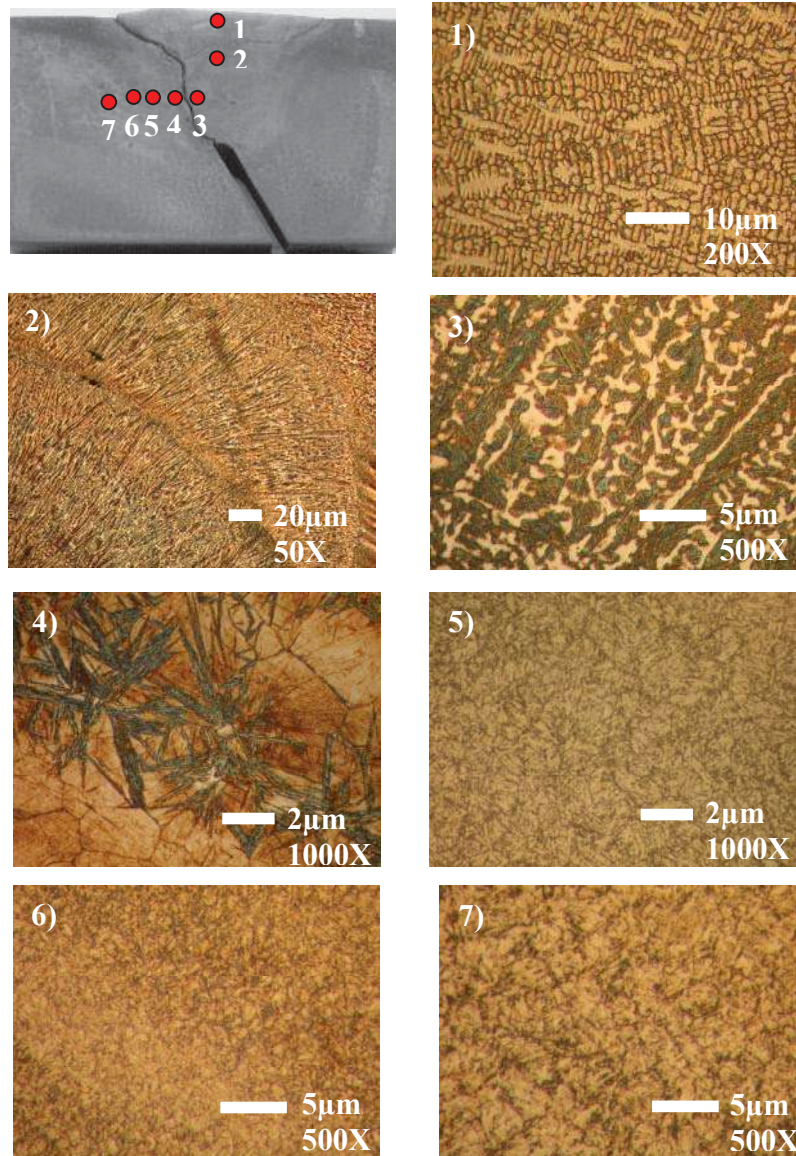


Figura 3.25. Microestructuras en placa 1 sin intercapa de enmantecado. 1) Clara: matriz fase α del sistema Co-Cr (fcc), oscura: partículas de carburos primarios, patrón de solidificación dendrítico (Soldadura superficial); 2) Patrón de solidificación dendrítico (Soldadura de relleno); 3) Matriz martensítica y partículas de carburos esferoidales austenita no transformada (Soldadura de relleno); 4) Martensita y austenita remanente (zona de crecimiento de grano); 5), 6) Martensita más Austenita no transformada + Martensita Revenida (ZAT) y 7) Martensita revenida más carburos (metal base sin afectación de calor).

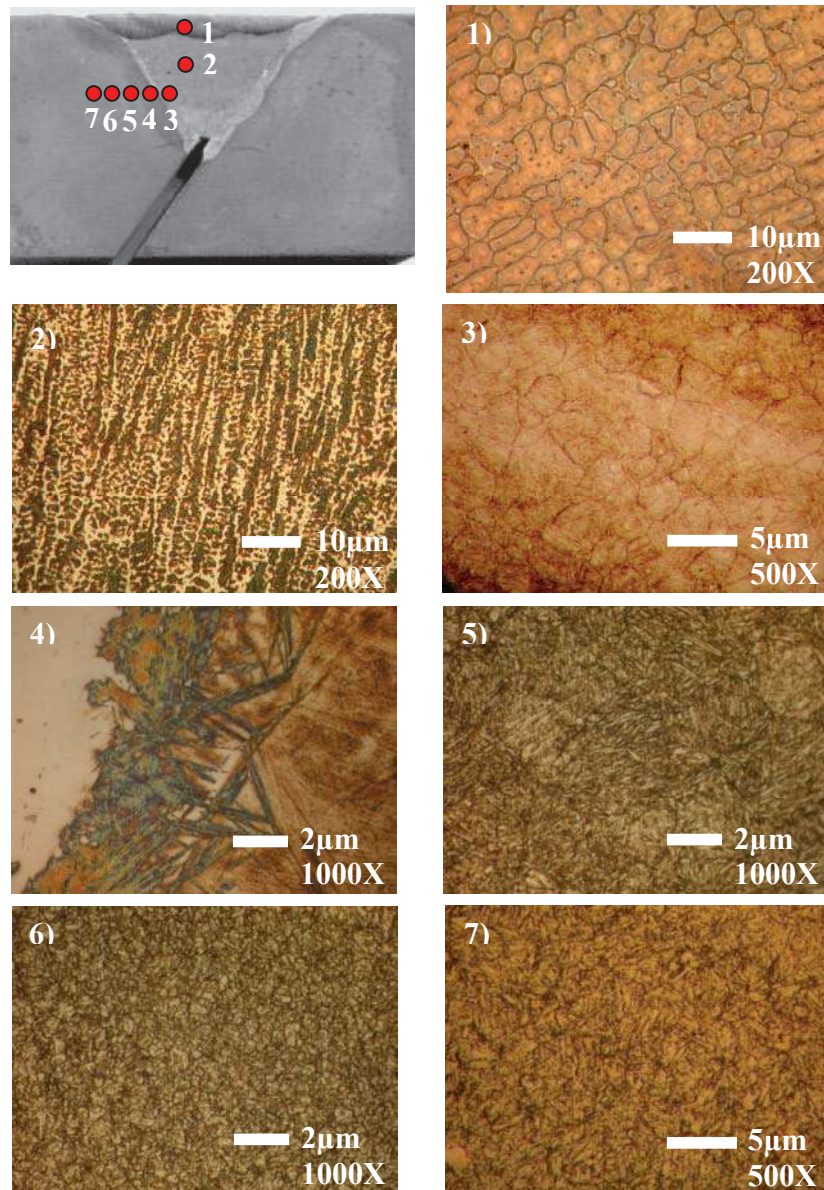


Figura 3.26. Microestructuras placa 2 con 0.3 mm de espesor de intercapa de enmantequillado. 1) Clara: matriz fase α (fcc), del sistema Co-Cr, oscura: partículas de carburos primarios, patrón de solidificación dendrítico (soldadura de recubrimiento); 2) Matriz martensítica y precipitación de carburos (Soldadura de relleno); 3) Grano austenítico con presencia de escasa ferrita y carburos de cromo en límites de grano (Zona parcialmente fundida); 4) Martensita y austenita remanente (Interfase relleno/intercapa); 5) Martensita más austenita retenida (ZAT); 6), 7) Martensita revenida más carburos (Metal base sin afectación de calor).

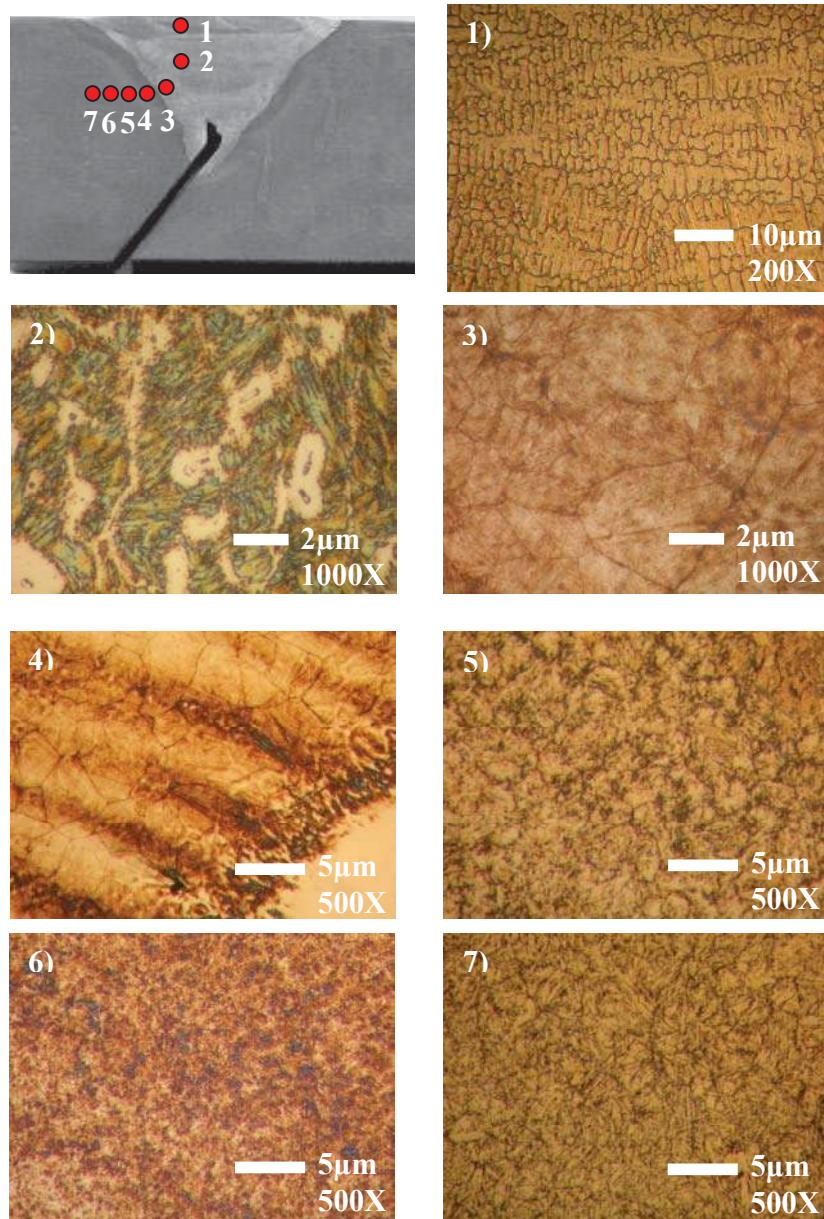


Figura 3.27. Microestructuras para la placa 3 con 1.4 mm de espesor de intercapa de enmantecillado. 1) Clara: matriz fase α del sistema Co-Cr (fcc), oscura: partículas de carburos primarios (soldadura superficial); 2) matriz martensítica y precipitación de algunos carburos, patrón de solidificación dendrítico (Soldadura de relleno); 3) Grano austenítico en presencia de escasa ferrita y carburos de cromo en límites de grano (intercapa acero AISI 312); 4) Grano austenítico (Interfase intercapa/relleno); 5) Martensita + Austenita remanente ZAT; 6), 7) Martensita revenida más carburos (Metal base sin afectación de calor).

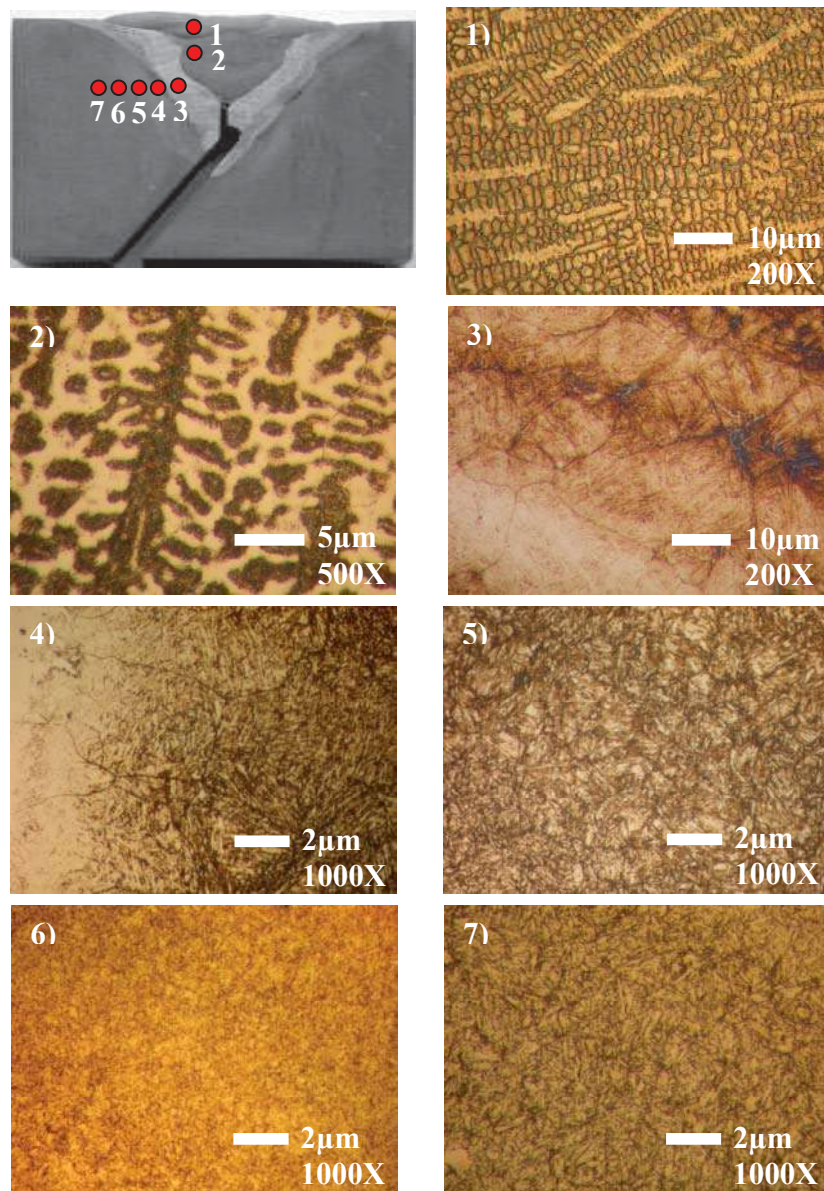


Figura 3.28. Microestructuras para la placa 4 con 2.5 mm de espesor de intercapa de enmantequillado. 1) Clara: matriz fase α del sistema Co-Cr (fcc), oscura: partículas de carburos primarios, patrón de solidificación dendrítico (Soldadura superficial); 2) Matriz martensítica y precipitación de algunos carburos, patrón de solidificación dendrítico (Soldadura de relleno); 3) Grano austenítico en presencia de escasa ferrita y carburos de cromo en límites de grano (Intercapa acero AISI 312); 4) Martensita y austenita (Interfase intercapa/metal base); 5) Martensita + Austenita remanente ZAT; 6), 7) Martensita revenida más carburos (metal base sin afectación de calor).

En general se observa una gran variedad de microestructuras y microconstituyentes, los cuales tienen su origen en las diferencias en composición química, gradientes térmicos y condiciones de enfriamiento. En el caso en particular de la ZAT estas diferencias microestructurales tienen un papel muy importante en la generación de esfuerzos residuales.

Sin embargo la microestructura preponderante es de un grano austenítico burdo en la región de intercapa de enmantecillado, así como la formación de martensita en la interfase con el metal base. A su vez la cantidad de austenita no transformada disminuye al alejarse de la zona afectada térmicamente dando lugar a la estructura de martensita revenida, la cual corresponde a la microestructura del metal base originada por el tratamiento térmico de temple más doble revenido. Los puntos de dureza más bajos están asociados con la fase de austenita de la intercapa y de las regiones donde hay mayor crecimiento de grano.

3.9. Resultados de Análisis Químico por EDS-SEM

En las tablas 3.8, 3.9, 3.10 y 3.11 se presenta la composición química determinada por el método de EDS de line scan para las placas número 1, 2, 3 y 4, respectivamente. En este caso X-X' indica mediciones en dirección horizontal y Y-Y' en dirección vertical tal como se indica en la figura 2.24.

Tabla 3.8. Composición química (% en peso) en los diferentes puntos de análisis de la placa 1 sin intercapa de enmantequillado.

Dirección X-X'		Elementos (% en peso)												
Puntos	Dist. (mm)	C	Si	S	V	Cr	Fe	Mo	Ni	Co	Sr	W	Mn	O
1	0.6	0.30	1.4	-	0.9	6.1	90.0	1.3	-	-	-	-	-	-
2	1.2	0.30	1.3	-	1.9	7.2	87.2	2.1	-	-	-	-	-	-
3	1.8	0.20	1.3	-	0.9	6.1	91.5	-	-	-	-	-	-	-
4	2.4	0.30	1.4	-	1.1	6.4	90.8	-	-	-	-	-	-	-
5	3.0	0.30	1.1	0.7	1.3	7.5	89.1	-	-	-	-	-	-	-
6	3.6	0.30	1.1	-	1.1	6.2	89.8	1.5	-	-	-	-	-	-
7	4.2	0.60	3.8	0.7	1.2	6.6	87.1	-	-	-	-	-	-	-
8	4.8	0.30	1.4	-	1.1	6.1	91.1	-	-	-	-	-	-	-
9	5.4	0.30	1.2	-	1.2	5.9	91.4	-	-	-	-	-	-	-
10	6.0	0.40	1.4	-	1.1	6.1	91.0	-	-	-	-	-	-	-

Dirección Y-Y'		Elementos (% en peso)												
Puntos	Dist. (mm)	C	Si	S	V	Cr	Fe	Mo	Ni	Co	Sr	W	Mn	O
1	0.4	-	1.3	-	1.0	6.7	91.0	-	-	-	-	-	-	-
2	0.8	0.40	1.3	-	1.2	6.7	90.4	-	-	-	-	-	-	-
3	1.2	0.50	1.2	-	1.1	6.3	90.9	-	-	-	-	-	-	-
4	1.6	0.40	0.9	-	1.3	6.1	91.3	-	-	-	-	-	-	-
5	2.0	0.20	1.3	-	1.4	6.9	88.3	1.9	-	-	-	-	-	-
6	2.4	0.50	1.5	-	0.9	6.5	90.6	-	-	-	-	-	-	-
7	2.8	0.68	1.5	-	1.3	6.6	88.3	1.8	-	-	-	-	-	-
8	3.2	0.50	1.2	-	1.2	7.1	88.5	1.5	-	-	-	-	-	-
9	3.6	0.50	1.5	-	-	18.9	33.9	-	-	41	2.3	-	-	1.9
10	4.0	0.30	2.0	-	-	19.6	34.4	-	-	39	2.8	-	-	1.9

Tabla 3.9. Composición química (% en peso) en los diferentes puntos de análisis de la placa 2 con 0.3 mm de espesor de intercapa de enmantequillado.

Dirección X-X'		Elementos (% en peso)												
Puntos	Dist. (mm)	C	Si	S	V	Cr	Fe	Mo	Ni	Co	Sr	W	Mn	O
1	0.6	1.40	1.4	-	1.4	9.1	86.7	-	-	-	-	-	-	-
2	1.2	1.30	1.1	-	0.9	8.8	85.5	1.3	1.1	-	-	-	-	-
3	1.8	0.90	1.0	-	1.0	8.3	86.4	1.5	0.9	-	-	-	-	-
4	2.4	1.00	1.1	-	1.0	8.5	88.4	-	-	-	-	-	-	-
5	3	1.00	1.2	-	1.4	8.9	85.4	2.1	-	-	-	-	-	-
6	3.6	0.70	1.2	0.5	1.5	8.5	87.6	-	-	-	-	-	-	-
7	4.2	0.80	1.5	-	1.0	7.7	87.6	1.6	-	-	-	-	-	-
8	4.8	0.80	1.2	-	0.9	7.9	89.2	-	-	-	-	-	-	-
9	5.4	0.50	1.0	-	1.1	8.8	86.9	1.7	-	-	-	-	-	-
10	6	0.40	1.1	-	1.0	8.3	89.2	-	-	-	-	-	-	-

Dirección Y-Y'		Elementos (% en peso)												
Puntos	Dist. (mm)	C	Si	S	V	Cr	Fe	Mo	Ni	Co	Sr	W	Mn	O
1	0.4	0.40	1.3	0.5	1.2	8.8	86.8	-	1.0	-	-	-	-	-
2	0.8	0.50	1.2	-	-	20.5	72.3	-	5.5	-	-	-	-	-
3	1.2	0.60	1.4	-	0.5	18.3	73.7	-	4.6	-	-	-	0.9	-
4	1.6	1.00	1.2	-	-	5.3	92.5	-	-	-	-	-	-	-
5	2.0	0.40	1.1	0.7	1.3	5.7	90.8	-	-	-	-	-	-	-
6	2.4	0.70	1.4	-	1.3	8.4	88.2	-	-	-	-	-	-	-
7	2.8	0.9	1.2	-	1.4	8.9	85.2	2.4	-	-	-	-	-	-
8	3.2	1.00	2.1	-	-	21.4	37.8	-	-	35.1	1.5	1.1	-	-
9	3.6	0.70	1.3	-	-	20.8	35.2	-	-	38.5	-	3.5	-	-
10	4.0	0.70	1.9	0.4	-	20.5	36.3	-	-	40.2	-	-	-	-

Tabla 3.10. Composición química (% en peso) en los diferentes puntos de análisis de la placa 3 con 1.4 mm de espesor de intercapa de enmantecado.

Dirección X-X'		Elementos (% en peso)												
Puntos	Dist. (mm)	C	Si	S	V	Cr	Fe	Mo	Ni	Co	Sr	W	Mn	O
1	0.6	1.10	1.1	-	1.0	9.8	85.6	-	1.4	-	-	-	-	-
2	1.2	0.60	1.1	-	0.9	10.2	83.1	1.3	2.0	-	-	-	0.8	-
3	1.8	0.30	1.2	-	0.9	10.7	84.6	-	1.5	-	-	-	0.8	-
4	2.4	0.40	1.4	0.6	1.2	11.4	82.5	-	1.6	-	-	-	0.9	-
5	3	0.50	1.1	-	1.0	10.3	85.4	-	1.7	-	-	-	-	-
6	3.6	0.70	1.4	-	0.9	23.2	68.2	-	4.7	-	-	-	0.9	-
7	4.2	0.50	1.3	-	-	19.6	72.8	-	4.7	-	-	-	1.1	-
8	4.8	0.60	1.1	-	-	19.5	73.3	-	5.5	-	-	-	-	-
9	5.4	0.50	1.1	-	0.6	18.7	74.6	-	4.5	-	-	-	-	-
10	6	0.50	1.3	-	0.9	5.1	92.2	-	-	-	-	-	-	-

Dirección Y-Y'		Elementos (% en peso)												
Puntos	Dist. (mm)	C	Si	S	V	Cr	Fe	Mo	Ni	Co	Sr	W	Mn	O
1	0.4	0.50	1.2	-	0.7	10.1	84.6	1.4	1.5	-	-	-	-	-
2	0.8	0.90	1.0	0.9	1.0	9.6	86.6	-	-	-	-	-	-	-
3	1.2	1.20	1.3	-	1.2	8.6	87.7	-	-	-	-	-	-	-
4	1.6	1.40	1.2	-	0.9	8.3	88.2	-	-	-	-	-	-	-
5	2.0	0.80	1.2	-	1.0	8.5	87.0	1.5	-	-	-	-	-	-
6	2.4	0.20	0.9	-	1.1	9.8	84.8	2.0	1.2	-	-	-	-	-
7	2.8	0.50	1.2	-	1.0	8.7	88.6	-	-	-	-	-	-	-
8	3.2	0.70	1.9	-	-	21.0	31.7	-	-	42.4	2.3	-	-	-
9	3.6	0.80	1.2	-	-	20.1	33.7	-	-	41.3	-	2.9	-	-
10	4.0	0.80	1.2	-	1.2	31.6	29.8	-	-	30.1	-	5.3	-	-

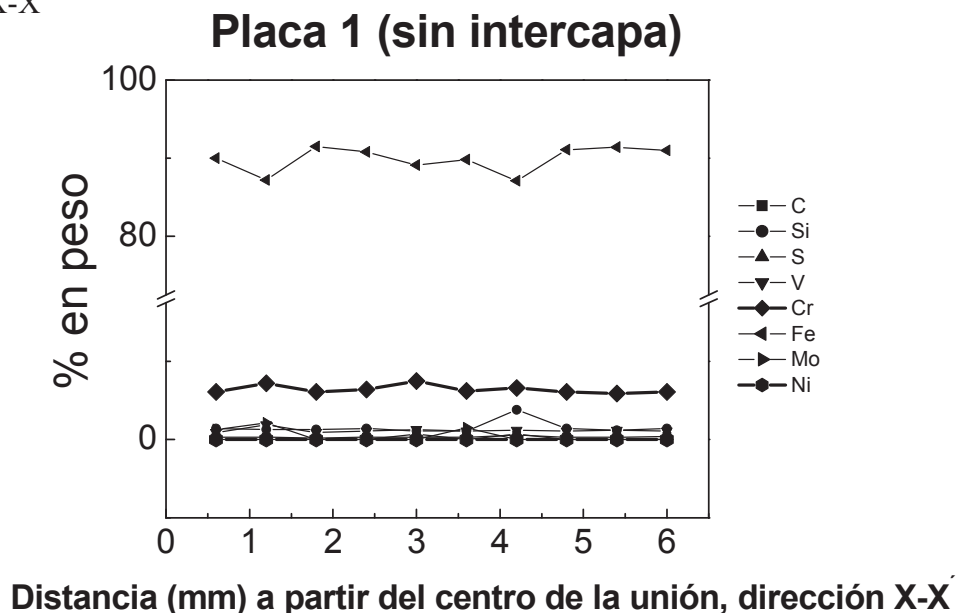
Tabla 3.11. Composición química (% en peso) en los diferentes puntos de análisis de la placa 4 con 2.5 mm de espesor de intercapa de enmantecillado.

Dirección X-X'		Elementos (% en peso)												
Puntos	Dist. (mm)	C	Si	S	V	Cr	Fe	Mo	Ni	Co	Sr	W	Mn	O
1	0.6	0.30	1.2	-	1.2	9.6	86.8	-	0.9	-	-	-	-	-
2	1.2	0.30	1.3	-	1.2	10.2	85.6	-	1.4	-	-	-	-	-
3	1.8	0.30	1.3	-	1.4	10.8	84.7	-	1.5	-	-	-	-	-
4	2.4	0.30	1.2	-	1.0	10.4	85.9	-	1.2	-	-	-	-	-
5	3	0.30	1.5	-	1.1	11.1	82.8	1.7	1.5	-	-	-	-	-
6	3.6	0.20	1.0	-	-	21.1	71.6	-	6.1	-	-	-	-	-
7	4.2	0.30	1.3	-	-	20.7	71.6	-	6.1	-	-	-	1.3	-
8	4.8	0.30	1.3	-	0.6	18.2	75.1	-	4.5	-	-	-	-	-
9	5.4	0.30	1.1	-	-	16.8	77.5	-	4.3	-	-	-	-	-
10	6	-	1.0	0.6	1.0	5.3	92.1	-	-	-	-	-	-	-

Dirección Y-Y'		Elementos (% en peso)												
Puntos	Dist. (mm)	C	Si	S	V	Cr	Fe	Mo	Ni	Co	Sr	W	Mn	O
1	0.4	0.3	1.5	-	0.8	15.1	79.1	-	3.2	-	-	-	-	-
2	0.8	0.4	1.6	-	1.1	10.9	84.3	-	1.7	-	-	-	-	-
3	1.2	0.2	1.3	-	1.0	10.5	85.0	-	2.0	-	-	-	-	-
4	1.6	-	1.3	-	1.3	10.3	85.3	1.8	-	-	-	-	-	-
5	2.0	0.2	1.1	-	1.3	10.1	85.9	-	1.4	-	-	-	-	-
6	2.4	0.3	1.1	-	0.9	9.9	86.4	-	1.4	-	-	-	-	-
7	2.8	0.4	1.4	-	0.6	24.8	36.6	-	-	32.0	-	4.2	-	-
8	3.2	0.7	1.1	-	0.7	29.1	30.6	-	-	29.2	-	7.4	-	1.2
9	3.6	0.4	1.3	-	-	21.8	36.4	-	-	35.4	-	4.7	-	-
10	4.0	-	1.4	-	-	21.8	34.3	-	-	36.8	-	3.7	-	2.0

En las figuras 3.29, 3.30, 3.31 y 3.32 se muestran gráficamente la composición química realizada por line scann en las direcciones X-X' y Y-Y' a partir del centro de la unión soldada, para las placa 1, 2, 3 y 4, respectivamente.

a) Dirección X-X'



Dirección Y-Y'

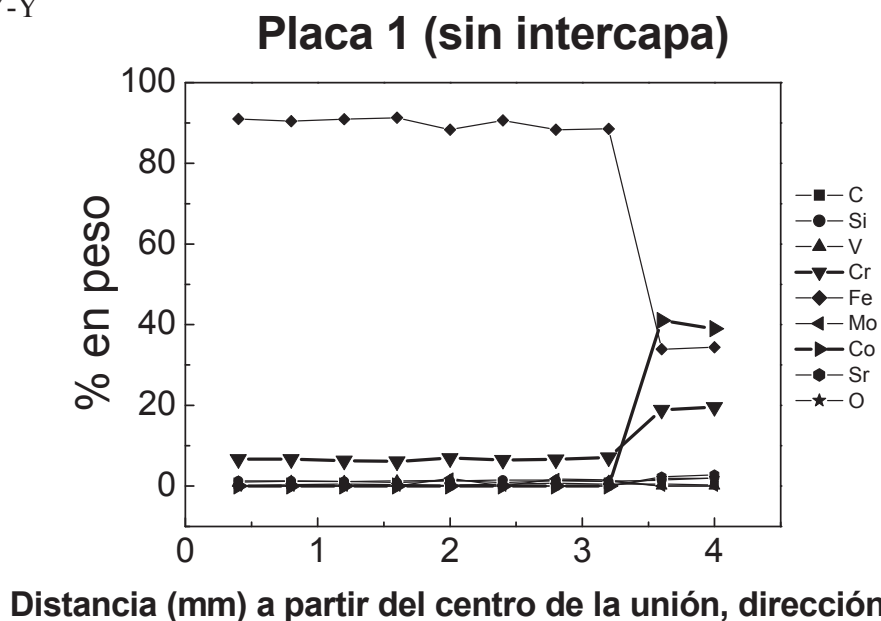
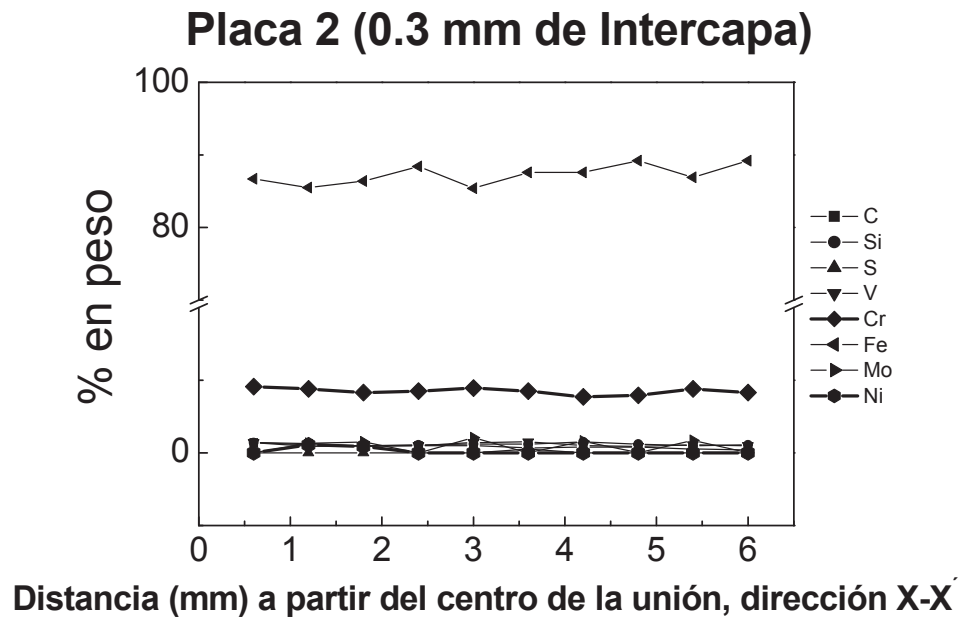


Figura 3.29. Composición química (% en peso) en función de la distancia a partir del centro de la unión en probeta 1 sin intercapa de enmantequillado a) Dirección horizontal, X-X'; b) Dirección vertical, Y-Y'.

Dirección X-X'



Dirección Y-Y'

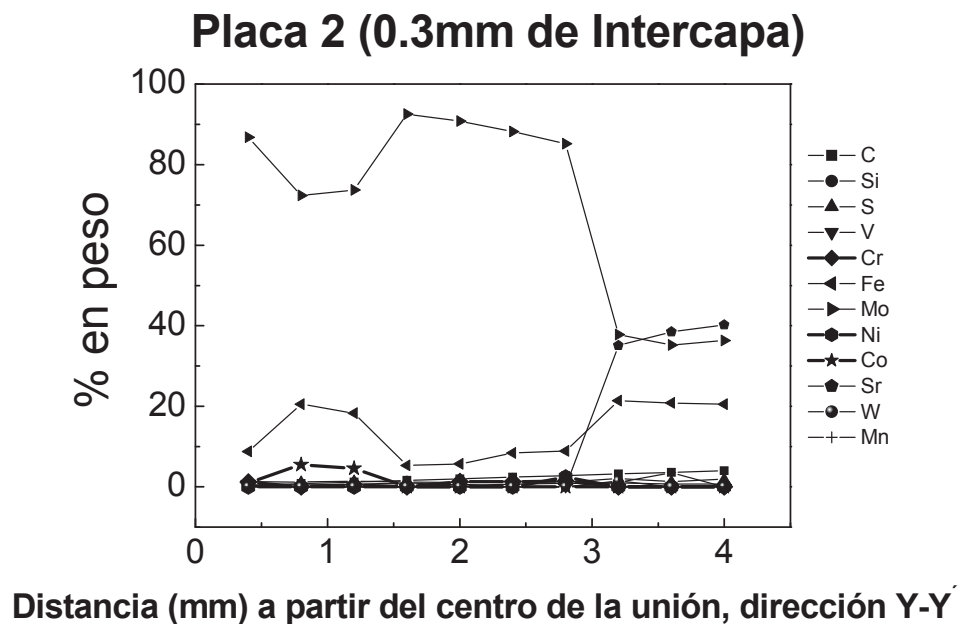
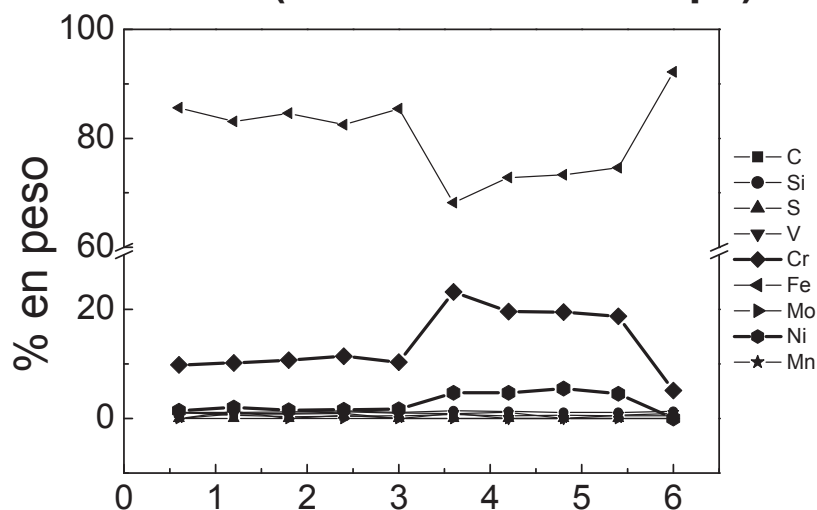


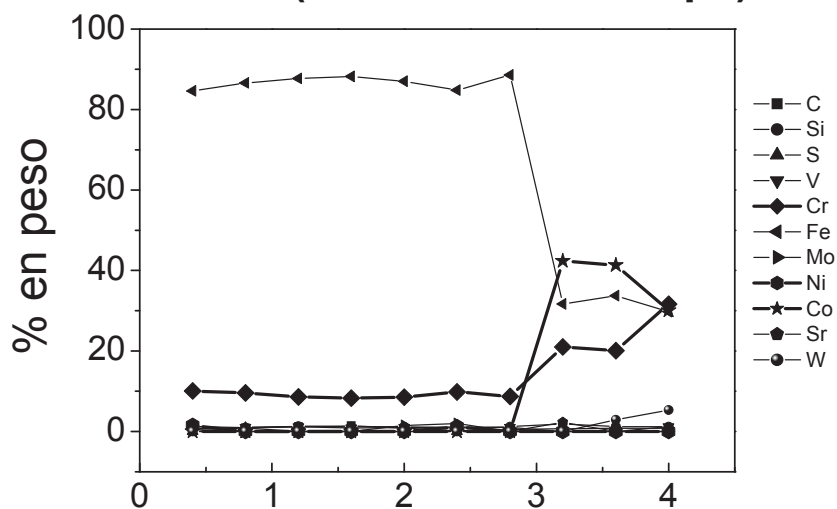
Figura 3.30. Composición química (% en peso) en función de la distancia a partir del centro de la unión en probeta 2 de 0.3 mm de enmantecado a) Dirección horizontal, X-X' ; b) Dirección vertical, Y-Y'.

Dirección X-X'

Placa 3 (1.4 mm de Intercapa)

Distancia (mm) a partir del centro de la unión, dirección X-X'

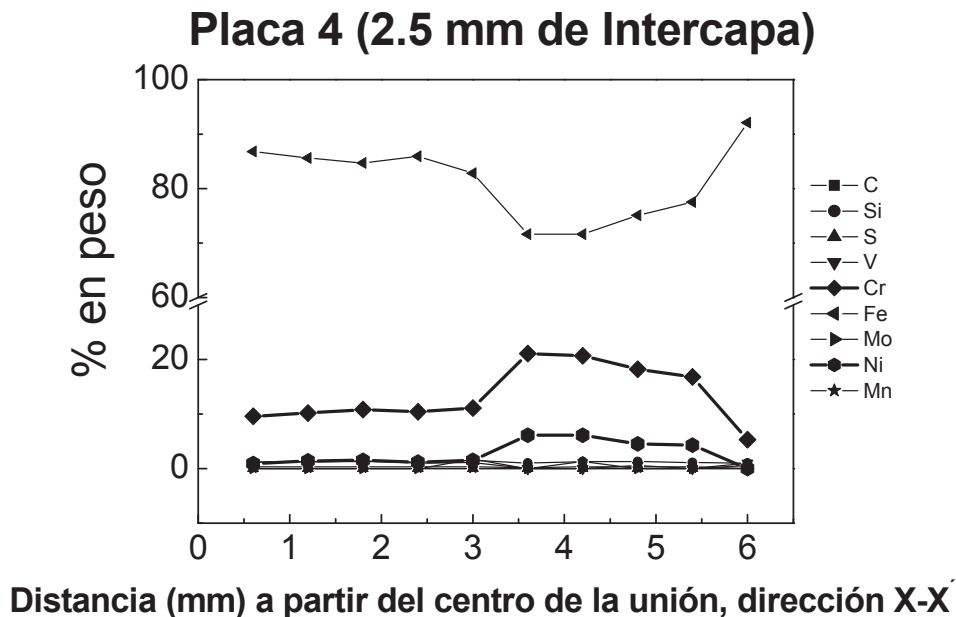
Dirección Y-Y'

Placa 3 (1.4 mm de Intercapa)

Distancia (mm) a partir del centro de la unión, dirección Y-Y'

Figura 3.31. Composición química (% en peso) en función de la distancia a partir del centro de la unión en probeta 3 de 1.4 mm de enmantequillado a) Dirección horizontal, X-X'; b) Dirección vertical, Y-Y'.

Dirección X-X'



Dirección Y-Y'

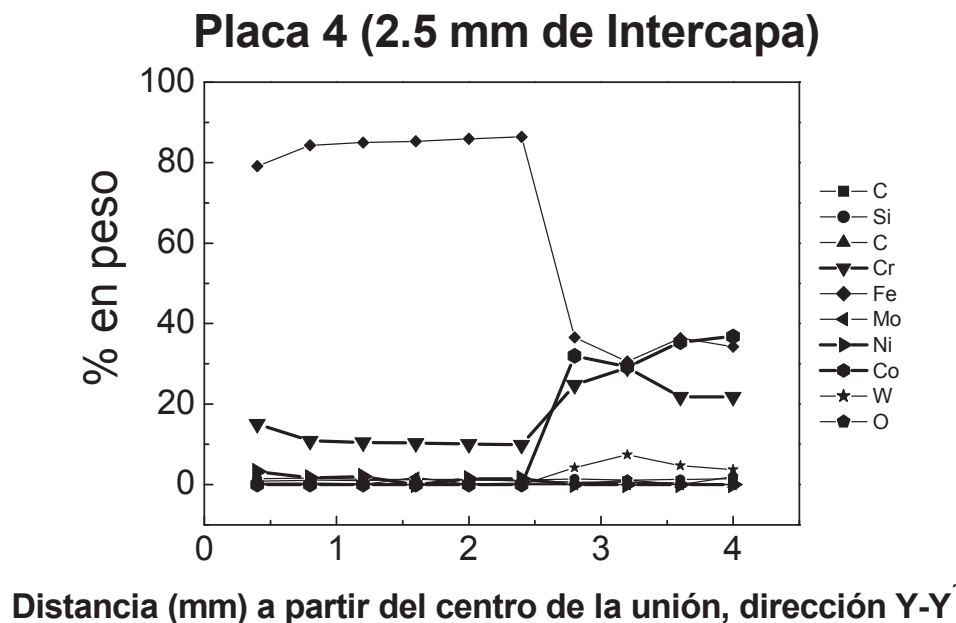


Figura 3.32. Composición química (% en peso) en función de la distancia a partir del centro de la unión en probeta 4 de 0.3 mm de enmantecado a) Dirección horizontal, X-X' ; b) Dirección vertical, Y-Y'.

Los resultados de análisis químico por EDS en ambas direcciones, muestran que en general se presenta bastante dilución. Por ejemplo, en el caso de la intercapa de enmantequillado de 0.3 mm de espesor, la dilución es tan alta que prácticamente se ha perdido entre el metal base y soldadura de relleno. En el caso donde se presentan grandes incrementos de Cr y Ni para las placas 2, 3 y 4 en la dirección X-X' se asocia con la intercapa de enmantequillado y los altos incrementos de Cr y Co en la dirección Y-Y' se asocian con la soldadura de recubrimiento (Stellite). Los distintos niveles de elementos aleantes en la unión dan como consecuencia un nivel elevado de segregación.

En el caso de la soldadura de recubrimiento superficial (aleación base Co-Cr), se detecta la presencia de Sr y cantidades apreciables de W. En la mayoría de los casos el V y Si se mantienen constantes.

CAPITULO IV Conclusiones

1. Los valores de esfuerzos residuales máximos medidos en la zona afectada térmicamente son de tensión. El esfuerzo residual máximo se encuentra en las cercanías del cordón de soldadura. Se corrobora que a medida que se aleja del centro de la unión soldada el esfuerzo residual disminuye gradualmente hasta valores de estabilización mínimos en el material base no afectado térmicamente de (20.6 a 53.0 MPa).
2. El aumento de espesor de intercapa de acero inoxidable AISI 312 tiene un efecto importante en la prevención de agrietamiento en caliente en la pileta de soldadura (efecto amortiguamiento). El aumento del espesor de la intercapa de enmantequillado de acero inoxidable AISI 312, aumenta ligeramente el nivel de esfuerzos residuales en la zona afectada térmicamente (ZAT) desde 315 hasta 399.2 MPa, lo cuál se atribuye al efecto barrera térmica de la intercapa utilizada.
3. Los esfuerzos residuales presentes son originados, en mayor proporción, por transformación de fase no homogénea, gradientes químicos y térmicos, generados durante el proceso de soldadura, y se corrobora con la gran variedad de microestructuras presentes, así como los distintos valores de dureza.
4. Los esfuerzos residuales tienden a alinearse en dirección paralela al avance del cordón en la zona cercana a la pila de soldadura, mientras que a medida que se aleja del centro de la unión la tendencia es a alinearse perpendicularmente.
5. Los incrementos de Cr y Ni en la dirección X-X' se asocian con la intercapa de enmantequillado y para los incrementos de Cr y Co en la dirección Y-Y' se asocian con la soldadura de relleno. La consecuencia de los distintos niveles de elementos aleantes en la unión soldada origina que se de un nivel elevado de segregación.
6. El espesor de la intercapa de acero inoxidable AISI 312 crítico por encima del cual no se produce agrietamiento en caliente es de 1.4 mm.
7. En general se determino que el espesor de la intercapa de enmantequillado usada tiene un efecto más significativo en la prevención de fisuración en caliente en la pileta de soldadura que en la disminución de esfuerzos residuales en la zona afectada térmicamente.

CAPITULO V Recomendaciones para Trabajo Futuro

1. Comprobar las mediciones de esfuerzos residuales por métodos no destructivos tales como difracción de rayos-X ó ultrasonido.
2. Realizar la evaluación de esfuerzos residuales, luego de tratamiento térmico de post-soldadura.

Referencias

- 1 J. Lu, M. R. James: in *Handbook of Measurement of Residual Stresses*, Edited by Jian Lu, Society for Experimental Mechanics, Inc. (1996), pp. 1-4, 225-231.
- 2 H. K. D. H. Bhadeshia: *Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel*, Edited by G. Totten, M. Howes and T. Inoue, American Society of Materials International, (2002), pp. 1-10, 12, 118.
- 3 P. J. Withers and H. K. D. H. Bhadeshia: Residual Stress Part 1 Measurement Techniques., *Materials Science and Technology*, Vol. 17, (2001), pp. 335-375.
- 4 W. Zinn and B. Shholtes: in *Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel*, Edited by G. Totten, M. Howes and T. Inoue, American Society of Materials International, (2001), pp. 31-34, 391-396.
- 5 C. Ruud: *Handbook of Residual Stress and Deformation Steel*, Edited by G. Totten, M. Howes y T. Inoue, American Society of Materials International, (2001), pp. 110-113.
- 6 JIS: *Method of Y-Groove Weld Cracking Test: JIS Z 3158*, Japanese Industrial Standard, (1993).
- 7 G. S. Schajer., *Hole Drilling Residual Stress Calculation Program*, H-Drill Versión 2.22, (2001).
- 8 F. A. Kandil, J. D. Lord, A. T. Fry and P. V. Grant., in *A Review of Residual Stress Measurement Methods., A Guide to Technique Selection.*, NPL Materials Centre, (2001), pp.1-3.
- 9 Jian Lu: in *Handbook of Measurement of Residual Stresses*, Edited by Jian Lu, Society for Experimental Mechanics, Inc. (1996), pp. 1- 7, 35-37.
- 10 D. W. Borland: in Residual Stress Measurement Methods, Limitations and Significance, *Proc 2nd Australian Int. Conf. Surface Engineering*, Adelaide, March 1994, pp. 114-121. Also published in *Quality Control and Assurance in Advanced Surface Engineering*, Inst of Materials, (1997), pp. 113-125.
- 11 I. C. Noyan: Defining Residual Stress in Thin Film Structures., *Advances in X-Ray Analysis*, vol. 35, pp. 461-473.
- 12 P. J. Withers and H. K. D. H. Bhadeshia: Residual Stress Part 2 Measurement Techniques, *Materials Science and Technology*, Vol. 17, (2001), pp. 366-375.
- 13 C. O. Rudd: Residual Stress and Their Measurement., *Proc. 1st Int. Conf. on Quenching & Control of Distortion*, Chicago, Illinois, USA, Sep. (1992), pp. 193-198.

- 14 I. C. Noyan: Defining Residual Stress in Thin Film Structures, *Advances in X-ray Analysis*, Vol. 35, pp. 461-473.
- 15 E. O. Brien: *Residual Stresses Friend and Foe- A Civil Aircraft Perspective*, ICRS-6, Oxfor, UK, Vol. 1, July (2000), pp. 13-21, 10-12.
- 16 W. E. Littmann: Measurements and Significance of Residual Macrostress in Steel, SAE 793 A, *Proc. Of the Automatic Eng. Cong*, Detroit, MI, January (1964), pp. 13-17.
- 17 W. H. Friske: in *Shot Peening to Prevent the Corrosion of Austenitic Stainless Steels*, Rockwell International Corporation, (1975), pp. 345.
- 18 E. Heyn and O. Bauer: On Stresses in Cold Drawn Metal., *International Zeitschrift fur Metallographic 1*, (1911), pp. 16-50.
- 19 Ch. J. García: en “*Evaluación de Esfuerzos Residuales de Uniones Soldadas de Acero H-13 Mediante la Técnica de Hole Drilling Según Norma ASTM E-837*”, Tesis de Licenciatura, Facultad de Ingeniería Mecánica, Enero (2005), pp. 25-35.
- 20 E. Stablein: Stress Measurements on Billets Quenched from One Side, *Stahl und Eisen*, 52, (1932), pp. 15-17.
- 21 R. G. Treuting and W. T. Read Jr.: A Mechanical Determination of Biaxial Residual Stress in Sheet Materials, *Jour. of App. Phys.*, Vol. 22, (1951), pp. 130.
- 22 E. Siebel and M. Pfender: in *Arch Eisenhüttenw*, 7, (1933-1934), pp. 407.
- 23 D. Rosenthal and J.T. Norton: in A Method of Measuring Triaxial Residual Stresses in Plates, *The Welding Journal*, Vol. 23, (1945), pp. 295.
- 24 Y. Ueda, K. Fukuda and S. Endo: in A Study of the Accuracy of Estimated Residual Stresses by the Existing Measuring Methods, *Trans. JWRI* (Welding Research Institute of Osaka Univ. Japan), Vol.4, No.2, (1975), pp. 117-121.
- 25 J. R. Stoker and P. J. Moir: *The use of Finite Element Analysis and Strain Gage Measurements in the Determination of Residual Stress*, International Conference, Udine, Italy, (1974).
- 26 E. F. Rybicki, J. R. Shadley and W. S. Shealy: A Consistent Splitting Model for Experimental Residual Stress Analysis, *Experimental Mechanics*, December (1983), pp. 483-446.
- 27 W. S. Shealy, J. R. Shadley and E. R. Rybicki: in An Improved Back Computation Procedure for the Parting-Out Step of a Destructive Method for Measuring Residual Stresses in Pipes, *Strain*, August (1986), pp.117-122.

- 28 E. F. Rybicki, and J. R. Shadley: A Three Dimensional Finite Element Evaluation of a Destructive Experimental Method for Determining Through Thickness Residual Stresses in Girth Welded Pipes, *Journal of Engineering Materials and Technology*, April (1986), pp. 99, 106, 108.
- 29 D. Ritchie and R. H. Leggatt: The Measurement of the Distribution of Residual Stresses Through the Thickness of a Welded Joint, *Strain*, (May 1987), pp. 61-70.
- 30 Y. Ueda and K. Fukuda: New Measuring Method of Three Dimensional Welding Residual Stresses Based on Newly Proposed Principle of Inherent Strain, *Naval Architecture and Engineering Japan*, (1980), pp. 18, 146-163.
- 31 M Francois, F. Convert, J. Lu, J. M. Sprauel, J. L. Lebrun, N. Ji, C. F. Déhan, R. W. Hendricks and M. R. James: in *Handbook of Measurements of Residual Stresses*, Edited by Jian Lu, Society for Experimental Mechanics, Inc. (1996), pp. 71.
- 32 J. H. Root, C. E. Coleman, J. W. Bowden, and M. Hayashi: Residual Stress in Steel and Zirconium Weldments, *J. Press. Vessel Technol.*, Vol. 119, (1997), pp. 137-141.
- 33 M. Hayashi, S. Ohkido, N. Minakawa and Y. Murio: in Residual Stress Distribution Measurement in Plastically Bent Carbon Steel By Neutron Diffraction, *Fifth Int. Conf. Residual Stresses*, Vol. 2, Institute of Technology, Linkopings Universitu, Sweden , (1997), pp. 762-769.
- 34 R. B. Thompson, W. Y. Lu and A. V. Clark, Jr: in *Handbook of Measurement of Residual Stresses*, Edited by Jian Lu, Society for Experimental Mechanics, Inc. (1996), pp. 149.
- 35 S. Tiitto: in *Handbook of Measurement of Residual Stresses*, Edited by Jian Lu, Society for Experimental Mechanics, Inc. (1996), pp. 179.
- 36 J. Mathar: *Transactions ASME* 56, 4, (1934), pp. 249-254.
- 37 W. Soete and R. Vancrombrugge: *Proceedings SESA*, 8, 1, (1956), pp. 17-28.
- 38 R. A. Kelsey: *Proceedings SESA*, 8, 1, (1956), pp. 30-35.
- 39 N. J. Rendler and Vigness: *Experimental Mechanics*, 6, 12, (1996), pp. 577-586.
- 40 G. Santillan: en *Diseño de un Proceso para la evaluación del Fenómeno de Fatiga Térmica en Uniones Soldadas*, Tesis de Maestría del Instituto de Investigaciones Metalúrgicas- UMSNH, (2004), pp. 4-6.
- 41 G. S. Schajer, G. Roy, M. T. Flaman and Jian Lu: in *Handbook of Measurement of Residual Stresses*, Edited by Jian Lu, Society for Experimental Mechanics, Inc. (1996), pp. 7-10.

- 42 J. W. Dally and W. F. Riley: in *Experimental Stress Analysis*, Mc Graw-Hill, Inc. 3rd. Edition, (1991), pp. 164-165.
- 43 E. Macherauch and H. Wohlfahrt: Origin of Welding Residual Stresses, *Materialprüfung*, Vol 19 ,(1997), pp. 272-280.
- 44 H. Christian and F.-X. Elfinger: Residual Stresses in Weld Seams, *Der Maschinenschaden*, Vol. 51, No.3, (1978), pp. 124-130.
- 45 H. Wohlfahrt: Welding Residual Stresses, Origin, Calculation, Assessment, *Eigenspannungen*, E. Macherauch and V. Hauk, Ed., DGM-Verlag, Oberursel, (1983), pp. 85-116.
- 46 J Mathar: "Determination of Initial Stresses by Measuring the Deformation Around Drilled Holes", *Trans., ASME* 56, No. 4, (1934), pp. 249-254.
- 47 S. Timoshenko and J. M. Goodier: *Theory of Elasticity*, New York, McGraw-Hill (1951).
- 48 M. Kabiri: in "Measurement of Residual Stresses by the Hole-Drilling Method: "Influences of Transverse Sensitivity of the Gages and Relieved Strain Coefficients", *Experimental Mechanics* 25, Sept. (1984), pp. 252-256.
- 49 N. J. Rendler and I. Vigness: "Hole Drilling Strain Gage Method of Measuring Residual Stresses", *Proc., SESA XXIII*, No. 2, (1966), pp. 577-586.
- 50 R.A. Kelsey: "Measuring Non-uniform Residual Stresses by Hole Drilling Method", *Proceedings SESA*, 8, (1), (1956), pp. 17-28.
- 51 R. D. Scout: in *Weldability of Steels*, 4th. Ed., Welding Research Council, USA, (1987).
- 52 G. S. Schajer: "Application of Finite Element Calculations to Residual Stress Measurements", *Journal of Engineering Materials and Technology* No. 103, (1981), pp. 157-163.
- 53 S. Redner, and C.C. Perry: in "Factors Affecting the Accuracy of Residual Stress Measurements Using the Blind-Hole Drilling Method", *Proc., 7th International Conference on Experimental Stress Analysis*, Haifa, Israel Institute of Technology, (1982).
- 54 E. Mendieta: en "Soldabilidad del Acero H-13 para Moldes de Piezas de Aluminio", Instituto de Investigaciones Metalúrgicas, Tesis de Maestría, 2004, pp.12, 13, 31, 32.
- 55 Voluntary Sponsors from National and International Companies, Institutions and Organizations: <http://www.export911.com/ref/tolAppli.htm>.
- 56 Tool steel grade and standard designation: <http://www.wisetool.com/designation/toolsteel.htm>.

- 57 Minnesota Tool and Die Works: *Specialists in big dies, progressive dies and lamination dies*, <http://www.mtdwi.com/index.html>.
- 58 S. Kou: *Welding Metallurgy*, second edition, Wiley-Interscience A John Wiley & Sons, INC., Publication (2003), pp. 122, 126, 143-163, 170-187, 199-204, 255, 314-318, 341-343, 393.
- 59 S. A. David, G. M. Goodwin, and D. N. Braski: *Welding Journal*, (1979), pp. 58, 330.
- 60 S. Kou and Y. Le: *Metall. Trans.*, 13A:1141, (1982).
- 61 C. H. Kreischer: *Welding Journal*, (1963), pp. 42- 49.
- 62 J. H. Dudas and F. R. Collins: *Welding Journal*, (1966), pp. 45, 241.
- 63 R. G. Thompson: in *ASM Handbook*, Vol. 6, ASM International, Materials Park, OH, (1993), pp. 566.
- 64 N. F. Gittos and M. H. Scott: *Welding Journal*, (1981), pp. 60, 95.
- 65 C. Huang and S. Kou: *Welding Journal*, submitted for publication.
- 66 W. F. Savage, E. F. Nippes and E. S. Szekeres: *Welding Journal*, (1976), pp. 55: 276.
- 67 S. Kou and Y. Le: *Welding Journal*, (1985), pp. 64-51.
- 68 K. Easterling: *Introduction to the Physical Metallurgy of Welding*, Butterworth Heinemann, Second Edition, (1992), pp. 126-128, 167, 169, 172, 174, 175, 180-182, 201-203.
- 69 W. R. Apblett and W. S. Pellini: *Welding Journal*, (1954), pp. 33, 83.
- 70 M. J. Cieslak: in *ASM Handbook*, Vol. 6: *Welding Brazing and Soldering*, ASM International, Materials Park, OH, (1993), pp. 495.
- 71 P.J. Alberry and W.K.C. Jones: Diagram of the Prediction of Weld Heat-Affected Zone Microstructure, *Metals Technology*, No 4, (1997), pp. 360.
- 72 C. L. Estes and P. W. Turner: *Welding Journal*, (1964), pp. 43, 541.
- 73 American Society of Metal: *Welding and Brazing*, Metals Handbook, Vol. 6, 9ª Edición, Metals Park, Ohio, (1983), pp. 729, 738.
- 74 TWI: World Centre for Materials Joining Technology, http://www.twi.co.uk/j32k/protected/band_3/ksem003.html.

- 75 T. B. Jefferson and G. Woods: *Metals and How to Weld Them*, James Lincoln Arc Welding Founddation, Cleveland, OH, (1961).
- 76 R. L. O' Brien: *Manual de Soldadura Tomo 1*, American Welding Society, 8ª Edición, Editorial Pearson Educación, (1990), pp. 46-48.
- 77 I. J. Goldstein, A. D. Romig Jr., E. D. Newbury, E. Charles, P. Echlin, Ch. Fiori, C. D. Joy and E. Lifshin: *Scanning Electron Microscopy and X-Ray Microanalysis*, Plenum Press New York and London, Second Edition, January (1994), pp. 273.
- 78 S. Moaveny: *Finite Element Analysis Theory and Aplication with ANSYS*, Prantice Hall, Minnesota State University, Mankato, (1999), pp. 3-5.
- 79 Omega Slate Mechanics: Página de Internet www.crucibleservice.com
Página de Internet www.omegaslate.com/mechanic.htm.
- 80 S. H. Avner: *Introduction to the Physical Metallurgy*, McGraw Hill, Second Edition, (1988), pp. 252, 259, 260.
- 81 K. E. Thelning: *Steel and its Heat Treatment*, Butterworths, Second Edition, (1985), pp. 403.
- 82 I. Mejía, C. Maldonado, M. A. Loubet, Ch. J. García, R. D. Cervantes, V. Osornio y J. Rivera: *Determinación de Esfuerzos Residuales en la Unión Soldada de Acero Inoxidable AISI 304 Mediante el Método de "Hole Drilling"*, XXVI International Congress on Metalurgy and Materials Instituto Tecnológico de Saltillo, Saltillo Coahuila México, Noviembre (2004), pp. 1-11.

Glosario

ATAQUE.- El propósito del ataque químico es hacer visibles las características estructurales del metal ó la aleación. El proceso debe ser tal que queden claramente diferenciadas las partes microestructurales. Esto se logra mediante un reactivo apropiado que se somete a la superficie pulida bajo una acción química, obteniendo un contraste y las fronteras de grano se hacen visibles debido a las diferencias en la rapidez a que los diversos granos son atacados por el reactivo, esta diferencia de rapidez es debida principalmente con el ángulo que guardan las diferentes secciones de grano con el plano de la superficie pulida.

AUSTENITA.- Solución sólida hierro-carbono con estructura cúbica centrada en las caras (f.c.c). De acuerdo con el diagrama hierro carbono se mantiene hasta 910 °C la austenita cambiará a una estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo llamada ferrita (α). La estructura puede disolver en su estructura hasta 2% de carbono aproximadamente. En la mayoría de los textos se emplea la letra griega γ (gama), para denotar a la austenita ó a una estructura f.c.c. La austenita es una de las tres fases alotrópicas que tiene el hierro, se puede encontrar en una estructura metalográfica a temperatura ambiente después del tratamiento térmico de austemperizado. Utilizando entintado en caliente aparece en el microscopio óptico de color púrpura.

AUSTENITA ARREACTIVA ó MARTENSITA.- Se le designa como γ_A ó γ_a . Es una austenita con menos de 0.6% C disuelto en su estructura cristalina, se encuentra inestable de tal manera que a temperatura ambiente se transformará en martensita.

AUSTENITA RETENIDA.- Es un nuevo concepto que se introduce al utilizar el tratamiento térmico de austemperizado. La austenita retenida es una estructura b.c.c., que puede ser estable a temperatura ambiente si contiene suficiente carbono disuelto en su estructura cristalina (más de 1.0%C).

BAINITA.- Es una estructura laminar formada por ferrita y cementita (Fe_3C) como la perlita pero de una manera extremadamente fina, se obtiene al enfriar una aleación hierro-carbono más rápido que dejando enfriar a temperatura ambiente, pero más lento que el enfriamiento que se utiliza para formar martensita. En los aceros también se le conoce como troostita. Esta estructura esta presente en los hierros dúctiles después de someterse al tratamiento térmico de austemperizado, se pueden diferenciar dos tipos de bainita; bainita inferior y bainita superior.

CRECIMIENTO DE GRANO.- Los granos grandes tienen menor energía libre que los pequeños. Esto se asocia con la menor cantidad de área de frontera de grano; por tanto, en condiciones ideales, el menor estado de energía para un metal sería aquel que tendría si estuviera formado por un solo cristal, esta es la fuerza que impulsa el crecimiento de grano.

DENDRITA.- Cristal que tiene una configuración de tipo arborescente, más evidente en metales fundidos lentamente enfriados a través del intervalo de solidificación.

DIAGRAMA DE EQUILIBRIO HIERRO-CARBONO.-Indica las temperaturas, así como las composiciones de equilibrio para las fases más importantes que existen en diferentes mezclas de hierro-carbono: austenita, ferrita, cementita y carbono en su fase estable granítica.

DIAGRAMAS T.T.T.- Son juegos de curvas de transformación isotérmica que indican el tiempo necesario para que ocurra una transformación en una estructura al aplicar diferentes temperaturas ó velocidades de enfriamiento. Para aleaciones hierro-carbono se tienen curvas T.T.T., para estudiar diferentes transformaciones, sobre todo para la transformación martensítica en aceros.

ENSAYO DE DUREZA ROCKWELL.- En esta prueba de dureza se utiliza un instrumento de lectura directa basado en el principio de medición de profundidad diferencial. La prueba se lleva a cabo al elevar la muestra lentamente contra el marcador hasta que se ha aplicado una carga determinada menor. Esto se indica en el disco medidor, luego se aplica la carga mayor a través de un sistema de palanca de carga. Después de que la aguja del disco llega al reposo, se quita la carga mayor y, con la carga menor todavía en acción, el numero de dureza rockwell es leído en le disco medidor.

ESFUERZO.- Fuerza por unidad de área, a menudo pensada como la fuerza que actúa en una pequeña área dentro de un plano. Puede dividirse en componentes, normal y paralela al plano, llamadas esfuerzo normal y esfuerzo cortante, respectivamente.

ESTRUCTURA B.C.C.- (body centered cubic). Así se le llama a las estructuras cristalinas que tienen acomodamiento de átomos formando cubos y con un átomo centrado en el cubo. El vanadio, molibdeno, hierro α (ferrita) y el hierro δ son elementos que tienen ésta estructura cristalina.

ESTRUCTURA F.C.C.- (fase centered cubic). También llamada estructura cúbica centrada en las caras es una estructura cristalina donde los átomos se acomodan formando cubos y un átomo en cada cara. El cobre, la plata, el oro, aluminio y el hierro γ (austenita) son algunos elementos que tienen esta estructura cristalina.

FASE ALOTRÓPICA.- Cuando un elemento puede existir con más de una estructura cristalina como el hierro. El hierro tiene tres fases alotrópicas 3 formas cristalinas diferentes: se designan con el alfabeto griego como hierro alfa (α) ó ferrita, hierro gama (γ) ó austenita y hierro delta (δ). Los cambios alotrópicos vienen acompañados de cambios de volumen.

FASE.- Porción físicamente homogénea y distinta de un sistema de un material.

AGRIETAMIENTO EN CALIENTE.- Se produce por encima de los 1250°C y comprende a las aleaciones austeníticas puras depositadas por soldadura, así como también a los austeno-martensíticos y las martensíticas puras.

FISURACIÓN.- Producidas por endurecimiento por debajo de los 400°C. Este campo incluye a los aceros formadores de martensita, los de difícil soldabilidad (templados y revenidos) con carbono de 0.30 a 0.50%, los revestimientos duros, así como las estructuras mixtas martensita-austenita y martensita-ferrita.

FRACTURA.- Es la separación de un cuerpo sujeto a un esfuerzo, en dos o más partes.

MARTENSITA.- Es una estructura inestable por lo que no se encuentra en el diagrama de equilibrio, se obtiene al enfriar una aleación hierro-carbono a velocidades más rápidas que el enfriamiento a temperatura ambiente. Esta estructura tiene una forma cristalina tetragonal distorsionada. Es muy dura pero a su vez frágil. También se le conoce como solución sólida sobresaturada de carbono. Aparece en el microscopio como una masa de cristales poliformes.

MICRA.- Millonésima parte de un metro.

MOLIBDENO.- Es un elemento relativamente costoso, tiene una solubilidad limitada en hierros γ y α y es un fuerte formador de carburos, además ejerce un efecto sobre la templabilidad, de manera semejante al cromo, aumenta la dureza y la resistencia a alta temperatura, los aceros al molibdeno son menos susceptibles al fragilizado, debido al revenido, mejora la resistencia al desgaste de la superficie endurecida y la tenacidad de la porción interna.

NÍQUEL.- La adición del níquel de 0 a 26% a la aleación otorga una serie de mejoras en las propiedades mecánicas como un aumento de resistencia a la corrosión, reduce la conductividad térmica, aumenta los valores de resiliencia, aumenta la ductilidad, mejora la resistencia a la fatiga, aumenta la resistencia eléctrica y otorga soldabilidad.

PERLITA.- Se forma a partir de la austenita, la conforman ferrita y cementita, la perlita esta formada en forma de capas. Cualquier aleación hierro-carbono con menos de 0.83% se transformara de austenita a una mezcla de ferrita más perlita a temperaturas inferiores a 723°C. Una aleación hierro-carbono con exactamente 0.83%C (eutectoide) a temperaturas menores de 723°C el 100% de austenita se transformará en 100% de perlita.

PIRÓMETRO.- Dispositivo para medir temperaturas superiores al rango de los termómetros para líquidos.

PRECALENTAMIENTO.- Calentamiento previo a un tratamiento térmico o mecánico, en aceros para herramientas, calentado a una temperatura intermedia inmediatamente antes del austenizado final.

PUNTO DE CEDENCIA O FLUENCIA.- Conforme la carga en la pieza a prueba aumenta más allá del límite elástico, se alcanza un esfuerzo al cual el material continúa deformándose sin que haya un incremento de la carga. Este fenómeno ocurre solo en ciertos materiales dúctiles.

SILICIO.- Entre un 0.05% y 0.3% de silicio, este metaloide se disuelve en ferrita, aumentando la resistencia del acero sin disminuir en mucho la ductilidad. Promueve la desoxidación del acero a través de la formación del dióxido de silicio SiO_2 , tendiendo así a dar mayor solidez.

TAMAÑO DE GRANO.- Como el recocido comprende nucleación y el crecimiento de grano, los factores que favorecen la nucleación rápida y el lento crecimiento darán como resultado material de grano fino, y aquellos que favorecen la nucleación lenta y el crecimiento rápido darán como resultado material de grano grueso.

TENACIDAD.- Significa la capacidad para resistir la ruptura, en vez de la capacidad para absorber energía durante la deformación.

TENSIONES RESIDUALES.- Son fuerzas que permanecen en el material o pieza después de que la fuerza ha desaparecido, se originan de una deformación plástica no uniforme. En el caso del tratamiento térmico esta deformación plástica no uniforme puede originarla el gradiente de temperatura o el cambio de fase o generalmente una combinación de ambos factores durante el enfriamiento. Las tensiones residuales constituyen un problema muy serio en el tratamiento térmico, ya que suelen causar distorsión o fisuras, y falla prematura de la pieza en servicio.

TRANSFORMACIÓN ISOTERMICA.- Cuando una aleación cambia de una estructura a otra se le dice que se ha transformado y es isotérmica cuando la transformación ocurre manteniendo la misma temperatura por un tiempo determinado.

TRANSFORMACIÓN MARTENSÍTICA.- Utilizando el diagrama TTT para una aleación eutectoide (0.83%C). Se observan dos líneas horizontales marcadas con M_s y M_f que indican el inicio de la transformación martensítica y el final de la transformación respectivamente.

TUNGSTENO.- El tungsteno tiene un efecto muy marcado sobre la templabilidad, es un fuerte formador de carburos y retarda el la debilitación de la martensita en el revenido, el efecto es muy similar al del molibdeno, aunque se requiere de mayores cantidades aproximadamente 2 al 3 % de tungsteno equivale a 1% de molibdeno.

VANADIO.- El vanadio es el más costoso de los elementos comunes de aleación, es un potente desoxidador y un fuerte formador de carburos, el cual inhibe el crecimiento de grano. Las adiciones de vanadio de 0.05% producen piezas sin defectos, uniforme y de grano fino. Cuando se disuelve, el vanadio tiene un marcado efecto sobre la templabilidad y proporciona altas propiedades mecánicas al enfriamiento al aire.

Anexos