



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO
PROGRAMA DE MAESTRÍA Y DOCTORADO EN INGENIERÍA
INGENIERÍA QUÍMICA- ÁREA MATERIALES

**ESTUDIO DE LA ZONA AFECTADA TÉRMICAMENTE EN SOLDADURAS DE
ACERO INOXIDABLE AISI 304 USANDO EL PROCESO GTAW Y EL EFECTO
EN SUS PROPIEDADES MECÁNICAS.**

TESIS
QUE PARA OPTAR POR EL GRADO DE:
MAESTRA EN INGENIERÍA

PRESENTA:
JUANCHI JIMENO TANIA

TUTOR PRINCIPAL:
MÁRQUEZ HERRERA CIRO ELISEO FACULTAD DE QUÍMICA

CDMX DICIEMBRE 2021.



Universidad Nacional
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

Biblioteca Central



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

JURADO ASIGNADO:

Presidente: Dr. Campillo Illanes Bernardo Fabián.

Secretario: Dr. Salas Reyes Antonio Enrique.

1^{er}. Vocal: Dr. Márquez Herrera Ciro Eliseo.

2^{do}. Vocal: Dr. Flores Cedillo Osvaldo.

3^{er}. Vocal: M. en I. Reyes Chaparro Itzel.

Lugares donde se realizó la tesis:

Universidad Nacional Autónoma de México Facultad de Química Edif. D Ciudad Universitaria Coyoacán, México D.F.

Universidad Autónoma del Estado de Morelos, Centro de Investigación en Ingeniería y Ciencias Aplicadas, Av. Universidad 1001, Cuernavaca Morelos.

TUTOR DE TESIS: MÁRQUEZ HERRERA CIRO ELISEO.

NOMBRE

JUANCHI JIMENO TANIA

FIRMA

Índice general

Índice de figuras.....	I
Índice de tablas.....	II
1. Capítulo I	1
1.1. Resumen.....	1
1.2. Justificación.....	3
1.3. Objetivos.....	4
1.3.1. General.....	4
1.3.2. Específicos.....	4
1.4. Hipótesis.....	4
2. Capítulo II. Marco teórico	5
2.1. Aceros inoxidables.....	5
2.1.1. Tipos de aceros inoxidables.....	7
2.1.2. Propiedades del acero inoxidable AISI 304.....	11
2.2. Soldadura.....	13
2.2.1. Procesos de soldadura.....	13
2.2.1.2. Proceso de soldadura GTAW.....	17
2.2.2. Soldabilidad de aceros austeníticos.....	18
2.2.3. Metalurgia de la soldadura.....	19
2.2.3.1. Solidificación de la soldadura.....	19
2.2.3.2. Características microestructurales en soldaduras de acero inoxidable austenítico 21	
2.2.3.3. Diagrama Schaeffler-Delong.....	23
2.3. Efectos críticos en las soldaduras de acero inoxidable austenítico.....	24
2.3.1. Agrietamiento en frío y en caliente.....	24
2.3.2. Sensibilización de aceros inoxidables austeníticos.....	25
2.3.3. Formación de Fase Sigma.....	28
2.4. Parámetros de soldeo.....	29
2.4.1. Velocidad de soldeo.....	31
2.4.2. Grado de penetración de la soldadura.....	32
2.4.3. Material de aporte.....	33
2.5. Tratamientos térmicos en las soldaduras.....	33
2.6. Técnicas de análisis químico cuantitativo.....	34

2.6.1.	Espectroscopía de emisión atómica con plasma acoplado inductivamente (ICP-OES).	34
2.6.2.	Análisis elemental.	36
2.7.	Análisis químico semicuantitativo y microestructural.	36
2.7.1.	Microscopía electrónica de barrido y espectroscopía de energía dispersa de rayos X.	36
3.	Capítulo III. Procedimiento experimental.	38
3.1.	Material de estudio	38
3.2.	Preparación del material y proceso de unión	38
3.2.1.	Preparación de bordes	39
3.2.2.	Limpieza superficial.	40
3.2.3.	Proceso GTAW	40
3.2.3.1.	Condiciones del proceso	41
3.3.	Caracterización de la soldadura.	43
3.3.1.	Inspección visual.	43
3.3.2.	Líquidos penetrantes.	43
3.3.3.	Análisis micrográfico	45
3.3.3.1.	Procedimiento metalográfico.	45
3.4.	Tratamiento térmico.	47
3.5.	Pruebas mecánicas	48
3.5.1.	Resistencia al dobléz	49
3.5.2.	Resistencia a la microindentación (RMI)	50
3.5.3.	Resistencia al impacto	52
3.5.4.	Resistencia a la tracción	53
3.6.	Caracterización por análisis químico cuantitativo.	54
3.6.1.	Espectroscopía de emisión atómica con plasma acoplado inductivamente (ICP-OES).	54
3.6.1.1.	Preparación y análisis de muestra	54
3.6.2.	Análisis elemental.	55
3.6.2.1.	Preparación y análisis de muestra	55
3.7.	Análisis químico semicuantitativo y microestructural.	55
3.7.1.	Microscopía electrónica de barrido y espectroscopía de energía dispersa de rayos X.	55
4.	Capítulo IV. Resultados y análisis de resultados	57
4.1	Caracterización de la soldadura.	57
4.1.1	Inspección visual.	57

4.1.2	Líquidos penetrantes.....	60
4.2	Análisis micrográfico.....	62
4.2.1	Efecto del tratamiento térmico sobre la microestructura.....	66
4.3	Pruebas mecánicas.....	69
4.3.1	Resistencia al dobléz.....	69
4.3.2	Resistencia a la microindentación (RMI).....	71
4.3.2.1	Resistencia a la microindentación en probetas tratadas térmicamente.....	75
4.3.3.	Resistencia al impacto.....	76
4.3.4	Resistencia a la tracción.....	79
4.4	Análisis elemental cuantitativo.....	81
4.4.1	Efecto de la corriente eléctrica en la composición química.....	82
4.5	Análisis químico semicuantitativo y microestructural.....	85
4.5.1	Microscopía electrónica de barrido y espectroscopia de energía dispersa de rayos X	85
4.6	Correlación de resultados.....	93
5	Capítulo V. Conclusiones.....	97
5.1	Conclusiones generales.....	97
5.2	Conclusiones específicas.....	97
6	Capítulo VI. Anexos.....	99
I.	Análisis estadístico de la resistencia a la microindentación.....	99
II.	Análisis estadístico del efecto de los tratamientos térmicos en la resistencia a la microindentación.....	100
III.	Curvas del ensayo de resistencia a la tracción.....	101
IV.	Curvas de calibración en ICP-OES.....	103
V.	Análisis químico de soldaduras con y sin material de aporte respecto a las zonas de interés.....	104
VI.	Análisis estadístico de la distribución química respecto a la intensidad de corriente (Porcentaje de recuperación vs. Intensidad de corriente).....	105
VII.	Análisis estadístico de la distribución química respecto a la intensidad de corriente (Porcentaje de recuperación vs. Intensidad de corriente).....	107
7	Capítulo VII. Referencias.....	110

I. Índice de figuras.

Figura 1. Diagrama de fases metaestable $Fe - Fe_3C$	5
Figura 2. Clasificación de aceros de acuerdo con la relación entre el contenido de cromo y níquel	6
Figura 3. Sección del diagrama ternario Fe-Cr-Ni a 650 °C	7
Figura 4. Microestructuras de los aceros inoxidable. a) Ferrítica b) Martensítica c) Dúplex d) Austenítica envejecida (precipitados señalados)	11
Figura 5. Zonas del cordón de soldadura	13
Figura 6. Densidad de potencia de la fuente de calor respecto al calor de entrada [8].....	15
Figura 7. Configuración de la corriente continua y su efecto	16
Figura 8. Configuración de la corriente alterna y su efecto	16
Figura 9. Proceso de soldadura GTAW (Por sus siglas en inglés “ <i>Gas tungsten arc welding</i> ”)	17
Figura 10. Modos de solidificación a través de la zona de fusión	20
Figura 11. Transformación en la solidificación y post solidificación de soldaduras Fe-Cr-Ni: a) Ferrita interdendrítica; b) Ferrita vermicular; c) Ferrita Lathy; d) Sección vertical del diagrama de fase en 70 % Fe (aproximadamente)	22
Figura 12. Ferrita Lathy en soldadura GTAW de Fe- Cr 18.8%- 11.2% Ni	22
Figura 13. Diagrama de Schaeffler para la determinación de fases en los aceros inoxidable con respecto al contenido de Ni y Cr equivalente	23
Figura 14. Curvas de sensibilización Tiempo-Temperatura. Precipitación para diferentes contenidos de carbono en AISI 304	25
Figura 15. Carburos de cromo extraídos de los límites de grano en aceros inoxidable sensibilizados	26
Figura 16. Efecto de la temperatura de sensibilización en la morfología del precipitado $M_{23}C_6$	27
Figura 17. Aparición de la fase sigma en el diagrama ternario Fe-Cr-Ni	29
Figura 18. Defectos identificables en las soldaduras	31
Figura 19. Efecto de la velocidad de soldeo en la estructura columnar: (a, b) estructura regular; (c, d) con granos axiales	32
Figura 20. Efectos producidos por la interacción del haz de electrones con una muestra [1	37
Figura 21. Preparación de bordes recomendada para juntas a tope [.....	39
Figura 22. Preparación de probetas previa al proceso de soldeo. a) Bordes en V; b) Punteo de piezas.	39
Figura 23. Forma del electrodo ideal para el proceso GMAW	40
Figura 24. Líquidos penetrantes ecológicos de la marca Marktéc (limpiador/removedor, penetrante y revelador).	44
Figura 25. Ensayo de líquidos penetrantes en probetas problema: a) Limpieza de probeta; b) Aplicación de penetrante; c) Aplicación de revelador.	45
Figura 26. Proceso de corte de las probetas utilizando cizalla eléctrica con lubricante. ...	46
Figura 27. Probetas con acabado a espejo.	46
Figura 28. Ataque químico de las probetas: a) Soldaduras homogéneas; b) Soldadura heterogénea.	47
Figura 29. Probetas sometidas a tratamiento térmico a 1050 °C.	48

Figura 30. Dimensiones utilizadas para ensayo de doblez.....	49
Figura 31. Microdurómetro de la marca SHIMADZU.....	50
Figura 32. Ensayo de resistencia a la microindentación en soldaduras GTAW.....	51
Figura 33. Huellas obtenidas por el micrómetro SHIMADZU en probetas soldadas por proceso GTAW: a) Cordón de soldadura; b) ZAC; c) Material base.....	51
Figura 34. Dimensiones utilizadas en las probetas de impacto para ensayo Charpy.....	52
Figura 35. Dimensiones y geometría de probetas de ensayo de tracción de acuerdo con la norma ASTM E8.....	53
Figura 36. Zona afectada térmicamente de probetas soldadas homogéneamente por el proceso GTAW; a) 115 A; b) 120 A; c) 125 A y d) 130 A.....	57
Figura 37. Cordón de raíz en soldaduras heterogéneas; a) 70 A; b) 80 A; c) 90 A; d) 100A; e) 110 A.....	59
Figura 38. Cordón de raíz de la probeta de tensión a 115 A.....	60
Figura 39. Cordón final en soldaduras heterogéneas: a) 70 A; b) 80 A; c) 90 A; d) 100 A y e) 110 A.....	61
Figura 40. Inspección con líquidos penetrantes de las probetas de tensión;.....	62
Figura 41. Microestructura del AISI 304 sin exposición al proceso GTAW. Matriz austenítica con granos equiaxiales y fase ferrítica; a)10 X; b) 20 X.....	63
Figura 42. Zona de fusión y zona afectada por el calor de soldaduras heterogéneas a 20X; a) 70 A; b) 90 A; c)110 A.....	64
Figura 43. Zona de fusión y zona afectada por el calor de soldaduras homogéneas; a)120A (5X);120A (10X); c) 130 A (5X); d) 130 A (10X).....	64
Figura 44. Crecimiento de granos respecto a la intensidad de corriente y velocidad de soldeo; a) S.C.A. a 70 A (5X); b) S.C.A. a 70 A (10X); c) S.S.A. a 110 A (5X); d) S.S.A. a 110 A (20X).....	65
Figura 45. Crecimiento de la microestructura en el cordón de soldadura;.....	65
Figura 46. Microestructura de soldaduras heterogéneas a 20X; a) Intercelular; b) Vermicular; c) Vermicular; d) Lathy.....	66
Figura 47. Ferrita- δ en soldaduras homogéneas a 50X.....	66
Figura 48. Microestructura de la zona afectada térmicamente con y sin tratamiento térmico en soldaduras heterogéneas a 70 A; a) Sin tratamiento (20 X); b) TT a 650 °C (20 X); c) TT a 750 °C (20 X); d) TT a 1050 °C (5 X).....	68
Figura 49. Microestructura de la zona afectada térmicamente con y sin tratamiento térmico en soldaduras heterogéneas a 90 A; a) Sin tratamiento (20 X); b) TT a 650 °C (20 X); c) TT a 750 °C (20 X); d) TT a 1050 °C (5 X).....	68
Figura 50. Microestructura de la zona afectada térmicamente con y sin tratamiento térmico en soldaduras homogéneas a 120 A; a) Sin tratamiento (10 X); b) TT a 650 °C (10 X); c) TT a 750 °C (10 X); d) TT a 1050 °C (5 X).....	68
Figura 51. Microestructura de la zona afectada térmicamente con y sin tratamiento térmico en soldaduras homogéneas a 130 A; a) Sin tratamiento (10 X); b) TT a 650 °C (10 X); c) TT a 750 °C (10 X); d) TT a 1050 °C (5 X).....	69
Figura 52. Ensayo de doblez en soldaduras AISI 304 sin material de aporte:.....	70
Figura 53. Ensayo de doblez en soldaduras AISI 304 con material de aporte ER 308L: a) 70 A; b) 80 A; c) 90 A; d) 100 A; e) 110 A.....	70
Figura 54. Soldaduras con discontinuidades: a) Carencia de penetración en soldadura homogénea a 125 A; b) Carencia de penetración y grieta de soldadura heterogénea a 80A.....	70

Figura 55. Resultados de resistencia a la microindentación (<i>HV</i> 0.1) en soldaduras GTAW con material de aporte; a) 120 A; b) 130 A.....	71
Figura 56. Resultados de resistencia a la microindentación (<i>HV</i> 0.1) en soldaduras GTAW sin material de aporte; a) 90 A; b) 110 A.....	72
Figura 57. Análisis estadístico de soldaduras GTAW con material de aporte a 70, 80, 90, 100 y 110 A (ANOVA con $\alpha=0.05$).	74
Figura 58. Análisis estadístico de soldaduras GTAW sin material de aporte a 115, 120, 125 y 130 A (ANOVA con $\alpha=0.05$).	74
Figura 59. Resultados de RMI (HV) en soldaduras con material de aporte a 70 A; a) Muestra sin TT; b) Muestra con TT a 650°C; c) Muestra con TT a 750°C; d) Muestra con TT a 1050 °C.	75
Figura 60. Resultados de RMI (HV) en soldaduras con material de aporte a 90 A; a) Muestra sin TT; b) Muestra con TT a 650 °C; c) Muestra con TT a 750 °C; d) Muestra con TT a 1050 °C.	76
Figura 61. Resultados de resistencia al impacto en soldaduras GTAW con material de aporte. Energía (Joules) vs Probeta ensayada.	78
Figura 62. Resultados de resistencia al impacto en soldaduras GTAW sin material de aporte. Energía (Joules) vs Probeta ensayada.	78
Figura 63. Fracturas de interés de las soldaduras heterogéneas:.....	80
Figura 64. Fracturas de interés de las soldaduras homogéneas:.....	81
Figura 65. Relación de recuperación vs. Zonas de interés de soldaduras homogéneas. .	84
Figura 66. Relación de recuperación vs. Zonas de interés de soldaduras heterogéneas. .	84
Figura 67. Microestructura de la zona afectada térmicamente de soldaduras AISI 304 a 800 X. a) 110 A con material de aporte b) 130 A sin material de aporte.	86
Figura 68. Microestructura de la zona afectada térmicamente de soldaduras AISI 304 a 5,000 X. a) 110 A con material de aporte b) 130 A sin material de aporte.....	87
Figura 69. Análisis EDS de soldadura a 110 A con material de aporte a 5, 000 X y 20 kV.	88
Figura 70. Análisis EDS de soldadura a 130 A sin material de aporte; a) 5, 000 X a 20 kV; b) 7, 000 X a 20 kV.	88
Figura 71. Distribución de elementos en soldadura con material de aporte a 110 A en presencia de fase sigma a 800 X.	91
Figura 72. Distribución de elementos en soldadura sin material de aporte a 130 A en presencia de fase sigma a 800 X.	92
Figura 73. Curva del esfuerzo respecto a la deformación del material base AISI.....	101
Figura 74. Curva del esfuerzo respecto a la deformación de la unión a 90 A con material de aporte (1.5 mm/min).....	101
Figura 75. Curva del esfuerzo respecto a la deformación de la unión a 110 A con material de aporte (1.5 mm/min).....	102
Figura 76. Curva del esfuerzo respecto a la deformación de la unión a 130 A sin material de aporte (1.5 mm/min).....	102
Figura 77. Curvas de calibración del análisis por ICP-OES.....	103
Figura 78. Relación de porcentaje de recuperación vs. Corriente usada en soldaduras con material de aporte.	106
Figura 79. Relación de porcentaje de recuperación vs. Corriente usada en soldaduras sin material de aporte.	106

Figura 80. Análisis EDS de soldadura con aporte a 110 A. Alta relación de Cr/Ni en microestructura dendrítica.....	107
Figura 81. Análisis EDS de soldadura con aporte a 110 A. Baja relación de Cr/Ni en microestructura dendrítica.....	107
Figura 82. Análisis EDS de soldadura con aporte a 110 A. Microestructura esferoidal. .	108
Figura 83. Análisis EDS de soldadura sin material de aporte a 130 A. Alta relación de Cr/Ni en microestructura dendrítica.....	108
Figura 82. Análisis EDS de soldadura sin material de aporte a 130 A. Baja relación de Cr/Ni en microestructura dendrítica.....	109
Figura 85. Análisis EDS de soldadura sin material de aporte a 130 A. Microestructura esferoidal.	109

II. Índice de tablas

Tabla 1. Propiedades del acero inoxidable AISI 304	12
Tabla 2. Especificaciones del material de aporte ER 308 L para el proceso GTAW de acuerdo con la norma AWS A5.9/A5.9M “Especificaciones para soldaduras de acero inoxidable, electrodos y varillas”.	38
Tabla 3. Condiciones fijas utilizadas en el proceso GTAW. Soldaduras heterogéneas. ...	41
Tabla 4. Condiciones variables en el proceso GTAW. Soldaduras heterogéneas.	42
Tabla 5. Condiciones fijas utilizadas en el proceso GTAW. Soldadura homogénea.....	42
Tabla 6. Condiciones variables en el proceso GTAW. Soldadura homogénea.....	42
Tabla 7. Resultados del ensayo de tensión en soldaduras heterogéneas.	79
Tabla 8. Resultados del ensayo de tensión en soldaduras homogéneas.	80
Tabla 9. Análisis químico del estándar de acero y las matrices de referencia.	82
Tabla 10. Porcentaje de composición del material de aporte ER 308 L respecto a la composición del material base (AISI 304).	82
Tabla 11. Análisis estadístico de la relación de recuperación en las zonas de interés. Soldaduras sin aporte.	85
Tabla 12. Análisis estadístico de la relación de recuperación en las zonas de interés. Soldaduras con aporte.....	85
Tabla 13. Análisis composicional en la ZAC por EDS. Soldadura con material de aporte a 110 A.	89
Tabla 14. Análisis composicional en la ZAC por EDS. Soldadura sin material de aporte a 130 A.	89
Tabla 15. Composición química del metal base.	104
Tabla 16. Composición química de la zona afectada térmicamente.....	104
Tabla 17. Composición química del cordón de soldadura.	104

1. Capítulo I

1.1. Resumen

El presente trabajo expone el efecto de la energía térmica sobre la distribución de la composición, propiedades mecánicas y transformaciones de fase en el acero austenítico AISI 304 soldado a distintas condiciones por el proceso GTAW. Las variables consideradas en esta investigación corresponden a soldaduras con y sin material de aporte (ER 308 L), distinta intensidad de corriente eléctrica aplicada y velocidad de soldeo.

Para valorar los efectos producidos en cada una de las uniones, se caracterizaron las soldaduras evaluando la geometría del cordón, calidad e integridad de esta unión por medio de pruebas no destructivas (inspección visual y líquidos penetrantes) y pruebas destructivas (análisis metalográfico, ensayo de tensión, doblaje, resistencia a la microindentación e impacto Charpy).

A fin de evaluar el comportamiento de la matriz en presencia de temperaturas de transformación de fases indeseables, intermetálicos y posibles precipitados, se llevaron a cabo dos tratamientos térmicos a 650 °C y a 750 °C. Además, para mitigar los esfuerzos residuales generados durante el proceso de unión, se aplicó un tratamiento térmico llevando hasta una temperatura subcrítica de austenización con el objetivo de homogenizar la microestructura (1050 °C). El comportamiento resultante de la probeta testigo y de los tratamientos térmicos efectuados en cada una de las probetas, se evaluaron con análisis metalográfico y ensayo de microdureza Vickers.

Por medio de las técnicas de análisis elemental e ICP-OES, se analizó la composición del material base AISI 304 sin exposición al proceso de unión, del material de aporte ER 308 L y de las zonas de interés de las probetas soldadas, como: zona de fusión (ZF), zona afectada por el calor (ZAC) y el material base (MB). De esta manera se verificó la distribución de los elementos de interés (Cr, Ni, Mo, Mn, C, Si, P y S) respecto a las condiciones en el proceso de unión y se relacionaron las propiedades mecánicas resultantes. Además, se complementó la investigación con la inspección micrográfica y semicuantitativa utilizando MEB para verificar las transformaciones en la microestructura de acuerdo con las distintas regiones de la pieza, así como la posible formación de productos intermetálicos o carburos debido a la sensibilización en el material por la exposición a altas temperaturas.

De acuerdo con los resultados del presente trabajo, se identificó una acumulación de carbono en la ZAC, en el análisis químico por zonas de interés, y se relacionó con el efecto directamente proporcional entre el incremento de la intensidad de corriente aplicada en el proceso de unión y la resistencia a la microindentación.

Dicho efecto se visualizó en la microestructura como un alargamiento en los granos equiaxiales a medida que se incrementó la corriente y la velocidad de aplicación de soldadura. También se identificó un engrosamiento de la microestructura dendrítica y de una ZAC más extensa al exponer las probetas a un calentamiento prolongado o con mayor intensidad de corriente, influyendo negativamente en la resistencia al impacto.

El incremento en la RMI y la disminución de propiedades mecánicas, como resistencia a la tracción e impacto, se asociaron en gran medida a la presencia de fase sigma identificada en la ZAC de las probetas sometidas a la máxima intensidad de corriente (110 A en soldaduras heterogéneas y 130 A en homogéneas). Así mismo, la formación de dicha fase se vincula con la concentración de molibdeno identificada en el material base AISI 304, siendo éste un elemento que no debería estar presente en la aleación. La acumulación de molibdeno y la mayor proporción de fase sigma se presentó en la microestructura interdendrítica con múltiples ramificaciones en la ZAC.

De ésta manera se comprobó cómo los ciclos térmicos a los cuales se expone el material de trabajo durante el proceso de unión, afectan la distribución de elementos alfa y gamma, generando así, cambios en la microestructura, en la composición y por lo tanto en las propiedades mecánicas de la pieza problema.

1.2. Justificación

El avance tecnológico que se ha experimentado en los procesos de unión de materiales ha promovido el desarrollo de aplicaciones especializadas y con gran relevancia a nivel industrial. Tal es el caso de algunos procesos de soldadura por arco eléctrico en aceros inoxidable como el GMAW y GTAW. Estos procesos involucran múltiples variables que se deben tomar en cuenta a fin de lograr una unión de calidad, de no ser así, esto podría afectar considerablemente la calidad de la soldadura, incluyendo sus propiedades físicas, químicas y, por lo tanto, la función que esté desempeñando.

En el caso de la soldadura usando el proceso GTAW, al poder controlar de mejor manera la intensidad de corriente, velocidad de soldeo y, por ende, velocidad de aporte (soldadura heterogénea), se pueden generar soldaduras de alta calidad y excelentes acabados. A pesar de esto, su aplicación en aceros inoxidable requiere de múltiples cuidados con la finalidad de no generar efectos no deseados en el material. Los principales efectos que se deben considerar en este tipo de matriz están ocasionados por los ciclos térmicos a los cuales se exponen las piezas durante la coalescencia de los materiales; estos efectos pueden generar desde dilataciones en distintos puntos de la pieza en un mismo instante, hasta cambios en la composición química en la zona afectada térmicamente, dando como resultado cambios en sus propiedades y fomentando la corrosión localizada de tipo intergranular. Este efecto, también conocido como sensibilización o sensitización del material, es producido cuando la energía de aporte es suficiente para formar carburos y empobrecer regiones de cromo en los límites de grano provocando el ataque intergranular paralelo a la soldadura (entre los 550 - 850 °C). Otros tipos de fases secundarias que se pueden generar por las altas temperaturas es la fase sigma (σ), Chi (χ), nitruros, entre otros. Dichas fases y/o compuestos, modifican las propiedades mecánicas del acero, como su resistencia a la corrosión y en consecuencia aumenta la susceptibilidad del material a generar una amplia gama de fallas, principalmente fracturas.

Por todo esto, el desarrollo de la investigación busca entender el impacto que generan los gradientes de temperatura en el material durante el proceso de unión, permitiendo así, comprender fenómenos como los cambios microestructurales en el material, sus efectos en las propiedades mecánicas y cómo esto está influenciado por variables como la profundidad de la penetración del cordón, área de afectación térmica generada, así como las necesidades de una unión de calidad.

1.3. Objetivos

1.3.1. General

Estudiar el proceso metalúrgico de la soldadura influenciado por el tipo de unión, la intensidad de corriente y la velocidad de soldeo en el proceso GTAW por medio de análisis químico, características microestructurales y la relación que guarda con sus propiedades mecánicas.

1.3.2. Específicos

- Evaluar cuantitativamente la composición química del material base (antes y después de la exposición al proceso de soldeo), así como del cordón de soldadura y de la zona afectada térmicamente utilizando espectroscopía de emisión atómica con plasma acoplado inductivamente (ICP-OES) y análisis elemental.
- Inspeccionar las soldaduras por medio de ensayos no destructivos (inspección visual y líquidos penetrantes), verificando la calidad de la unión, así como el efecto del calor de entrada en la geometría de la pieza soldada y del cordón de soldadura.
- Evaluar las propiedades mecánicas de las uniones soldadas con ensayos de resistencia a la microindentación, de tracción, dobléz e Impacto.
- Caracterizar por medio de microscopía electrónica de barrido (MEB) y análisis metalográfico las zonas de interés (ZF, ZAC y MB) identificando los posibles cambios microestructurales por la exposición a ciclos térmicos durante el proceso.
- Correlacionar los datos obtenidos en los puntos anteriores para explicar el efecto de la exposición a altas temperaturas en la composición química, microestructura y en las propiedades mecánicas de soldaduras homogéneas y heterogéneas.

1.4. Hipótesis

Si se incrementa la intensidad de corriente en soldaduras de acero inoxidable AISI 304 unidas por el proceso GTAW, será posible afectar directamente la distribución de la composición química en la ZF, ZAC y MB, generando así, cambios en las propiedades mecánicas de la probeta unida.

2. Capítulo II. Marco teórico

2.1. Aceros inoxidables

Los aceros son los materiales metálicos más ampliamente utilizados por las diversas propiedades mecánicas que se pueden obtener de acuerdo con su composición química, esta será específica y característica de cada aleación. Es por esto que los aceros otorgan una gama sumamente extensa de aplicaciones a un costo relativamente bajo. Dentro de estos materiales se tienen los aceros al carbono, de media aleación, aleados, de alta resistencia, de herramienta y los aceros inoxidables, todos ellos cuentan con un contenido máximo de carbono de 2.1% como característica principal (Fig.1).

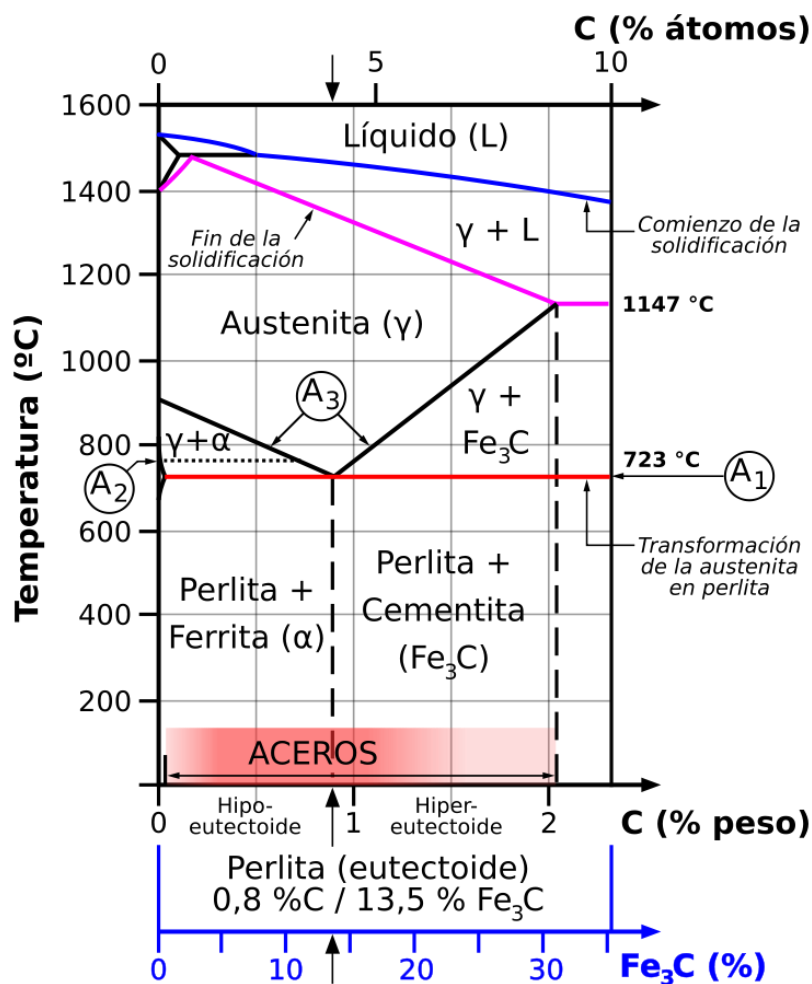


Figura 1. Diagrama de fases metaestable $Fe - Fe_3C$ [1].

Los aceros inoxidables son aleaciones base hierro que contienen cromo y níquel como elementos principales, así como otros elementos, tales como molibdeno, manganeso, silicio, titanio, niobio y carbono. De acuerdo con los elementos aleantes

y la proporción entre estos se pueden mejorar propiedades como tenacidad, dureza, ductilidad, resistencia eléctrica, resistencia a la fatiga, soldabilidad y sobre todo resistencia a la corrosión.

Estos aceros son conocidos como inoxidable debido a que la gran cantidad de cromo que contienen estas aleaciones ($\%Cr > 11\%$) en presencia de ambientes oxidantes producen una capa pasiva de óxido de cromo auto regenerativa, impermeable, estable, fina y uniforme que protege el material en una amplia gama de medios corrosivos (dependiendo de la composición de la aleación). Además, al ser transparente y brillante provoca ese acabado característico de los aceros inoxidables [2].

La clasificación de los aceros inoxidables está dada en cinco familias; cuatro de ellas corresponden a sus estructuras cristalinas particulares: dúplex (austeno-ferríticos), ferríticos, martensíticos y austeníticos; mientras que la quinta familia pertenece a los aceros endurecidos por precipitación, la cual está basada en el tipo de tratamiento térmico utilizado.

Tomando en cuenta que el níquel es un elemento precursor de la fase gamma, conocido como elemento gammágeno, y el cromo es precursor de la fase alfa, conocido como alfágeno; de acuerdo con el contenido de dichos elementos se pueden obtener los distintos tipos de aceros inoxidables (Fig. 2).

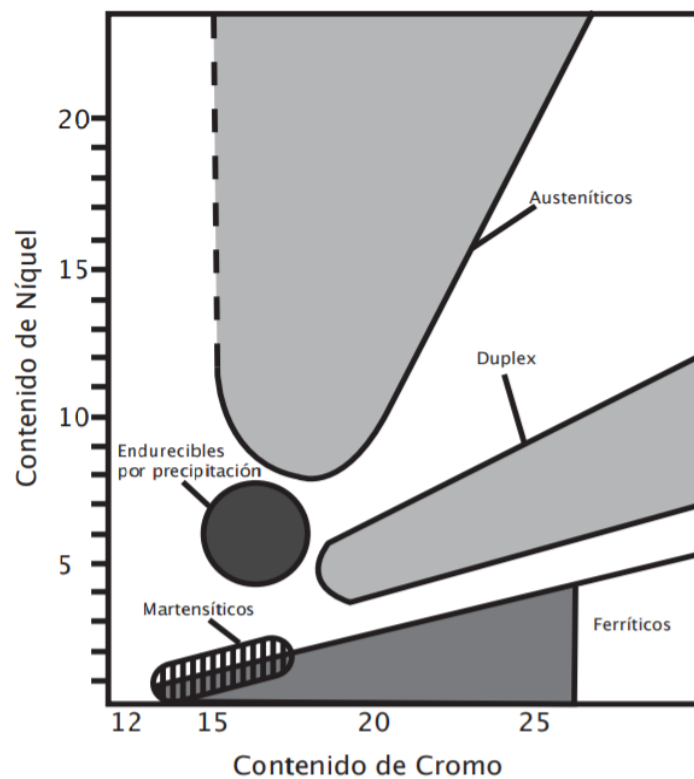


Figura 2. Clasificación de aceros de acuerdo con la relación entre el contenido de cromo y níquel [3].

En la figura 3, se aprecia el diagrama ternario correspondiente al sistema Fe- Cr- Ni donde se muestran las zonas de estabilidad de las distintas fases, ferrítica (α), austenítica (γ) y la región austeno-ferrítica ($\alpha + \gamma$). Las impurezas que contienen las aleaciones se disuelven en las fases principales (austenita y ferrita) influyendo directamente en las condiciones de equilibrio y en la cinética de transformación de las fases. Si las impurezas forman nuevas fases como es el caso de carburos, nitruros, intermetálicos u otras, las propiedades mecánicas de las aleaciones y su resistencia a la corrosión se verán afectadas drásticamente.

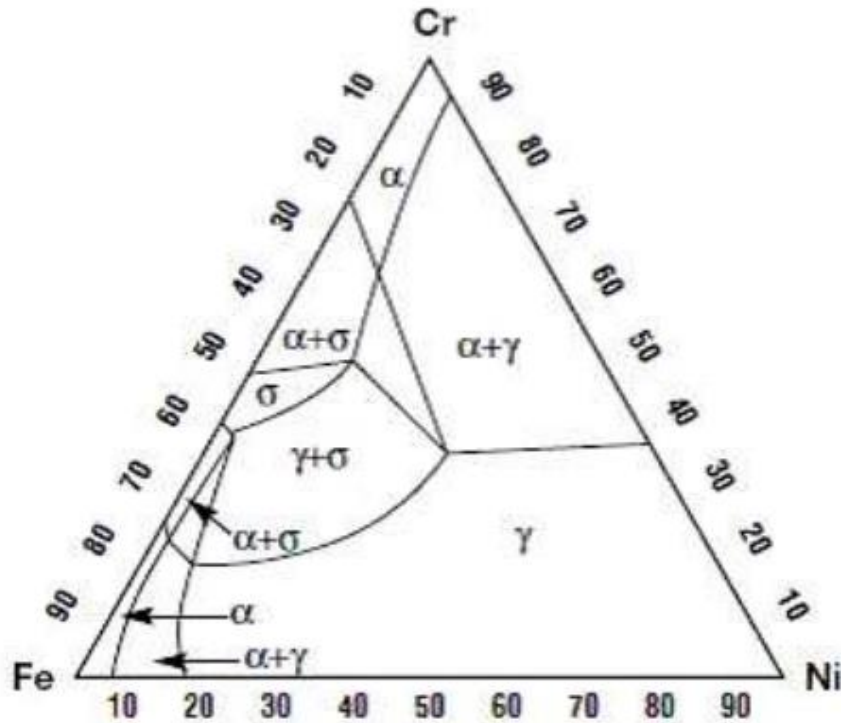


Figura 3. Sección del diagrama ternario Fe-Cr-Ni a 650 °C [4].

2.1.1. Tipos de aceros inoxidables

2.1.1.1. Ferríticos

Este tipo de aceros se conocen porque están compuestos por hierro al cromo. Al ser este un elemento alfégeno, se genera la fase ferrítica en la aleación con una estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo (BCC por sus siglas en inglés "Body centered cubic"). Este tipo de aleaciones son magnéticas debido a la red cristalina del hierro alfa y el contenido de carbono se mantiene en bajas proporciones a fin de evitar la formación de fase martensítica en el tratamiento térmico e incluso en procesos termomecánicos donde se presentan deformaciones plásticas [2].

Al aumentar la cantidad de Cr (10.5-30% Cr) y limitar la cantidad de C ($< 0.12\%C$), este tipo de aceros no pueden ser templados ya que no atraviesan ninguna línea de transformación. Por esta razón, no se tiene la posibilidad de cambios de fase.

Algunas de sus características principales son: soldabilidad y resistencia a la corrosión media, son magnéticos, tienen menor ductilidad que los grados austeníticos, son propensos a aumentar el tamaño del grano a temperaturas elevadas y adquieren cierta fragilidad con permanencias prolongadas en el rango de 450° a $500^{\circ}C$. Cuando contienen de 25-30% de cromo, presentan buena resistencia a la corrosión en atmósferas sulfurosas o con cloruros y buena resistencia a la corrosión bajo tensión (SCC por sus siglas en inglés "*Stress corrosion cracking*"). No es posible endurecer este tipo de aleación por medio de tratamiento térmico, sólo moderadamente por trabajo en frío.

Normalmente se prefiere esta familia por su resistencia a la corrosión y bajo costo que por sus propiedades mecánicas [3].

Algunas de sus aplicaciones son: Adornos arquitectónicos o automotrices, tubos de intercambiadores de calor, en la industria automovilística, como reactores catalíticos, alcantarillas, electrodomésticos, aplicaciones que impliquen resistencia al agrietamiento por corrosión bajo tensión, corrosión en medios acuosos, oxidación a alta temperatura, corrosión por picadura o por hendidura ("*Crevice*") en medios con cloruros [3].

2.1.1.2. Martensíticos

A pesar de que los aceros ferríticos y los martensíticos tienen propiedades magnéticas, la principal diferencia yace en su composición; esta familia contiene mayor proporción de carbono para poder austenizar y posteriormente generar la fase martensítica por medio de un tratamiento de temple, de esta manera se obtiene una estructura cristalina tetragonal centrada en el cuerpo (BCT por sus siglas en inglés "*Body centered tetragonal*"). Generalmente se realiza un tratamiento térmico de recocido posterior al temple para mejorar las propiedades mecánicas de la aleación [2].

La principal característica de este tipo de aceros es la resistencia mecánica tan alta que posee, por otro lado, su resistencia a la corrosión y su soldabilidad (dependiendo del contenido de carbono) disminuye en comparación con los aceros austeníticos o ferríticos. Otras características de esta familia es que es posible endurecerlos mediante tratamiento térmico y son ligeramente endurecibles por trabajo en frío, presentan propiedades magnéticas, son resistentes a temperaturas moderadamente altas, entre otras. Los aceros martensíticos cuando reciben tratamiento térmico apropiado incrementan su resistencia a la corrosión en muchos ambientes, ofrecen mayor resistencia y buenas propiedades de fatiga junto con una excelente resistencia a la oxidación y al desgaste.

Generalmente estas aleaciones son seleccionadas por sus buenas propiedades mecánicas y bajo costo. Algunas de sus aplicaciones típicas son: Aspas de turbinas (Tipo 403), cuerpos de válvulas, compresores y cuchillería (Tipo 420 y 431), hojas para afeitar, discos de freno, ejes, pernos, carcazas de bombas, etc. [3]

Uno de los factores que se debe contemplar es que estos materiales no son utilizados en medios corrosivos por el alto contenido de carbono (0.1% a 1.2 %C) el cual podría producir el fenómeno de sensibilización (precipitación de carburos de cromo) y a su vez induciría a la corrosión intergranular de la aleación [2].

2.1.1.3. Dúplex o ferrítico-austeníticos.

Se les conoce como aceros dúplex por ser aleaciones bifásicas de austenita y ferrita. Están compuestos de una matriz de hierro aleada con otros elementos como Cr (18-28%) y Mo que estabilizan la fase ferrítica y algunos otros elementos como el Ni (4.5-8% Ni) y N que son estabilizadores de la fase austenítica. El objetivo es lograr un balance entre estas dos fases mencionadas y una relación entre el 40 al 60% en el contenido de ferrita. Típicamente las aleaciones que contienen aproximadamente 50% de Ferrita y 50% de Austenita están siendo promovidas para múltiples aplicaciones en ambientes agresivos donde la resistencia a la corrosión bajo tensión o la resistencia a altas temperaturas son de gran importancia [2].

Por su alto contenido de cromo, estos aceros mantienen sus propiedades anticorrosivas similares a los aceros inoxidable austeníticos, pero con un incremento en sus propiedades mecánicas como la ductilidad, otorgada por la fase austenítica, o la resistencia al SCC, otorgada por la fase ferrítica.

Algunas otras propiedades que presentan estas aleaciones son: mayor resistencia mecánica, gran resistencia a la tracción, buena soldabilidad y maleabilidad, presentan una resistencia intermedia a la corrosión por fatiga inducida por cloruros, resistencia a la corrosión general y por picado (en varios ambientes corrosivos), buena resistencia a la corrosión intergranular, un coeficiente de expansión térmica cercano al de los aceros al carbono, buena resistencia a la erosión y abrasión, entre otras. A pesar de esto, la tenacidad, ductilidad y soldabilidad es ligeramente menor en comparación con los aceros austeníticos [3].

Algunas de sus aplicaciones son: En tuberías de intercambiadores térmicos, tuberías de petróleo, plataformas de ultramar, pozos de gas, tuberías en línea, cuerpos de válvulas para manejar agua de mar y bombas de fundición, en la industria de procesamiento químico, usos marinos, aplicaciones en temperaturas levemente elevadas, plantas de desalación, plantas petroquímicas, en la industria de la celulosa, etc. [3].

2.1.1.4. Endurecidos por precipitación

Son aleaciones base hierro con Cr (12-18%), Ni (4-9%) y otros elementos aleantes que producen el endurecimiento por precipitación, tal es el caso del Mo, Ti, N, Al, Ta, Nb, B y V.

Se caracterizan por tener buenas propiedades mecánicas debido al tratamiento térmico de envejecido aplicado, generalmente las fases que presentan son austenita y martensita. El principio del tratamiento térmico que se les aplica consiste en que una solución sólida cambiará su estructura metalúrgica con el envejecimiento formando precipitados que le proporcionarán un incremento en su resistencia mecánica. Para esto, primero requiere un tratamiento de solubilización alrededor de los 1000 °C, un enfriamiento y por último se envejece el material a 400-600 °C [2].

Las propiedades que presenta esta familia son: Excelente resistencia mecánica (mayor que los aceros martensíticos), resistencia a la corrosión moderada, buena soldabilidad, son magnéticos, entre otras.

Algunas aplicaciones de estos materiales son: Intercambiadores de calor, componentes aeroespaciales y marinos, tanques de combustibles, partes de bombas, ejes, pernos, sierras, cuchillos, juntas tipo fuelle flexibles, etc. [3].

2.1.1.5. Austeníticos

Los aceros inoxidable austeníticos constituyen la familia con el mayor número de aleaciones disponibles y de gran popularidad por sus excelentes propiedades. Estos aceros tienen una matriz de hierro aleada con cromo y níquel principalmente; el Ni actúa como elemento gammágeno estabilizando la fase austenítica (hierro gamma) y retarda la formación de fases intermedias a temperatura ambiente e incluso más baja; de esta manera se obtiene una estructura cristalina cúbica centrada en las caras (FCC por sus siglas en inglés "*Face centered cubic*"). De las principales propiedades que destacan estas aleaciones son: su alta resistencia a la corrosión, gran ductilidad y tenacidad, excelente soldabilidad, son no magnéticos y no pueden ser endurecidos por tratamiento térmico.

Esta familia se puede dividir en dos categorías que abarcan la serie 200 y la serie 300. La serie 200 se compone de elementos como Cr, Mn y Ni en bajas proporciones (< 8 %Ni) que les proporciona un incremento en el límite elástico a diferencia de la serie 300. La serie 300 se compone de elementos aleantes como Cr (15-32 % Cr) y Ni en mayor proporción (10-35% Ni aproximadamente), además de otros elementos como Mo, Ti y Nb que provocan mejores propiedades como resistencia a la corrosión y al picado.

Algunas aplicaciones de estas aleaciones son: En plantas y equipos para la industria química y petroquímica, equipo para industria alimenticia y farmacéutica, material quirúrgico, aplicaciones para ambientes altamente corrosivos, construcción civil, se pueden utilizar tanto en temperaturas criogénicas como a elevadas temperaturas, etc. [3].

En la figura 4 se muestran las microestructuras características de las fases ferríticas, martensíticas, dúplex y austenítica envejecida (endurecida por precipitación)

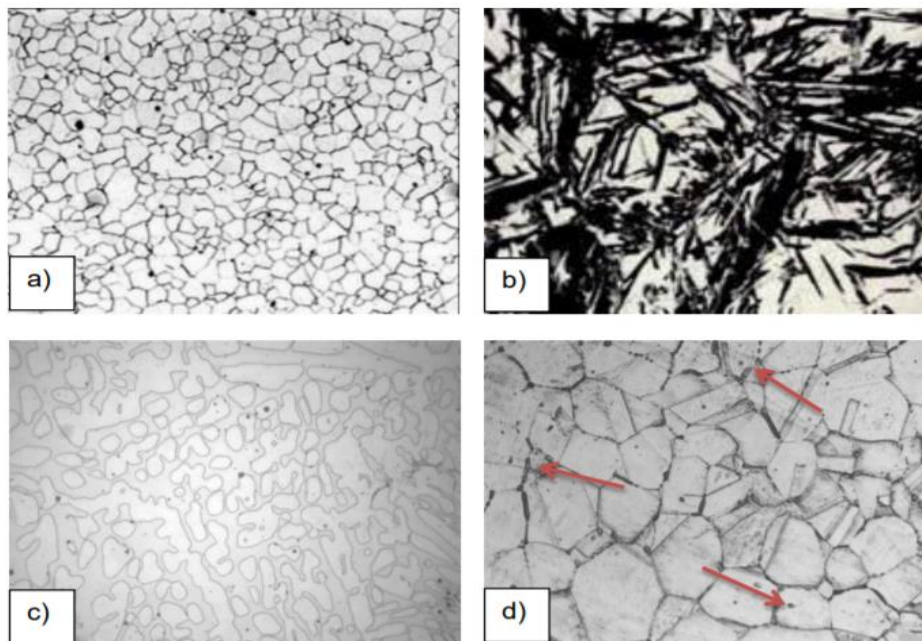


Figura 4. Microestructuras de los aceros inoxidable. a) Ferrítica b) Martensítica c) Dúplex d) Austenítica envejecida (precipitados señalados) [2].

2.1.2. Propiedades del acero inoxidable AISI 304.

En cuanto a la serie AISI 304, una de las aleaciones más populares en el mercado, contiene aproximadamente 18% de cromo y 8% de níquel, con un máximo de carbono de 0,08%. Tiene gran aplicación en la industria química, farmacéutica, aeronáutica, naval, alimenticia, de transporte y arquitectónica. Es también utilizada en cubiertos, vajillas, piletas, revestimientos de ascensores y en un sin número de aplicaciones [5].

La gran desventaja de esta aleación es que la resistencia a la corrosión en ambientes con cloruros disminuye drásticamente y se puede producir corrosión por picadura o *crevice*. Este tipo de corrosión localizada es muy peligrosa ya que puede afectar de manera crítica las propiedades del material y por lo tanto el proceso o la función que esté desempeñando. Por ello, en ciertas aleaciones se adiciona

molibdeno para hacer más resistente esta capa de óxido de cromo formada y por lo tanto incrementa su resistencia a la corrosión, tal es el caso del AISI 316.

El acero inoxidable 304 L, siendo una versión de la serie 304 pero con extra bajo contenido de carbono en su composición (0.02%), provoca una considerable disminución en la formación de precipitados de carburos que suelen ser perjudiciales y que se generan en la zona de afectación térmica durante el proceso de soldadura.

Dichas aleaciones poseen buena soldabilidad, pero, a fin de evitar agrietamiento por calor en el material, se debe considerar que la velocidad de soldeo debe ser más lenta cuando se utiliza soldadura por arco.

En la tabla 1 se muestra la composición y algunas propiedades del acero AISI 304.

Tabla 1. Propiedades del acero inoxidable AISI 304 [6].

Material	AISI 304	
Composición química	C: 0.08 % Si: 1.0 % S: 0.03 % P: 0.045 %	Ni: 8-10.5 % Cr: 18-20 % Mo: --%
Propiedades mecánicas	Resistencia a la tracción: Alargamiento (2 in): Límite de elasticidad: Dureza:	515 MPa 40% 205 MPa 201 Brinell HBW 92 Rockwell B
Propiedades físicas	Densidad: Punto de fusión: Resistividad eléctrica: Difusividad térmica: Coeficiente de conductividad térmica:	7.93 g/cm ³ 1398-1454 °C 0.73 μΩ m (20°C) 3.84 mm ² /s 16.3 (100 °C) 21.5 (500 °C)
	Coeficiente de dilatación lineal:	17.2 (0-100 °C) 17.8 (0-300 °C) 18.4 (0-500 °C)

2.2. Soldadura

Es un proceso de fabricación en el cual se realiza la unión de dos materiales iguales o disimiles que quedarán ensamblados permanentemente. Los materiales que normalmente se sueldan son metales o termoplásticos que lograrán su unión gracias a la fusión o a la coalescencia entre materiales.

La clasificación básica de las soldaduras es del tipo homogéneas cuando no se requiere material de aporte, o este corresponde a la misma naturaleza que las piezas a unir, y de tipo heterogéneo cuando se efectúa la soldadura entre materiales de distinta naturaleza, con o sin material de aporte.

En la figura 5 se observa el cordón de soldadura y las siguientes zonas de interés:

- **Zona de soldadura o zona de fusión:** Parte central del cordón formada fundamentalmente por el metal o material de aporte.
- **Zona de penetración:** Parte de las piezas que han sido fundidas por los electrodos. Entre mayor penetración, esta zona tendrá mayor profundidad.
- **Zona de transición o zona afectada por el calor:** Zona más próxima a la zona de penetración. Esta zona, aunque no ha sufrido la fusión, ha soportado altas temperaturas que podría tener consecuencias desfavorables en el comportamiento mecánico del material, tal es el caso de las tensiones internas [7].

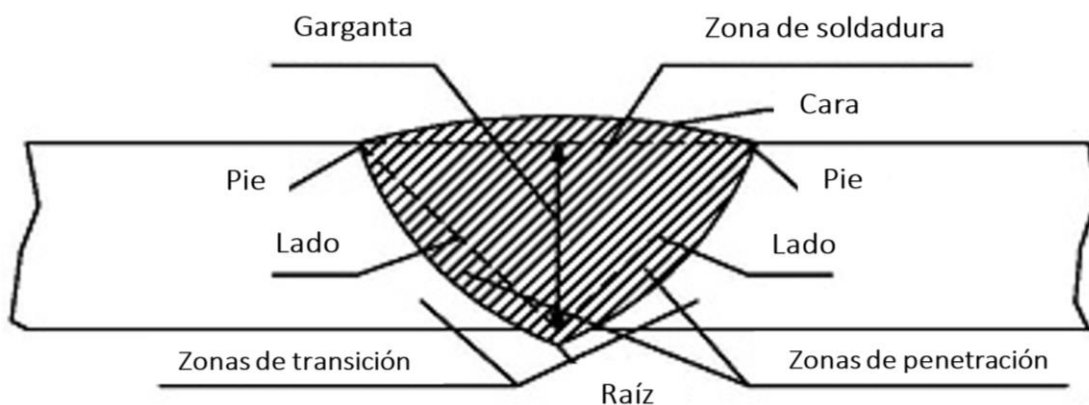


Figura 5. Zonas del cordón de soldadura [7].

2.2.1. Procesos de soldadura

Existen 3 formas principales para realizar un proceso de soldadura:

- Soldadura por gas, donde la fuente de calor se produce por la combustión de un gas.
- Soldadura por arco eléctrico, donde la fuente de calor se fundamenta en un corto circuito.
- Soldadura de haz de alta energía, donde la fuente de calor es un haz concentrado de luz o electrones [8].

De estas clasificaciones surgen múltiples variantes como son:

Soldadura por gas:

- Soldadura de oxiacetileno (OAW por sus siglas en inglés “*Oxy-acetylene welding*”).

Soldadura por arco:

- Soldadura por arco con electrodo revestido (SMAW por sus siglas en inglés “*Shielded metal arc welding*”).
- Soldadura por arco con electrodo de tungsteno y gas de protección (GTAW por sus siglas en inglés “*Gas tungsten arc welding*”).
- Soldadura por arco de plasma (PAW por sus siglas en inglés “*Plasma arc welding*”).
- Soldadura por arco de metal y gas (GMAW por sus siglas en inglés “*Gas metal arc welding*”).
- Soldadura por arco con núcleo de fundente (FCAW por sus siglas en inglés “*Flux-cored arc welding*”).
- Soldadura por arco sumergido (SAW por sus siglas en inglés “*Submerged arc welding*”).
- Soldadura por electro escoria (ESW por sus siglas en inglés “*Electroslag welding*”).

Soldadura por haz de alta energía:

- Soldadura por haz de electrones (EBW por sus siglas en inglés “*Electron beam welding*”).
- Soldadura por rayo láser (LBW por sus siglas en inglés “*Laser beam welding*”) [9].

Tal y como se muestra en la figura 6, dependiendo de la fuente de calor seleccionada en el proceso de unión, será la interacción con el material base. Al incrementar la densidad de potencia, se pueden generar grandes ventajas como: una mayor penetración, un incremento en la velocidad de trabajo, menores distorsiones y una mejor calidad de la unión [8]. A pesar de estas ventajas, el proceso de soldadura que se utilizará dependerá de las características de la unión deseada, de los materiales involucrados, espesores, condiciones ambientales a los que serán expuestos, etc. De no ser así, se puede generar un calentamiento excesivo que podría dañar la pieza de trabajo induciendo deformaciones y alteraciones en su composición química.

Cabe destacar que no todos los procesos existentes logran unir metales distintos de manera eficiente obteniendo las propiedades físicas y químicas deseadas. Por ello surge la necesidad de investigar nuevas tecnologías para eficientar tales procesos.



Figura 6. Densidad de potencia de la fuente de calor respecto al calor de entrada [8].

2.2.1.1. Soldadura por arco eléctrico

De los procedimientos de soldadura antes mencionados, los más empleados industrialmente son aquellos donde la fuente de calor se origina en un arco eléctrico. El arco eléctrico se produce por la corriente eléctrica que se establece a través del aire ionizado gracias a la diferencia de potencial inducida entre las partes involucradas (entre electrodo-pieza, o electrodo-piezas a soldar) [7].

Las principales ventajas por las cuales se utiliza el arco eléctrico son:

- Genera una concentración de calor en una zona muy delimitada.
- Alcanzan temperaturas muy elevadas casi instantáneamente.
- Se puede establecer en atmósferas artificiales.
- Posibilidad de establecerse en forma visible (arco descubierto) o invisible (arco sumergido o encubierto).

En el circuito eléctrico formado por los electrodos y el arco, la intensidad de corriente depende de la tensión y de la resistencia del circuito. Si la distancia entre los electrodos oscila, la resistencia, intensidad y, por lo tanto, la unión

deseada no será uniforme. Por lo que mantener constante la separación de los electrodos durante el proceso del soldeo resulta imprescindible.

Dependiendo de la configuración de la corriente, será la intensidad y la penetración de la soldadura. A diferencia de la corriente continua con polaridad inversa (C.C.P.I.), al emplear la polaridad directa (C.C.P.D.), se obtiene una mayor penetración y la durabilidad del electrodo incrementa debido a que la concentración de temperatura se mantiene en la pieza de trabajo y no en el electrodo (cátodo) [7].

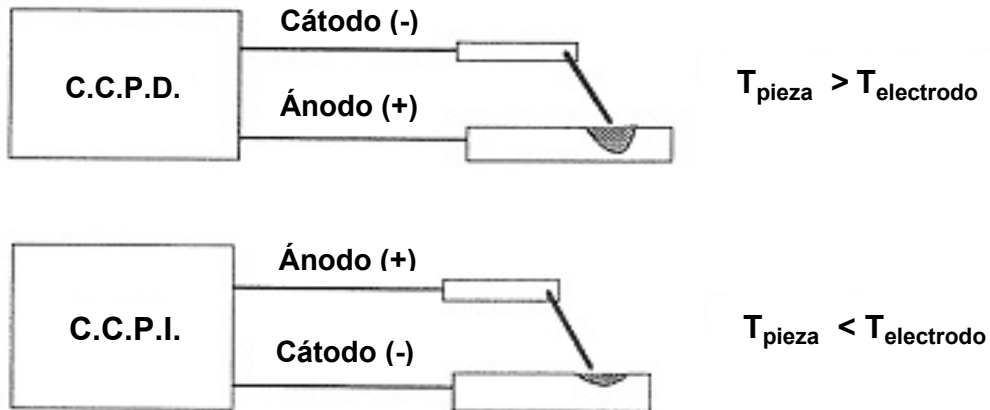


Figura 7. Configuración de la corriente continua y su efecto [7].

Al emplear corriente alterna, se consume menor energía, se produce menor cantidad de salpicaduras y se obtienen valores intermedios de penetración y de deformaciones. Esta configuración es favorecida en procesos con electrodo no consu

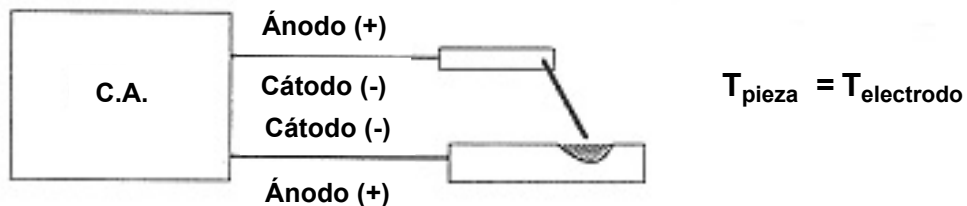


Figura 8. Configuración de la corriente alterna y su efecto [7].

El proceso de soldadura por arco eléctrico se origina por la fusión tanto del metal base como del metal de aporte, siendo esto el resultado del poder calorífico aportado por el arco eléctrico. El tipo de gas de protección de igual manera influirá en el grado de penetración, anchura del cordón y en la transferencia del material.

2.2.1.2. Proceso de soldadura GTAW

También conocido como proceso TIG (Por sus siglas en inglés “*Tungsten Inert Gas*”), es un proceso muy recomendado en la soldadura ferrosa y no ferrosa, sobre todo en matrices como: aluminio, cobre, magnesio, titanio y acero inoxidable. El procedimiento consiste en establecer el arco eléctrico entre un electrodo no consumible de tungsteno y el metal base bajo una atmósfera protectora generada por un gas inerte. El electrodo se encuentra sostenido por un tubo de cobre, conocido como tubo de contacto, el cual se encuentra refrigerado a fin de evitar sobrecalentamiento sobre el electrodo. En este proceso se pueden alcanzar temperaturas de trabajo cercanas a los 2500° C [7].

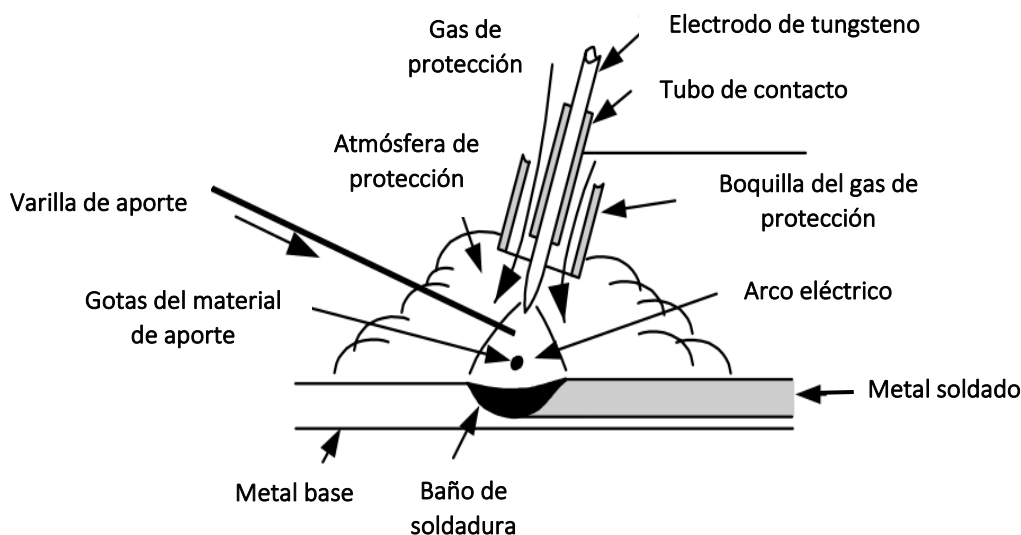


Figura 9. Proceso de soldadura GTAW (Por sus siglas en inglés “*Gas tungsten arc welding*”) [7].

El gas de protección que generalmente se utiliza es el argón, helio o una mezcla entre ellos, su función es proteger el baño metálico del aire circundante. El tipo de gas o la mezcla utilizada, dependerá de las especificaciones requeridas en la soldadura (mayor penetración, mejor contorno de la soldadura, mojabilidad y nivel de protección).

Este tipo de soldadura se puede realizar con o sin material de aporte (en forma de alambre o varilla). Cuando se adiciona aporte, este se debe introducir directamente en el arco para fundirlo y que las gotas formadas caigan en el baño de fusión (Fig. 9). La adición de material de aporte puede ser de forma manual o automática [7].

La soldadura GTAW se caracteriza por generar cordones de gran calidad, sin escorias (dado que emplean electrodos no consumibles sin revestimiento), ni proyecciones, por lo que esta técnica es ampliamente utilizada en soldaduras que requieren una excelente calidad en la unión.

Algunas ventajas y desventajas que se presentan en este procedimiento se muestran a continuación.

Ventajas:

- El acabado de la soldadura es excelente
- No genera escorias en el cordón, lo cual reduce la posibilidad de contaminación y de limpieza posterior a la soldadura.
- Es un proceso que se puede emplear en todas las posiciones de soldadura, lo cual lo hace altamente recomendable en soldadura de tubos y cañerías.
- No genera salpicaduras alrededor del cordón.
- Afecta muy poco la composición química y las propiedades del metal base durante el proceso de unión.
- Adecuado para secciones delgadas debido al control de la intensidad de corriente y del aporte de material.

Desventajas:

- Tasa de deposición baja.
- Corrientes de soldadura excesivas, puede provocar inclusiones de tungsteno en el material base.
- Altos costos de operación, sobre todo en espesores mayores a 6 mm
- Se requiere gran experiencia y técnica en el operador para realizar una soldadura con aporte adecuada.

2.2.2. Soldabilidad de aceros austeníticos.

En general, los aceros inoxidable austeníticos presentan mejor soldabilidad que los martensíticos o que los ferríticos debido a su estructura metalúrgica y composición química; pero existen factores característicos de esta familia que deben tomarse en cuenta para poder ejecutar una buena soldadura y eliminar el riesgo de defectos en la unión [7].

A diferencia de los aceros al carbono y los de baja aleación, los aceros inoxidable austeníticos tienen puntos de fusión menores, su estructura interna ofrece una mayor resistencia eléctrica, menor conductividad térmica y, en general, un mayor coeficiente de dilatación. Como resultado de todo lo anterior, para la ejecución de soldaduras se requieren niveles de intensidad de corriente mayores (entre un 25-50%) para no generar un arco inestable que pudiera provocar impurezas en el cordón. En caso de que la intensidad de corriente sea excesiva, también se pueden generar complicaciones como salpicaduras y poco control sobre el baño de fusión. Este efecto, terminará produciendo fisuras y una pérdida de resistencia a la corrosión por la disminución de cromo en la composición final del cordón.

En cuanto a la baja conductividad térmica de estos aceros, se debe tomar en cuenta que el calor se concentra en una zona pequeña alrededor del cordón de soldadura, por lo tanto, requiere de un menor aporte de calor para mantener el baño de fusión. Sin embargo, esto genera un aumento en el gradiente de temperatura y en las tensiones residuales asociadas, aunado al mayor coeficiente de dilatación que presentan los aceros inoxidable austeníticos, esto implica un mayor riesgo de deformaciones y desalineaciones durante la soldadura. De ahí yace la necesidad de mantener un estricto control dimensional del conjunto soldado sin producir deformaciones [7].

2.2.3. Metalurgia de la soldadura

Como se sabe, los metales y aleaciones son sólidos cristalinos en los cuales los átomos se encuentran acomodados en un arreglo repetitivo y regular. Los tres arreglos más comunes de los metales corresponden a la estructura cúbica centrada en el cuerpo (BCC), la estructura cúbica centrada en las caras (FCC) y la hexagonal compacta. De estos, el hierro y algunos aceros suelen corresponder a la estructura BCC, pero los aceros inoxidable austeníticos presentan estructura FCC.

De acuerdo con el tipo de estructura que presenten estas aleaciones, estarán relacionadas sus propiedades intrínsecas de cada material.

Cuando el metal es solidificado, los átomos que se encontraban distribuidos aleatoriamente en estado líquido se acomodan en un arreglo cristalino al desarrollarse la transformación a la fase sólida. Los bloques de átomos agrupados colindan con otros granos similares a ellos, pero con direcciones distintas y la interfase que los limita se conoce como límite de grano. Por lo tanto, el límite de grano al ser la unión de dos granos cuyos átomos están orientados en distintas direcciones, resultan ser zonas de alta energía y químicamente más activas. Por ello, la precipitación de una fase suele comenzar en el límite de grano ocasionando en algunos casos una forma de ataque localizado, mejor conocido como corrosión intergranular [10].

2.2.3.1. Solidificación de la soldadura

Cuando ocurre la solidificación de una solución sólida, a pesar de tener una composición uniforme, los átomos de soluto se redistribuyen en el líquido y rara vez se obtiene una composición homogénea en el sólido resultante. Este efecto depende de la cinética y termodinámica de la reacción ocasionada por la composición, tipo de difusión, tipo de subenfriamiento que se llevó a cabo, entre otros factores que concluyen en distintos modos de solidificación (planar, celular, dendrítica columnar o equiaxial) y por lo tanto en distintas propiedades mecánicas de la soldadura [9].

Durante la solidificación de la soldadura, los granos del metal base en la línea de fusión están en íntimo contacto con el baño metálico ($\theta = 0$) actuando como sustrato y generando la nucleación sin dificultades. En el caso de la unión entre materiales con estructura cristalina similar, las orientaciones cristalográficas existentes se mantienen y el proceso de crecimiento se denomina epitaxial o nucleación epitaxial. El crecimiento se produce en dirección perpendicular al límite del baño de soldadura por ser la dirección en la cual el gradiente de temperatura es mayor, es decir, en dirección de la máxima extracción de calor y de fácil crecimiento. Para materiales con estructura cristalina FCC o BCC, el crecimiento columnar dendrítico es favorecido en la dirección $\langle 100 \rangle$ y conforme incrementa el grado de subenfriamiento en el límite del baño de soldadura, el tipo de solidificación se modifica de planar a celular, de celular a dendrítica columnar y de dendrítica columnar a equiaxial (Fig. 10).

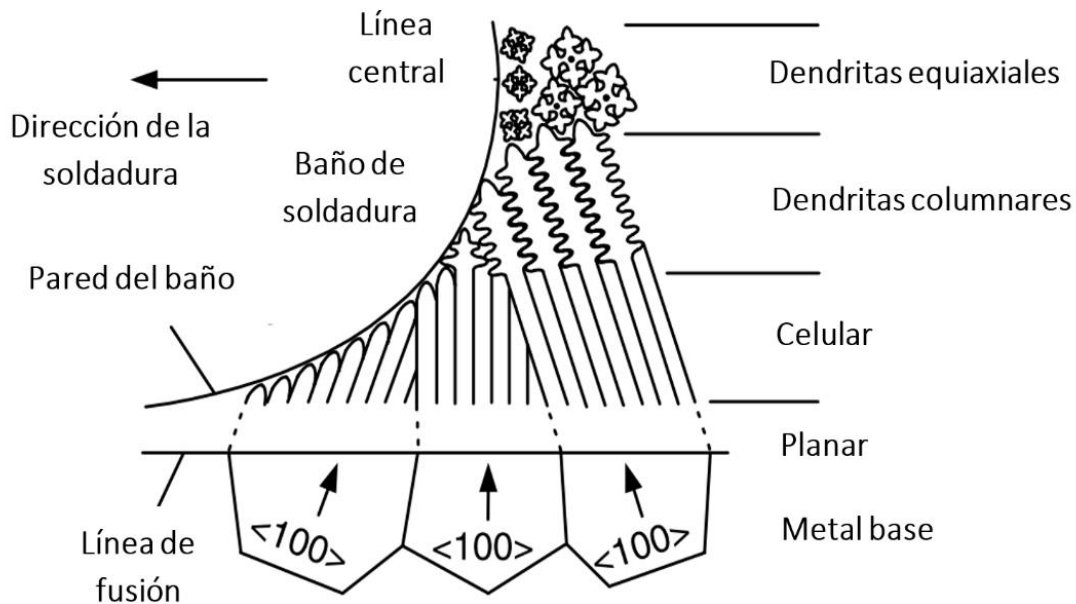


Figura 10. Modos de solidificación a través de la zona de fusión [9].

Cabe destacar que el espaciamiento entre los brazos dendríticos y los granos, son modos de solidificación que de igual manera varían a lo largo de la zona de fusión, dicho espaciamiento se ve favorecido a medida que decrece la velocidad de enfriamiento.

2.2.3.2. Características microestructurales en soldaduras de acero inoxidable austenítico

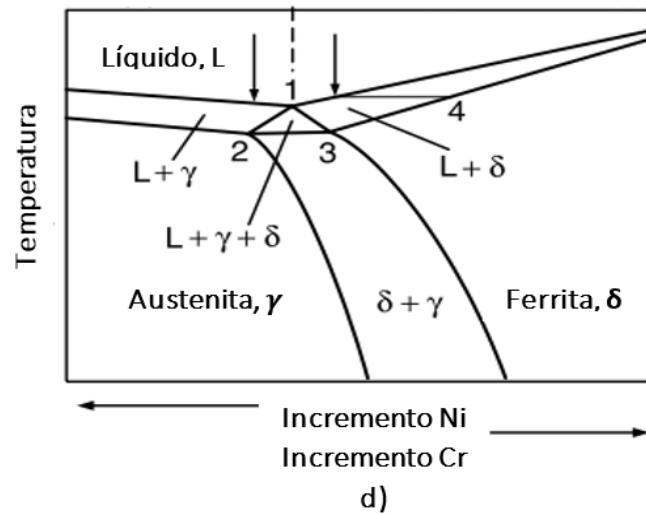
Normalmente las soldaduras de aceros inoxidables austeníticos mantienen una matriz austenítica (FCC) con ciertas cantidades de δ -ferrita (BCC). La proporción entre estas dos fases es crítica para la función que desempeñará la unión, si se excede en el contenido de la fase δ -ferrita ($\geq 10\%$ en volumen) se puede generar una disminución en su ductilidad, tenacidad y resistencia a la corrosión, mientras que una baja proporción de dicha fase ($\leq 5\%$ en volumen aproximadamente) puede generar efectos no deseados como es el caso del agrietamiento por solidificación [9].

La figura 11 representa los 3 tipos de morfologías principales en las que la fase ferrítica se puede presentar durante la solidificación, estos son: Interdendrítica, vermicular y Lathy.

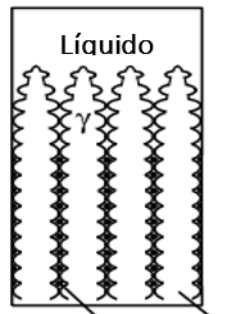
La morfología de tipo interdendrítico corresponde a que la aleación se encuentra a la izquierda del triángulo eutéctico trifásico marcado con un 1 en la figura 11 d). La fase de solidificación primaria concierne a la austenita (γ) de las dendritas claras, mientras que las partículas oscuras entre los brazos de las dendritas primarias pertenecen a la δ -ferrita formada al alcanzar el triángulo trifásico durante la última etapa de solidificación.

En el caso de la ferrita vermicular, la aleación contiene mayor proporción de cromo y la fase de solidificación primaria es δ -ferrita. Su morfología pertenece a las dendritas oscuras de la figura 11 b), las cuales son ricas en cromo, pero al disminuir la temperatura, las dendritas secundarias formadas en la fase final de la solidificación contienen cromo en menor proporción y se transforman en austenita. El resultado de dicha transformación es un “esqueleto” rico en cromo de δ -ferrita en los núcleos dendríticos. Este tipo de ferrita esquelética es conocida como ferrita vermicular.

Al igual que la ferrita vermicular, las dendritas primarias de δ -ferrita pueden transformarse en “Ferrita Lathy” cuando se enfrían en la región bifásica $\gamma + \delta$. Al crecer epitaxialmente la austenita, la δ -ferrita nuclea y la relación de orientación cristalográfica entre estas determina la morfología de la ferrita después de la transformación de post solidificación (ferrita vermicular o Lathy). El crecimiento preferencial en la dirección $\langle 100 \rangle$ de austenita y δ -ferrita se alinea con la dirección del flujo de calor.

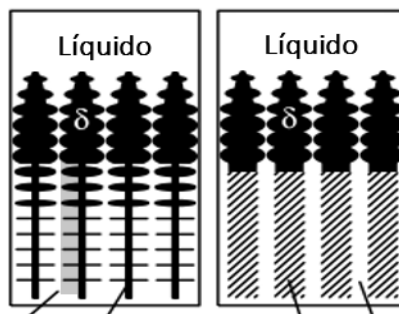


Solidificación de austenita primaria



a) Ferrita interdendrítica

Solidificación de ferrita primaria



b) Ferrita Vermicular

c) Ferrita Lathy

Figura 11. Transformación en la solidificación y post solidificación de soldaduras Fe-Cr-Ni: a) Ferrita interdendrítica; b) Ferrita vermicular; c) Ferrita Lathy; d) Sección vertical del diagrama de fase en 70 % Fe (aproximadamente) [9].

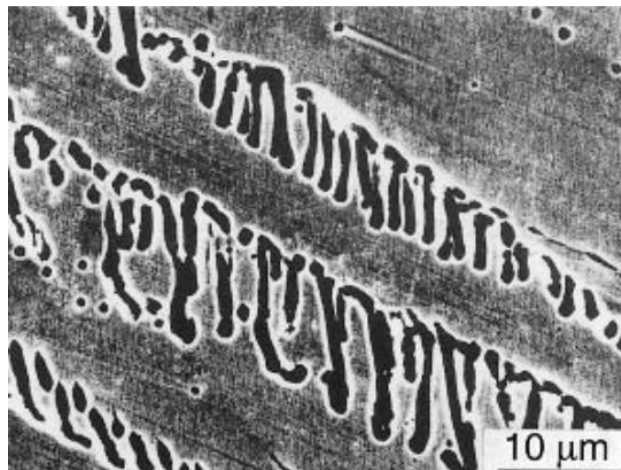


Figura 12. Ferrita Lathy en soldadura GTAW de Fe- Cr 18.8%- 11.2% Ni [9].

2.2.3.3. Diagrama Schaeffler-Delong

De acuerdo con el efecto combinado de los elementos aleantes y los procesos de soldadura, se puede utilizar el diagrama de Schaeffler (Fig.13) para predecir el tipo de fases que presentará la matriz de acero e inferir las propiedades resultantes en el material soldado.

Comúnmente se utiliza este diagrama para estimar con bastante exactitud la estructura final del metal base, del material de aporte y del depósito soldado, por lo que se pueden predecir las características mecánicas del cordón de soldadura obtenido al considerar el contenido del cromo y níquel equivalente. Para esto, es necesario conocer la composición química de los materiales en cuestión.

A. Schaeffler definió los conceptos de cromo-equivalente (Ec. 1) y níquel-equivalente (Ec. 2) tomando en cuenta que el cromo equivalente incorpora los elementos formadores de ferrita y el níquel equivalente los formadores de austenita. Otros elementos que de igual manera se encuentran presentes como aleantes en el acero y que impactan en la aleación y en sus propiedades, también son considerados en la ecuación. Dependiendo del grado de influencia del elemento en la formación de ferrita o austenita, será el factor por el cual serán multiplicados.

- $Cromo\ equivalente = \%Cr + \%Mo + 1,5\%Si + 0,5\%Nb + 2\%Ti$ Ec.1

- $Níquel\ equivalente = \%Ni + 0,5\%Mn + 30\%C$ Ec.2

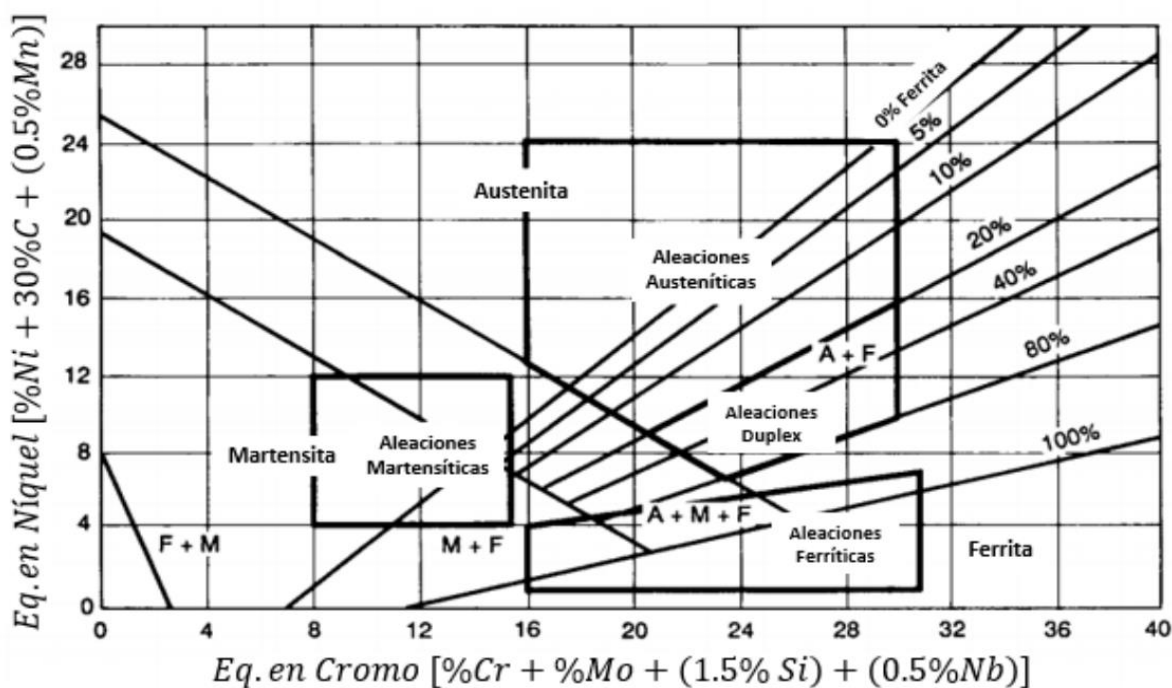


Figura 13. Diagrama de Schaeffler para la determinación de fases en los aceros inoxidables con respecto al contenido de Ni y Cr equivalente [12].

Las características mecánicas del cordón de soldadura dependerán del punto del diagrama donde se ubique el metal depositado, el cual será la resultante de mezclar el metal de aporte y los materiales base de las piezas que se pretenden unir. Cabe mencionar que los materiales a unir pueden ser disimiles.

2.3. Efectos críticos en las soldaduras de acero inoxidable austenítico

Durante el proceso de soldadura se genera un calentamiento que se propaga a lo largo y ancho de las piezas. Este efecto suele originar tensiones residuales, defectos y posibles transformaciones de fases debido a que se alcanzan puntos de transformación durante la exposición a altas temperaturas, propiciado así, cambios en el material [7]. De igual manera, en la etapa de enfriamiento se pueden generar contracciones en las zonas expuestas a altas temperaturas que provocarán modificaciones en su geometría y acumulación de tensiones residuales.

Este tipo de efectos son más propensos entre mayor sea el espesor de la pieza e indudablemente al generar sobrecalentamientos en el material. Además, como se mencionó anteriormente, las velocidades de enfriamiento pueden generar cambios en la estructura cristalina del metal debido a transformaciones de fases o por el mecanismo de difusión inducido. Todos estos efectos pueden originar cambios en las propiedades físicas y químicas del material base que tendrán un impacto directo en la función de la pieza problema.

2.3.1. Agrietamiento en frío y en caliente

Durante la etapa de enfriamiento, por encima de los 1000°C, se pueden producir grietas o micro fisuras en el cordón de soldadura o en la ZAC fomentadas por la presencia de impurezas de bajo punto de fusión como es el fósforo, silicio o el azufre. Para contrarrestar dicho efecto en los aceros austeníticos, se promueven pequeñas cantidades de ferrita (2-3%) favoreciendo la disolución de dichas impurezas y permitiendo ciertas contracciones y/o deformaciones a la vez que reduce el efecto de fisuración en caliente. Esto se realiza gracias a que la estructura ferrítica es más dúctil en comparación con la austenita [7].

Algunas recomendaciones para disminuir el riesgo de producir fisuración en caliente se muestran a continuación:

- Limitar el contenido de silicio, fósforo y azufre en el material de aporte.
- Minimizar el aporte térmico durante la ejecución de la soldadura.
- Evitar las grietas en la soldadura. En caso de presentarse, esmerilar, limpiar perfectamente y rellenar.

2.3.2. Sensibilización de aceros inoxidables austeníticos

La sensibilización es una de las causas más comunes de corrosión en los aceros inoxidables austeníticos que se suele presentar en las zonas del metal base adyacentes al cordón. Es decir, no es un fenómeno que afecta específicamente la zona de fusión sino el área colindante.

El proceso ocurre cuando se somete el acero inoxidable austenítico al intervalo de temperaturas críticas (550 a 850°C) durante un periodo de tiempo; o si el enfriamiento de la pieza es muy lento, se pueden generar precipitados de compuestos de carburo de hierro y cromo. Los precipitados formados producen cambios en la composición química del material, disminuyendo el contenido de cromo del área adyacente a los carburos formados y reduciendo la resistencia a la corrosión conferida por el cromo. Este efecto, conocido como sensibilización, se intensifica entre mayor sea el tiempo de exposición, en composiciones con mayor contenido de carbono y en el intervalo de temperaturas que va de los 550 a los 850°C. Además, los precipitados se suelen formar en los límites de grano y en algunos casos dentro del grano (intragranular), esto provoca una disminución en la cohesión de los granos generando tensiones internas [12].

Se dice que una aleación se sensibiliza cuando a un cierto tiempo y temperatura determinada, para un contenido de carbono específico en el diagrama tiempo-temperatura, este se encuentra a la derecha de la curva del porcentaje de carbono. Tal es el caso de la aleación AISI 304 con un contenido de 0.062 %C (Fig. 14), la cual podría sensibilizarse en un lapso de 2-3 minutos si se mantiene expuesta a 700 °C [12].

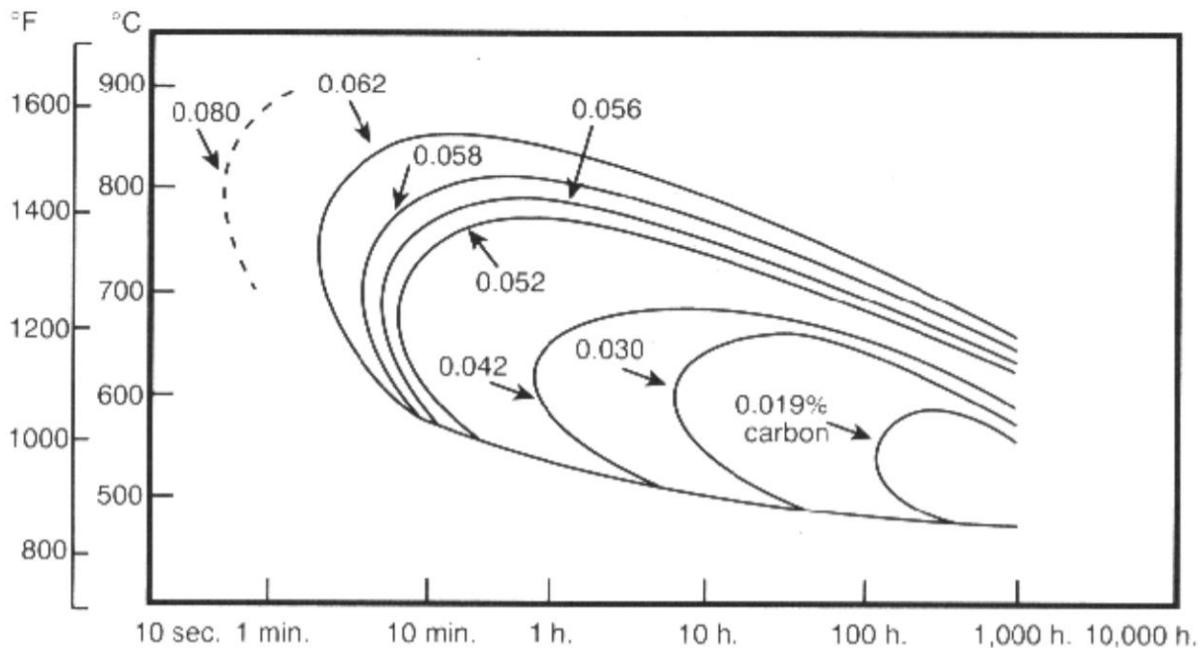


Figura 14. Curvas de sensibilización Tiempo-Temperatura. Precipitación para diferentes contenidos de carbono en AISI 304 [12].

Los carburos comunes en las aleaciones austeníticas son MC , $M_{23}C_6$ y el M_6C , siendo $M_{23}C_6$ el que se suele generar en los bordes de grano y que produce el efecto de sensibilización del material (Fig. 15). Este carburo tiene una estructura cúbica compleja, la cual, si el carbono se removiera, se convertiría en tetragonal compacta (TCP) o mejor conocida como fase sigma (σ).

En el caso del M_6C , este puede generarse en los límites de grano y raramente de forma intragranular [4].

La morfología de los carburos formados, están directamente relacionados con la temperatura de formación y tiempo de permanencia. Cuando se tienen temperaturas entre 600-700 °C, las partículas formadas crecen con una estructura dendrítica de apariencia plumosa, estas se forman inicialmente en la intersección de los límites de grano y crecen desde estos puntos. Esta morfología genera una gran sensibilidad a la corrosión intergranular a pesar de que menos de la mitad del carbono se suele combinar para generar el precipitado $M_{23}C_6$ [13].



Figura 15. Carburos de cromo extraídos de los límites de grano en aceros inoxidables sensibilizados [13].

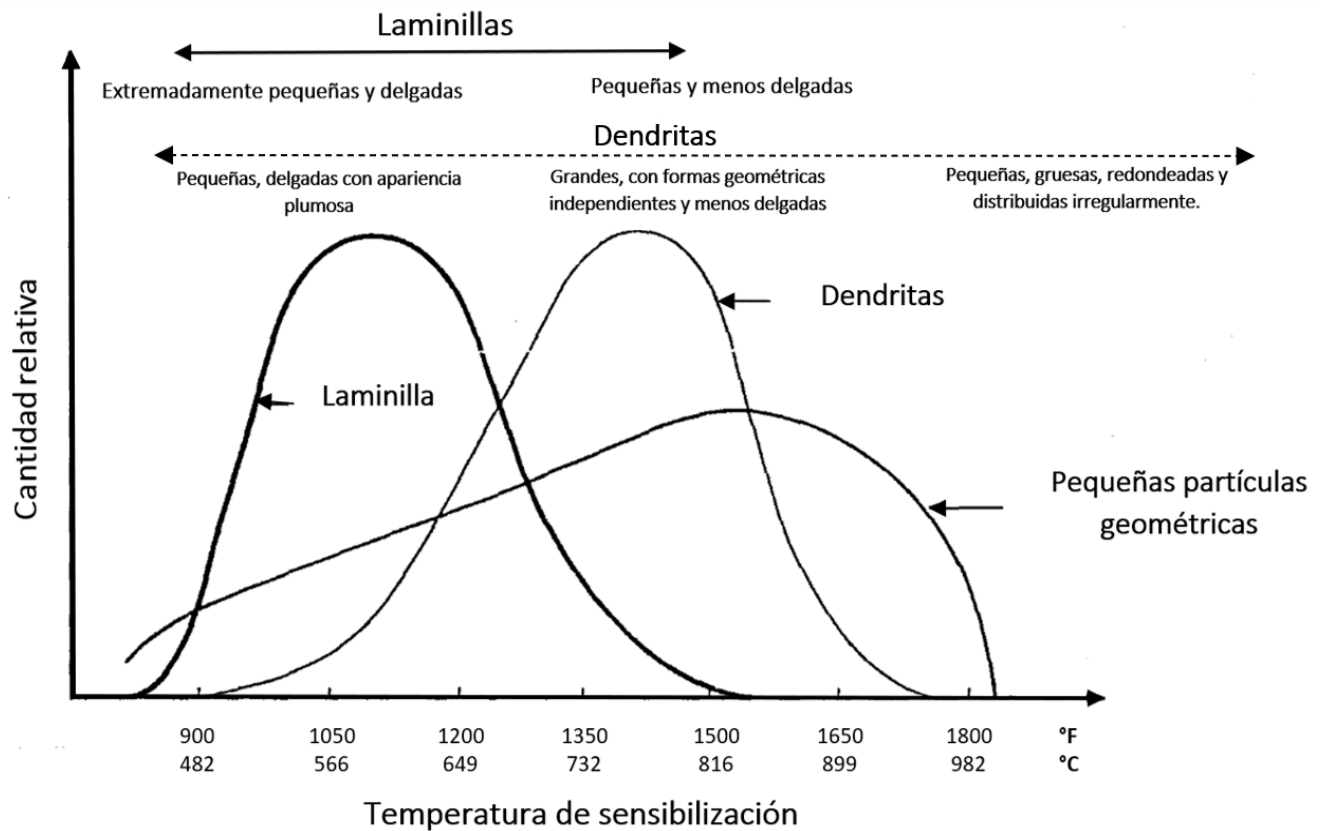


Figura 16. Efecto de la temperatura de sensibilización en la morfología del precipitado $M_{23}C_6$ [13].

Algunas recomendaciones que se pueden llevar a cabo para disminuir el riesgo de generar carburos durante el proceso de soldadura se mencionan a continuación:

- Limitar el contenido de carbono en el metal base y en el material de aporte reducirá el riesgo de producir carburos durante el proceso de unión (inferior al 0.03%).
- Disminuir la intensidad de corriente, sin afectar la estabilidad del arco.
- Realizar cordones cortos para que el aporte de calor no sea excesivo en la pieza y dejar enfriar entre cada uno de ellos para limitar que la zona afectada térmicamente (ZAC) esté expuesta al intervalo de temperaturas de sensibilización.
- Realizar tratamientos térmicos después de la operación de unión para re difundir el cromo [13].
- Se pueden utilizar elementos estabilizadores como el titanio (Ti), niobio (Nb) o tántalo (Ta). Estos elementos favorecen la formación de carburos a fin de evitar la formación de carburos de cromo. De esta manera, la

composición del metal base no se ve afectada al igual que su resistencia a la corrosión.

Por todo esto, resulta indispensable limitar la entrada de calor en todas las aleaciones que no sean de bajo contenido de carbono, tal es el caso del AISI 304, con la finalidad de minimizar el ataque corrosivo en ambientes agresivos.

Para calcular el aporte de calor (Q) a la soldadura, expresado en kilo Joules por centímetro de cordón de soldadura, se puede emplear la siguiente ecuación:

$$Q = \frac{U \cdot I \cdot 60}{v \cdot 1000} \quad \text{Ec. 3}$$

Donde:

- Q = es el calor aportado a la soldadura, expresado en kJ/cm ;
- U = es el voltaje empleado en la corriente, en Voltios (V);
- I = es la intensidad de corriente, en amperios (A);
- v = es la velocidad de avance en la ejecución del cordón de soldadura, expresada en centímetros por minuto (cm/min).

Se recomiendan valores por debajo de 35 kilo Joules por centímetro de cordón de soldadura [7].

2.3.3. Formación de Fase Sigma

La fase sigma, formada a partir de la ferrita, corresponde a un compuesto intermetálico de hierro y cromo (45 %Cr-55 %Fe) conocido por su alta dureza, gran fragilidad, su gran influencia sobre la disminución de la resistencia a la corrosión e incremento en los riesgos de fisuración en soldaduras.

Su formación se debe a la presencia de ferrita en los aceros inoxidable cuando se exponen a temperaturas alrededor de 550 y 850 ° C durante un largo tiempo. De esta manera la ferrita se transforma en fase sigma.

Esta fase se puede identificar microscópicamente y se caracteriza por estar conformada por pequeñas esferas y trazos rectos negros, es decir, formas de agujas o formas aciculares que se encuentran desordenadamente y que dicha geometría provoca fragilidad en la aleación [4].

Los elementos como el silicio, niobio, molibdeno y titanio, al ser elementos que fomentan la fase ferrítica, también favorecen la precipitación de la fase sigma. Además, el silicio y el molibdeno desplazan la zona de estabilidad de la fase sigma a temperaturas mayores provocando la necesidad de temperaturas más

altas para poder disolverla. Otros elementos como el carbono, boro y nitrógeno, disueltos en la red cristalina, influyen considerablemente en la velocidad de difusión [4].

A continuación, se muestra la aparición de la fase σ en el diagrama ternario Fe-Cr-Ni (Fig. 17):

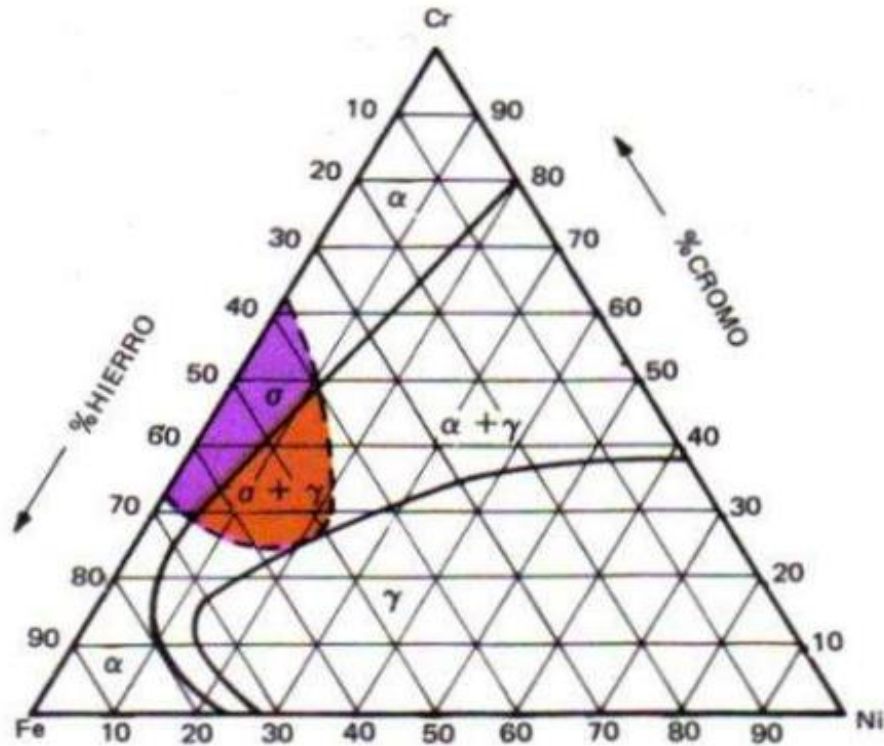


Figura 17. Aparición de la fase sigma en el diagrama ternario Fe-Cr-Ni [18].

Para eliminar la fase sigma formada, se requiere de un tratamiento térmico en el cual se calienta la pieza deseada por encima de los 1050 ° C para ser disuelta en la austenita. Posteriormente se transforma nuevamente en ferrita.

2.4. Parámetros de soldeo

Tal y como se ha visto anteriormente, dependiendo de los parámetros que se utilicen en los distintos procesos de soldadura, corresponderá a la penetración, calidad del cordón de soldadura y, por lo tanto, las características físicas y químicas alcanzadas en la unión soldada. Algunos parámetros que resultan críticos en el proceso son:

- Diseño de la junta.
- Posición de soldadura.

- Dimensiones del material a soldar.
- Configuración de la corriente (Corriente continua con polaridad inversa, corriente continua con polaridad directa o corriente alterna).
- Intensidad de corriente.
- Gases de protección.
- Flujo del gas de protección.
- Materiales de aporte.
- Diámetro del electrodo.
- Limpieza.
- Longitud del arco.
- Tasa de deposición del material de aporte.
- Tipo de electrodos utilizados.
- Composición química del material base.
- Composición química del material de aporte.
- Condiciones ambientales.
- Dirección de la soldadura.
- Velocidad de aplicación.
- Tiempo entre pasadas.

Como se puede observar, son múltiples las variables que se deben controlar en el proceso para obtener una soldadura de calidad que posea las propiedades físicas y químicas requeridas. Cualquier cambio en dichos parámetros producirá un efecto importante en el cordón de soldadura y en las propiedades del material de interés. Algunos defectos en la soldadura pueden provenir por una fusión incompleta, por porosidad en el cordón, inclusiones de escoria, rechupes, grietas o socavamiento en el material (Fig. 18).

En caso de existir defectos en las piezas finales, se deberán evaluar y caracterizar las imperfecciones de acuerdo con la norma BS EN ISO 6520-1 (“Clasificación de las imperfecciones geométricas en las soldaduras de materiales metálicos”). Considerando los requerimientos de cada proceso, se determinará si la unión soldada cumple con las especificaciones mínimas requeridas.

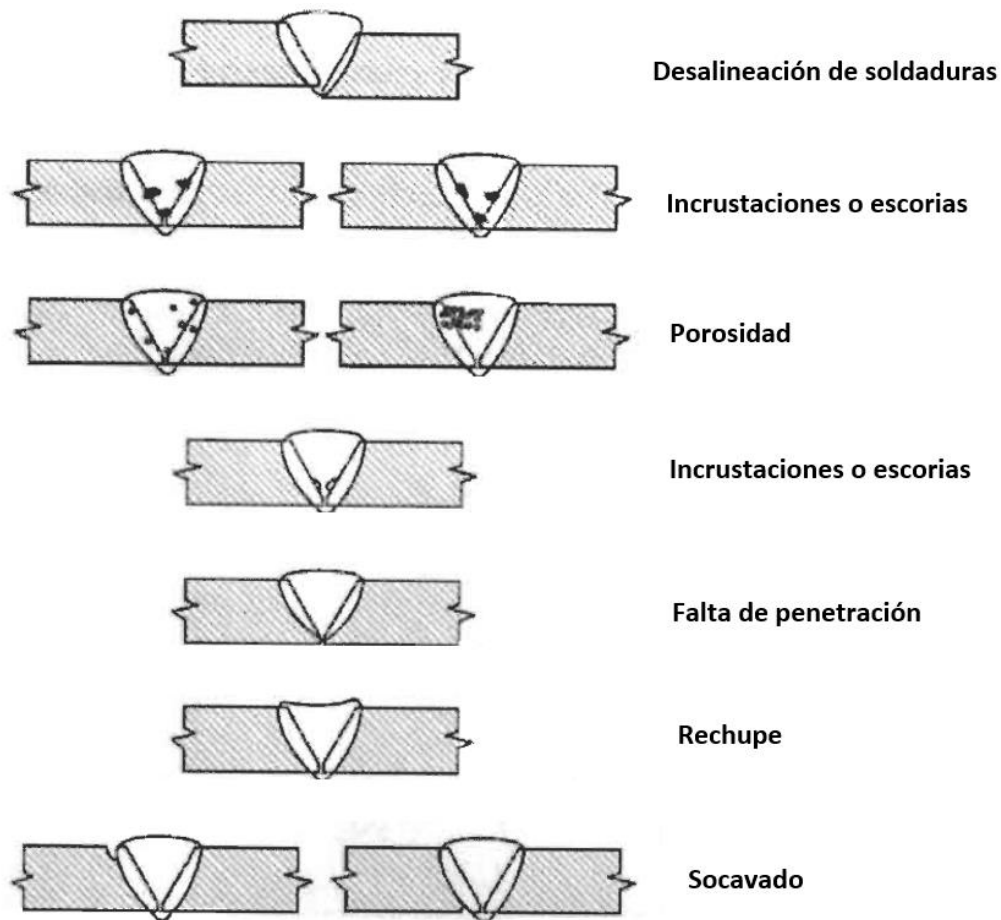


Figura 18. Defectos identificables en las soldaduras [14].

Identificar correctamente los defectos en el material será indispensable para poder establecer las causas de los desperfectos y así, proceder con las acciones correctivas en el proceso.

2.4.1. Velocidad de soldeo

A medida que se incrementa la velocidad de soldeo (v) y la entrada de calor, el baño de soldadura modifica su forma elíptica generada con bajas velocidades a una forma más alargada como una lágrima (Fig. 19). Considerando que el crecimiento de los granos columnares es perpendicular a la frontera del baño de soldadura, la velocidad de soldeo también afecta el tipo y la tasa de solidificación, al igual que la microestructura de la zona de fusión y la zona de afectación térmica.

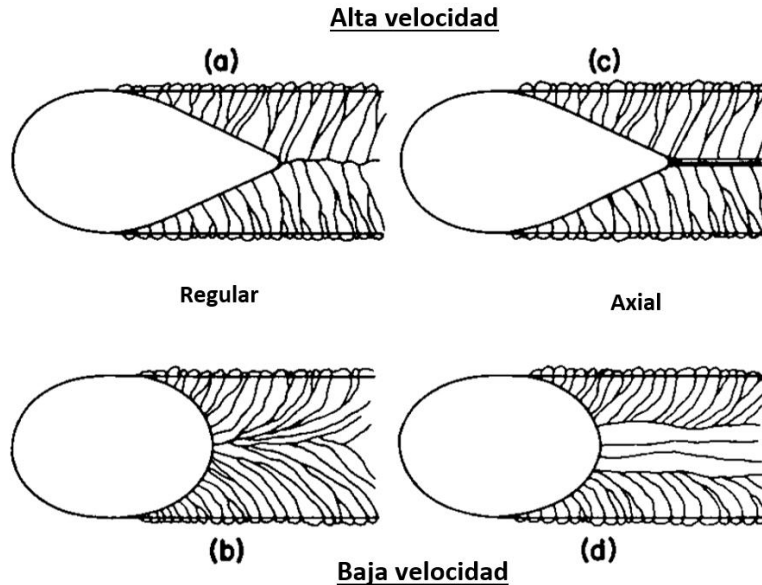


Figura 19. Efecto de la velocidad de soldeo en la estructura columnar: (a, b) estructura regular; (c, d) con granos axiales [9].

Además, al utilizar una velocidad de aplicación inadecuada, se pueden generar defectos críticos en las uniones como carencia en la penetración o socavamientos en las piezas, concluyendo así en fallas drásticas en la función de las piezas soldadas.

Una de las guías visuales que se puede tomar en cuenta para verificar la velocidad de aplicación y la energía aportada durante el proceso de soldeo, es por medio de la geometría/tejido que presenta el cordón de soldadura y por la coloración de la zona afectada por el calor (ZAC) y del cordón de soldadura (ZF). Siendo el color un signo del óxido en la superficie del material, de acuerdo con los criterios de aceptación del código de soldadura que se lleve a cabo, se detalla la gama de colores recomendados. Los colores cromados brillantes suelen ser los más convenientes; pero estos pueden estar influenciados por factores como la humedad en el ambiente, contaminantes en la superficie del material antes de realizar la unión, entre otros factores que ejemplifica la norma AWS D18.2 “Guía para los niveles de decoloración de las soldaduras en el interior de un tubo de acero inoxidable austenítico”.

2.4.2. Grado de penetración de la soldadura

La penetración en la soldadura es uno de los factores más críticos que se deben considerar durante el proceso de unión. Una penetración completa se refiere a

que el cordón de soldadura rellena todo el espacio entre las piezas soldadas logrando una unión homogénea libre de huecos o porosidades. En caso de no lograr la penetración por completo, la resistencia mecánica de la soldadura se reduce considerablemente, sobre todo cuando se generan porosidades entre los cordones de relleno y se generan focos de corrosión en el material.

2.4.3. Material de aporte

La selección del material de aporte que se requerirá dependerá de la composición del metal base y del contenido del material de aporte. Como se comentó anteriormente (Sección 2.2.3.2), en el caso de la soldadura en aceros inoxidable, es fundamental conocer el contenido de ferrita existente en el metal base a soldar a fin de lograr que el porcentaje de ferrita en la zona de fusión esté balanceado con el porcentaje de austenita y de esta manera generar buena resistencia al agrietamiento, al impacto y a la corrosión bajo tensión en el cordón de soldadura. Estas características dependerán de las condiciones de servicio a las cuales será expuesta la pieza soldada. La mayoría de los materiales de aporte para la soldadura de acero inoxidable austenítico contienen un porcentaje de ferrita que varía entre el 3% al 15% dependiendo de la aplicación.

Para determinar el contenido de ferrita presente en el cordón de soldadura se utiliza el análisis metalográfico, o bien, se puede predecir con bastante exactitud a través de gráficos como el diagrama de Schaeffler (Sección 2.2.3.3.). De esta manera se pueden prever las características mecánicas que tendrá la aleación.

2.5. Tratamientos térmicos en las soldaduras

Durante los procesos de soldadura se pueden generar efectos indeseables en el material, esto se debe a las altas temperaturas no uniformes a las cuales se expone durante la unión y que provocan dilataciones en distintos puntos de la pieza en un mismo instante. Además, en algunos casos los gases o materiales de aporte que se utilizan también pueden estar involucrados.

Algunos ejemplos de estos fenómenos se mencionan a continuación:

- **Generación de tensiones residuales:** El estrés inducido por el ciclo térmico de la soldadura puede generar tensiones por tracción o compresión que pueden reducir las propiedades del material, como fragilidad en piezas de gran espesor o distorsión en piezas de espesores reducidos. Además, puede conducir a un mayor potencial de corrosión por esfuerzo (SSC).
- **Cambios en la microestructura:** El metal puede modificar su microestructura aumentando su dureza y produciendo fragilidad o favoreciendo procesos de corrosión en la zona afectada por el calor.

- Cambios en la composición: Los cambios en la composición se suelen presentar en aleaciones con mayor contenido de carbono debido al proceso de sensitización o absorción de algunos elementos por factores ambientales o por material de aporte en condiciones inadecuadas, tal es el caso del hidrógeno.

La finalidad de los tratamientos térmicos (TT), es mitigar la influencia de los efectos no deseados y mejorar las propiedades del material sometiendo tanto el metal base como el metal soldado a un calentamiento y enfriamiento controlado.

Estos procesos requieren el conocimiento previo de la composición del material, tamaño, espesores y condiciones a las cuales fueron expuestas las piezas, todo esto es necesario a fin de seleccionar las temperaturas, duración del tratamiento, así como el tipo y velocidad de enfriamiento que requerirá.

La necesidad de realizar un tratamiento térmico posterior a la soldadura normalmente está determinada por los requisitos de diversos códigos constructivos o de acuerdo con las condiciones de servicio a las que se verá sometido el material. Si no se seleccionan las condiciones adecuadas, estos tratamientos pueden causar el efecto contrario al deseado y podría conducir a una reducción en sus propiedades provocando fallas en las uniones realizadas.

Los tratamientos térmicos se pueden llevar a cabo antes, durante o después de ejecutar la unión de los metales, esto dependerá de los materiales y del objetivo del TT. Por lo general, los tratamientos son subcríticos y no de recristalización alotrópica (austenización), esto depende de la composición química del material base [15].

2.6. Técnicas de análisis químico cuantitativo

El análisis cuantitativo determina la cantidad de una sustancia o analito que hay en una muestra. Dependiendo de la propiedad utilizada para determinar la cantidad de analito, los métodos analíticos cuantitativos se pueden clasificar como gravimétricos, volumétricos, electro analíticos y espectroscópicos.

2.6.1. Espectroscopía de emisión atómica con plasma acoplado inductivamente (ICP-OES).

La espectroscopia de emisión óptica con plasma acoplado inductivamente ICP-OES (Por sus siglas en inglés "*Inductively coupled plasma optical emission spectrometry*"), es una técnica de análisis químico que se basa en la emisión espontánea de fotones de los átomos e iones que han sido excitados en la descarga por un plasma de argón con acoplamiento inductivo el cual puede alcanzar temperaturas de 10 000 K aproximadamente.

Esta técnica multielemental, capaz de determinar más de 70 elementos en una misma corrida, es una de las más utilizadas para la determinación de trazas de elementos en una gran variedad de matrices. Además, al tener un intervalo lineal dinámico, se pueden determinar desde bajas concentraciones (ppb – ppm) hasta altas concentraciones (%), esto dependerá de los requerimientos del análisis y de los elementos de interés [16].

La alta temperatura y energía de esta fuente de ionización, promueve varios procesos en la muestra ingresada al ICP que son: desolvatación, atomización, excitación y/o ionización de una manera eficiente y reproducible en una gran variedad de elementos presentes en la muestra. Dado que cada elemento posee características particulares, la radiación producida se difracta, se redirige a un espectrómetro de emisión óptica para ser detectada y, al relacionar la intensidad de la señal como concentración, se podrá realizar el análisis cuantitativo.

A diferencia de otras técnicas como absorción atómica, ICP-OES es una técnica en la cual la cantidad de interferencias químicas o de matriz que se pudieran presentar en el análisis se eliminan o al menos disminuyen considerablemente debido a la robustez de su fuente de ionización.

Algunas de las ventajas y desventajas de la técnica se muestran a continuación:

Ventajas del ICP-OES.

- Técnica de análisis multielemental.
- Técnica eficiente y robusta.
- Posibilidad de analizar cualitativa o cuantitativamente.
- Intervalo dinámico de concentraciones (desde $\mu g/L$ hasta % en peso).
- Amplio intervalo lineal.
- Generalmente la preparación de las muestras es sencilla.
- Gran tolerancia a sólidos disueltos y a medios orgánicos.
- Flexibilidad en la configuración instrumental.
- Pocas interferencias químicas.
- Relativamente sencillo de operar.

Desventajas del ICP-OES.

- Costos operativos.
- Alta inversión en el equipo.
- Altos costos de mantenimiento.
- Un técnico puede operar el equipo, pero se requiere de un especialista para analizar los resultados correctamente.

[16]

2.6.2. Análisis elemental.

En el análisis elemental orgánico o microanálisis elemental, se determina cuantitativamente el carbono (C), hidrógeno (H), nitrógeno (N), azufre (S) y oxígeno (O) presente en una amplia gama de muestras homogéneas; en estas se incluyen muestras orgánicas e inorgánicas, sólidas, líquidas, volátiles, no volátiles y viscosas. La técnica de análisis elemental (CHNSO) se basa en la oxidación de las muestras mediante una combustión instantánea en un horno de inducción y los productos de la combustión (CO_2 , H_2O , NO_2 , etc.) son separados y posteriormente se determina la proporción de los elementos en la muestra de interés.

Las altas temperaturas que se alcanzan en la combustión inductiva garantizan la completa descomposición de las muestras de interés, dando como resultado un análisis preciso, fiable y con un intervalo dinámico de concentraciones posible de analizar (ppm a % peso). Dependiendo del tipo de analizador, serán los elementos posibles de cuantificar y los límites de detección.

Algunas muestras típicas del analizador de carbono y azufre se muestran a continuación: Acero, arena, aleaciones, aluminio, carburos, cemento, cenizas, cerámica, cobre, escorias, ferroaleaciones, hierro, metales, menas, minerales, metales, refractarios, piedra caliza, silicio, suelos, vidrio, yeso, etc. [17].

2.7. Análisis químico semicuantitativo y microestructural

2.7.1. Microscopía electrónica de barrido y espectroscopía de energía dispersa de rayos X.

El MEB o SEM (Por sus siglas en inglés "*Scanning Electron Microscope*") es un instrumento que permite la observación y caracterización superficial de materiales orgánicos e inorgánicos gracias a la interacción electrón-materia producida al utilizar un haz de electrones. Dicha interacción genera distintas señales como: electrones secundarios, electrones retrodispersados, Auger, cátodo luminiscencia, electrones absorbidos, transmitidos y rayos X característicos que proporcionarán información topográfica, de composición, análisis químico por imagen, etc. La cual será específica del material y de la zona de estudio, todo esto con gran resolución y profundidad de campo (Fig. 20).

Dependiendo del tipo de microscopio (emisión de campo o presión variable), de los detectores con los cuales cuente y del tipo de filamento que se utilice (tungsteno, hexaboruro de lantano o tungsteno con punta de zirconio), será la resolución e información procesada.

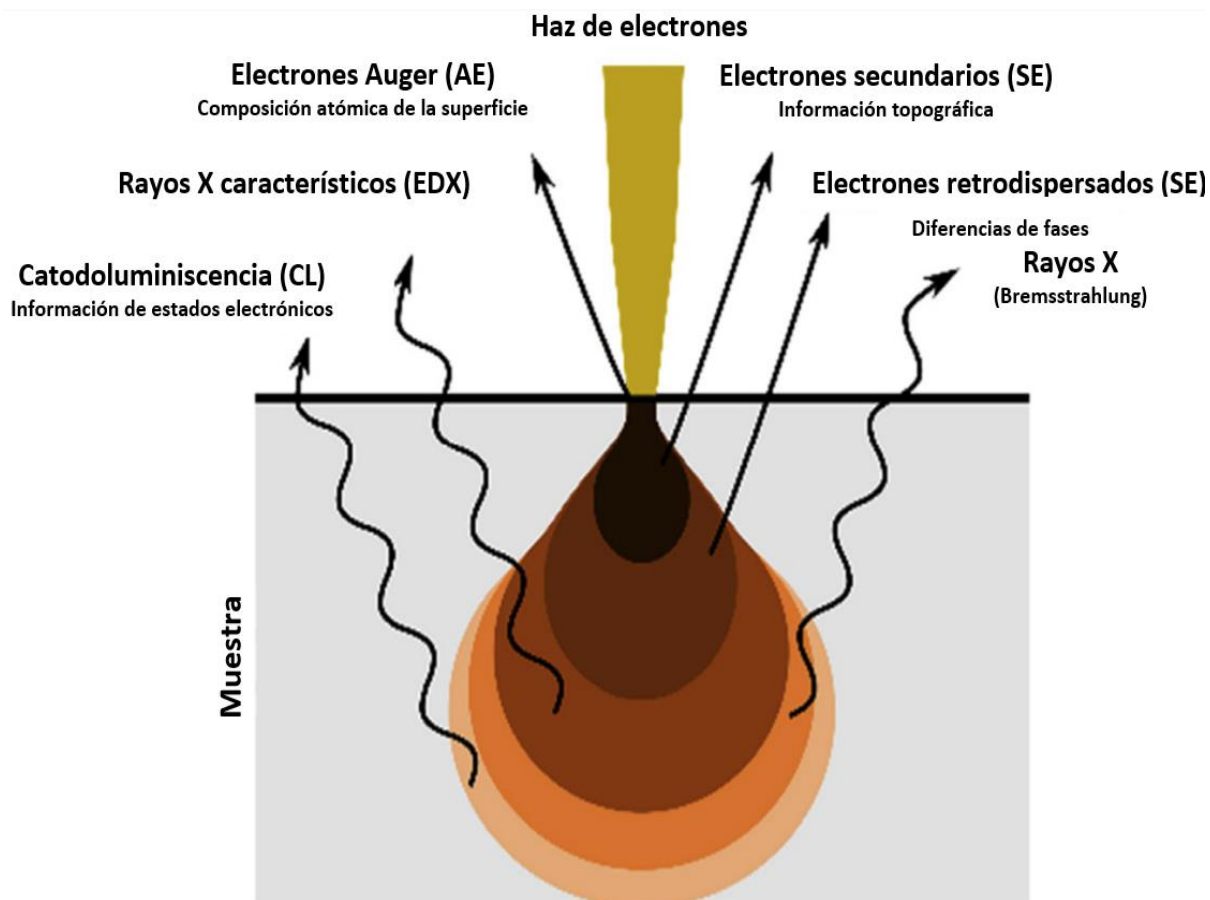


Figura 20. Efectos producidos por la interacción del haz de electrones con una muestra [18].

Dado que este tipo de análisis ofrece una amplia gama de posibilidades de información, la microscopía electrónica de barrido es una de las técnicas más utilizadas en distintos campos de investigación que van desde la biología, arqueología, medicina forense, metalurgia, ciencia de los materiales, entre otros.

3. Capítulo III. Procedimiento experimental.

3.1. Material de estudio

El material base que se utilizó en el presente estudio corresponde a una solera (placa) de acero inoxidable AISI 304, con dimensiones de 10 cm x 2.5 cm x 4.8 mm, el cual fue unido por el proceso de soldadura GTAW.

Como material de aporte se utilizó la varilla ER 308 L de 3/32" de diámetro por la compatibilidad que tiene con contenidos de 16-21%Cr y del 8-13% Ni, tal es el caso del AISI 304. Debido a la concentración de carbono extra baja que contiene este material de aporte (< 0.03 %C), minimiza la precipitación de carburos e incrementa la resistencia a la corrosión intergranular sin requerir elementos estabilizadores como el titanio (Ti).

Otras especificaciones del material de aporte se muestran a continuación.

Tabla 2. Especificaciones del material de aporte ER 308 L para el proceso GTAW de acuerdo con la norma AWS A5.9/A5.9M "Especificaciones para soldaduras de acero inoxidable, electrodos y varillas".

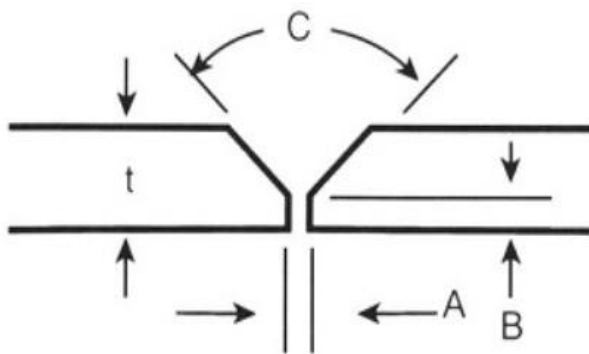
Material de aporte	ER 308L para proceso GMAW/GTAW
Posiciones de soldadura	Plana, horizontal, vertical y sobre cabeza.
Tipo de corriente recomendada	Corriente Continua Polaridad Inversa (CCPI).
Composición química (nominal)	C: 0.02 % Ni: 9.8 % Si: 0.38 % Cr: 19.8 % S: 0.01 % Mo: 0.19 % P: 0.02 %
Propiedades mecánicas	Resistencia a la tracción: 515 MPa. Alargamiento (L=4d): 44%.

3.2. Preparación del material y proceso de unión

Tomando en cuenta la soldabilidad de los aceros inoxidables y los parámetros mencionados en la sección 2.4, la preparación de muestras se realizó de la siguiente manera.

3.2.1. Preparación de bordes

La preparación de bordes a lo largo de las probetas se llevó a cabo considerando el espesor de las piezas a unir, el tipo de procedimiento de soldadura utilizada, la posición de soldeo, la geometría de las piezas y las características de la unión requerida, todo esto para lograr una unión de calidad y que los resultados no se vean afectados por defectos en las uniones. En la figura 21 se muestran las dimensiones recomendadas para soldaduras de chapas y soleras de acero inoxidable [7].



Espesor máximo (t) = 12.7 mm

Separación entre bordes (A) = 0.8 - 2.4 mm

Altura del borde (B) = 1.6 - 2.4 mm.

Ángulo del bisel (C) = 60 a 80 °.

Figura 21. Preparación de bordes recomendada para juntas a tope [19].

En cuanto a la separación de bordes, se manejó una apertura aproximadamente del diámetro del electrodo empleado ($3/32$ "), un ángulo en los bordes de las piezas de 60° y un biselado en "V". Además, con el objetivo de compensar la expansión térmica que sufren los aceros inoxidables y poder mantener una separación uniforme entre los bordes de las piezas soldadas, se realizó un punteo en los extremos de las juntas y uno en el centro (Fig. 22).

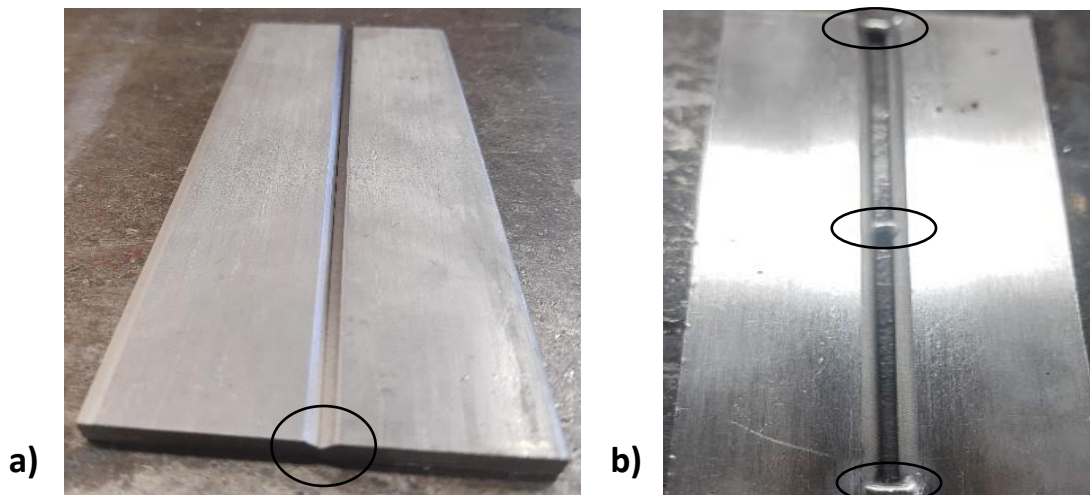


Figura 22. Preparación de probetas previa al proceso de soldeo. a) Bordes en V; b) Punteo de piezas.

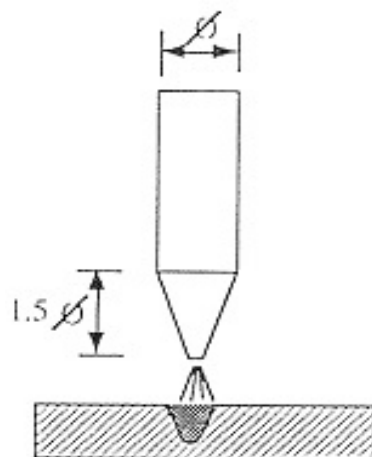
3.2.2. Limpieza superficial

Durante el mecanizado de probetas y en el mismo proceso de soldadura, se pueden generar impurezas en el material base que podrían afectar la calidad de la unión, su resistencia a la corrosión, originar fisuras, discontinuidades internas e incluso porosidades ocasionadas por una mala protección debido a dichos productos indeseables. Por ello, un aspecto muy importante que se consideró antes y después de realizar el proceso de soldadura, fue la limpieza del material tanto del cordón como de las zonas cercanas a la unión [7].

La limpieza consistió en someter las piezas a un baño con jabón y un enjuague con abundante agua. Posteriormente, se limpió la superficie del material con acetona y se utilizó un cepillo con cerdas de acero inoxidable para desbastar la superficie, garantizando así las condiciones de limpieza necesarias para realizar el proceso de unión adecuadamente.

3.2.3. Proceso GTAW

En el proceso de soldadura GTAW, se utilizó un electrodo de tungsteno de 3/32" aleado con 2% de cerio (Ce) para evitar la radiactividad que se suele producir al utilizar los electrodos con torio y mejorar el punto de fusión del tungsteno, favoreciendo así el encendido, la estabilidad del arco y la fluidez del baño de soldadura. Todo esto a fin de evitar inclusiones, un arco errático, mala penetración o un baño de soldadura muy ancho, elafilado del electrodo se realizó tal y como se muestra en la figura 23 [7].



- Arco estable.
- Buena penetración.

Figura 23. Forma del electrodo ideal para el proceso GMAW [7].

3.2.3.1. Condiciones del proceso

Se efectuaron soldaduras con y sin material de aporte modificando el amperaje utilizado y cronometrando el tiempo de exposición al proceso de unión, con el propósito de conocer el efecto que provoca la exposición a altas temperaturas en el material.

Los parámetros de operación en el proceso GTAW para soldaduras heterogéneas (con material de aporte) y homogéneas (sin material de aporte) se muestran en la tabla 3 y 5, y las condiciones que se variaron están representadas en las tablas 4 y 6 respectivamente.

Tabla 3. Condiciones fijas utilizadas en el proceso GTAW. Soldaduras heterogéneas.

Preparación		Bisel en V (3 mm)
Tipo de unión		A tope
Diámetro del electrodo		3/32"
Aporte		ER 308 L
Diámetro de aporte		3/32"
Tipo de corriente		CD
Flujos de protección	Tipo de gas	Argón
	Flujo de gas	15 L/min
	Pre gas	0.6 s
	Post gas	4.0 s
Tipo de soldeo		Pulsado
Intensidad de corriente (inicio)		43 A
s ^		0.5 s
Ajuste de corriente		Variable
s v		0.5 s
Intensidad de corriente (final)		16 A
Post gas		4.0 s

Tabla 4. Condiciones variables en el proceso GTAW. Soldaduras heterogéneas.

Prueba	1	2	3	4	5
Intensidad de corriente	70 A	80 A	90 A	100 A	110 A
Velocidad promedio de soldeo (2 pulgadas)	78 s	74 s	65 s	54.7 s	45.64 s
Número de cordones	3	3	3	3	3

Tabla 5. Condiciones fijas utilizadas en el proceso GTAW. Soldadura homogénea.

Preparación		Bisel en V (3 mm)
Tipo de unión		A tope
Diámetro del electrodo		3/32''
Aporte		Sin aporte
Tipo de corriente		CD -
Flujos de protección	Tipo de gas	Argón
	Flujo de gas	15 L/min
	Pre gas	0.6 s
	Post gas	4.0 s
Tipo de soldeo		Continuo
Ajuste de corriente		Variable (ver tabla 6)

Tabla 6. Condiciones variables en el proceso GTAW. Soldadura homogénea.

Prueba	1	2	3	4
Intensidad de corriente	115 A	120 A	125 A	130 A
Velocidad de soldeo (2 pulgadas)	58.3 s	55.12 s	51.05 s	45.27 s
Número de cordones	1	1	1	1

3.3. Caracterización de la soldadura

La caracterización de la soldadura se evaluó con inspección visual y líquidos penetrantes, fungiendo ambos ensayos como métodos de inspección no destructiva superficial. Se verificó la soldadura de raíz, la cual corresponde al primer cordón de soldadura, cordones de relleno y/o final, anchura del cordón, velocidad de soldeo, parámetros eléctricos, material base, etc. Todo esto con la finalidad de identificar discontinuidades en la geometría de las piezas o cualquier tipo de defecto en las juntas soldadas.

3.3.1. Inspección visual

De acuerdo con la norma EN ISO 5817 “Soldadura-Uniones soldadas en acero, níquel, titanio y sus aleaciones. Niveles de calidad para imperfecciones”, se caracterizaron las juntas soldadas de acuerdo con los siguientes requerimientos.

- La unión soldada debe estar libre de grietas a lo largo del cordón.
- La cara de la junta soldada debe estar al ras con la superficie del metal y el cordón debe fusionarse adecuadamente con el metal base.
- El socavamiento no debe exceder 1 mm (1/32”). El reforzamiento de la soldadura no debe exceder de 3 mm (1/8”).
- La raíz de la junta soldada se debe inspeccionar y no debe presentar evidencia de grietas, fusión incompleta o penetración inadecuada en la unión.
- Las soldaduras con penetración completa no deben exhibir porosidad mayor a 1 mm (1/32”) y la acumulada no debe ser mayor a 6 mm (1/4”).
- La anchura del cordón puede oscilar entre 3 - 4 veces el diámetro del electrodo utilizado

3.3.2. Líquidos penetrantes

Este ensayo no destructivo se utilizó para detectar discontinuidades superficiales presentes, el cual consistió en aplicar un líquido que al entrar en contacto con la superficie de la pieza problema, penetre por capilaridad en las discontinuidades abiertas a la superficie (fisuras, porosidades, pliegues o grietas) y posteriormente se elimina el exceso del líquido para obtener suficiente contraste. Al finalizar, se revelan las discontinuidades y se procede con la examinación de la pieza de manera visual.

Intentando reducir las emisiones de sustancias perjudiciales en el medio ambiente, se utilizaron aerosoles ecológicos en el ensayo de líquidos penetrantes (LP), correspondiendo estos al limpiador/removedor, penetrante y revelador (Fig.24).



Figura 24. Líquidos penetrantes ecológicos de la marca Marktec (limpiador/removedor, penetrante y revelador).

Las etapas llevadas a cabo en el presente ensayo se realizaron a temperatura ambiente siguiendo los lineamientos estipulados en la norma ASTM E-165 “Método de ensayo normalizado para el examen por líquidos penetrantes”, que consisten en:

- Limpieza inicial de las probetas realizando un desbaste con cepillo de cerdas de acero inoxidable y la limpieza superficial con el limpiador.
- Secado de piezas dejando evaporar los excesos del limpiador durante 5 min a la intemperie.
- Aplicación del líquido penetrante cubriendo la superficie de interés con un tiempo de penetración por capilaridad de 5 minutos.
- Limpieza intermedia removiendo el exceso de LP de la superficie y un paño humedecido con el limpiador/removedor. En este paso se evitó realizar una limpieza excesiva removiendo el penetrante de las fallas o discontinuidades.
- Secado intermedio dejando evaporar los excesos del limpiador durante 5 minutos.
- Aplicación del revelador sobre la superficie preparada rociando una fina capa de la suspensión y dejando secar entre cada una de las pasadas. Se realizaron 3 pasadas a una distancia de 8-12 pulgadas.
- Inspección y evaluación por contraste de las imperfecciones.

- Limpieza final de las probetas con el limpiador/removedor para prevenir ataques posteriores.

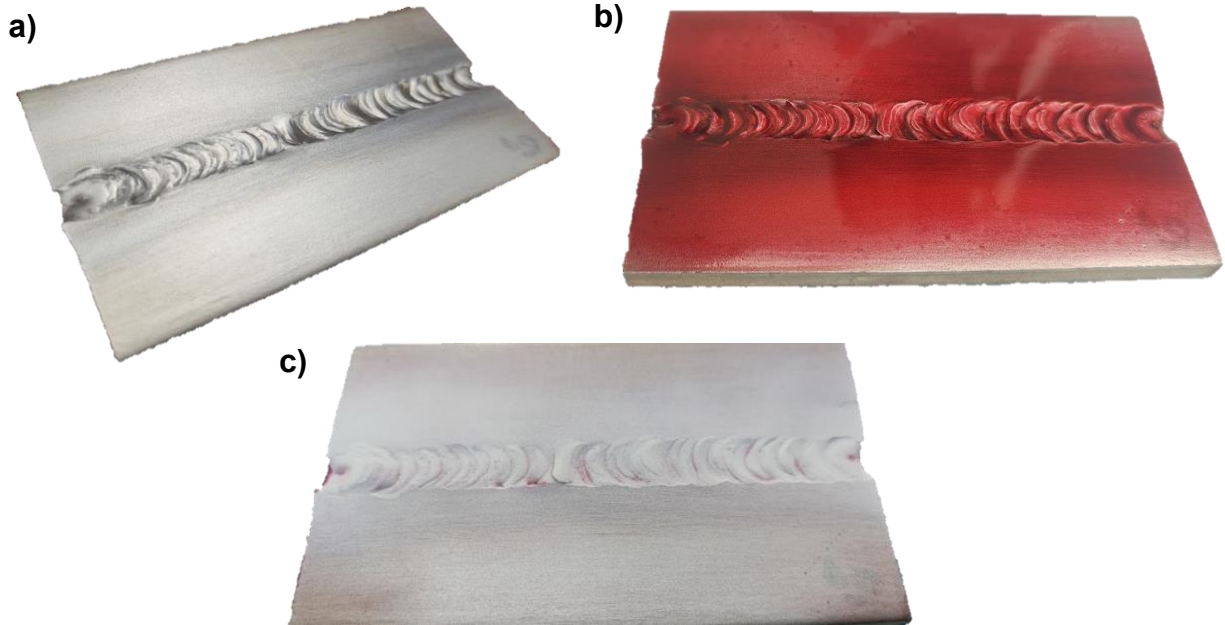


Figura 25. Ensayo de líquidos penetrantes en probetas problema: a) Limpieza de probeta; b) Aplicación de penetrante; c) Aplicación de revelador.

3.3.3. Análisis micrográfico

En esta sección se analizaron las fases presentes y transformaciones que se llevaron a cabo en las microestructuras de las probetas respecto a cada una de las zonas de interés, siendo estas:

- Material base sin exposición a la soldadura (MB).
- Interfase del material base y el cordón (zona afectada por el calor “ZAC”).
- Cordón o cordones de soldadura (zona de fusión “ZF”).

3.3.3.1. Procedimiento metalográfico.

Las muestras se cortaron transversalmente al cordón de soldadura con la finalidad de poder observar las zonas de interés (MB, ZF y ZAC). Para ello se utilizó una cizalla eléctrica con lubricante como medio de enfriamiento a fin de no someter las piezas a un ciclo térmico ajeno al proceso de estudio (Fig. 26). Se requirieron 4 probetas de 1 cm de alto para cada una de las condiciones generadas durante el proceso de unión, correspondiendo estas a 4 probetas unidas sin material de aporte

y 5 unidades con material de aporte a distintas intensidades de corriente (36 probetas en total).



Figura 26. Proceso de corte de las probetas utilizando cizalla eléctrica con lubricante.

Como preparación metalográfica se requirió que las probetas tuvieran una superficie completamente plana del lado correspondiente a la inspección, al igual que en la base de la probeta. Para ello, el primer proceso consistió en realizar un desbaste húmedo en la superficie de cada pieza utilizando papel abrasivo de carburo de silicio desde una granulometría # 80 hasta # 2500. Entre cada cambio de granulometría, se modificó el sentido del desbaste en 90° a fin de conseguir un lijado homogéneo.

Una vez realizado el desbaste, se procedió con el pulido hasta obtener una superficie a espejo utilizando un paño metalográfico y alúmina (Al_2O_3) de 1-3 μm , tal y como se observa en la figura 27.



Figura 27. Probetas con acabado a espejo.

Los reactivos utilizados para revelar la fase austenítica y ferrítica de la microestructura del material soldado se muestran a continuación:

Gliceregia → HCl , glicerol y HNO_3 en una relación 3:2:1

Es muy importante que la mezcla de reactivos se prepare justo antes de realizar el ataque por su fácil degradación, en caso contrario, se podrían tener problemas en el revelado de la microestructura [20].

La mezcla de los reactivos se sometió a calentamiento con el propósito de fomentar el ataque químico. El tiempo de ataque fue entre 35-45 segundos con la superficie de la probeta completamente sumergida para lograr un ataque homogéneo. Una vez realizado el ataque químico, las piezas se enjuagaron con abundante agua y posteriormente se adicionó alcohol usando un hisopo para eliminar las impurezas que pudieran quedar en la superficie de la probeta.

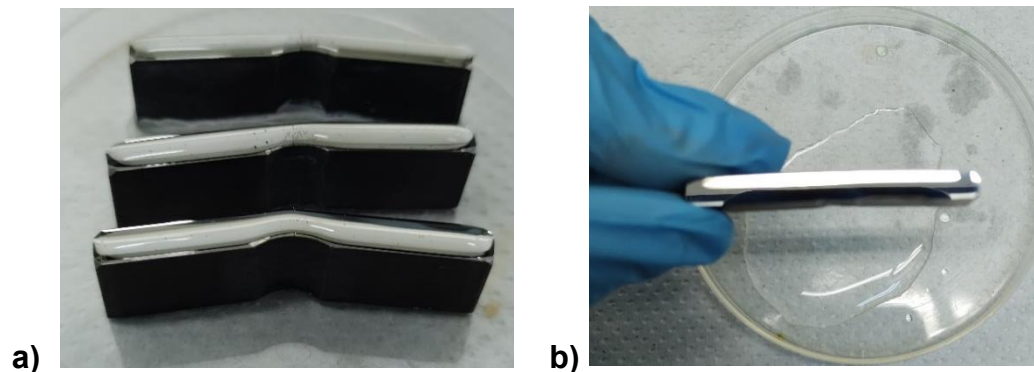


Figura 28. Ataque químico de las probetas: a) Soldaduras homogéneas; b) Soldadura heterogénea.

Después de haber revelado la microestructura de cada una de las probetas, se procedió con su análisis utilizando un microscopio metalográfico a 5, 10, 20 y 50 X de aumentos.

Cabe destacar que las probetas tratadas térmicamente, primero fueron expuestas al tratamiento especificado en la sección 3.4., posteriormente se llevó a cabo la preparación metalográfica y por último el análisis microestructural.

3.4. Tratamiento térmico.

Con la finalidad de mitigar los esfuerzos residuales ocasionados por el proceso de unión y mejorar las propiedades mecánicas de la soldadura, se aplicó un tratamiento térmico de relevado de esfuerzos y solubilización de fases indeseables a 1050 ° C. Además, para promover la sensibilización del material y poder analizar los fenómenos metalúrgicos involucrados en las transformaciones de fases de las

probetas soldadas, se realizaron 2 tratamientos térmicos que correspondieron a 650 y 750 ° C.

Una vez cortadas las probetas de 1 cm de altura de cada una de las condiciones generadas en el proceso de unión, la mufla Thermolyne 48000 se acondicionó a la temperatura de interés durante 10-15 minutos antes de ingresar las probetas, esto con el objetivo de garantizar su estabilidad en las condiciones requeridas. Las probetas permanecieron expuestas al TT durante 2 horas, tiempo suficiente para disolver los posibles carburos, en el caso del tratamiento a 1050 ° C, o generar precipitados en el caso del tratamiento a 650 y 750 ° C. Después de haber transcurrido el tiempo de tratamiento, se retiraron las probetas de la mufla y se colocaron a temperatura ambiente para proceder con el enfriamiento.

Cabe destacar que la selección del tiempo de permanencia en el TT, se determinó con base en las curvas de sensibilización y tomando en cuenta un contenido de carbono de 0.04 - 0.08 % (Fig. 14). En cuanto a las temperaturas seleccionadas, se buscó estar dentro del intervalo crítico mencionado en la sección 2.3.2.

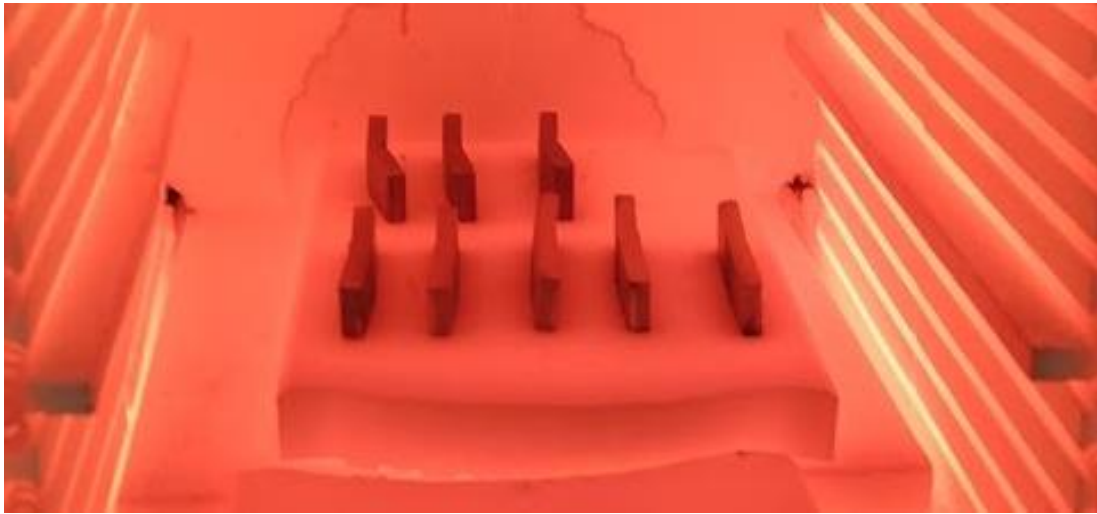


Figura 29. Probetas sometidas a tratamiento térmico a 1050 °C.

Como se mencionó anteriormente, una vez tratadas térmicamente las probetas se procedió con su análisis metalográfico a fin de evaluar los cambios microestructurales en el material respecto a las distintas condiciones expuestas. Posteriormente, se estimó la resistencia mecánica de cada probeta por medio del ensayo de resistencia a la microindentación Vickers.

3.5. Pruebas mecánicas

Con ayuda de estos ensayos, se evaluaron las propiedades mecánicas del cordón de soldadura y del material base en función de ciertas relaciones entre las cargas externas aplicadas en la probeta soldada y la intensidad de las fuerzas internas que actúan sobre el material. Recordando que al aplicar una fuerza sobre un cuerpo se

generan cambios en la geometría de este, dependiendo del tipo y grado de deformación, se evalúan sus propiedades mecánicas para poder caracterizarlo. Estas propiedades dependen directamente de la composición, procesamiento y microestructura del material de interés [21]. Es decir, los procesos que se pudieran provocar durante la soldadura, como son: Acumulación de tensiones internas, sensibilización del material, formación de compuestos intermetálicos, discontinuidades en el cordón de soldadura como grietas, porosidades, inclusiones de escoria, penetración y fusión incompleta del material, se verán reflejados en estas propiedades.

Los ensayos llevados a cabo corresponden a la prueba de resistencia al doblé, a la microindentación, al impacto (Método Charpy) y a la tracción.

3.5.1. Resistencia al doblé

El ensayo de doblé guiado de tres puntos, el cual consiste en aplicar una carga progresiva al centro de la probeta (o de la unión soldada) usando un punzón ubicado encima de la pieza y dos soportes en los extremos [6], permitió conocer la plasticidad y la integridad de las soldaduras generadas. Este proceso es posible ya que, al aplicar continuamente la fuerza, el material cede y se produce el doblé hasta el ángulo deseado (180°).

La ejecución del ensayo de doblé se llevó a cabo siguiendo los lineamientos marcados en la norma ASTM E190 “Método de ensayo normalizado en prueba de doblé guiado como prueba de ductilidad en uniones soldadas” para ubicar la posición de los rodillos de apoyo, del punzón que realizó el doblé guiado y de la probeta ensayada. Las condiciones contempladas correspondieron al doblado de cara, siendo éste lado el que se someterá a tensión.

A continuación, se muestran las dimensiones de las probetas ensayadas, correspondiendo éstas a 4 juntas soldadas homogéneamente, 5 heterogéneamente y el material base sin exposición al proceso como referencia (Fig. 30).

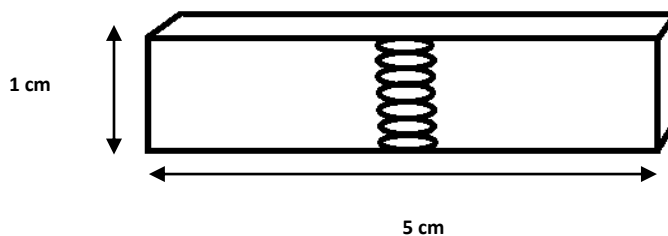


Figura 30. Dimensiones utilizadas para ensayo de doblé.

Después de realizar el ensayo de doblé, se llevó a cabo la inspección visual verificando las grietas o imperfecciones que se pudieran generar e identificar en el material ensayado. Esto con el propósito de determinar la calidad de las uniones

respecto al criterio de aceptación de la norma ASTM E190, el cual contempla que las probetas no deberán presentar grietas u otro tipo de defectos con longitud mayor a 1/32" (1mm), considerando las dimensiones del material de estudio.

3.5.2. Resistencia a la microindentación (RMI)

Con este ensayo se determina la resistencia que tiene el material a ser penetrado y se realiza presionando un indentador de diamante con geometría piramidal (ángulo base de 136°) sobre la superficie del material de interés. La huella formada por dicho indentador se mide y se relaciona con el valor de la fuerza aplicada para determinar un valor de dureza en la escala HV.

Para poder calcular el valor de dureza se utiliza la siguiente fórmula [19]:

$$HV = \frac{1.8544 * P}{d^2} \quad \text{Ec. 4}$$

Dónde:

HV = Dureza (Vickers).

P = Carga (gramos).

d = Media aritmética de las diagonales d_1 y d_2 (μm).

En el presente trabajo, se determinó la RMI de las piezas soldadas con la finalidad de identificar y correlacionar los resultados con las diferentes microestructuras que pudieran presentarse en el material de ensayo debido a la afectación térmica que sufre el material durante la exposición a altas temperaturas durante el proceso de unión [21]. En la figura 31 se presenta el microdurómetro utilizado.



Figura 31. Microdurómetro de la marca SHIMADZU.

Para evitar variaciones en los resultados, se requirió que las probetas tuvieran una base completamente plana y que la superficie de análisis mantuviera el mismo acabado a lo largo y ancho de esta (Fig. 32). Por ello, todas las probetas fueron ensayadas después de realizar la preparación metalográfica expuesta en la sección 3.3.3.1.

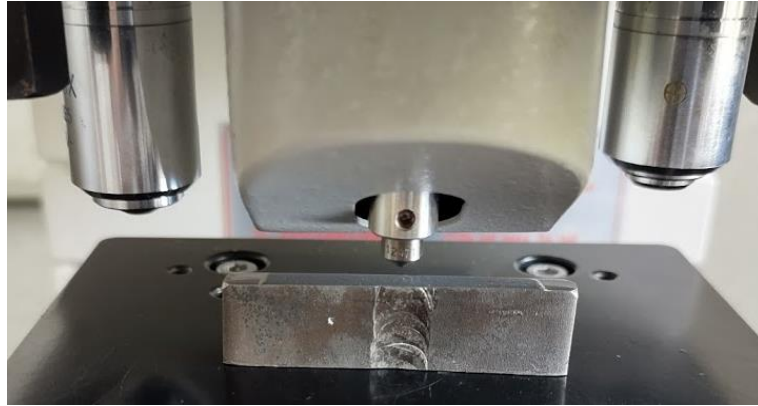


Figura 32. Ensayo de resistencia a la microindentación en soldaduras GTAW. Probeta soldada con material de aporte.

Considerando una carga de 100 g, una fuerza de 980.7 mN, 15 segundos de aplicación y una separación entre cada una de las microindentaciones de 3 mm, el mapeo de dureza se llevó a cabo con 15 mediciones a través de toda la longitud de las piezas. De esta manera, se logró recorrer cada una de las zonas de interés (MB, ZF y ZAC).

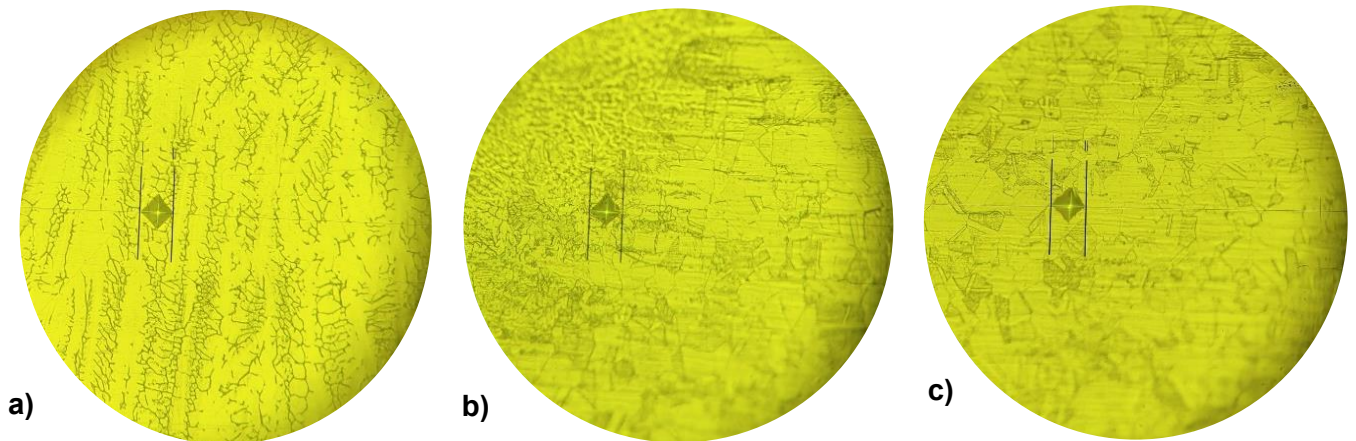


Figura 33. Huellas obtenidas por el micrómetro SHIMADZU en probetas soldadas por proceso GTAW: a) Cordón de soldadura; b) ZAC; c) Material base.

3.5.3. Resistencia al impacto

En el ensayo de resistencia al impacto se evaluó la tenacidad del material, es decir, la capacidad que tiene este para absorber energía antes de producirse la fractura. En este proceso se utilizó un péndulo o martillo pendular de 20 kp, el cual se impactó de manera transversal con la probeta a temperatura ambiente. La energía que absorbe el material al fracturar la probeta es medida como una disminución de energía del péndulo que golpea la muestra. A diferencia del ensayo de tensión, en el cual las velocidades de deformación son paulatinas o mucho menores, en este ensayo la velocidad de deformación es extremadamente alta produciendo una fractura [8]. Una vez realizado el ensayo, se relacionaron los resultados y la apariencia de la fractura con el comportamiento mecánico del material (frágil-dúctil).

Para la prueba Charpy se realizó la preparación de la muestra siguiendo los criterios de la norma EN ISO 9016 (“Ensayos destructivos en soldaduras de materiales metálicos. Ensayos de impacto-ubicación de la muestra, orientación de la muesca y examinación”) para la ubicación de la muesca y de la ASTM E-23 (Método de ensayo normalizado para prueba de impacto con muesca en materiales metálicos”) para las dimensiones de las muestras. Las probetas se maquinaron considerando las especificaciones para especímenes de tamaño inferior al normalizado y, tomando en cuenta las dimensiones del material utilizado, se definió la muesca en la cual se impactó el péndulo (A3.1 ASTM E-23).

El objetivo del ensayo fue determinar la tenacidad que tiene la unión de soldadura y verificar si el material sufrió cambios en sus propiedades mecánicas debido al mismo proceso.

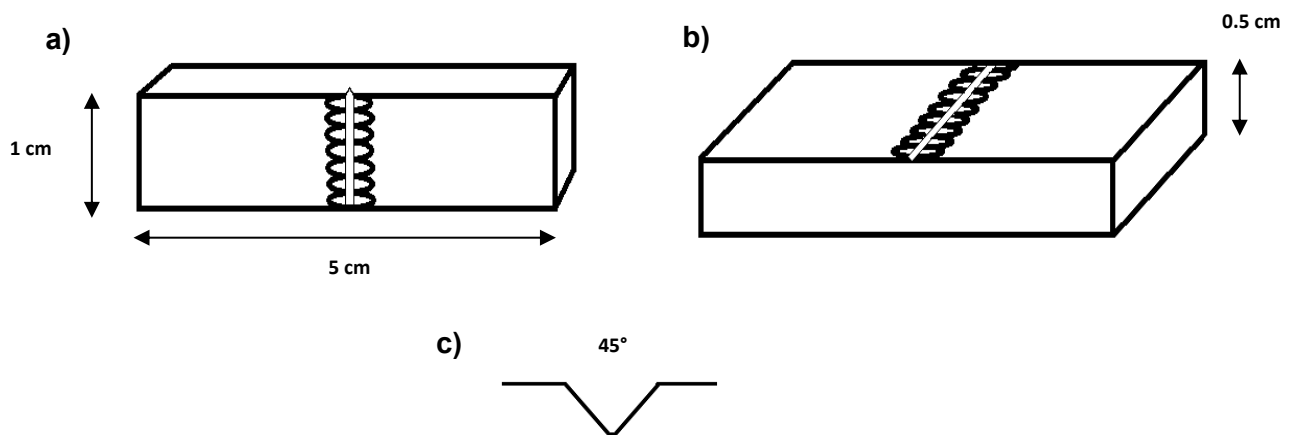


Figura 34. Dimensiones utilizadas en las probetas de impacto para ensayo Charpy.

3.5.4. Resistencia a la tracción

Mediante el ensayo de tracción se efectuó la calificación de los procesos de soldadura. Esta prueba, siendo de las más importantes y utilizada para determinar ciertas propiedades mecánicas de los materiales, consistió en someter a una probeta soldada y normalizada a un esfuerzo uniaxial de tensión hasta lograr la ruptura del material.

Este proceso se realizó a temperatura ambiente y se ejecutó gradualmente usando un extensómetro con el objetivo de medir los cambios en la longitud del material y determinar la ductilidad de la soldadura al obtener la resistencia máxima a la tracción, el porcentaje de alargamiento y el porcentaje de reducción de área transversal, además de otras propiedades mecánicas como el esfuerzo de cedencia, etc. [6]

En la preparación mecánica de las probetas, se siguieron los lineamientos de la norma ASTM E8/E8M (“Método de ensayo normalizado para prueba de tensión de materiales metálicos”) a fin de normalizar las muestras evitando las pequeñas imperfecciones en sus acabados que pudieran ocasionar alteraciones drásticas en los resultados, tal es el caso de reducciones significativas en la resistencia y ductilidad de la muestra. Las dimensiones de las probetas planas que se utilizaron se muestran en la figura 35.

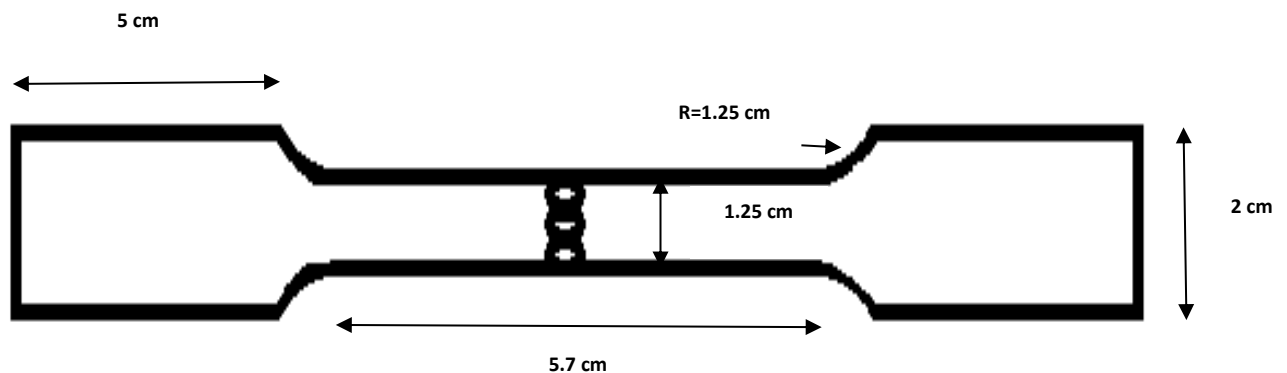


Figura 35. Dimensiones y geometría de probetas de ensayo de tracción de acuerdo con la norma ASTM E8.

El ensayo de resistencia a la tracción se llevó a cabo en la máquina Instron y se aplicó en cada una de las pruebas, correspondiendo estas a 5 probetas soldadas con material de aporte, 4 sin material de aporte y un blanco como punto de referencia (material base AISI 304 sin exposición al proceso de soldeo).

3.6. Caracterización por análisis químico cuantitativo

Se determinó la composición química del material base y del material de aporte sin exposición a los ciclos térmicos del proceso con el objetivo de corroborar el grado de aleación con el cual se trabajó, de esta manera, dicha composición fungió como punto de comparación en el análisis de la distribución de elementos de las probetas soldadas.

Las juntas sometidas al proceso de unión se analizaron determinando la composición de la zona de fusión, de la zona afectada térmicamente y del metal base.

3.6.1. Espectroscopía de emisión atómica con plasma acoplado inductivamente (ICP-OES).

Usando la técnica ICP-OES, se evaluó el contenido de los siguientes elementos presentes en las muestras problema: Mn, P, S, Si, Cr, Ni y Mo, correspondiendo éstos a los principales elementos aleantes del material base y del material de aporte. Como se comentó anteriormente, el análisis químico se llevó a cabo en el material con y sin exposición al proceso de soldadura.

3.6.1.1. Preparación y análisis de muestra

La primera parte del análisis correspondió al muestreo de cada una de las zonas de interés. Para esto se utilizó un taladro de banco ubicando la broca de carburo de tungsteno con cobalto en cada zona, se retiró una porción de rebaba del material y se mezcló perfectamente. Una vez homogenizada la muestra, se pesó 0.1 g, se adicionaron 15 ml de agua regia ($3 HCl : 1 HNO_3$) y se catalizó la reacción colocando las muestras en una plancha de calentamiento hasta lograr la digestión completa de la matriz de acero inoxidable. Por último, se aforaron las muestras a 100 mL y se procedió con el análisis químico cuantitativo utilizando el equipo Avio 500 de Perkin Elmer.

En el análisis químico se utilizaron estándares de calibración multielementales de la marca Perkin Elmer de 1 000 mg/L, de los cuales se realizaron diluciones para generar la curva de calibración de trabajo. Ésta consistió en 5 puntos y se utilizó un modelo lineal calculando el intercepto, se consideró un coeficiente de correlación mínimo de 0.99. Es importante señalar que, a fin de generar resultados fiables y repetibles, todas las lecturas de estándares y muestras se analizaron por triplicado y se consideró un factor de % RSD < 10 como parámetro estadístico de aceptación.

Para poder comprobar la calidad del análisis y de los resultados, asegurando que el proceso de digestión de muestras se llevó a cabo por completo y no se realizó únicamente una disgregación de la matriz, se utilizó un estándar de referencia de

acero del departamento de comercio de Estados Unidos (*National Bureau Sample. 153 a. Steel cobalt-molybdenum tungsten*). Este material fue sometido al mismo tratamiento de muestra antes especificado y se analizó como muestra control después de realizar la curva de calibración, posterior a 5 lecturas de muestras y al final del análisis. Los resultados obtenidos de composición se compararon con la composición certificada considerando una recuperación mínima del 85 %.

3.6.2. Análisis elemental.

Complementando el estudio multielemental con ICP-OES, se realizó el análisis elemental determinando como analito el carbono presente en la aleación de acuerdo con las distintas zonas de interés. Dicho análisis es de suma importancia ya que el contenido de carbono podrá brindar información sobre ciertas acumulaciones que se pudieran llegar a observar, indicando así la presencia de posibles cambios en la microestructura.

3.6.2.1. Preparación y análisis de muestra

La preparación de muestra consistió en el mismo proceso de muestreo especificado en la sección 3.6.1.1 hasta obtener la rebaba de las probetas. Una vez realizado el muestreo y habiendo homogenizado perfectamente la muestra, se pesó 0.1 g de muestra y se ingresó al analizador elemental para su determinación. El análisis se realizó por triplicado, asegurando así la repetibilidad y confiabilidad de los resultados.

3.7. Análisis químico semicuantitativo y microestructural

Por medio de microscopía electrónica de barrido (MEB), se analizó específicamente la zona de afectación térmica de ambos tipos de soldaduras realizadas (homogéneas y heterogéneas), generándose información concreta para la determinación de cambios microestructurales y de composición debido a la variación de la intensidad de corriente en el proceso de soldadura.

3.7.1. Microscopía electrónica de barrido y espectroscopía de energía dispersa de rayos X.

Utilizando la técnica de EDS (Por sus siglas en inglés "*Energy Dispersive Spectrometer*") se analizó la superficie de las muestras problema evaluando la composición química de las fases presentes en la zona de afectación térmica, identificando las posibles fases intermetálicas y precipitados generados en los límites de grano. De igual manera se realizó un mapeo composicional en dicha zona a fin de observar la distribución de los elementos de interés, fungiendo como analitos el Cr, Ni, C y Mo principalmente.

Considerando los resultados de inspección de soldadura y ensayos mecánicos, las probetas utilizadas para este análisis correspondieron a las unidas con la máxima intensidad de corriente, 110 A en las soldaduras con material de aporte y 130 A para las soldaduras sin material de aporte.

La limpieza como preparación de muestra fue de suma importancia para el presente análisis, por lo que las muestras pulidas y atacadas químicamente, se sometieron a un baño ultrasónico y posteriormente se limpió perfectamente la superficie de éstas con alcohol a fin de eliminar cualquier tipo de impureza que pudiera afectar los resultados. El mapeo composicional se llevó a cabo en un área aproximada de 60 μm x 50 μm a 800 X [25].

4. Capítulo IV. Resultados y análisis de resultados

4.2 Caracterización de la soldadura

En esta sección se muestran los resultados de la inspección de probetas soldadas, determinando la sanidad de las uniones con inspección visual y líquidos penetrantes como ensayos no destructivos.

4.2.1 Inspección visual

4.2.1.1 Soldaduras homogéneas

De acuerdo con la figura 36, en las soldaduras homogéneas se obtuvieron cordones relativamente uniformes con una zona afectada por el calor claramente marcada a un costado de la unión (escala negra). Conforme a la tonalidad y anchura de dicha zona, la cual representa la exposición de entrada de calor, se puede observar un exceso de intensidad de corriente a 125 A (escala roja), acumulándose sobre todo en la zona central de la junta soldada. A 115 y 120 A (Fig. 36 (a) y (b)) se observa una ZAC más estrecha ($\bar{x} = 0.85$ cm) y mucho más uniforme a lo largo de la unión. Esto nos da un indicio de que el calentamiento al cual fue expuesto el material fue más homogéneo, y se esperaría que en estas probetas, las propiedades mecánicas del material base no se vieran afectadas considerablemente; a diferencia de la soldadura a 125 A, la cual presentó una ZAC de $\bar{x} = 1.15$ cm, representando un 35% más que a 115 y 120 A.

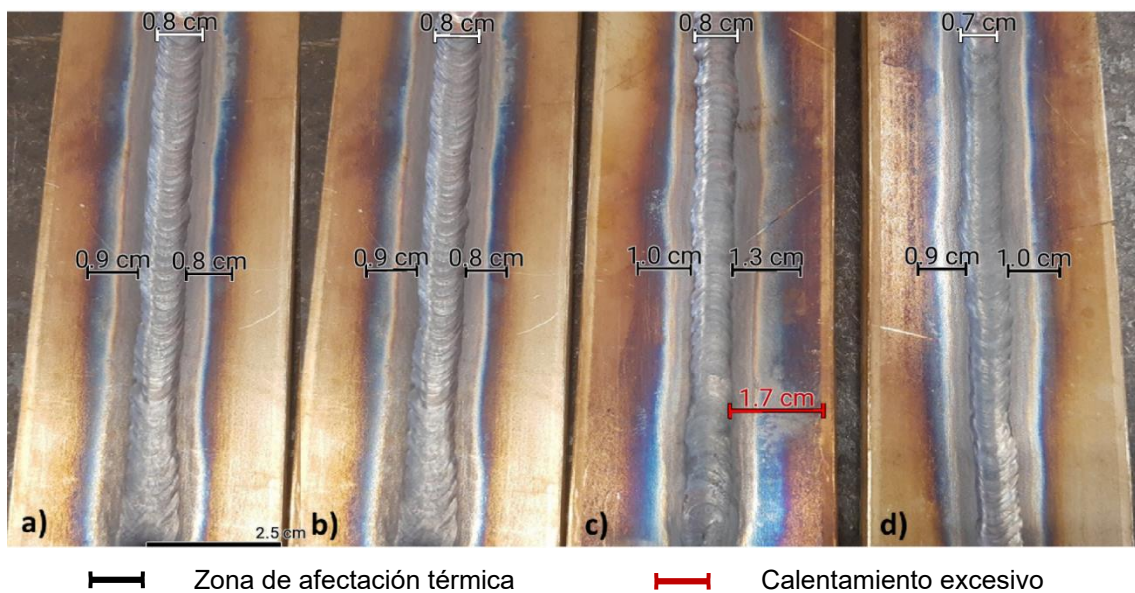


Figura 36. Zona afectada térmicamente de probetas soldadas homogéneamente por el proceso GTAW; a) 115 A; b) 120 A; c) 125 A y d) 130 A.

En cuanto a la anchura del cordón de soldadura, de acuerdo con los requerimientos mencionados en la sección 3.3.1 de la norma EN ISO 5817, las uniones presentan una anchura del cordón adecuada (0.71-0.95 cm) sin presencia visual de grietas, porosidades o traslapes; pero al no utilizar material de aporte y trabajar con un espesor considerable, los cordones obtenidos no están al ras con la superficie del material y la penetración de la unión se llevó a cabo de un 86-92% respecto al espesor inicial para todas las juntas (penetraciones de 4.3 a 4.6 mm). Debido a dichas discontinuidades en la soldadura, se espera cierta disminución en las propiedades mecánicas de las probetas homogéneas

Nota: La inspección visual se llevó a cabo siguiendo la norma EN ISO 5817 "Soldadura-Uniones soldadas en acero, níquel, titanio y sus aleaciones. Niveles de calidad para imperfecciones", BS EN ISO 6520-1 "Clasificación de las imperfecciones geométricas en las soldaduras de materiales metálicos" y la AWS D1.1 "Código de soldadura estructural".

4.2.1.2 Soldaduras heterogéneas

A fin de comparar los tipos de soldadura y los efectos ocasionados por la entrada de calor en el proceso; a continuación, se muestra la caracterización visual de los cordones de raíz de las soldaduras con material de aporte y posteriormente el análisis global de la unión utilizando el ensayo de líquidos penetrantes.

En la figura 37 se pueden observar las zonas afectadas térmicamente con la coloración distintiva de los aceros inoxidable, pudiendo identificar claramente los calentamientos excesivos en las probetas, sobre todo los marcados con escalas de color rojo a 90 A y 110 A (1.1 y 1.0 cm, respectivamente).

En cuanto a las probetas a 100 y 110 A, se presenta ese brillo y coloración azul cobalto característica de una soldadura adecuada en aceros inoxidable; incluso siendo las condiciones en las cuales se aplica la máxima intensidad de corriente y se tiene la máxima longitud en la ZAC ($\bar{x} = 0.8$ cm a 100 A), se muestra una relativa homogeneidad en las zonas de afectación térmica, indicando que el movimiento de soldeo durante el proceso y la exposición a altas temperaturas fue adecuado y uniforme.

En general, todas las juntas soldadas con material de aporte muestran cordones de raíz con tejido más uniforme, penetración completa, sin presencia de discontinuidades visibles y con una anchura adecuada respecto a lo estipulado en la sección 3.3.1. (0.71-0.95 cm). A pesar de esto, la prueba a 80 A presenta una coloración discontinua en la ZAC, indicando que incluso al presentar la menor longitud de afectación térmica ($\bar{x} = 0.5$ cm), el calentamiento fue heterogéneo y se concentró en algunos puntos pudiendo ocasionar tensiones internas en el material que podrían afectar sus propiedades mecánicas.

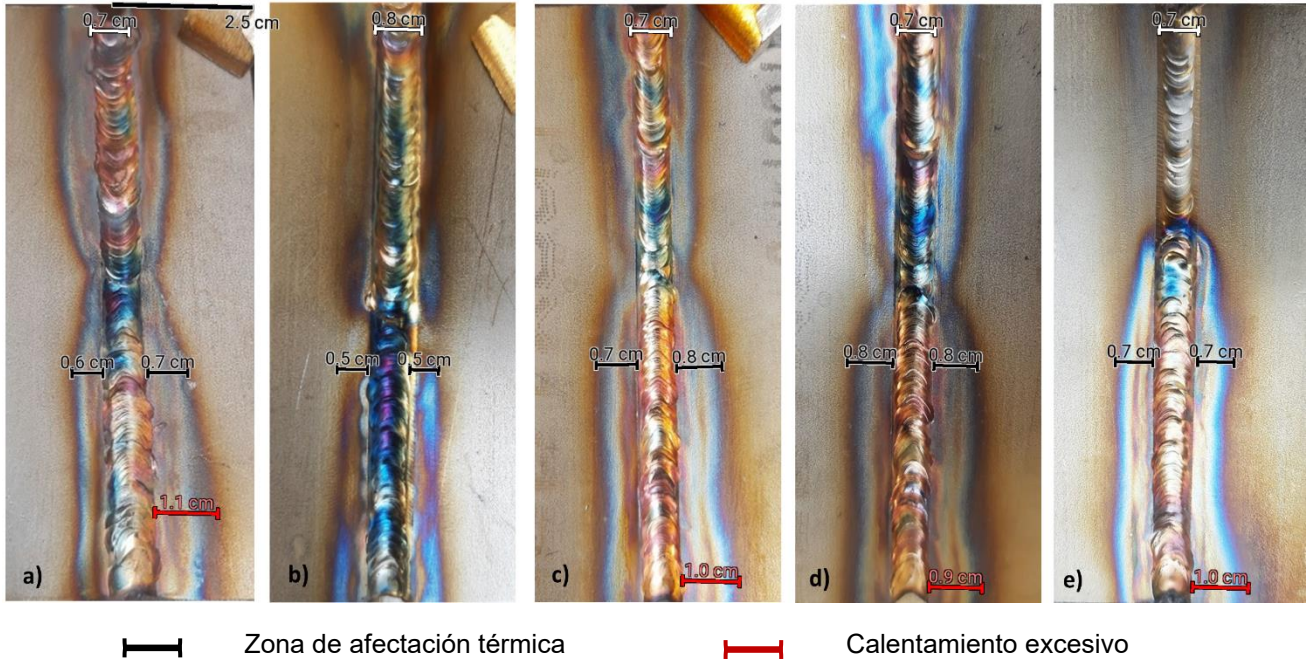


Figura 37. Cordón de raíz en soldaduras heterogéneas; a) 70 A; b) 80 A; c) 90 A; d) 100A; e) 110 A.

La inspección visual en las probetas unidas con material de aporte, nos indica que el calentamiento del material fue mayor y heterogéneo a intensidades de corriente más bajas. Fundamentando la explicación en los datos obtenidos de la tabla 4, en la cual se muestra como el tiempo de exposición de las probetas a las altas temperaturas fue menor a intensidades de corriente mayores; dicho efecto muestra el impacto que tuvieron las condiciones del proceso en la fluidez del material, facilitando la aplicación del cordón y pudiendo completar la unión satisfactoriamente en menor tiempo.

De acuerdo con la inspección visual en las probetas de tensión, se observa que, en la unión a 115 A con material de aporte (Fig. 38), la anchura del cordón es adecuada respecto a los requerimientos antes mencionados (EN ISO 5817); pero al igual que en la sección 4.1.1.1., el cordón de soldadura carece de espesor (4.3-4.6 mm) y el final del cordón se ve afectado. Este último factor, no tuvo influencia en el ensayo de tensión ya que se eliminaron dichos defectos al maquinar las probetas a las dimensiones requeridas (Figura 35).

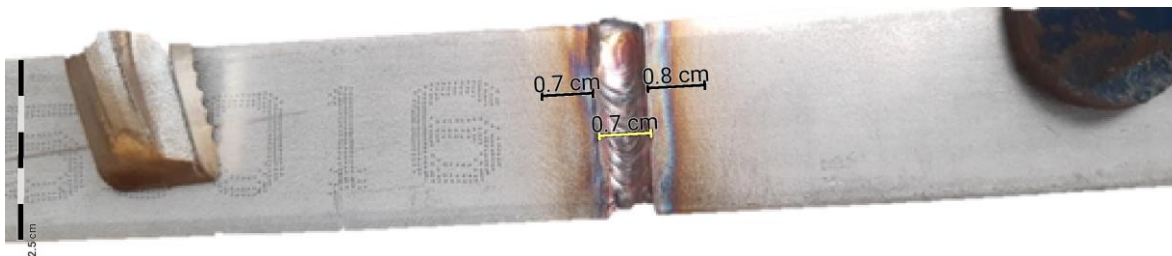


Figura 38. Cordón de raíz de la probeta de tensión a 115 A.

Respecto al resto de las soldaduras para el ensayo de tensión, al caracterizar ambos tipos de uniones, se pudo observar una relación similar en cuanto al efecto de la ZAC al variar la intensidad de corriente (Sección 4.1.1.1. y 4.1.1.2.). En todas las juntas soldadas se confirmó la penetración por completo en el cordón de raíz y en ninguna junta se observaron defectos o discontinuidades críticas que se deban considerar.

Nota: La inspección visual se llevó a cabo siguiendo la norma EN ISO 5817 "Soldadura-Uniones soldadas en acero, níquel, titanio y sus aleaciones. Niveles de calidad para imperfecciones", BS EN ISO 6520-1 "Clasificación de las imperfecciones geométricas en las soldaduras de materiales metálicos" y la AWS D1.1 "Código de soldadura estructural".

4.2.2 Líquidos penetrantes

Inspeccionando las probetas homogéneas con líquidos penetrantes, no se encontró otro tipo de discontinuidad más que las especificadas en el análisis visual (sección 4.1.1), correspondiendo estas a la carencia de altura en el cordón de soldadura y una penetración aproximadamente del 90 % en todas las juntas soldadas a distintas corrientes.

En cuanto a las soldaduras heterogéneas (Fig. 39), con este ensayo se pudieron revelar las imperfecciones presentes en los cordones de las uniones, correspondiendo en su mayoría a desalineaciones en la soldadura. Éstas se presentaron en todas las juntas soldadas con material de aporte, pero los defectos más críticos fueron los pequeños rechupes de la probeta a 80 A y 110 A.

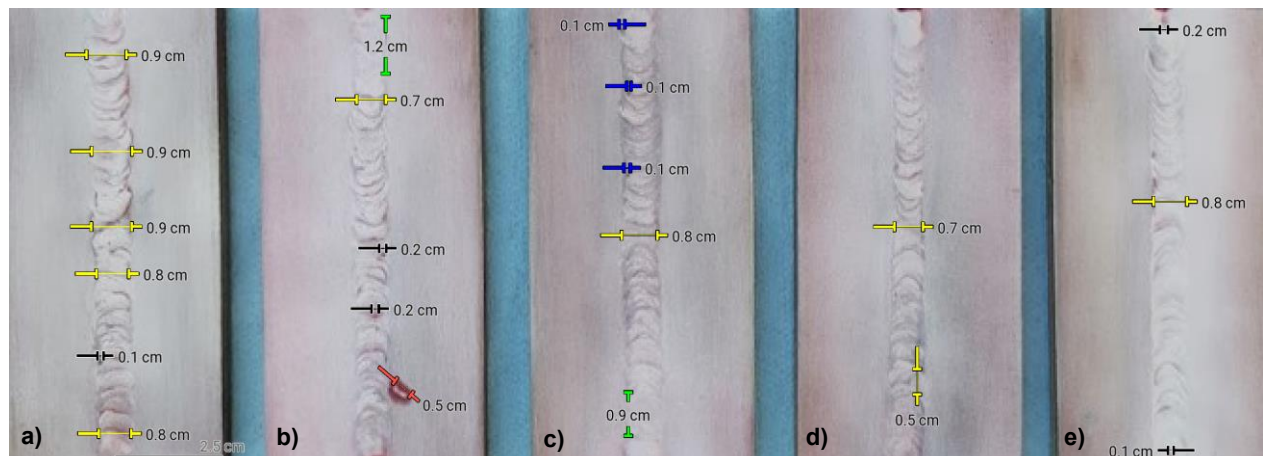
Debido a que los rechupes de la probeta a 110 A se presentaron en los extremos del cordón, al maquinar las probetas no estarán presentes dichos defectos y por lo tanto no afectarán los resultados; a diferencia de la probeta a 80 A, que además presenta desalineaciones en el cordón y una incrustación del material de aporte, afectando esta última únicamente el aspecto visual.

Cabe destacar que todos los cordones cuentan con una desalineación a la mitad de su longitud total, ésto se debe a la forma en la que se llevó a cabo la unión, es decir, de los extremos al centro del material. Se diseñó de esta manera el ensayo con la finalidad de dar un mayor tiempo de enfriamiento, compensar las contracciones del

material debido al calentamiento y poder llevar a cabo el cordón de una manera más sencilla.

Continuando con las discontinuidades, la porosidad identificada a 90 A es considerada como superficial porque no rebasa la porosidad acumulada que se especifica en la sección 3.3.1. (6 mm o 1/4"). Al no cumplir como un factor crítico en el desempeño de las propiedades del material, no se considera como un defecto.

La porosidad presente, pudo haber sido ocasionado por alguna corriente de aire que alteró la dirección del flujo de protección de argón al llevar a cabo el proceso a la intemperie. Se buscó compensar éste efecto con un flujo mayor de argón en todas las pruebas realizadas a fin de garantizar la protección de las soldaduras. El resto de las soldaduras (con material y sin material de aporte), no muestran algún fenómeno similar, indicando que el flujo seleccionado fue adecuado para la protección del material.



→ Desalineación → Rechupe → Porosidad → Incrustación → Escasa altura

Figura 39. Cordón final en soldaduras heterogéneas: a) 70 A; b) 80 A; c) 90 A; d) 100 A y e) 110 A.

Como se pudo observar, los cambios en las condiciones del proceso afectan drásticamente la fluidez en el baño de soldadura y las contracciones producidas en el material, pudiendo ser estos algunos factores que ocasionaron problemas en la ejecución del soldeo. De igual manera, la habilidad del operador resulta un factor crítico en el proceso y a esto se le puede atribuir los defectos presentados. A pesar de esto, las soldaduras homogéneas y heterogéneas cuentan con una sanidad aceptable en la cual, se detectaron las discontinuidades presentes en la superficie, pero no se detectaron defectos que pudieran impactar críticamente en los resultados, tal es el caso de fisuras, grietas, etc.

En cuanto a las uniones para las probetas del ensayo de tensión, de igual manera se realizó el ensayo de LP para verificar la sanidad de las uniones, tal y como se muestra a continuación:

De acuerdo con la figura 40, a pesar de obtener tres sangrados en las soldaduras con material de aporte (escalas rojas), estas marcas corresponden a imperfecciones en la superficie, pero no a defectos con profundidad; es decir, las imperfecciones corresponden al acabado y a desalineaciones en las uniones (escalas amarillas) ya que todas las probetas cuentan con una penetración completa y al inspeccionar con la ayuda de un microscopio, no se pudo identificar ningún defecto crítico. Los posibles defectos que no se pudieron apreciar visualmente o con la ayuda del ensayo de LP, impactarán las propiedades mecánicas de las probetas durante el ensayo de tensión, pero esto se verá más adelante.

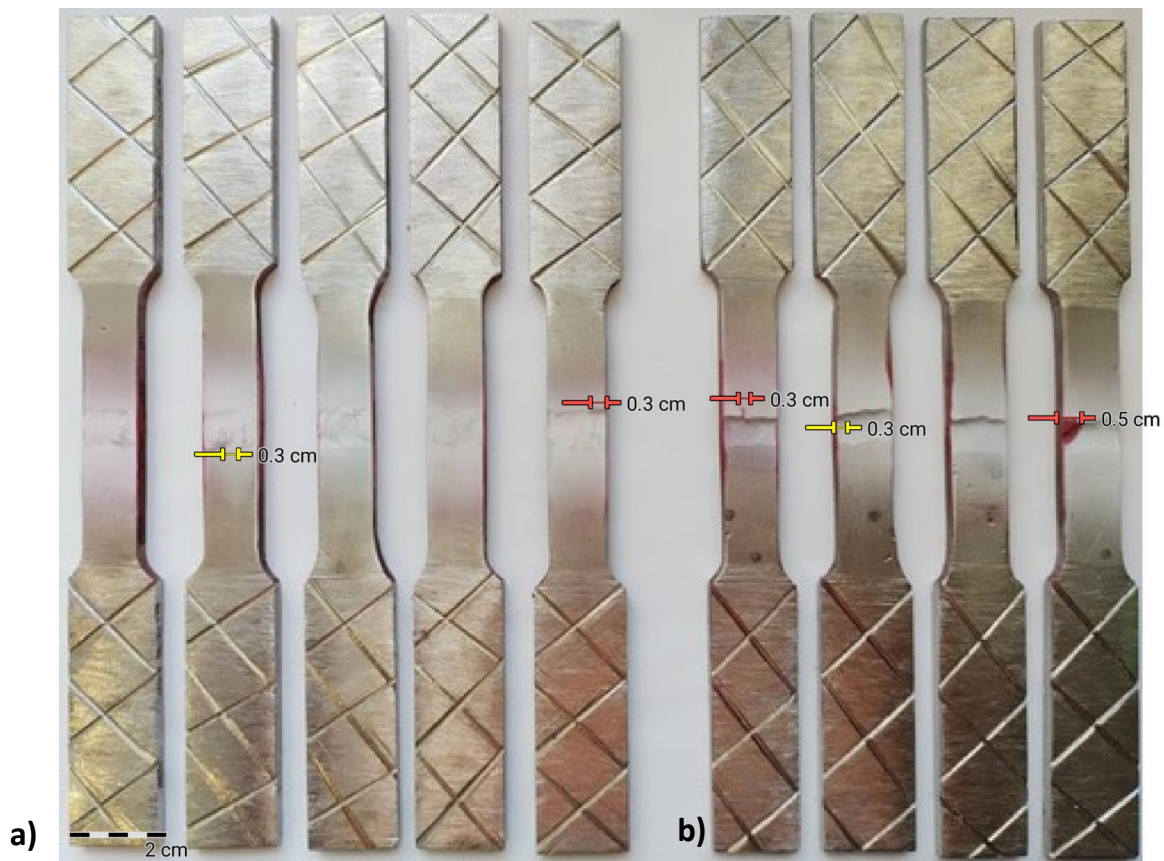


Figura 40. Inspección con líquidos penetrantes de las probetas de tensión;
a) Soldaduras sin material de aporte; b) Soldaduras con material de aporte.

4.3 Análisis micrográfico

En las figuras 41 a 47, se muestran las imágenes metalográficas de las probetas cortadas transversalmente al cordón de soldadura; esto con la finalidad de complementar el análisis macrográfico (inspección visual y LP), poder visualizar a

mayor detalle el efecto de la intensidad de corriente en la microestructura y, por lo tanto, en la distribución de la composición del material [24].

De acuerdo con la figura 41, se observa que el metal base sin exposición al proceso presenta pequeñas zonas oscuras que corresponden a la fase ferrítica (flechas negras) en una matriz austenítica con granos equiaxiales de distintos tamaños y límites de grano mejor definidos en algunos de ellos (círculos negros), pero conservando el mismo patrón de la microestructura [23].

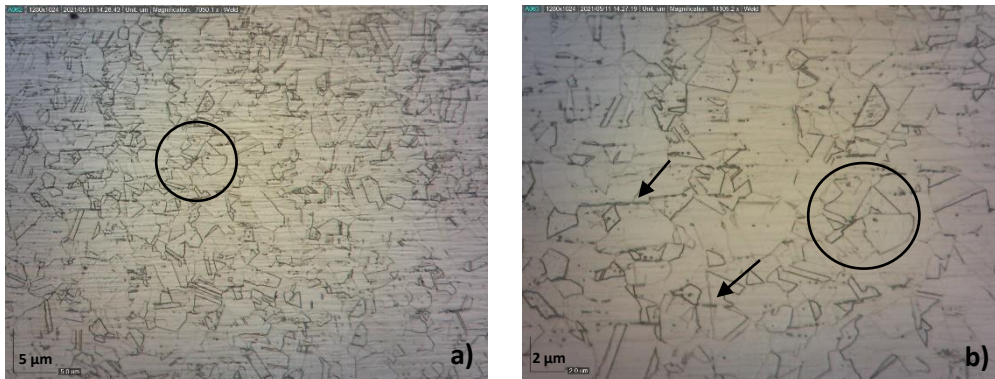


Figura 41. Microestructura del AISI 304 sin exposición al proceso GTAW. Matriz austenítica con granos equiaxiales y fase ferrítica; a)10 X; b) 20 X.

En la figura 42 y 43 se puede apreciar la zona de afectación térmica representada por la intersección entre la zona de fusión y la microestructura del material base (escala roja). Aquí se presenta una subestructura de solidificación vermicular, la cual predomina claramente y que parte desde el cordón de soldadura, manteniendo un crecimiento direccionado transversalmente al proceso de aplicación (soldeo). Al llegar a la zona parcialmente fundida, el crecimiento dendrítico se extiende intergranularmente en la austenita del material base, pudiendo observar de esta manera la anchura de la ZAC [24].

A diferencia de las soldaduras homogéneas en las cuales se aprecia un comportamiento directamente proporcional entre la intensidad de corriente y el incremento de la zona de afectación térmica (36.3 μm a 120 A y 42.2 μm a 130 A), a 90 A (13.9 μm) las dendritas muestran un crecimiento más extenso y con mayor engrosamiento que a 70 A (11.3 μm), pero a 110 A se muestra una microestructura más delgada, con una afectación térmica intermedia (12.3 μm) y con cierto crecimiento de granos en la frontera de la ZF y la ZAC.

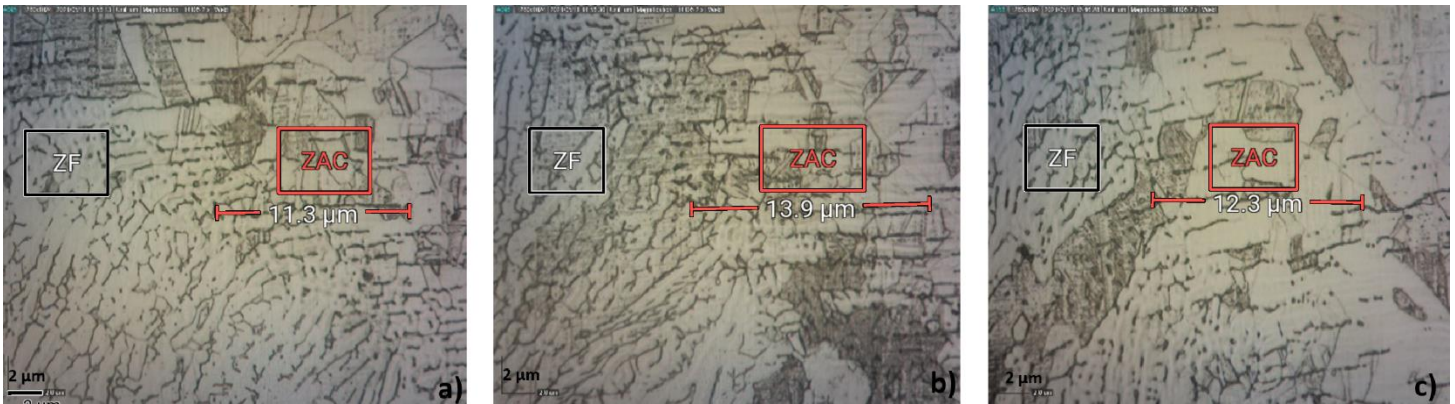


Figura 42. Zona de fusión y zona afectada por el calor de soldaduras heterogéneas a 20X; a) 70 A; b) 90 A; c) 110 A.

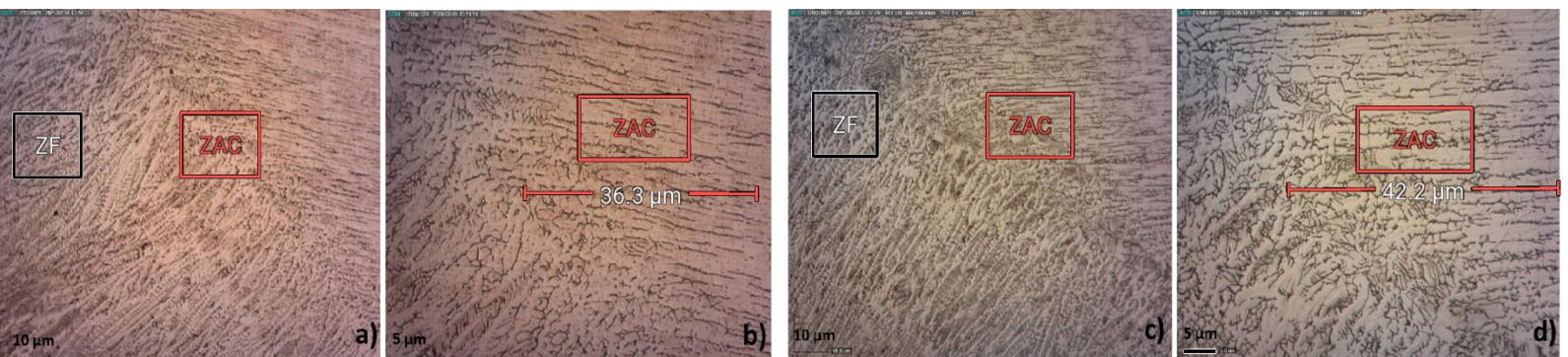


Figura 43. Zona de fusión y zona afectada por el calor de soldaduras homogéneas; a) 120A (5X); 120A (10X); c) 130 A (5X); d) 130 A (10X).

Este fenómeno se debe a que, al aplicar mayor intensidad de corriente en el proceso para formar la unión, se genera una zona afectada térmicamente más amplia debido a que el tipo de microestructura y crecimiento de la fase está influenciado por la velocidad de enfriamiento y las condiciones de solidificación del material. A pesar de que, a 110 A se tiene la máxima corriente utilizada en soldaduras heterogéneas, el tiempo de exposición al proceso se redujo (tabla 4) y por ello la microestructura no está tan definida y la ZAC es más estrecha que a 90 A.

En cuanto a la relación directamente proporcional entre la intensidad de corriente y la afectación térmica en las soldaduras homogéneas, es posible explicar este fenómeno por la manera en la que se generó el proceso de unión, siendo continua en las uniones homogéneas y pulsada en las heterogéneas. A pesar de haber realizado un único cordón de soldadura en las uniones homogéneas y la afectación térmica debería ser menor que al generar mayor número de cordones, los cambios en el proceso permitieron una alta exposición a los ciclos térmicos y por ende la

afectación térmica incrementó considerablemente, obteniendo una longitud máxima en la ZAC de 13.9 μm a 90 A y de 42.2 μm a 130 A.

De acuerdo con la microestructura de la zona de fusión, en la figura 44 se puede visualizar el crecimiento epitaxial en dirección transversal al cordón de soldadura, correspondiendo esta dirección al máximo gradiente de temperatura. Estos granos tienen una forma columnar y muestran un crecimiento competitivo entre ellos manteniendo una forma alargada (óvalos blancos) [9]. En el inciso b y d, es posible identificar que, al incrementar la intensidad de corriente de 70 a 110 A, la velocidad del proceso de soldeo incrementó (tabla 4) y ocasionó un alargamiento mayor en los granos que va de 8.7 μm a 21.4 μm con la máxima intensidad aplicada.

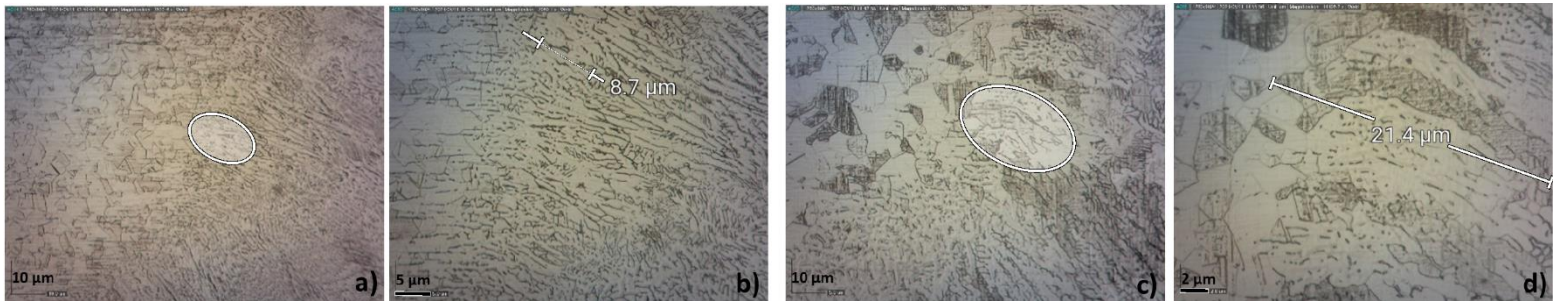


Figura 44. Crecimiento de granos respecto a la intensidad de corriente y velocidad de soldeo; a) S.C.A. a 70 A (5X); b) S.C.A. a 70 A (10X); c) S.S.A. a 110 A (5X); d) S.S.A. a 110 A (20X).

En las figuras 45 y 46 se puede apreciar la evolución microestructural ocasionada por los tipos de sobre enfriamientos en la zona de fusión durante el proceso de unión. Marcado con negro, se identifica la estructura intercelular en la parte inferior del cordón y a medida que se aproxima a las partes más externas del cordón, se presenta principalmente una microestructura de tipo vermicular (óvalos blancos) con ferrita Lathy en la frontera de fusión (óvalo amarillo) [24].

Debido a la interacción al realizar los cordones de relleno, los patrones de solidificación se modifican y en algunas zonas se aprecian crecimientos con intersecciones entre ellos (óvalos rojos).

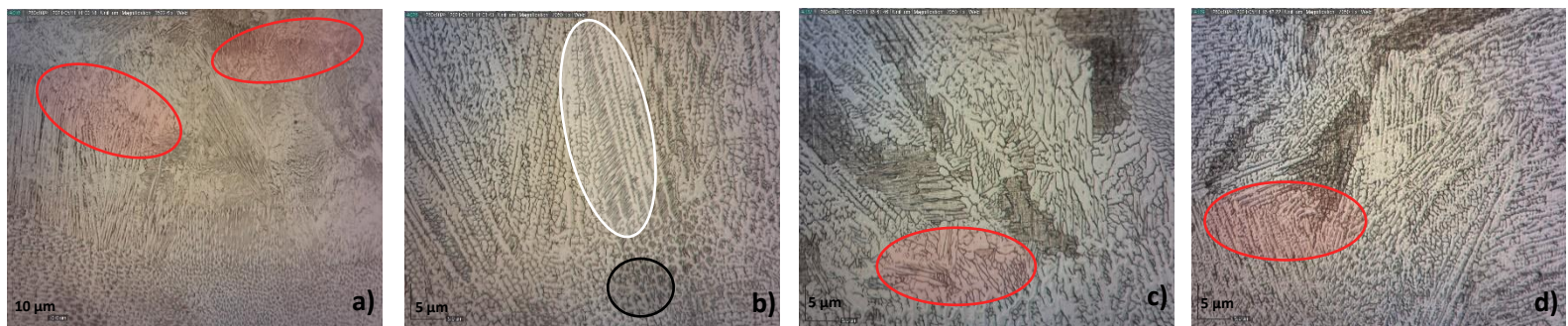


Figura 45. Crecimiento de la microestructura en el cordón de soldadura; a) 70 A (5X); b) 70 A (10X); c) 70 A (10X); d) 70 A (10X).

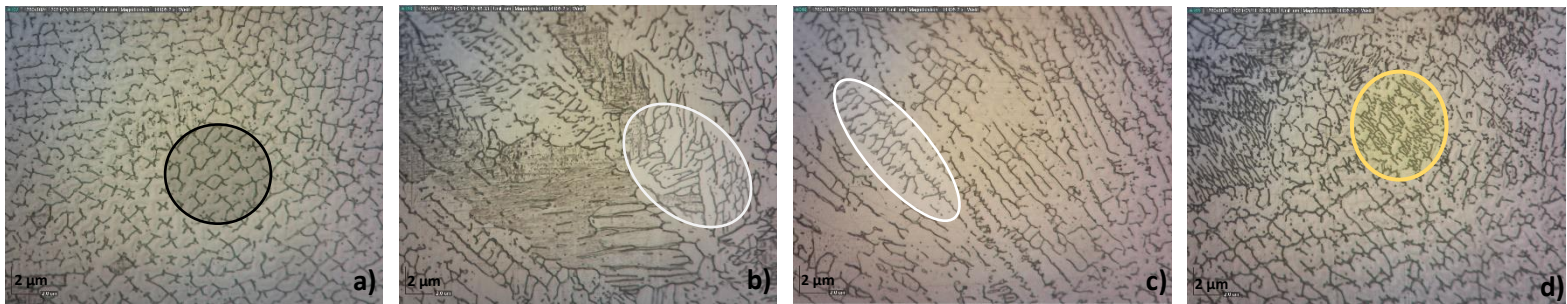


Figura 46. Microestructura de soldaduras heterogéneas a 20X; a) Intercelular; b) Vermicular; c) Vermicular; d) Lathy

El tipo de microestructura, tal y como se comentó anteriormente, está influenciado por la velocidad de enfriamiento y por cómo es generada la nucleación de las fases. Al tener altas tasas de enfriamiento, la microestructura resultante muestra una solidificación intercelular, pero al tener más tiempo para generar su crecimiento, lo cual implica un gradiente de temperatura mayor, las ramificaciones de la microestructura crecen en función de los distintos sobre enfriamientos y en dirección del máximo gradiente de temperatura, de esta manera el modo de solidificación se ve gobernado por la estructura dendrítica, sobre todo en la frontera entre la ZF y la ZAC (Figura 47) [12]. Aplicar cordones de relleno en el proceso de soldadura, implica que la interfaz sólido-líquido se verá modificada y los puntos de nucleación cambiarán, generando así intersecciones en el crecimiento de la microestructura.

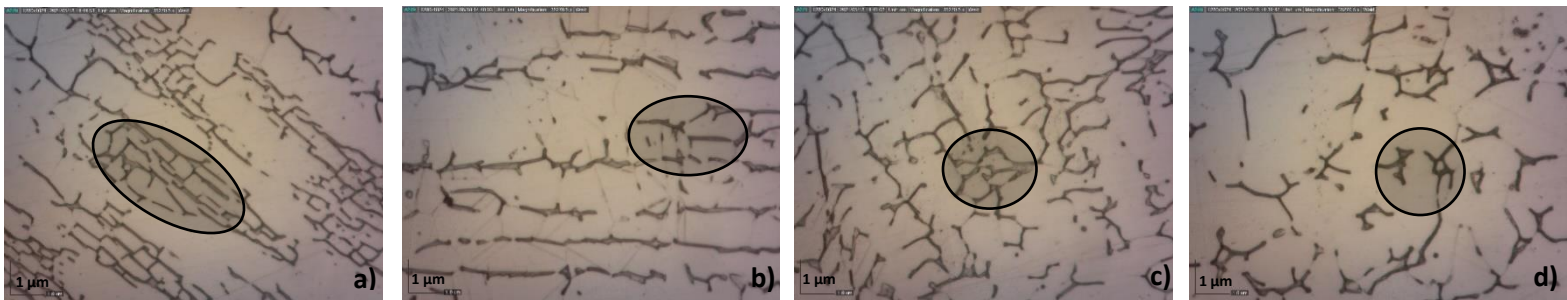


Figura 47. Ferrita- δ en soldaduras homogéneas a 50X.

4.3.1 Efecto del tratamiento térmico sobre la microestructura

En esta sección se presentan las metalografías más representativas de las soldaduras con y sin material de aporte expuestas a distintos tratamientos térmicos.

De acuerdo con las figuras 48-51, es posible visualizar un crecimiento y engrosamiento en la microestructura, predominando la estructura vermicular de ferrita δ en la ZAC. Este efecto se visualiza sobre todo a 650 °C en las probetas

homogéneas en comparación con las probetas sin tratamiento térmico (Figura 50 y 51).

En cuanto a los tratamientos a 1050 °C, se puede observar una microestructura completamente austenítica con granos equiaxiales muy grandes, obteniendo en la parte central del cordón de soldadura los granos de mayor tamaño. Cerca de la interfase del cordón y la ZAC, los granos muestran un estiramiento en todo el contorno de esta interfase manteniendo el crecimiento direccionado hacia la máxima extracción de calor. En la zona afectada por el calor se mantiene la microestructura equiaxial con granos austeníticos muy amplios.

A fin de comparar de mejor manera el crecimiento de los granos de la fase austenítica a medida que se someten las probetas a mayor temperatura durante los tratamientos térmicos, se determinó el área y el perímetro de los granos de la microestructura en cada una de las pruebas. Para ello, se conservó relativamente la distancia entre la frontera de la ZF y el grano seleccionado. En general se observa una relación directamente proporcional entre el incremento en el tamaño de grano y el aumento en la temperatura durante el TT, dicho incremento se ve claramente reflejado en el tratamiento a 1050 °C, donde los granos de mayor tamaño corresponden a las probetas a 70 A y 120 A (A: 897.44 μm^2 y A: 897.44 μm^2 y 131.89 μm^2 respectivamente).

El engrosamiento de la microestructura, sobre todo en las uniones homogéneas (Fig. 50 y 51), se debe a que en los tratamientos térmicos a 650 y 750 °C la cinética de crecimiento se favorece, pero al estar dentro del intervalo de temperaturas críticas (550 a 850 °C), también se puede generar la sensibilización del material o producir fases indeseables como la fase sigma (σ) o compuestos intermetálicos [25]. A pesar de que éstos no se pudieron visualizar por medio del análisis metalográfico por el tipo de ataque químico utilizado, esto no significa que la matriz está libre de este tipo de fases o compuestos. En los ensayos mecánicos se podrá comprobar dicha cuestión ya que, en caso de estar presentes, las propiedades del material se verán afectadas notoriamente. Además, para analizar a detalle la zona de afectación térmica y determinar con certeza la posible existencia de estos compuestos o fases indeseables, se correlacionarán los resultados con el análisis por microscopía electrónica de barrido.

La microestructura resultante en el tratamiento a 1050 °C representa que el tratamiento térmico realizado correspondió a la austenización del material, manteniendo así las condiciones adecuadas para homogenizar la estructura, liberar tensiones residuales y generar el crecimiento de la microestructura austenítica equiaxial.

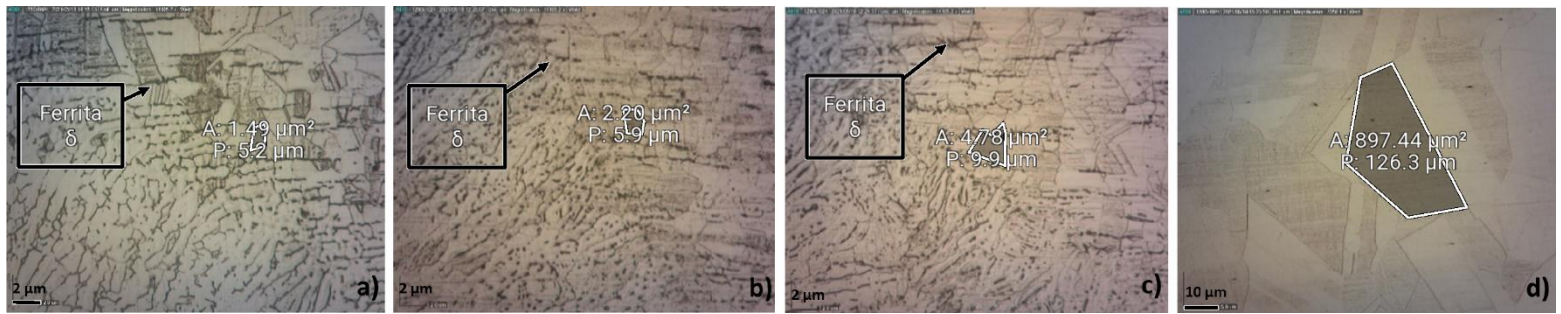


Figura 48. Microestructura de la zona afectada térmicamente con y sin tratamiento térmico en soldaduras heterogéneas a 70 A; a) Sin tratamiento (20 X); b) TT a 650 °C (20 X); c) TT a 750 °C (20 X); d) TT a 1050 °C (5 X).

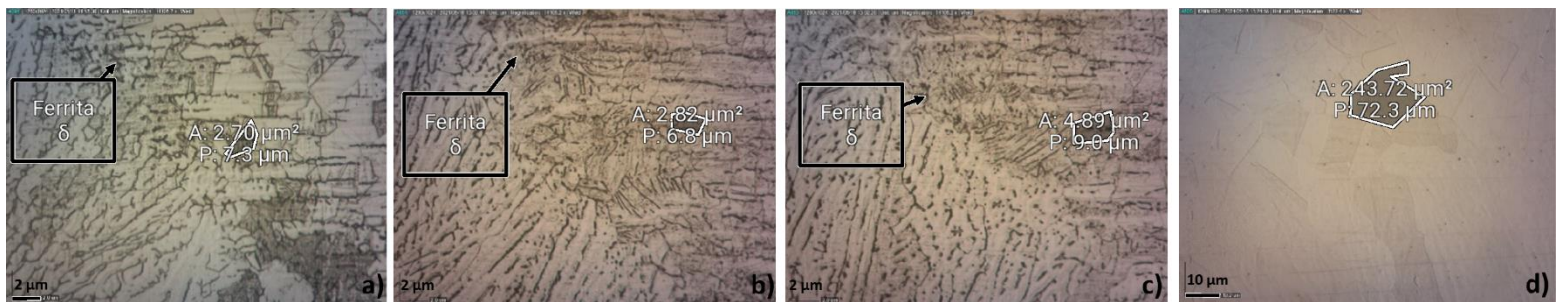


Figura 49. Microestructura de la zona afectada térmicamente con y sin tratamiento térmico en soldaduras heterogéneas a 90 A; a) Sin tratamiento (20 X); b) TT a 650 °C (20 X); c) TT a 750 °C (20 X); d) TT a 1050 °C (5 X).

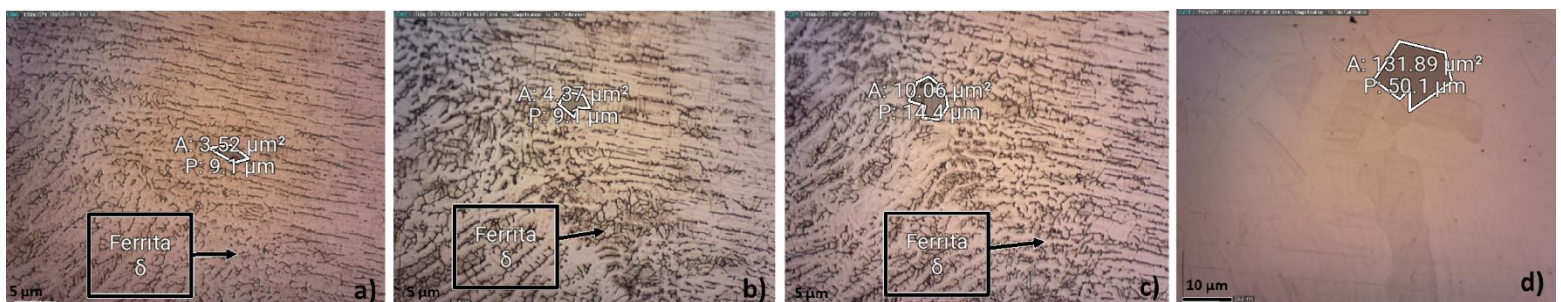


Figura 50. Microestructura de la zona afectada térmicamente con y sin tratamiento térmico en soldaduras homogéneas a 120 A; a) Sin tratamiento (10 X); b) TT a 650 °C (10 X); c) TT a 750 °C (10 X); d) TT a 1050 °C (5 X).

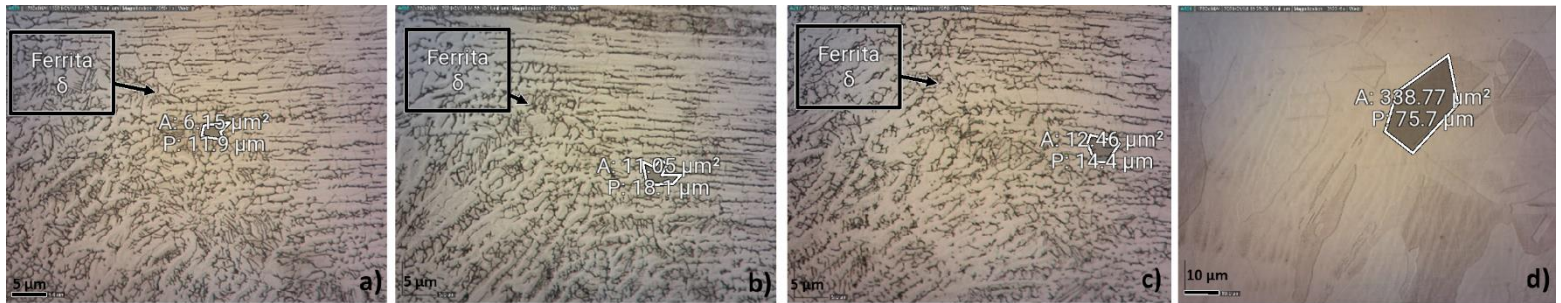


Figura 51. Microestructura de la zona afectada térmicamente con y sin tratamiento térmico en soldaduras homogéneas a 130 A; a) Sin tratamiento (10 X); b) TT a 650 °C (10 X); c) TT a 750 °C (10 X); d) TT a 1050 °C (5 X).

4.4 Pruebas mecánicas

En esta sección se muestran los resultados y el análisis de resultados de los ensayos llevados a cabo, los cuales corresponden a la prueba de resistencia al doblez, a la microindentación, al impacto y a la tracción.

4.4.1 Resistencia al doblez

Continuando con la verificación de la calidad de la soldadura, por medio del ensayo de doblez se comprobó la sanidad de las pruebas efectuadas con material y sin material de aporte a distintas condiciones, llevando así las probetas normalizadas a un ángulo de 180°. En las figuras 52 y 53 se muestran los resultados.

De acuerdo con la inspección visual de las probetas ensayadas, la prueba a 125 A sin material de aporte presentó una pequeña zona sin penetración casi al centro del cordón, tal y como se observa en el círculo rojo de la figura 52 (d). A pesar de esto, al tener una longitud de 0.8 mm dicha imperfección, no presentar ningún tipo de fisura o grieta proveniente de esta deficiencia en la penetración, pero haber cumplido con el ángulo requerido en el ensayo, se identifica como discontinuidad y no como defecto en la unión (Fig. 54 (a)). Las demás probetas soldadas sin material de aporte (Figura 52), incluso cuando el cordón de soldadura muestra un espesor menor al del material base, fueron ensayadas satisfactoriamente sin presentar otro tipo de discontinuidades o defectos provenientes del ensayo de doblez.

En cuanto a las soldaduras con material de aporte (Fig. 53), a 80 A se presentó un defecto en el cordón de soldadura de raíz ocasionado por la deficiencia en la penetración (1.1 mm), pero a diferencia de la soldadura homogénea a 125 A, se observaron indicios de una grieta direccionada hacia el centro de la soldadura (1.1 mm), dando como resultado una plasticidad escasa en la unión (Fig. 54 (a)). A pesar de haber logrado el ángulo deseado en el ensayo, el defecto en la probeta podría generar una falla crítica en el material. Todas las demás soldaduras con material de

aporte mostraron suficiente ductilidad generando el ángulo deseado sin presencia de defectos ni discontinuidades.

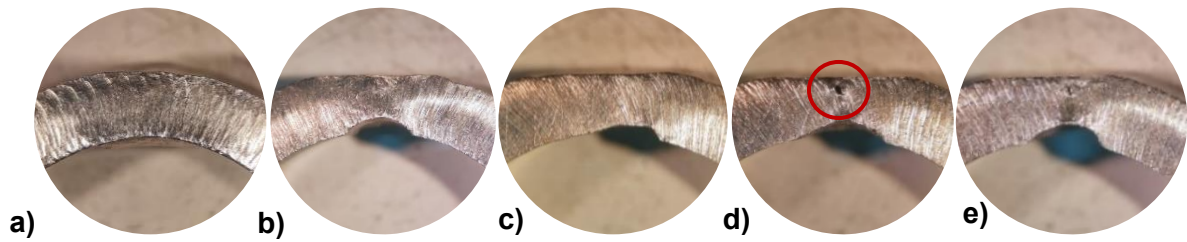


Figura 52. Ensayo de doblado en soldaduras AISI 304 sin material de aporte: a) Referencia; b) 115 A; c) 120 A; d) 125 A; e) 130 A.

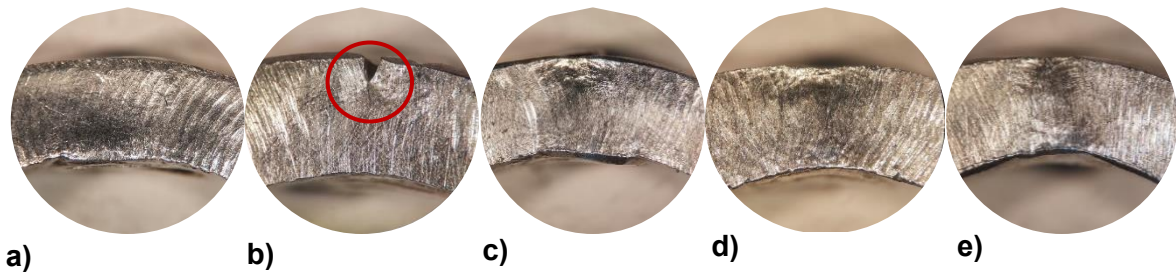


Figura 53. Ensayo de doblado en soldaduras AISI 304 con material de aporte ER 308L: a) 70 A; b) 80 A; c) 90 A; d) 100 A; e) 110 A

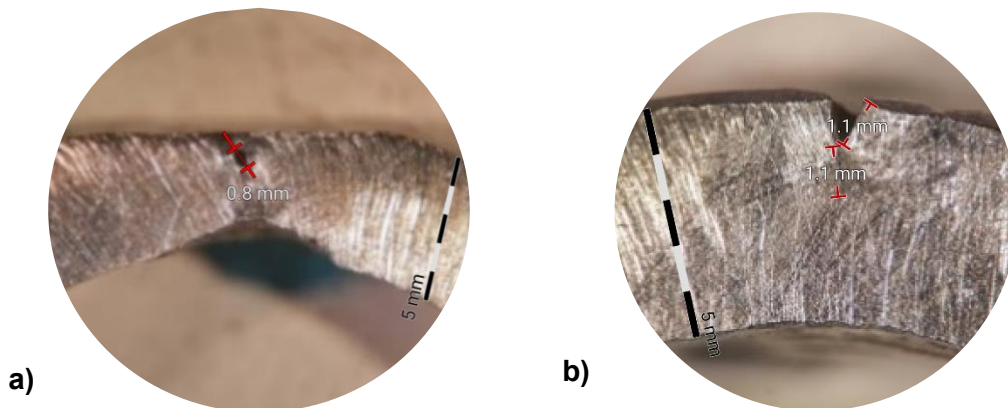


Figura 54. Soldaduras con discontinuidades: a) Carencia de penetración en soldadura homogénea a 125 A; b) Carencia de penetración y grieta de soldadura heterogénea a 80A

Con excepción de las probetas mencionadas (Figura 52 (d) y 53 (b)), el ensayo de doblado comprueba la sanidad de las soldaduras realizadas.

4.4.2 Resistencia a la microindentación (RMI)

A continuación, se muestra el mapeo de las microindentaciones realizadas en las soldaduras heterogéneas a 90 A y 110 A y en las homogéneas a 120 A y 130 A, siendo estos datos los más representativos del estudio.

En dichos resultados se pueden observar ciertas oscilaciones correspondientes a las zonas de interés. Partiendo desde el extremo izquierdo de los gráficos en las figuras 55 y 56, esta zona representa el material base (MB), aproximadamente a 1.2 cm se presenta la zona afectada por el calor (ZAC) y a 1.8 cm la zona de fusión (ZF). De acuerdo con esto, se puede apreciar que las probetas incrementaron su RMI en la ZAC y muestran un claro decremento en la zona correspondiente al cordón de soldadura. Este comportamiento es similar en los dos tipos de uniones y se intensifica a medida que se incrementa la corriente, logrando valores de hasta $285 HV_{0.1}$ en las uniones con aporte a 110 A y de $325 HV_{0.1}$ en las uniones sin aporte a 130 A (Fig. 55 y 56).

Contemplando que, la dureza del material base sin exposición al proceso de soldadura tuvo un valor de $\bar{x} = 208.6 HV_{0.1}$, se nota como los ciclos térmicos a los cuales se expone el material durante el proceso de unión, afectaron considerablemente la dureza del material. Además, en ambos tipos de soldaduras se observa como a mayor intensidad de corriente aplicada, la zona de afectación térmica incrementa su anchura, dando como resultado una mayor área propensa a transformaciones microestructurales y cambios en sus propiedades mecánicas (Fig. 55 y 56).

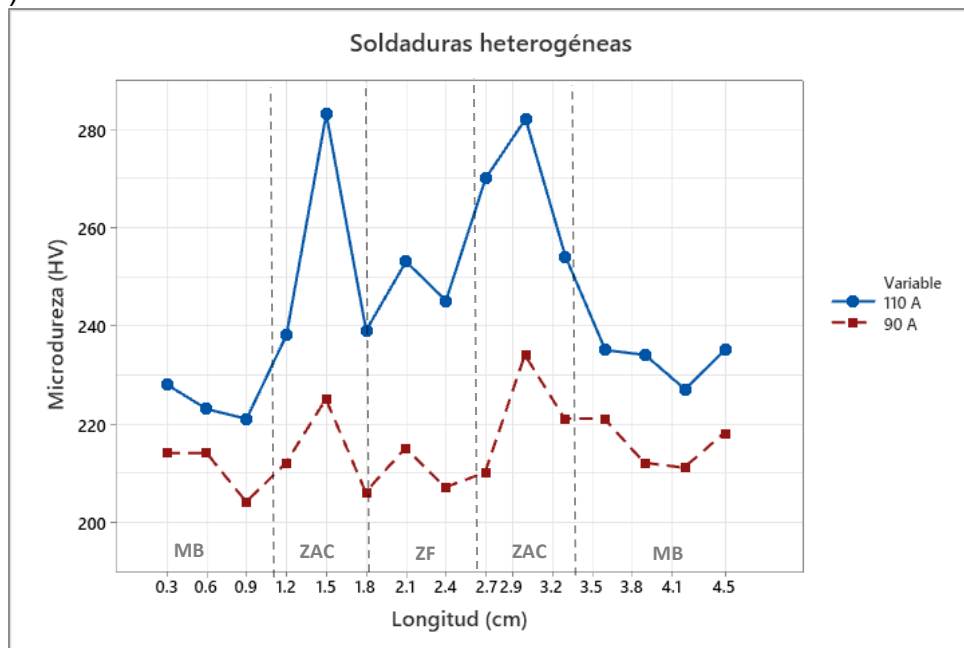


Figura 55. Resultados de resistencia a la microindentación ($HV_{0.1}$) en soldaduras GTAW con material de aporte; a) 120 A; b) 130 A.

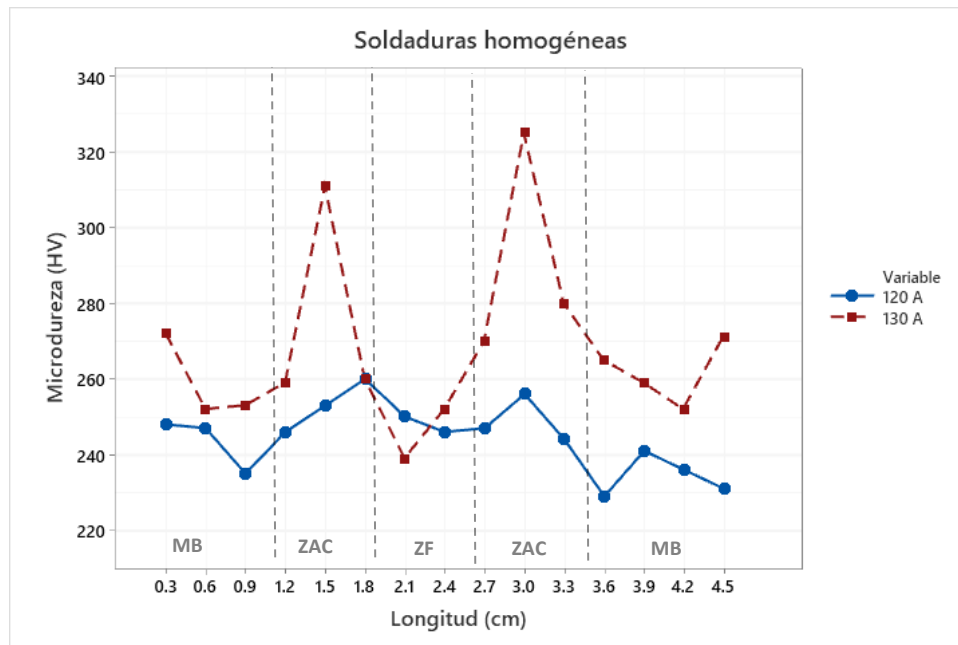


Figura 56. Resultados de resistencia a la microindentación ($HV_{0.1}$) en soldaduras GTAW sin material de aporte; a) 90 A; b) 110 A.

Este fenómeno es posible de explicar ya que, después de generar la fusión del material con y sin material de aporte, la microestructura en el cordón de soldadura presenta un mayor crecimiento direccionado al máximo gradiente de temperatura y una mejor distribución, dando como resultado una RMI baja. Aunque el calentamiento para generar el proceso de soldadura es localizado, se produce la transferencia de calor en el material, concentrándose en la zona colindante a la zona de fusión, la ZAC. Esta zona se expone a una entrada muy alta de energía, la cual no es suficiente para generar el proceso de fusión, pero si es lo suficientemente alta para inducir crecimientos en la microestructura, acumulando tensiones residuales y/o generando transformaciones en estado sólido que modifican las fases o generan precipitados como carburos o compuestos intermetálicos que provocan el incremento en la dureza y alteran la composición química del material.

Ya que las microsegregaciones en el material son efectos que simplemente no pueden ser evitados en este proceso y que el material tiene un periodo de permanencia en el rango de temperaturas críticas de transformación (550-850 °C) por la naturaleza de la unión y su posterior enfriamiento a temperatura ambiente, las precipitaciones de carburos, sobre todo del tipo $M_{23}C_6$ y/o la formación de fase sigma (σ) en los límites de grano, o incluso intragranularmente, generan una posible explicación del comportamiento observado en las figuras 55 y 56 en la ZAC [25]. Esto se verificará y complementará con el análisis por MEB y demás ensayos mecánicos.

Analizado el efecto en general de la intensidad de corriente en los dos tipos de soldaduras, se realizó un análisis estadístico verificando si la diferencia entre los valores promedio de RMI entre cada prueba, podrían corresponder a un cambio estadísticamente significativo. Para ello, se consideró una ANOVA con un nivel de significancia de $\alpha=0.05$ e igualdad en varianzas y resolviendo que, las medias entre cada grupo de resultados, 70-110 A y 115-130 A, son estadísticamente distintas (Anexo I) y en ellas se muestra un incremento considerable en las soldaduras con aporte a 80 A y a 110 A y en las soldaduras sin aporte a 120 A y 130 A (Fig. 57 y 58).

Cabe recordar que en la probeta a 80 A con aporte y a 125 A sin aporte, en el ensayo de doblez se detectaron defectos en la soldadura que no fueron posibles de identificar realizando inspección con líquidos penetrantes. El incremento en la RMI a 80 A posiblemente se deba a la heterogeneidad de calentamiento y una sobre exposición al proceso en ciertas zonas de la unión (Fig. 36). En la soldadura a 125 A, se detectó una deficiencia en la penetración, por ende, el ciclo térmico al cual fue expuesto fue menor, pudiendo ocasionar una disminución en su resistencia.

Fundamentando esto para descartar ambas soldaduras por presencia de defectos, con excepción de la probeta a 70 A, en las figuras 57 y 58 se muestra como ambos grupos tuvieron un comportamiento directamente proporcional entre el incremento de la RMI a medida que se aplicó mayor intensidad de corriente. Es decir, el aumentar la energía para generar la misma unión, afecta considerablemente la microestructura de la probeta, incrementando así la resistencia a la penetración promedio del material.

En cuanto a la junta soldada a 70 A (Fig. 57), dicho comportamiento se puede atribuir a que, con esas condiciones, el baño de soldadura no fluyó adecuadamente y requirió de mayor tiempo de exposición al proceso a fin de generar la soldadura (Tabla 4). Aunque la intensidad de corriente aplicada fue menor, el ciclo térmico generado pudo haber sido tan crítico como para producir dichos cambios en la RMI.

Los cambios significativos en el promedio de RMI de acuerdo con cada grupo de uniones, se presentaron a 90 y 110 A en las soldaduras con material de aporte (212.1 y 247.7 $HV_{0.1}$, respectivamente) y a 120 y 130 A en las soldaduras sin material de aporte (250.9 y 269.4 $HV_{0.1}$, respectivamente); pudiendo visualizar que los valores de dureza en uniones homogéneas incrementaron entre el 10-20 % respecto a la resistencia de las uniones heterogéneas (Fig. 58). Este hecho se debe a que, al utilizar la máxima intensidad de corriente (condiciones del presente trabajo) y un modo de soldeo de forma continua en las soldaduras homogéneas, tal y como se explicó anteriormente, los ciclos térmicos a los cuales se somete el material son más intensos y se promueven cambios microestructurales en el material que dependerán de la temperatura alcanzada y la subsiguiente secuencia de enfriamiento, siendo ambos factores decisivos en las propiedades mecánicas finales, en este caso el incremento en la RMI.

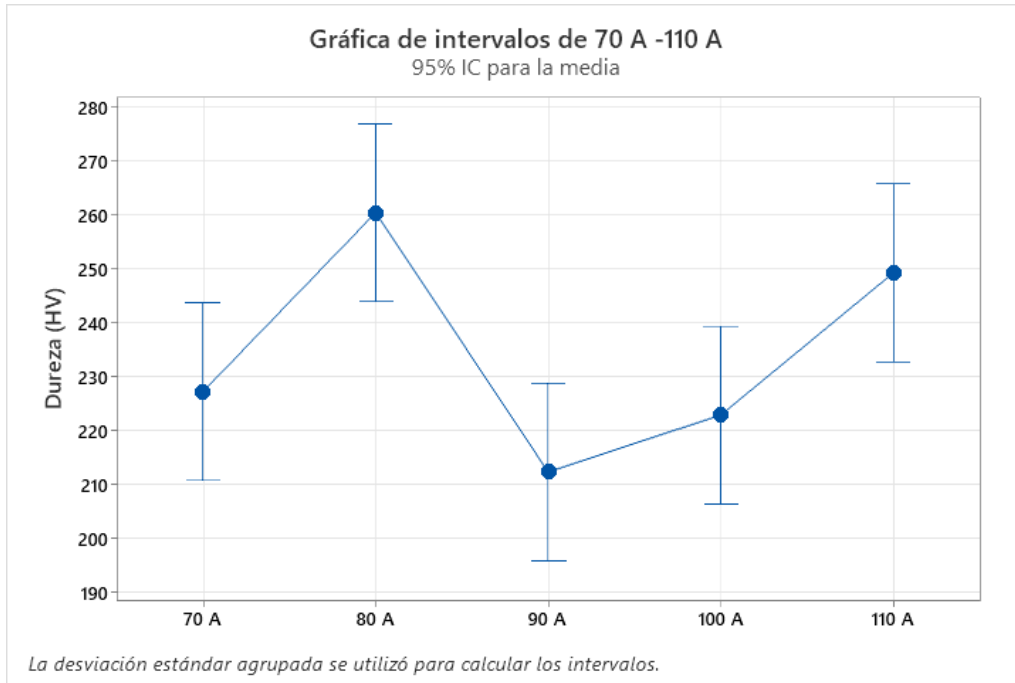


Figura 57. Análisis estadístico de soldaduras GTAW con material de aporte a 70, 80, 90, 100 y 110 A (ANOVA con $\alpha=0.05$).

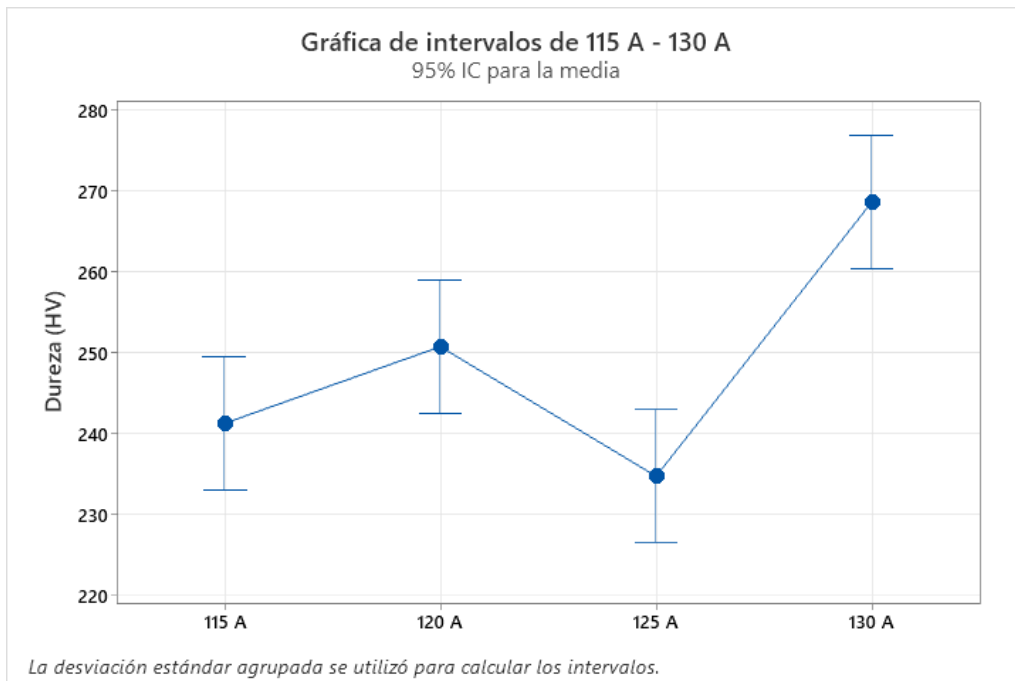


Figura 58. Análisis estadístico de soldaduras GTAW sin material de aporte a 115, 120, 125 y 130 A (ANOVA con $\alpha=0.05$).

4.4.2.1 Resistencia a la microindentación en probetas tratadas térmicamente.

A fin de evaluar si las diferencias entre los valores obtenidos de la RMI en probetas con y sin tratamiento térmico podrían corresponder a un cambio significativo en términos estadísticos, de igual manera se llevó a cabo el análisis contemplando una ANOVA con nivel de significancia de $\alpha=0.05$ e igualdad en varianzas.

Analizando los datos obtenidos (Anexo II), se observa que las medias entre cada grupo de resultados son estadísticamente distintas. Esto quiere decir que, los cambios en la dureza respecto a cada una de las pruebas y de los tratamientos térmicos son importantes.

Con base en esto y de acuerdo con las figuras 59 y 60, es posible identificar el incremento de la RMI después de someter a un tratamiento térmico a 650 °C y una disminución paulatina en la resistencia hasta obtener los valores mínimos en el tratamiento térmico a 1050 °C ($\bar{x} = 194.5 HV_{0.1}$ a 70 A y de $\bar{x} = 188.6$ a 90 A). Dichos valores representan la menor resistencia alcanzada, incluso menor que el material base sin exposición al proceso de soldadura ($\bar{x} = 208.6 HV_{0.1}$).

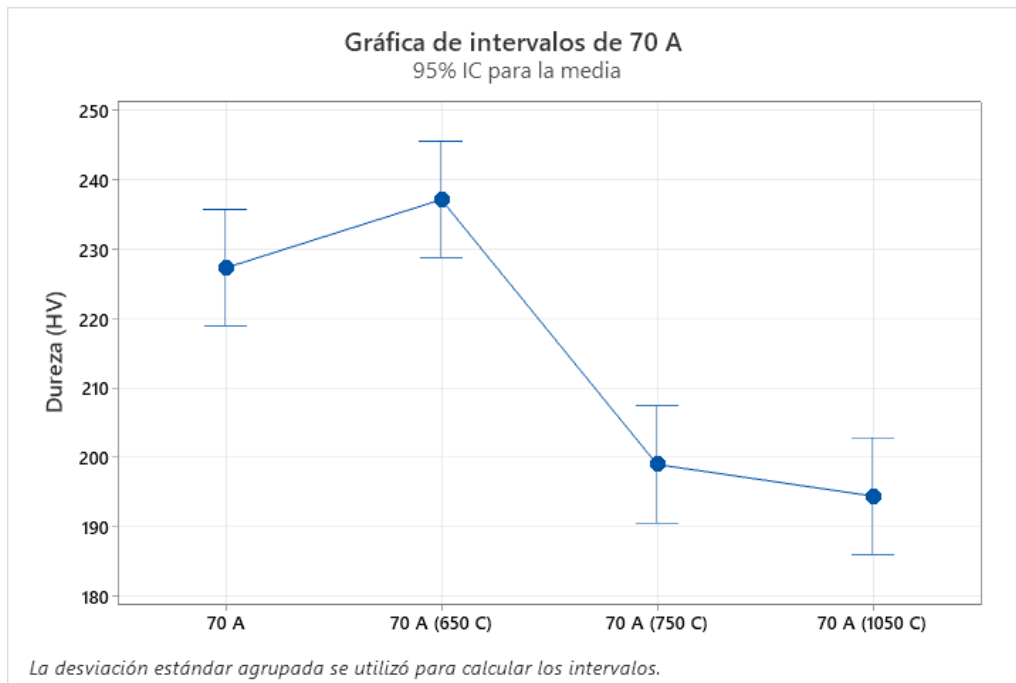


Figura 59. Resultados de RMI (HV) en soldaduras con material de aporte a 70 A; a) Muestra sin TT; b) Muestra con TT a 650°C; c) Muestra con TT a 750°C; d) Muestra con TT a 1050 °C.

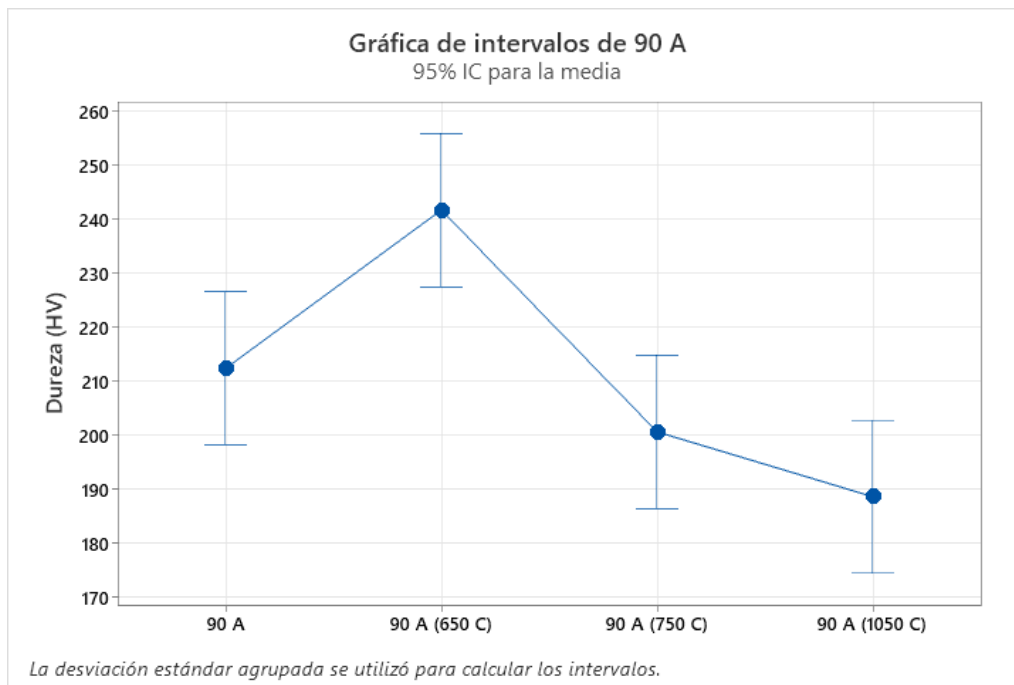


Figura 60. Resultados de RMI (HV) en soldaduras con material de aporte a 90 A; a) Muestra sin TT; b) Muestra con TT a 650 °C; c) Muestra con TT a 750 °C; d) Muestra con TT a 1050 °C.

Este efecto nos confirma que, efectivamente al someter el material a un calentamiento en el intervalo de transformación y de posibles precipitaciones (550-850 °C), la RMI de la probeta aumentó considerablemente en comparación con la resistencia de la probeta sin tratamiento debido a los cambios microestructurales presentes, siendo la temperatura más crítica a 650 °C; aunque se esperaba un efecto similar a 750 °C (Fig. 58 y 59).

Si bien es cierto que los principales factores que podrían justificar el incremento en la resistencia es la formación de la fase sigma (σ), los carburos de cromo ($M_{23}C_6$) y las tensiones internas [25]; el decremento en la dureza a 750 °C indica que probablemente hubo una disminución en las tensiones internas que propiciaron dicho comportamiento. La pérdida de dureza a 1050 °C, indica que se alcanzó la temperatura de austenización y por ende los posibles precipitados, fases indeseables o tensiones internas presentes, fueron solubilizados o relevados.

Esta conclusión se verificará con el análisis de MEB y se relacionarán los resultados junto con el análisis químico y metalográfico.

4.3.3. Resistencia al impacto

A continuación, se presentan los resultados del ensayo de impacto utilizando una escala de 30 (kpm) y un péndulo de 20 kg.

Observando las fracturas resultantes de los ensayos de impacto, se puede apreciar que el material es sumamente tenaz ya que, únicamente la probeta soldada con aporte a 80 A se fracturó por completo (Fig. 61) y la probeta sin material de aporte a 125 A presentó una fractura del 90 % (4.5 mm) de acuerdo con el espesor del material. Cabe recordar que dichas probetas presentaron defectos y de igual manera el resultado fue una disminución en sus propiedades mecánicas, en este caso la tenacidad.

A pesar de que, todas las pruebas sin defectos críticos mostraron altos niveles de deformación plástica, las soldaduras heterogéneas tuvieron un comportamiento de mayor resistencia al impacto en comparación con las homogéneas. Las uniones a 70, 90 y 110 A, presentaron al menos la misma resistencia que la probeta testigo (Fig. 61).

En cuanto a las uniones sin aporte (Fig. 62), la tenacidad de dichas probetas se vio afectada considerablemente por la reducción del espesor de la unión al generar el cordón de soldadura, ocasionando así, una menor área de impacto y por lo tanto una disminución en su resistencia en comparación con la probeta testigo. Además de este factor crítico, la mayor resistencia al impacto en soldaduras heterogéneas se debe a la composición química del material de aporte utilizado, el cual, al tener un mayor contenido de cromo, le confiere mayor tenacidad a la unión.

La máxima tenacidad alcanzada en cada grupo de estudio corresponde a 90 A (100 J) en las probetas heterogéneas y a 120 A (54.9 J) para las homogéneas, representando así, aproximadamente el 130 y 70 % de la resistencia al impacto respecto al material base sin exposición al proceso (76.5 J).

Los resultados muestran que en las soldaduras a 70, 90 y 110 A se pudo obtener cierto equilibrio entre la corriente utilizada, el tiempo de exposición al proceso y la sanidad de la unión, mejorando así la resistencia al impacto del material base utilizado. Más adelante se analizará el resultado de la composición química para poder hacer relaciones entre las propiedades y la distribución de los elementos que componen las probetas.



Figura 61. Resultados de resistencia al impacto en soldaduras GTAW con material de aporte. Energía (Joules) vs Probeta ensayada.



Figura 62. Resultados de resistencia al impacto en soldaduras GTAW sin material de aporte. Energía (Joules) vs Probeta ensayada.

4.4.4 Resistencia a la tracción

Contemplando que el acero AISI 304 debe tener una resistencia a la tracción mínima de 515 MPa, un porcentaje de alargamiento de 45% (en 2 in) y un punto de fluencia de 205 MPa de acuerdo con la norma ASTM A240/A240M “Especificaciones estándar para placas y láminas de acero inoxidable con cromo y cromo-níquel para recipientes a presión y para aplicaciones generales”. En la tabla 7 y 8 se muestran los resultados de la resistencia a la tracción en las juntas homogéneas y heterogéneas.

Al ensayar la probeta testigo, de acuerdo con los lineamientos de la norma ASTM E8/E8M (0.5 cm/min), se muestra que efectivamente el material base AISI 304 cumple con los requerimientos establecidos en la norma ASTM A240/A240M.

De acuerdo con los resultados de las probetas soldadas, con excepción de la probeta sin aporte a 100 A, se observa una relación inversamente proporcional entre el incremento de la intensidad de corriente en el proceso de unión y la resistencia a la tracción, obteniendo la máxima resistencia en las soldaduras heterogéneas a 70 A (429 MPa) y a 115 A (400MPa) en las soldaduras homogéneas. A pesar de esto, no se alcanzó la resistencia de la probeta testigo (685 MPa) pero, de acuerdo con las especificaciones de la ASTM A240/A240M, la cual marca una resistencia de 515 MPa (Tabla 1), las probetas soldadas alcanzaron aproximadamente el 80% de la resistencia a la tracción, manteniendo una diferencia ligeramente mayor en las soldaduras heterogéneas.

En cuanto al porcentaje de deformación de las probetas, todas las pruebas mostraron una deformación mínima en comparación con el material base y la ASTM A240/A240M, obteniendo valores de 59.9 y 45% en las uniones con y sin material de aporte, respectivamente. A excepción de la soldadura con aporte a 80 A, también se observa una relación inversamente proporcional entre el incremento de la intensidad de corriente y el porcentaje de alargamiento.

Aunque la velocidad de deformación que se consideró para dicho ensayo fue alta como para determinar a detalle el límite de cedencia en el material (1.5 cm/mm), se puede observar que, en todas las pruebas realizadas, este parámetro se encuentra por encima del valor mínimo requerido para el AISI 304 (205 MPa).

Tabla 7. Resultados del ensayo de tensión en soldaduras heterogéneas.

Prueba	UTS (MPa)	E (GPa)	σ_y (MPa)	$\sigma_{fractura}$ (MPa)	Deformación (%)	Reducción de área, (%)
Testigo (0.5 mm/min)	685	96	309	685	59.9	61.1
70 A	429	278	320	429	3.8	52.1
80 A	418	168	322	417	2.9	20.9
90 A	415	139	315	414	3.5	56.0
100 A	386	107	304	386	2.7	53.8
110 A	400	139	339	399	2.2	55.5

Tabla 8. Resultados del ensayo de tensión en soldaduras homogéneas.

Prueba	UTS (MPa)	E (GPa)	σ_y (MPa)	$\sigma_{fractura}$ (MPa)	Deformación (%)	Reducción de área (%)
Testigo (0.5 mm/min)	685	96	302	685	59.9	61.1
115 A	400	74	271	400	4.6	23.3
120 A	395	64	289	395	4.3	37.1
125 A	390	111	308	389	3.8	36.1
130 A	382	88	279	381	3.4	25.7

Nota: Las dimensiones que se contemplaron para el análisis de las soldaduras sin aporte, corresponden al promedio de 3 mediciones en la zona crítica (cordón de soldadura) por ser la de menor espesor.

A continuación, se muestran las fracturas de los casos de estudio representativos del proceso (Figura 63 y 64).

Tal y como se muestra en el inciso (a) de la figura 63 y 64, el material base sin exposición (testigo) presentó un comportamiento dúctil y por ello la estricción del metal dio como resultado el cuello de botella característico de una fractura dúctil. En las soldaduras homogéneas (90 y 110 A) y en la soldadura heterogénea a 120 A, se presentó un comportamiento mixto, donde se presenta en menor proporción el cuello de botella, pero el inicio de la fractura se produce en la frontera del cordón de soldadura y la ZAC. En el caso de la probeta a 130 A, se muestra una fractura completamente frágil al centro del cordón de soldadura.

El que las fracturas se hayan presentado en el cordón de soldadura o en la interfase con la ZAC, y que además exhibieran una carencia notoria en la deformación del material en comparación con el metal base, nos indica que la falla proviene de la unión realizada, es decir, los defectos no detectados por inspección no destructiva y los efectos críticos que se fomentaron durante el proceso de unión que promovieron la disminución de la resistencia a la tensión y del porcentaje de deformación.



Figura 63. Fracturas de interés de las soldaduras heterogéneas: a) Testigo; b) 90 A; c) 110 A.



Figura 64. Fracturas de interés de las soldaduras homogéneas:
a) Testigo; b) 120 A; c) 130 A.

Con base en los resultados y en lo expuesto anteriormente, sería posible adjudicar al proceso de unión la disminución de la resistencia a la tensión en las probetas, sobre todo al incrementar la energía para generar la soldadura. Sin embargo, las diferencias entre los resultados representan menos del 10%, por lo que no se puede asegurar dicha cuestión ya que podrían caer en errores experimentales y será necesario correlacionar los resultados de ensayos mecánicos y análisis químico para poder cerciorarse de este hecho.

Nota: Las curvas más relevantes del ensayo de resistencia a la tracción se presentan en el anexo III.

4.5 Análisis elemental cuantitativo

Los elementos analizados correspondieron al cromo, níquel, molibdeno, manganeso, silicio y fósforo usando la técnica de espectroscopía de emisión atómica con plasma acoplado inductivamente. El carbono y azufre contenido en el material se evaluó usando la técnica de análisis elemental.

De acuerdo con esto, se evaluó el material de referencia de acero (153 a) con una recuperación mínima del 85% a fin de asegurar la calidad análisis químico.

Los resultados de la tabla 9, muestran que el material de aporte ER 308 L dio como resultado una composición dentro de los márgenes establecidos en la referencia (Tabla 2). Pero en el caso del material base, se identificó que la aleación contiene un 0.394% de molibdeno, el cual no debería estar presente en la matriz según la ASTM [6]. Al correlacionar los resultados se evaluará si dicha composición representa un factor que podría influir en el comportamiento de la aleación posterior al proceso de unión.

Tabla 9. Análisis químico del estándar de acero y las matrices de referencia.

Matriz		Concentración (% en peso)							
		Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	S	C
STD Acero (153 a)	Referencia	3.72	0.166	8.85	0.192	0.27	--	0.007	0.902
	Obtenida	3.189	0.142	8.311	0.165	0.26	<LOD	<LOD	0.785
AISI 304	Referencia	< 20	< 10.5	--	< 2	< 1	< 0.045	< 0.03	0.08
	Obtenida	17.87	7.473	0.394	1.612	0.126	< LOD	< LOD	0.067
ER 308 L	Referencia	< 19.8	< 9.8	< 0.19	< 1.9	< 0.38	< 0.02	< 0.01	0.02
	Obtenida	18.63	8.343	0.123	1.548	0.514	< LOD	0.01	0.032

Nota: Las curvas de calibración obtenidas en el análisis químico con ICP-OES y los resultados del porcentaje de recuperación respecto a AISI 304 se muestran en el anexo IV.

Considerando que el contenido de fósforo y azufre de la mayoría de las muestras se encuentra por debajo del límite de detección de las técnicas citadas, los elementos que se analizarán a fondo en el presente trabajo, debido a la función indispensable que ejercen en el comportamiento mecánico del material, son los siguientes: Cr, Ni, Mo y C.

4.5.4 Efecto de la corriente eléctrica en la composición química

Evaluando la distribución de los elementos de interés (Anexo V), se consideraron los resultados de la composición química del material base sin exposición como punto de referencia y se calculó el porcentaje de recuperación de cada elemento respecto a cada zona evaluada (Tabla 10). Además, se llevó a cabo un análisis estadístico a fin de evaluar si los cambios en la composición se podrían considerar significativamente distintos.

Tabla 10. Porcentaje de composición del material de aporte ER 308 L respecto a la composición del material base (AISI 304).

% Respecto a matriz AISI 304				
Matriz	% Cr	% Ni	% Mo	% C
AISI 304	100.0	100.0	100.0	100.0
ER 308 L	104.3	111.6	31.2	47.8

De acuerdo con los resultados de la ANOVA a un nivel de confianza de $\alpha=0.05$ (Anexo VI), se determinó que la diferencia entre la media de los valores de composición entre zonas y entre pruebas de cada grupo (soldaduras con aporte y sin aporte), no son estadísticamente distintas. Esto quiere decir que, a pesar de haber modificado las condiciones durante el proceso, la distribución de la composición química respecto a las áreas de interés se mantuvo con una diferencia menor al 10% entre los resultados de cada grupo de soldaduras.

En las figuras 65 y 66, se muestran las relaciones del porcentaje de recuperación promedio de cada elemento (respecto a AISI 304) y en las tablas 11 y 12 se presenta el análisis estadístico de dichos resultados. En ambos casos se consideró el análisis de la recuperación respecto a las zonas de interés (MB, ZAC y ZF).

Considerando que, en las uniones heterogéneas, las variaciones en la recuperación de los elementos de interés están influenciadas por la aleación con el material de aporte ER 308 L (Tabla 10), es posible observar en la zona de fusión la composición máxima de cromo y la mínima en el molibdeno y en el carbono.

En cuanto a la relación de cromo y níquel, se muestra un comportamiento casi constante a pesar de las variaciones de corriente y los tipos de uniones durante el proceso de unión (homogénea y heterogénea), efecto mejor visualizado en las soldaduras homogéneas.

Este comportamiento resulta de vital importancia ya que la relación de %Cr-%Ni es de las más importantes en la aleación para determinar la predominancia en el tipo de fases resultantes y, por ende, las propiedades que presentará el material.

Es interesante denotar que la distribución del carbono presentó una composición máxima en la zona afectada térmicamente para los dos grupos de soldaduras, obteniendo un 83.2% de recuperación en las soldaduras sin aporte y 92.2% en las soldaduras con aporte, esto respecto a la concentración del AISI 304, quedando ambos valores fuera del margen de error considerado en las tablas 11 y 12. Tomando en cuenta la media del %C en ambos grupos de uniones, los valores mencionados anteriormente corresponden al 116.07% en las soldaduras con aporte y 120.79% en las soldaduras sin aporte, lo cual determina una diferencia considerable que debe tomarse en cuenta.

Respecto al molibdeno, se obtuvo una concentración máxima, por encima de los límites especificados en las tablas 11 y 12, obteniendo la máxima composición en el cordón de las soldaduras homogéneas y en la ZAC para las heterogéneas.

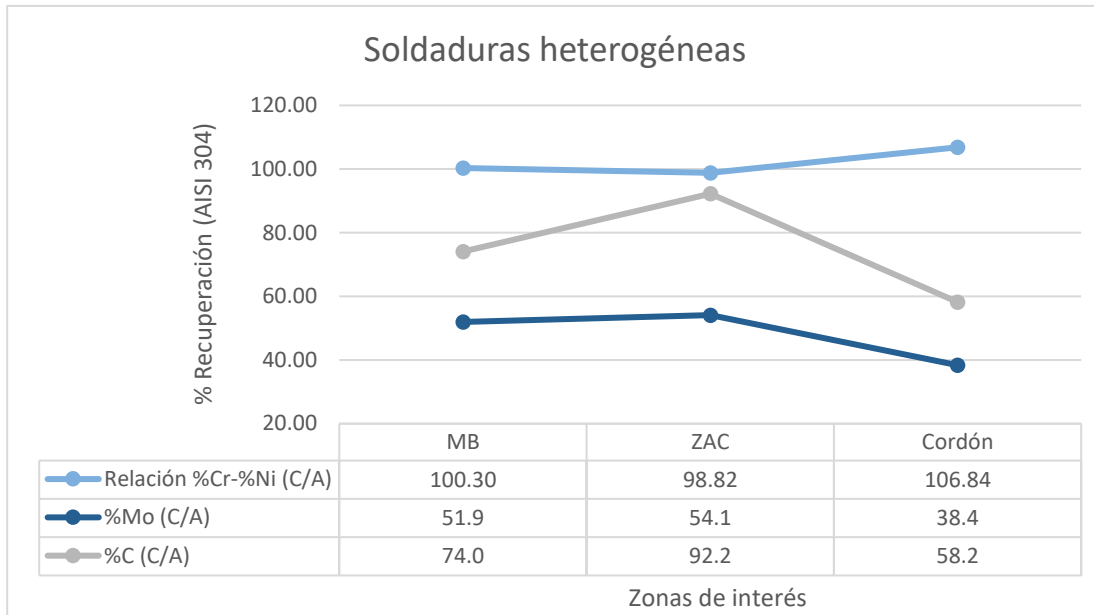


Figura 65. Relación de recuperación vs. Zonas de interés de soldaduras homogéneas.

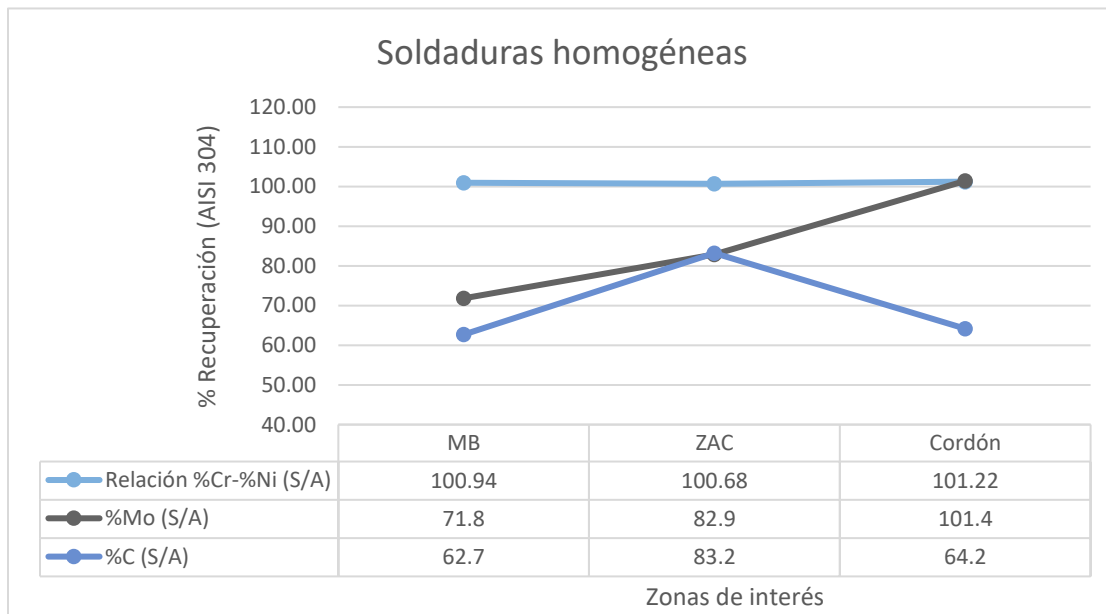


Figura 66. Relación de recuperación vs. Zonas de interés de soldaduras heterogéneas.

Nota: La relación de %Cr-%Ni se determinó ya que ambos elementos mostraron el mismo comportamiento y la relación de estos es determinante en los modos de solidificación y en el comportamiento del material.

Análisis estadístico de soldaduras sin aporte				
Muestra	Media	Desviación estándar	Límite (10%)	
			Inferior	Superior
%Cr-%Ni	100.94	0.27	90.85	111.04
%Mo	83.68	14.94	75.31	92.05
%C	68.88	11.44	62.00	75.77

Tabla 11. Análisis estadístico de la relación de recuperación en las zonas de interés. Soldaduras sin aporte.

Análisis estadístico de soldaduras con aporte				
Muestra	Media	Desviación estándar	Límite (10%)	
			Inferior	Superior
%Cr-%Ni	101.87	4.27	91.68	112.06
%Mo	47.03	8.53	42.32	51.73
%C	69.58	22.40	62.62	76.54

Tabla 12. Análisis estadístico de la relación de recuperación en las zonas de interés. Soldaduras con aporte.

La conducta que se presenta en ambos tipos de soldaduras respecto al carbono, indica que el proceso de soldadura provocó el fenómeno de difusión de este elemento direccionado con el enfriamiento del material. Tomando en cuenta que el carbono, al tener un radio atómico mucho menor y un alto coeficiente de difusión, durante la exposición del material a una fuente muy intensa de energía pudo difundir fácilmente por los intersticios del material, fomentando así su acumulación en las zonas afectadas térmicamente. Aun cuando la concentración de carbono en la matriz no es alta y el material de aporte cuenta con una concentración incluso menor, la acumulación de este elemento en la ZAC podría resultar crítica en las propiedades resultantes de las juntas soldadas, produciendo fases indeseables o precipitados que fomentan el fenómeno de sensibilización en el material. Por ello, se analizará a detalle la acumulación de carbono en la ZAC evaluando la composición por fases e inspeccionando metalográficamente el efecto del proceso de soldadura en el material AISI 304.

4.6 Análisis químico semicuantitativo y microestructural

4.6.1 Microscopía electrónica de barrido y espectroscopia de energía dispersa de rayos X

A continuación, se muestran los resultados de MEB analizando la ZAC de las probetas expuestas a mayor intensidad de corriente en el proceso de soldadura con

y sin material de aporte. Los resultados consisten en el análisis microestructural, análisis semicuantitativo de acuerdo con las zonas de interés y mapeo de composición por elemento.

De acuerdo con los resultados a 800 y 5,000 X, la microestructura que presentan las probetas soldadas (Figura 66) consiste en una matriz austenítica con ferrita δ como fase primaria, en las cuales denota un claro crecimiento interdendrítico entre los granos equiaxiales austeníticos [26], siendo claramente representada dicha microestructura en la junta soldada a 110 A con material de aporte. Además, en las zonas marcadas con blanco, se puede apreciar que el grosor y la longitud de la estructura dendrítica a 110 A, es considerablemente mayor en comparación con la muestra sin material de aporte, obteniendo una longitud máxima de 96.4 μm en comparación con los 56.3 μm de la probeta a 130 A.

Tal y como se muestra en la figura 67, las ramificaciones interdendríticas que presenta la microestructura, al igual que los crecimientos aleatorios en la probeta, incrementaron a 130 A. Además, también se observa un mayor número de rompimientos en los brazos dendríticos y nucleaciones que incluso se presentan en forma esferoidal (óvalos rojos) [27].

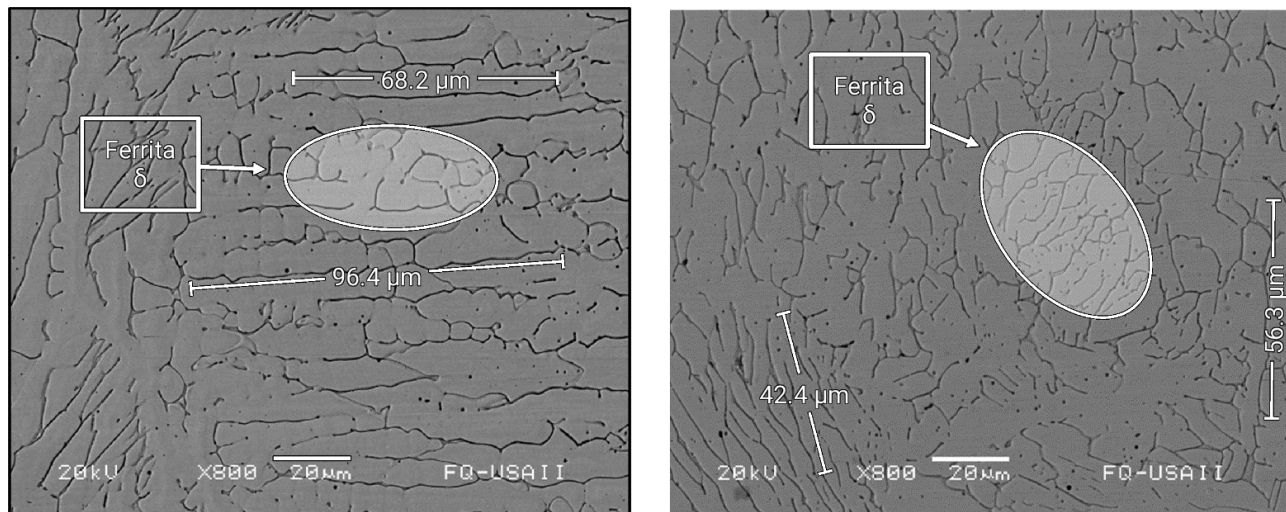


Figura 67. Microestructura de la zona afectada térmicamente de soldaduras AISI 304 a 800 X. a) 110 A con material de aporte b) 130 A sin material de aporte.

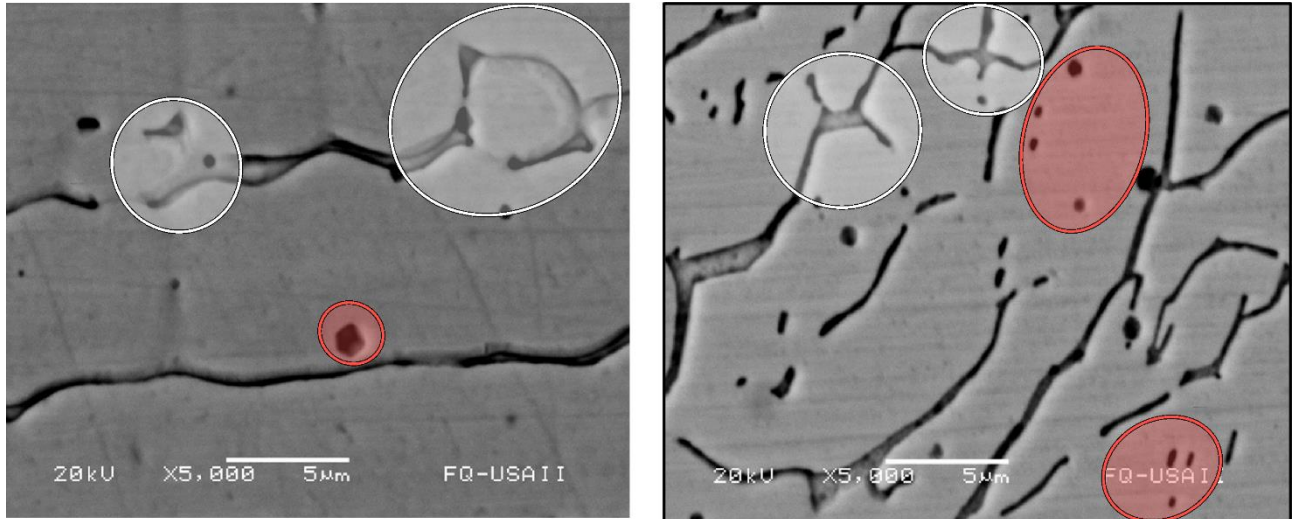


Figura 68. Microestructura de la zona afectada térmicamente de soldaduras AISI 304 a 5,000 X. a) 110 A con material de aporte b) 130 A sin material de aporte.

Las diferencias en la morfología resultante, tal y como se vio en la sección 5.2 en el análisis micrográfico, se deben a los cambios en los gradientes de temperatura generados por el proceso de unión y las modificaciones en la entrada de calor, obteniendo así, una estructura interdendrítica con múltiples ramificaciones a 130 A influenciada por la turbulencia del proceso de unión con la máxima entrada de energía de forma continua.

A continuación, se presenta el análisis composicional de acuerdo con las fases y zonas representativas de la microestructura de soldaduras con material y sin material de aporte usando la máxima intensidad de corriente para cada una de ellas. El análisis se llevó a cabo en la zona más crítica del material, correspondiendo ésta a la ZAC.

Con base en el análisis composicional de las distintas fases de la zona de afectación térmica (Tabla 13 y 14), fue posible identificar pequeñas cantidades de fase sigma en la microestructura de ambos tipos de soldaduras, correspondiendo las de mayor proporción a la fase interdendrítica que presentó de 3-4 ramificaciones ortogonales como brazos secundarios dendríticos (Figura 70). En cuanto a la composición química en estas zonas, la relación Cr/Ni se vio claramente incrementada con valores de 6.3 y 5.5, un porcentaje de molibdeno de 0.5 y 0.4% y se presentó una marcada acumulación de carbono de 11.6 y 14.6% en las soldaduras con y sin material de aporte respectivamente.

En cuanto a la fase esferoidal que se pudo observar, el análisis químico indica que efectivamente se trata de una fase ferrítica con segregaciones de carbono, obteniendo valores de 10.6% en la soldadura homogénea y hasta 18.7% de C en la

soldadura heterogénea. Cabe recordar que de acuerdo con el análisis composicional del material base, la relación de Cr/Ni fue de 2.39, 0.394 %Mo, 1.482 %Mn y de 0.067 %C.

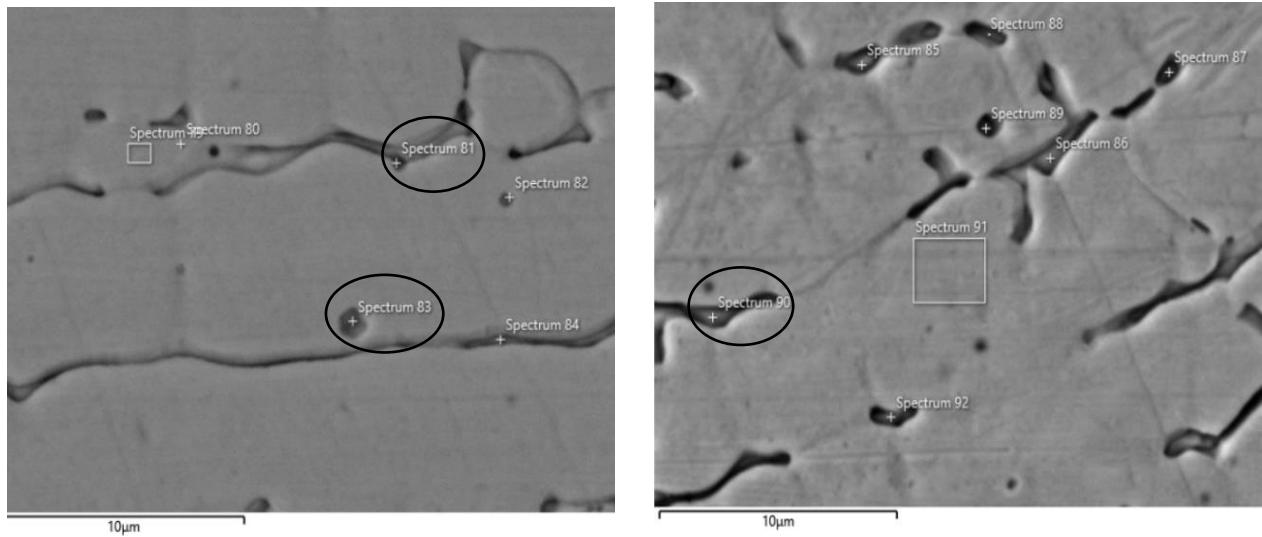


Figura 69. Análisis EDS de soldadura a 110 A con material de aporte a 5, 000 X y 20 kV.

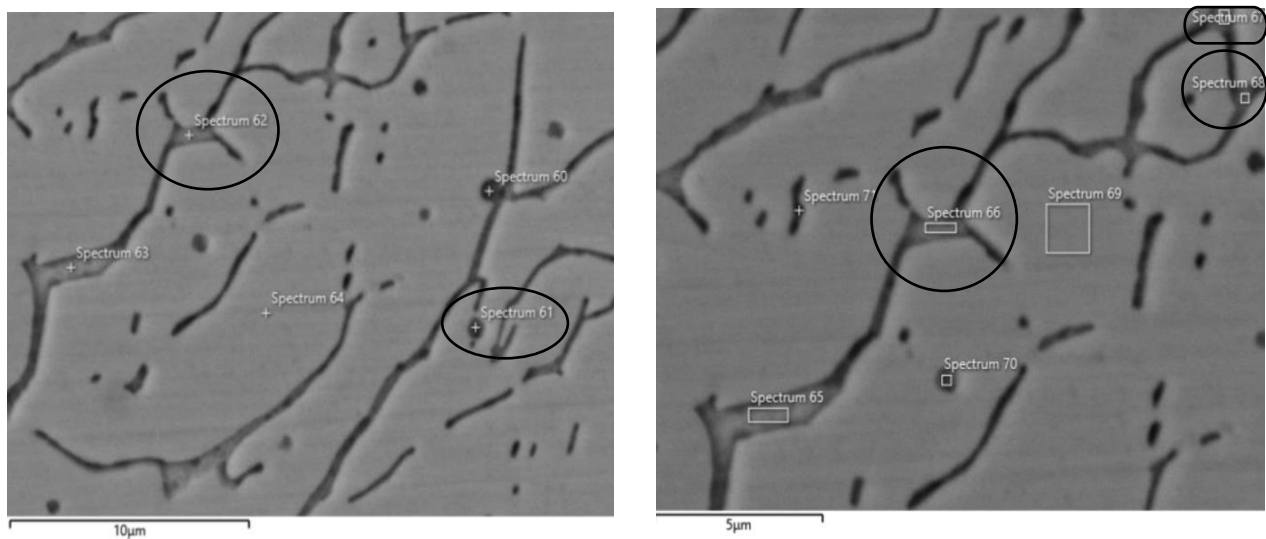


Figura 70. Análisis EDS de soldadura a 130 A sin material de aporte; a) 5, 000 X a 20 kV; b) 7, 000 X a 20 kV.

Tabla 13. Análisis composicional en la ZAC por EDS. Soldadura con material de aporte a 110 A.

	Fe	Cr/Ni	C	Mo	Mn	F Sigma
Matriz AISI 304	72.33	2.39	0.07	0.39	1.48	
α dendrítica (Cr/Ni >)	55.60	5.50	14.60	0.50	1.30	0.15
α dendrítica (Cr/Ni <)	58.40	2.53	12.60	< LOD	1.60	0.14
F esferoidal	59.40	2.29	10.60	< LOD	1.70	0.14

Tabla 14. Análisis composicional en la ZAC por EDS. Soldadura sin material de aporte a 130 A.

	Fe	Cr/Ni	C	Mo	Mn	F Sigma
Matriz AISI 304	72.33	2.39	0.07	0.39	1.48	
α dendrítica (Cr/Ni >)	58.10	6.33	11.60	0.40	1.40	0.18
α dendrítica (Cr/Ni <)	58.70	2.93	15.20	< LOD	1.40	0.13
F esferoidal	54.10	3.25	18.70	0.40	1.40	0.15

Nota: En el anexo VII se muestran los espectros de la zona analizada y su respectivo porcentaje en peso.

Como se puede observar, la acumulación de carbono en las fases antes mencionadas resulta un factor sumamente crítico en la distribución de los elementos de aleación, mostrando que el incremento de la relación Cr/Ni en la microestructura interdendrítica con ramificaciones, fundamenta el hecho de la posible presencia de precipitados de cromo como $M_{23}C_6$.

En cuanto a la precipitación y la aparición de fase sigma en mayor proporción en dichas zonas, este fenómeno es posible de explicar ya que, al ser la fase ferrítica una fase inestable en el rango de temperaturas de 600-1,000 °C, los ciclos térmicos a los cuales se expone el material durante el proceso de unión pueden llegar a generar distintas fases secundarias indeseables, tal es el caso de carburos, fase sigma, entre otros. Dicho efecto, aunado a la composición de molibdeno presente en la aleación, promovió la formación de la fase sigma [28]. En cuanto a la máxima proporción encontrada de dicha fase, este fenómeno se adjudica a que las múltiples ramificaciones dendríticas corresponden a zonas de alta energía, es decir, puntos donde se promueve el proceso de nucleación y por ende la máxima proporción de fase sigma y precipitados [28].

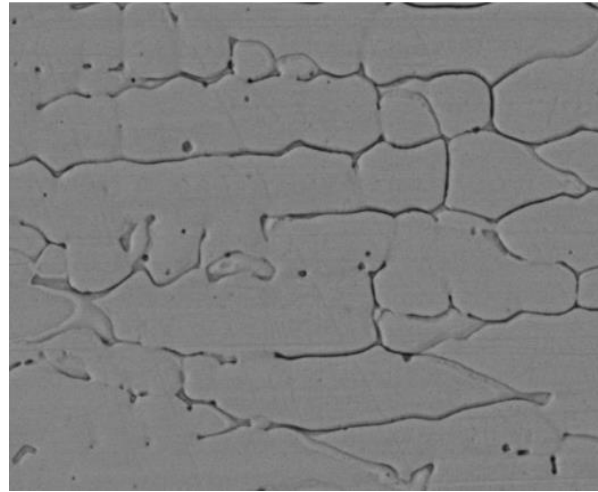
De acuerdo con la relación Cr/Ni identificada, el incremento de dicha relación podría fomentar distintos modos de solidificación (A, AF, FA o F) que promoverían distintas fases en la microestructura y a su vez modificarían las propiedades mecánicas del material. Dicho efecto no pudo ser observado con el análisis por MEB y de acuerdo con los resultados, no hubo cambio en el modo de solidificación FA [12].

Complementando el análisis de composición por fases, se llevó a cabo un mapeo en la ZAC respecto a los elementos de aleación representativos en el presente

estudio, la finalidad fue observar a detalle la distribución química ocasionada por el proceso de unión. En la figura 71 y 72 se muestran los resultados.

En el mapeo por composición se pudo observar que, en la zona de afectación térmica, la soldadura con material de aporte a 110 A (Figura 71) presenta una mayor proporción y homogeneidad en los elementos aleantes en comparación con la unión sin aporte (carbono, cromo, níquel, manganeso y molibdeno principalmente), siendo esta última la que presenta mejor distribución química respecto a las fases de la microestructura y por ende siendo posible identificar mayores segregaciones en el análisis por imagen (Figura 72).

En cuanto a la acumulación de carbono, fue posible visualizar segregaciones en los bordes de la microestructura dendrítica, resaltando determinadas zonas que presentaron mayor número de brazos secundarios dendríticos. Cierta acumulación de molibdeno también pudo visualizarse en dichas ramificaciones, pero en el caso del cromo presente en la microestructura, fue posible identificar pequeñas zonas saturadas con una geometría relativamente esferoidal.



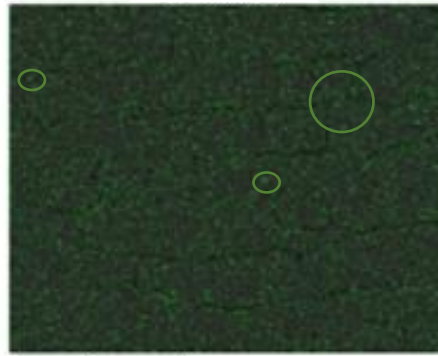
25 μm

C K series



25 μm

Cr K series



25 μm

Ni K series



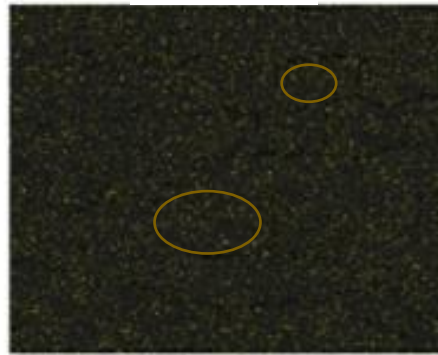
25 μm

Mo L series



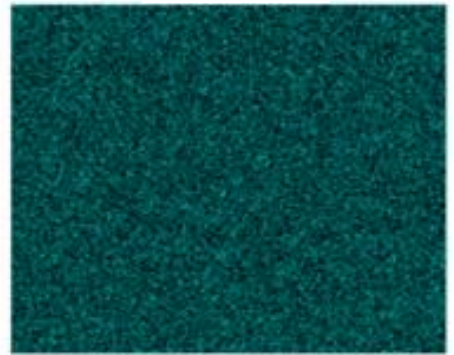
25 μm

Mn K series



25 μm

Fe K series



25 μm

Figura 71. Distribución de elementos en soldadura con material de aporte a 110 A en presencia de fase sigma a 800 X.

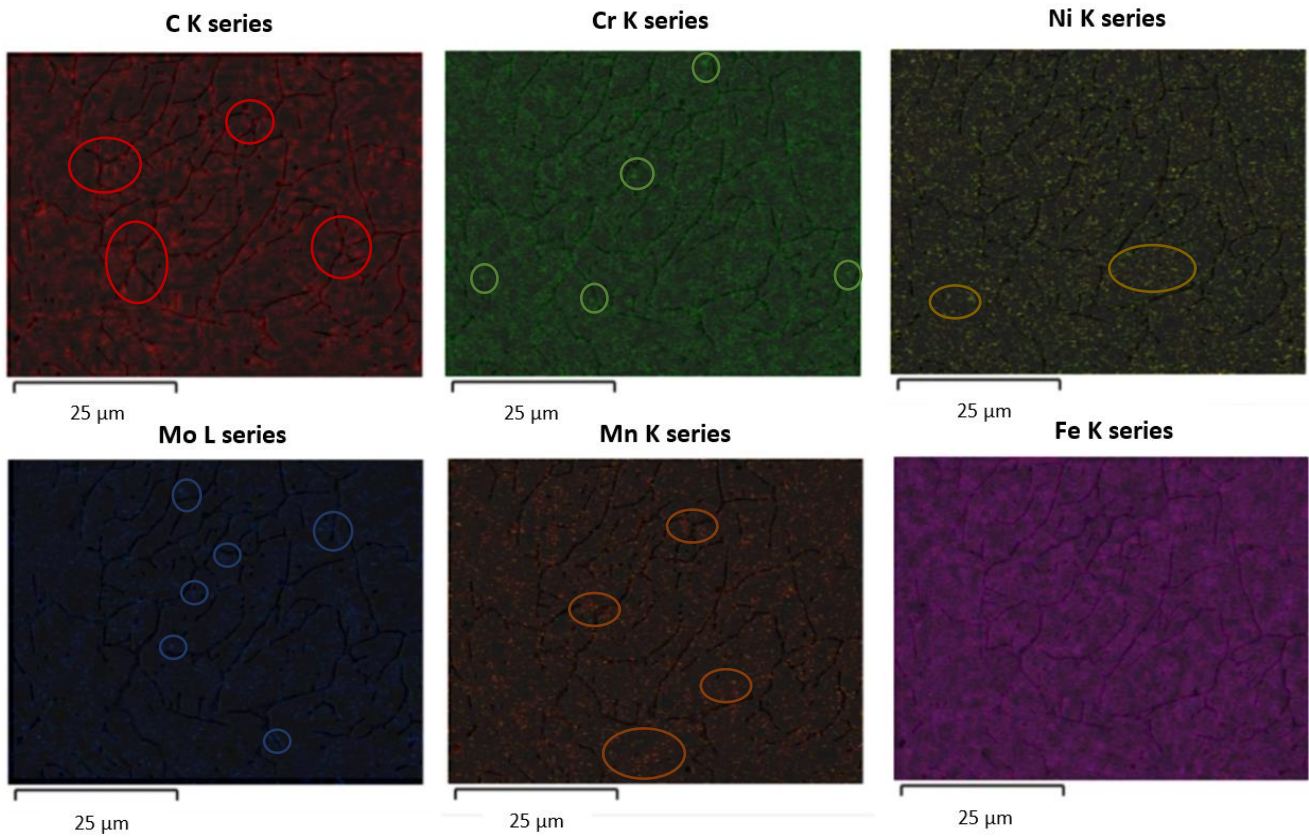
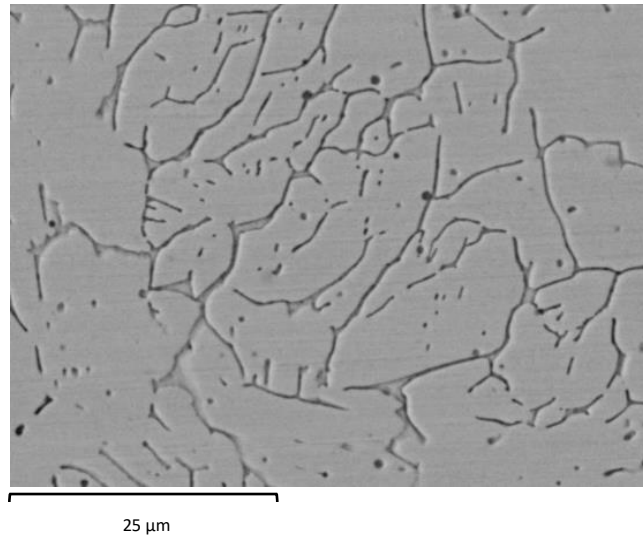


Figura 72. Distribución de elementos en soldadura sin material de aporte a 130 A en presencia de fase sigma a 800 X.

*Nota: en la figura 71 y 72 se sobre puso la microestructura evaluada a fin de identificar las acumulaciones de los elementos de interés.

Considerando que las microsegregaciones en el proceso de soldadura por arco, son fenómenos que simplemente no puede evitarse por las condiciones de no equilibrio propias del proceso; la distribución con mayor homogeneidad en la probeta con material de aporte se puede atribuir a que, al aplicar mayor número de cordones para generar la unión, se incrementa el número de ciclos térmicos a los cuales el material es sometido y a su vez se extiende el tiempo para que los elementos aleantes difundan y se fomente el crecimiento de la microestructura. En cambio, al aplicar un único cordón en las uniones sin material de aporte y llevarse a cabo con la máxima intensidad de corriente (condiciones del presente estudio), la difusión de los elementos se genera con mayor intensidad, pero con menor tiempo, dando pie al incremento en las saturaciones de elementos críticos como el carbono en ciertas zonas.

4.6 Correlación de resultados

Considerando que la composición química del material no presentó variaciones estadísticamente significativas a medida que se incrementó la intensidad de corriente en el proceso de soldaduras heterogéneas y homogéneas, pero si se tuvieron cambios considerables en la distribución promedio del molibdeno y sobre todo del carbono en la zona de afectación térmica en ambos procesos; Se relacionaron los resultados con sus propiedades mecánicas, obteniendo así una explicación sobre el incremento de la resistencia a la microindentación en la ZAC, zona en la cual se encuentra acumulado el carbono, y sus demás propiedades mecánicas.

De acuerdo con la sección 4.3.2, se presentó mayor RMI en el grupo de soldaduras homogéneas mostrando un comportamiento definido en las zonas de interés (MB, ZAC y ZF), correspondiendo las menores durezas a la zona de fusión (ZF) y las máximas a la ZAC (325 $HV_{0.1}$ a 130 A y 285 $HV_{0.1}$ a 110 A). Como dureza promedio, se mostró un incremento del 129.18% con la máxima intensidad de corriente utilizada en las uniones sin aporte (130 A) y de 119.8 % en las uniones con aporte (110 A) respecto al material base AISI 304 sin exposición al proceso de soldadura (208 $HV_{0.1}$). Este comportamiento se relaciona consistentemente con la acumulación de carbono identificada en la zona de afectación térmica en ambos grupos de soldaduras, obteniendo una diferencia de 120.8% en el promedio de composición por zonas para las uniones homogéneas y un 116 % en las heterogéneas.

Si bien es cierto que las soldaduras sin material de aporte presentaron una ligera disminución del espesor en el cordón, y este factor es determinante en el decremento de sus propiedades mecánicas. A pesar de esto, en el ensayo de impacto no se produjo la fractura en ambos grupos de probetas, corroborando así

la sanidad de las uniones y la excelente plasticidad del material. En cuanto a los resultados de la resistencia al impacto, las mejores propiedades se atribuyen a las soldaduras con material de aporte, siendo estas las que presentaron menor acumulación de carbono en la ZAC y la máxima de cromo en el cordón de soldadura debido al material de aporte utilizado, otorgando así mayor tenacidad en las uniones.

En el ensayo de tensión se presentó una resistencia promedio de 79.5% en las uniones heterogéneas y 76% en las homogéneas respecto a la ASTM A240/A240M, pero únicamente un 60% respecto al material base ensayado. Además, en el porcentaje de deformación se obtuvieron valores incluso menores al 10 % de la deformación especificada en la norma (Tabla 1). Aunque los resultados entre los grupos de soldaduras mantienen una diferencia mínima, se pudieron apreciar distintos comportamientos en las fracturas inspeccionadas, notando una conducta principalmente dúctil en los extremos del cordón para las soldaduras con aporte (90 y 110 A), una fractura mixta a 120 A y completamente frágil a 130 A originada en el centro del cordón de las soldaduras sin aporte. Las fracturas originadas en la zona de fusión estuvieron fomentadas por la ligera deficiencia en el espesor de la unión; a diferencia de las uniones con aporte, las cuales iniciaron en la ZAC y que correlacionan con el efecto de la acumulación de carbono en dicha zona. La predominancia de las fracturas dúctiles en las soldaduras heterogéneas está ocasionada por las propiedades del material base y del material de aporte utilizado debido a elementos de aleación como el cromo (ASTM A240/A240M), pero incluso en dicho grupo de uniones, el porcentaje de deformación ínfimo fue ocasionado por la exposición de las probetas a los ciclos térmicos del proceso, intensificando este efecto al incrementar la corriente.

Ya que la generación de carburos o fases indeseables en la zona de afectación térmica resulta una explicación al comportamiento antes mencionado, se relacionaron los resultados con el análisis metalográfico, pudiendo observar en una matriz austenítica la fase ferrítica y ambas con distintos tipos de solidificación en la zona de fusión y en la zona afectada térmicamente; destacando así, la estructura intercelular en la parte más interna del cordón y la vermicular, con crecimiento direccionado hacia la máxima extracción de calor, en los extremos de los cordones y en la ZAC [26]. Las soldaduras homogéneas presentaron una ZAC más amplia por el modo de soldeo (continuo) y la intensidad de corriente más alta que se utilizó para generar la unión, pero en las uniones heterogéneas, se identificó mayor cantidad de traslapes en el crecimiento de la microestructura. Dichos traslapes son consecuencia de la aplicación de cordones de relleno en el proceso, los cuales promueven cambios en los gradientes de temperatura, distintos modos de nucleación y, por lo tanto, distintos modos y formas de solidificación en el material [24]. Cabe destacar que, no se identificó que el molibdeno presente en la aleación tuviera un efecto crítico en los modos de solidificación de la microestructura.

A pesar de que no se pudo identificar la formación de carburos en la ZAC de ambos grupos de soldaduras por medio del análisis metalográfico, al realizar los tratamientos térmicos, se tuvo un claro incremento en la resistencia a la indentación a 650 °C, temperatura que se encuentra en el intervalo crítico de transformación de fases y compuestos indeseables (550 a 850 °C). A 1050 °C se tuvo una disminución drástica en la dureza, obteniendo valores incluso menores que el material base sin exposición al proceso (208 $HV_{0.1}$). Este efecto indica que se alcanzó la temperatura de austenización del material y, por ende, los posibles precipitados, fases indeseables y/o tensiones internas presentes fueron solubilizados y/o relevados, homogenizando así la microestructura a granos equiaxiales con gran crecimiento entre ellos, sobre todo en la zona de fusión.

En cuanto a la relación de la intensidad de corriente y la máxima resistencia al impacto, como se comentó anteriormente, las mejores propiedades se atribuyen a las uniones con material de aporte. Sin embargo, al obtener los mejores resultados en las juntas heterogéneas a 90 A y en las homogéneas a 120 A, nos indica que en general no hay una relación entre el amperaje y la resistencia al impacto en ambos grupos de soldaduras, pero esto se puede adjudicar a que, a bajas intensidades de corriente, el baño de soldadura no fluye adecuadamente y el tiempo de exposición se amplía. Con altas intensidades, aunque el tiempo de exposición es menor, la energía a la cual se expone el material es muy intensa y en ambos casos se puede generar una sobre exposición a altas temperaturas que proporcionan la energía necesaria para generar transformaciones de fases, modificando así la microestructura y por lo tanto sus propiedades mecánicas. Ya que hablamos de distintos tipos de soldadura, las mejores condiciones para cada una de ellas difieren y la máxima tenacidad obtenida mantuvo un equilibrio entre la fluidez del baño de soldadura y la aplicación del cordón (tiempo de soldeo). Dichos efectos pudieron ser observados por medio del análisis metalográfico, donde a mayor velocidad de soldeo (mayor intensidad de corriente), los granos equiaxiales se elongaron hasta alcanzar formas de lágrimas en la microestructura, manteniendo la estructura dendrítica e interdendrítica y denotando un engrosamiento en las ramificaciones al utilizar la mínima y la máxima intensidad de corriente en ambos grupos de uniones. Correspondiendo estas a un gradiente mayor de temperatura que dio pie al crecimiento de la microestructura y acumulación de tensiones, provocando así, el incremento en la dureza (Fig. 58 y 59) y disminución en la resistencia al impacto (Fig. 62 y 63).

Por medio del análisis con MEB en la zona de afectación térmica, fue posible corroborar la composición de molibdeno, la acumulación de carbono y la presencia de fase sigma en la microestructura. Recordando que el material base AISI 304 presentó valores de 0.069 %C, 0.39 %Mo y una relación de Cr/Ni de 2.39; los resultados mostraron valores críticos en la acumulación de carbono de 11.6% y 14.6% en la fase interdendrítica con ramificaciones ortogonales, la cual también

presentó un incremento en la relación Cr/Ni de 6.3 y 5.5 en las uniones con y sin aporte respectivamente.

Aunque la fase sigma se puede asociar a la descomposición eutectoide de ferrita en fase sigma y austenita secundaria [27], la máxima acumulación de carbono y alta relación de Cr/ Ni, fundamentan la asociación a la presencia localizada de carburos tipo $M_{23}C_6$ [28]. Además, el incremento en la resistencia a la microindentación y el decremento en la resistencia a la tracción a medida que se aumentó la intensidad de corriente corroboran dicha afirmación.

Con los resultados del mapeo de composición por elementos, se pudieron englobar los datos obtenidos en el presente trabajo, visualizando así, cómo los ciclos térmicos a los cuales se expuso el material AISI 304 durante el proceso de unión, afectaron directamente la solidificación y el comportamiento mecánico del material por la distribución de elementos alfégenos y gammágenos en la microestructura. De acuerdo con estos, se promovió la nucleación de distintas fases, entre ellas la fase sigma y precipitación de carburos.

A pesar de que, en las uniones con material de aporte, el proceso de unión fue más extenso por la aplicación del cordón de raíz y cordones de relleno, la afectación térmica en el material fue menor por el proceso en pulsos utilizado y generó una distribución basta y relativamente homogénea en la composición del material. Esto dio como resultado mejores propiedades mecánicas en comparación con las uniones sin material de aporte, en las cuales, se observó una menor difusión de los elementos de interés, incluso cuando la intensidad de corriente utilizada correspondía a la más alta del estudio. Este efecto produjo mayor cantidad de segregaciones de elementos críticos como el carbono, fomentando así, el detrimento en las propiedades mecánicas como resistencia a la tracción, resistencia al impacto y un incremento sumamente marcado en la resistencia a la microindentación.

5 Capítulo V. Conclusiones

5.1 Conclusiones generales

Estudiando el proceso metalúrgico de la soldadura GTAW en uniones homogéneas y heterogéneas con ER 308 L en una matriz de AISI 304, se determinó que el efecto en la distribución de la composición no tuvo cambios significativos respecto a la intensidad de corriente aplicada. En cambio, como distribución general, se presentó una relación de acumulación de carbono en la ZAC al realizar los procesos de unión, manteniendo un mayor porcentaje y una distribución inadecuada en las soldaduras homogéneas y ocasionando un efecto directamente proporcional en la resistencia a la microindentación. Además, se comprobó que los ciclos térmicos a los cuales se expone el material en el proceso de soldadura muestran una interrelación con la forma de solidificación y sus propiedades mecánicas finales.

5.2 Conclusiones específicas

- Se inspeccionaron las probetas soldadas con y sin material de aporte por medio de inspección visual, líquidos penetrantes y ensayo de dobléz, determinando que, con excepción de las uniones a 80 A (heterogénea) y 125 A (homogénea), las uniones presentaron una sanidad aceptable y los resultados del estudio no estarán afectados críticamente por defectos en el proceso de unión para cada grupo de soldaduras.
- Se evaluaron las propiedades mecánicas de las uniones por medio de ensayos de resistencia a la indentación, tracción, dobléz e impacto, encontrando que los ciclos térmicos del proceso de unión modificaron considerablemente las propiedades mecánicas. Se observó una relación directamente proporcional entre la intensidad de corriente y el incremento en la resistencia a la microindentación (RMI).
- Se analizaron metalográficamente las zonas de interés mostrando un engrosamiento en la microestructura dendrítica y una ZAC más extensa al exponer las probetas a un calentamiento más prolongado o con mayor intensidad, influyendo negativamente en la resistencia al impacto. Además, se presentó un alargamiento en los granos equiaxiales a medida que se incrementó la corriente y la velocidad de soldeo, generando un incremento en la RMI.
- Se identificó presencia de fase sigma y se fundamenta la existencia de carburos de cromo en la ZAC al utilizar la máxima intensidad de corriente en soldaduras

homogéneas y heterogéneas, provocando un detrimento en su resistencia a la tracción e impacto y un marcado incremento en su RMI

- Se evaluó cuantitativamente la composición química del material base AISI 304 destacando que la aleación presentó un contenido de molibdeno de 0.394 %, composición que no debería estar presente en este tipo de aleación y que se pudo asociar con la composición de zonas dendríticas en las que se identificaron pequeñas cantidades de fase sigma. La composición química del material de aporte cumple con lo estipulado en la referencia (AWS A5.9).
- Se analizó la distribución química de Cr, Ni, Mo y C en las soldaduras homogéneas y heterogéneas sin encontrar diferencias significativas que muestren una relación con los cambios en la intensidad de corriente para cada grupo de soldaduras (homogéneas y heterogéneas).
- Se evaluó la composición promedio respecto a las zonas de interés localizando una acumulación de carbono y molibdeno en la ZAC. Las soldaduras con material de aporte mostraron una mayor acumulación y homogeneidad en su composición que sin material de aporte.
- Las soldaduras heterogéneas presentaron mejores propiedades mecánicas (resistencia a la microindentación, a la tracción y al impacto) por la aleación con el material de aporte ER 308 L, el modo pulsado en el que se llevó a cabo la soldadura y la menor intensidad de corriente utilizada, reduciendo la sobreexposición a altas temperaturas y mejorando la distribución de elementos aleantes críticos en la ZAC (C, Cr, Ni, y Mo principalmente).
- Se comprobó como los ciclos térmicos en el proceso de soldadura afectan la distribución de elementos alfégenos y gammágenos en zonas susceptibles como la ZAC, impactando directamente en las propiedades mecánicas de las uniones realizadas.
- No se identificó que el molibdeno presente en la aleación afectara el modo de solidificación debido a su baja concentración, pero al ser identificado en zonas con presencia de fase sigma, este factor sugiere que la nucleación de dicha fase pudo haber sido influenciada por el molibdeno y por los ciclos térmicos del proceso de unión.
- Se demostró la importancia del análisis químico incluso en matrices conocidas.

6 Capítulo VI. Anexos

I. Análisis estadístico de la resistencia a la microindentación

Análisis estadístico de soldaduras GTAW con y sin material de aporte (ANOVA con $\alpha=0.05$).

i. Análisis de Varianza de soldaduras con material de aporte

Fuente	GL	SC Ajust.	MC Ajust.	Valor F	Valor p
Factor	4	23451	5863	5.74	0.000
Error	70	71497	1021		
Total	74	94948			

Hipótesis nula Todas las medias son iguales

Hipótesis alterna No todas las medias son iguales

Nivel de significancia $\alpha = 0.05$

Medias

Factor	N	Media	Desv.Est.	IC de 95%
70 A	15	227.20	17.59	(210.74, 243.66)
80 A	15	260.3	41.5	(243.9, 276.8)
90 A	15	212.33	34.55	(195.88, 228.79)
100 A	15	222.87	23.04	(206.41, 239.32)
110 A	15	249.20	36.81	(232.74, 265.66)

Desv.Est. agrupada = 31.9592

ii. Análisis de Varianza de soldaduras sin material de aporte

Fuente	GL	SC Ajust.	MC Ajust.	Valor F	Valor p
Factor	3	9756	3252.0	12.86	0.000
Error	56	14165	253.0		
Total	59	23921			

Hipótesis nula Todas las medias son iguales

Hipótesis alterna No todas las medias son iguales

Nivel de significancia $\alpha = 0.05$

Medias

Factor	N	Media	Desv.Est.	IC de 95%
115 A	15	241.33	11.75	(233.11, 249.56)
120 A	15	250.80	12.09	(242.57, 259.03)
125 A	15	234.80	13.82	(226.57, 243.03)
130 A	15	268.67	23.17	(260.44, 276.89)

Desv.Est. agrupada = 15.9046

II. Análisis estadístico del efecto de los tratamientos térmicos en la resistencia a la microindentación.

i. Análisis de Varianza de soldaduras con material de aporte a 70 A

Fuente	GL	SC Ajust.	MC Ajust.	Valor F	Valor p
Factor	3	19636	6545.5	24.93	0.000
Error	56	14702	262.5		
Total	59	34339			

Hipótesis nula Todas las medias son iguales
 Hipótesis alterna No todas las medias son iguales
 Nivel de significancia $\alpha = 0.05$

Medias

Factor	N	Media	Desv.Est.	IC de 95%
70 A	15	227.20	17.59	(218.82, 235.58)
70 A (650 C)	15	237.00	13.62	(228.62, 245.38)
70 A (750 C)	15	199.00	19.08	(190.62, 207.38)
70 A (1050 C)	15	194.47	13.82	(186.09, 202.85)

Desv.Est. agrupada = 16.2030

ii. Análisis de Varianza de soldaduras con material de aporte a 90 A

Fuente	GL	SC Ajust.	MC Ajust.	Valor F	Valor p
Factor	3	23218	7739.4	10.29	0.000
Error	56	42108	751.9		
Total	59	65326			

Hipótesis nula Todas las medias son iguales
 Hipótesis alterna No todas las medias son iguales
 Nivel de significancia $\alpha = 0.05$

Medias

Factor	N	Media	Desv.Est.	IC de 95%
90 A	15	212.33	34.55	(198.15, 226.52)
90 A (650 C)	15	241.60	15.24	(227.42, 255.78)
90 A (750 C)	15	200.60	12.81	(186.42, 214.78)
90 A (1050 C)	15	188.60	37.65	(174.42, 202.78)

Desv.Est. agrupada = 27.4214

III. Curvas del ensayo de resistencia a la tracción.

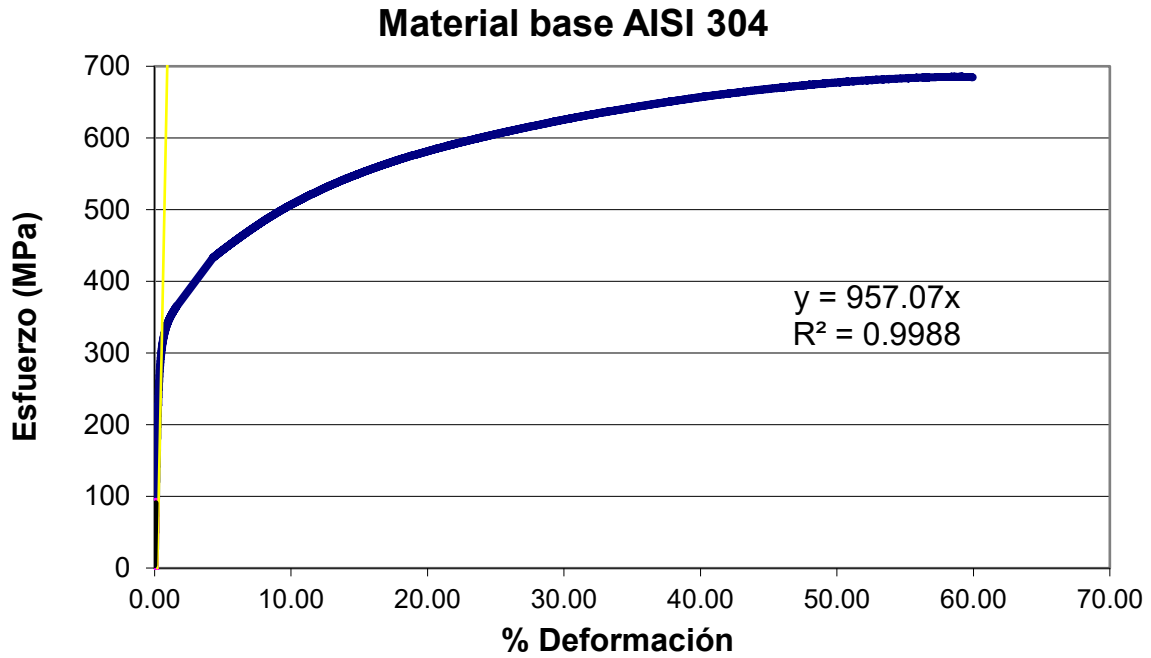


Figura 73. Curva del esfuerzo respecto a la deformación del material base AISI (0.5 mm/min).

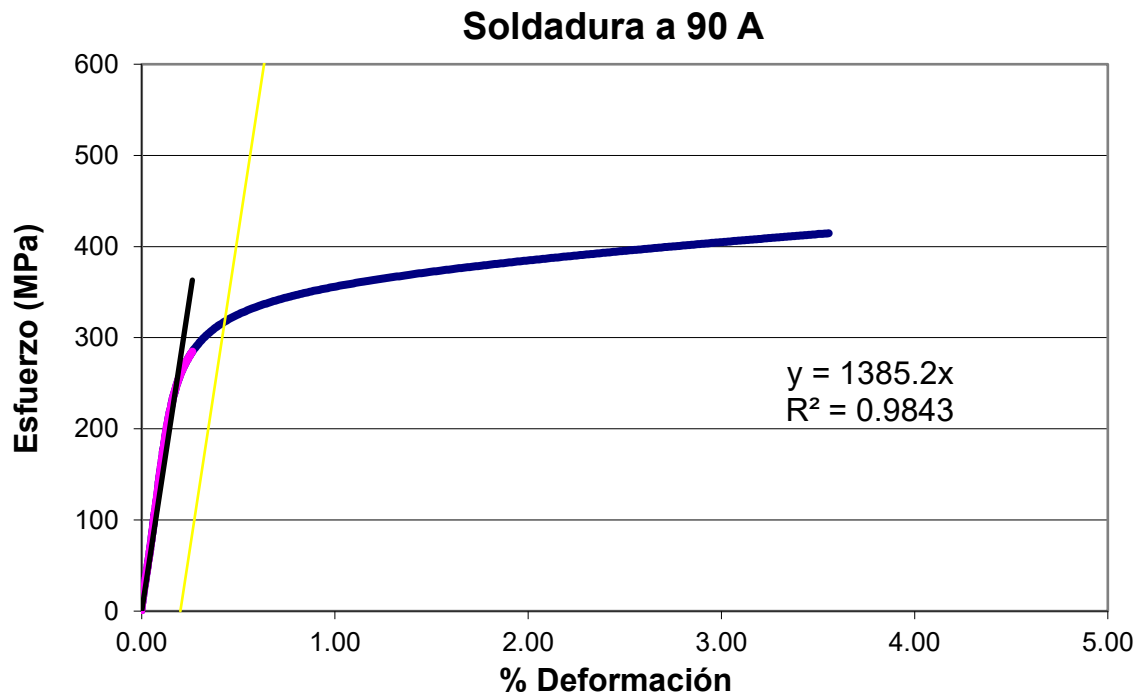


Figura 74. Curva del esfuerzo respecto a la deformación de la unión a 90 A con material de aporte (1.5 mm/min).

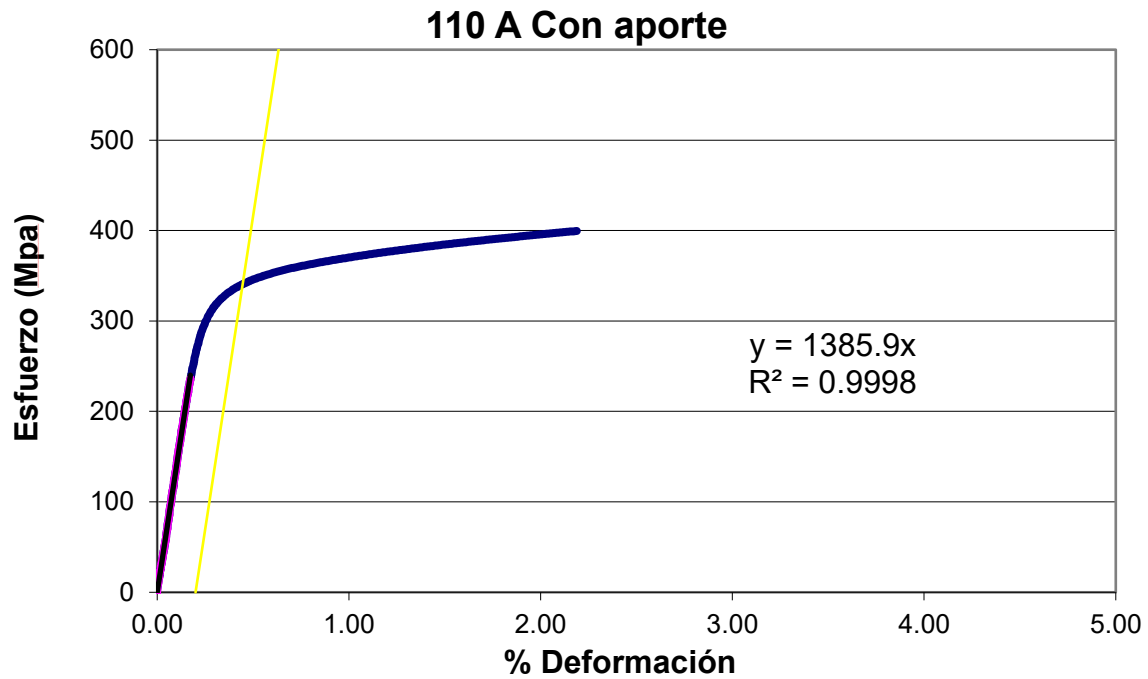


Figura 75. Curva del esfuerzo respecto a la deformación de la unión a 110 A con material de aporte (1.5 mm/min).

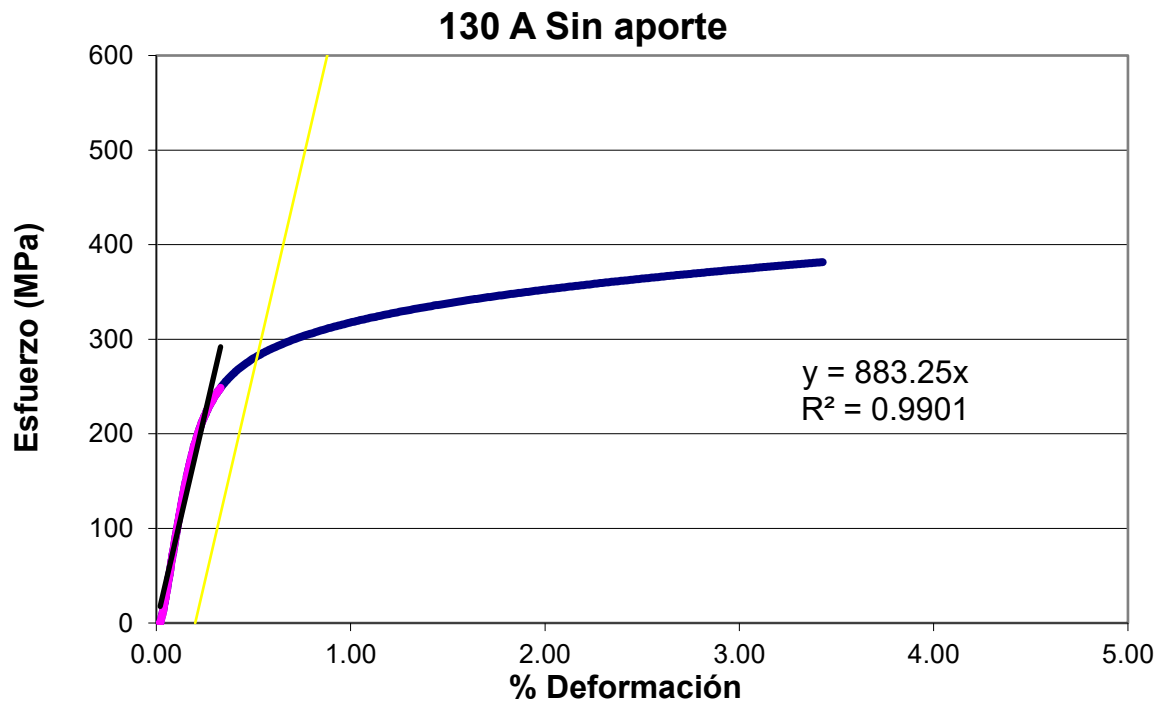


Figura 76. Curva del esfuerzo respecto a la deformación de la unión a 130 A sin material de aporte (1.5 mm/min).

IV. Curvas de calibración en ICP-OES.

Curvas de calibración con cinco puntos de calibración y se consideró un coeficiente de correlación mínimo de 0.99.

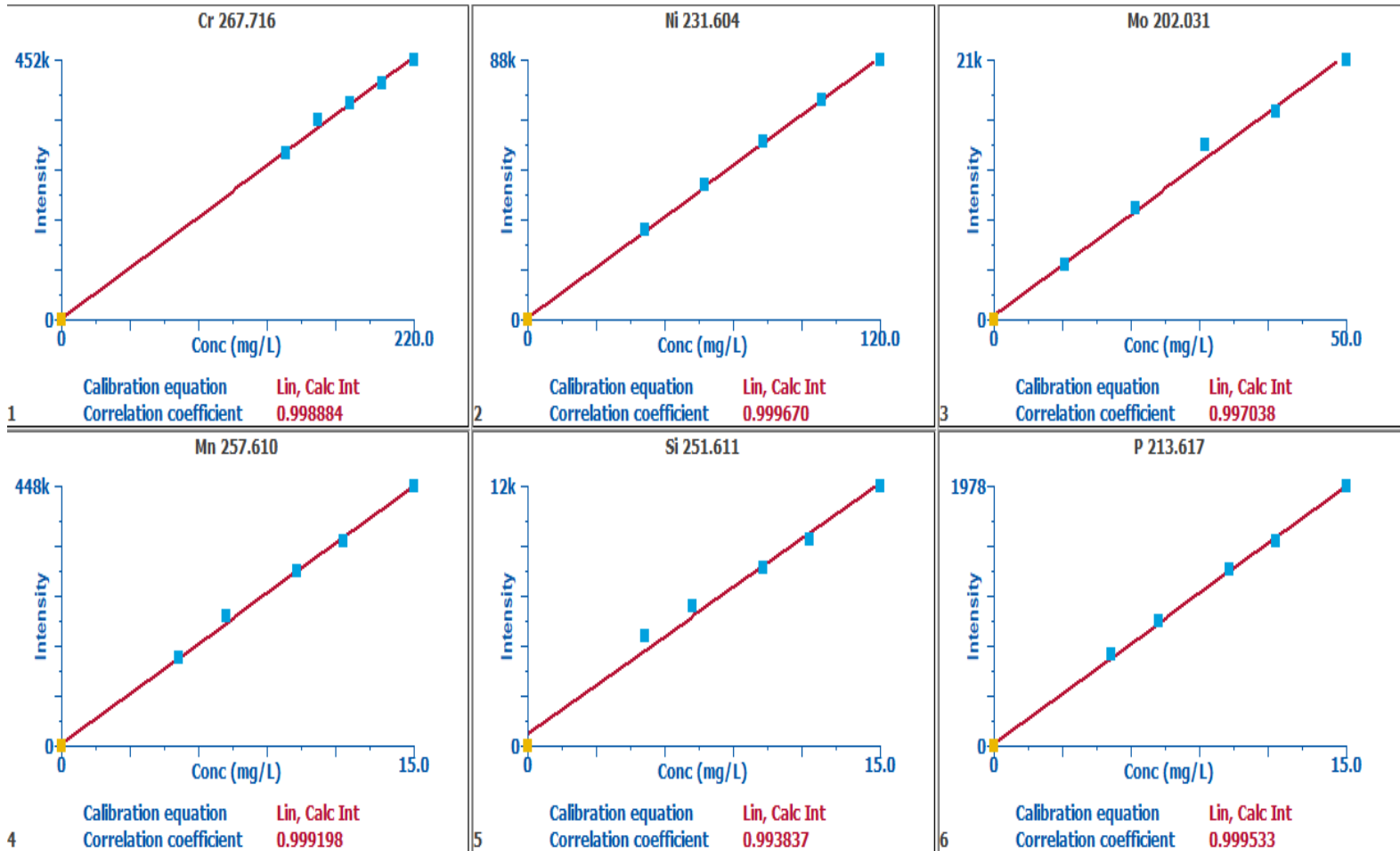


Figura 77. Curvas de calibración del análisis por ICP-OES.

V. Análisis químico de soldaduras con y sin material de aporte respecto a las zonas de interés.

Metal base									
		% Cr	% Ni	% Mo	% Mn	%C	% Si	% P	% S
AISI 304		17.87	7.473	0.394	1.612	0.067	0.126	0.126	<LOD
ER 308 L		18.63	8.343	0.123	1.548	0.032	0.514	0.514	<LOD
S. con aporte	70 A	17.78	7.34	0.19	1.282	0.041	0.053	<LOD	<LOD
	80 A	18.11	7.488	0.197	1.288	0.036	0.221	<LOD	<LOD
	90 A	17.95	7.355	0.193	1.405	0.042	0.194	<LOD	<LOD
	100 A	18.43	7.475	0.203	1.317	0.074	0.297	<LOD	<LOD
	110 A	18.4	7.382	0.24	1.396	0.055	0.245	<LOD	<LOD
S. sin aporte	115 A	18.84	7.576	0.214	1.323	0.035	0.351	<LOD	<LOD
	120 A	17.35	7.677	0.261	1.41	0.039	0.349	<LOD	<LOD
	125 A	16.94	7.418	0.36	1.525	0.046	0.252	<LOD	<LOD
	130 A	18.94	7.534	0.297	1.446	0.048	0.273	<LOD	<LOD

Tabla 15. Composición química del metal base.

Zona de afectación térmica									
		% Cr	% Ni	% Mo	% Mn	%C	% Si	% P	% S
AISI 304		17.87	7.473	0.394	1.612	0.067	0.126	0.126	<LOD
S. con aporte	70 A	16.84	7.46	0.201	1.292	0.055	0.2	<LOD	<LOD
	80 A	17.87	7.373	0.189	1.271	0.045	0.207	<LOD	<LOD
	90 A	17.95	7.357	0.189	1.28	0.07	0.204	<LOD	<LOD
	100 A	18.43	7.475	0.203	1.317	0.096	0.297	<LOD	<LOD
	110 A	17.76	7.193	0.292	1.409	0.043	0.176	<LOD	<LOD
S. sin aporte	115 A	18.6	7.465	0.315	1.486	0.05	0.28	<LOD	<LOD
	120 A	17.43	7.747	0.293	1.468	0.054	0.317	<LOD	<LOD
	125 A	17.3	7.674	0.319	1.489	0.058	0.27	<LOD	<LOD
	130 A	17.27	7.781	0.379	1.571	0.061	0.24	<LOD	<LOD

Tabla 16. Composición química de la zona afectada térmicamente.

Cordón de soldadura									
		% Cr	% Ni	% Mo	% Mn	%C	% Si	% P	% S
AISI 304		17.87	7.473	0.394	1.612	0.067	0.126	0.126	<LOD
S. con aporte	70 A	19.18	8.256	0.139	1.466	0.042	0.21	<LOD	<LOD
	80 A	18.32	7.799	0.131	1.412	0.024	0.221	<LOD	<LOD
	90 A	19.37	8.11	0.153	1.421	0.042	0.267	<LOD	<LOD
	100 A	19.29	7.98	0.155	1.443	0.053	0.334	<LOD	<LOD
	110 A	19.01	7.901	0.178	1.514	0.034	0.254	<LOD	<LOD
S. sin aporte	115 A	17.22	7.543	0.292	1.449	0.041	0.322	<LOD	<LOD
	120 A	19.18	7.669	0.305	1.471	0.045	0.314	<LOD	<LOD
	125 A	18.6	7.372	0.619	1.481	0.041	0.262	<LOD	<LOD
	130 A	17.35	7.672	0.382	1.515	0.045	0.246	<LOD	<LOD

Tabla 17. Composición química del cordón de soldadura.

VI. Análisis estadístico de la distribución química respecto a la intensidad de corriente (Porcentaje de recuperación vs. Intensidad de corriente).

i. ANOVA de un solo factor de las soldaduras con material de aporte

Hipótesis nula	Todas las medias son iguales
Hipótesis alterna	No todas las medias son iguales
Nivel de significancia	$\alpha = 0.05$

Se presupuso igualdad de varianzas para el análisis.

Análisis de Varianza %Cr

Fuente	GL	SC Ajust.	MC Ajust.	Valor F	Valor p
Factor	4	11.48	2.869	0.11	0.976
Error	10	256.87	25.687		
Total	14	268.34			

Análisis de Varianza %Ni

Fuente	GL	SC Ajust.	MC Ajust.	Valor F	Valor p
Factor	4	29.01	7.252	0.41	0.799
Error	10	177.81	17.781		
Total	14	206.82			

Análisis de Varianza %Mo

Fuente	GL	SC Ajust.	MC Ajust.	Valor F	Valor p
Factor	4	4737	1184.2	1.66	0.235
Error	10	7132	713.2		
Total	14	11868			

Análisis de Varianza %C

Fuente	GL	SC Ajust.	MC Ajust.	Valor F	Valor p
Factor	4	547.9	136.98	1.56	0.257
Error	10	875.5	87.55		
Total	14	1423.5			

ii. ANOVA de un solo factor de las soldaduras sin material de aporte

Hipótesis nula	Todas las medias son iguales
Hipótesis alterna	No todas las medias son iguales
Nivel de significancia	$\alpha = 0.05$

Se presupuso igualdad de varianzas para el análisis.

Análisis de Varianza %Cr

Fuente	GL	SC Ajust.	MC Ajust.	Valor F	Valor p
Factor	3	16.66	5.552	2.65	0.121
Error	8	16.79	2.099		
Total	11	33.45			

Análisis de Varianza %Ni

Fuente	GL	SC Ajust.	MC Ajust.	Valor F	Valor p
Factor	3	18.12	6.041	0.22	0.879
Error	8	218.19	27.274		
Total	11	236.31			

Análisis de Varianza %Mo

Fuente	GL	SC Ajust.	MC Ajust.	Valor F	Valor p
Factor	3	238.2	79.39	1.08	0.411
Error	8	588.1	73.51		
Total	11	826.3			

Análisis de Varianza

Fuente	GL	SC Ajust.	MC Ajust.	Valor F	Valor p
Factor	3	3087	1029.0	1.99	0.194
Error	8	4136	517.1		
Total	11	7223			

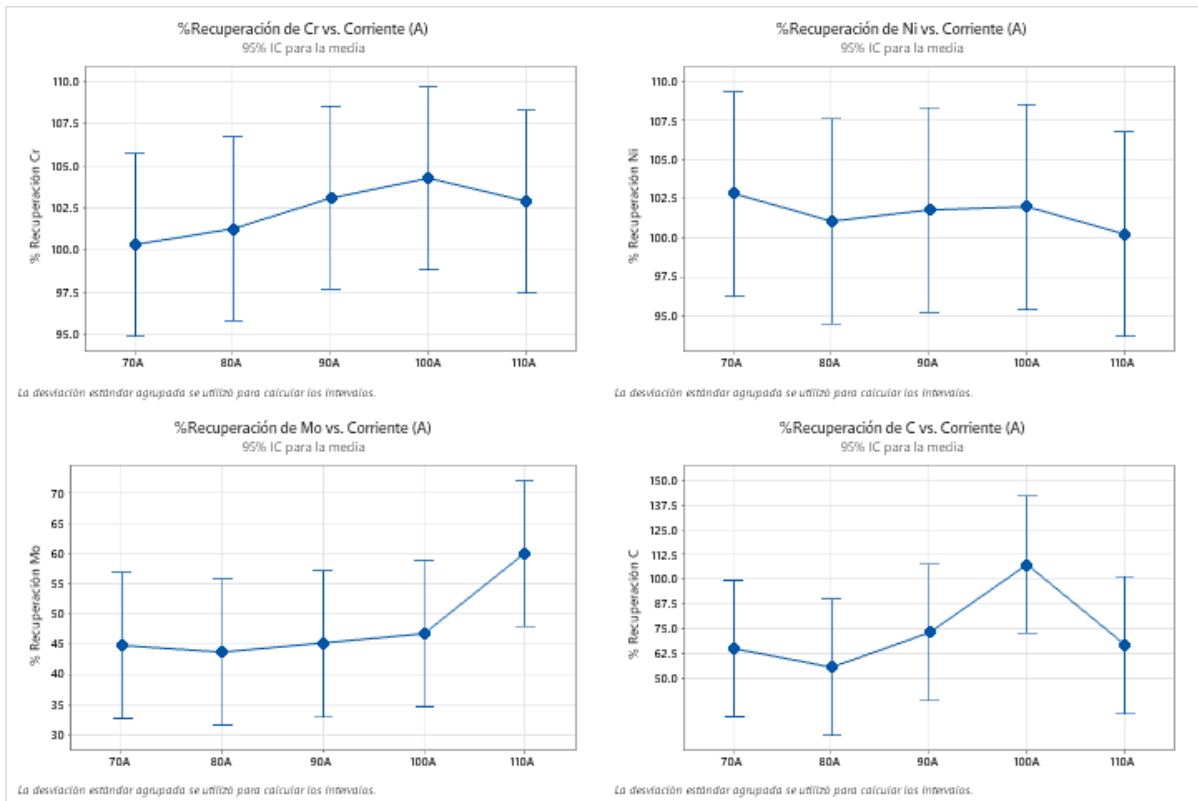


Figura 78. Relación de porcentaje de recuperación vs. Corriente usada en soldaduras con material de aporte.

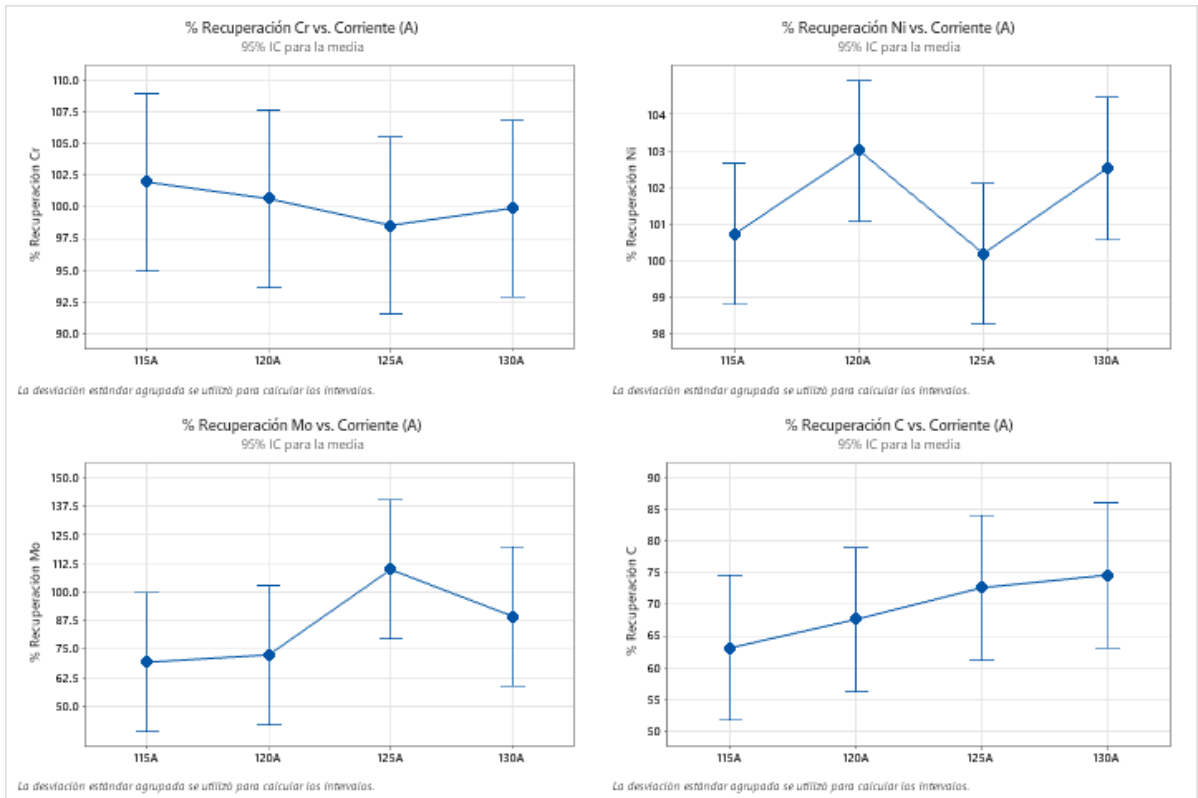


Figura 79. Relación de porcentaje de recuperación vs. Corriente usada en soldaduras sin material de aporte.

VII. Análisis estadístico de la distribución química respecto a la intensidad de corriente (Porcentaje de recuperación vs. Intensidad de corriente).

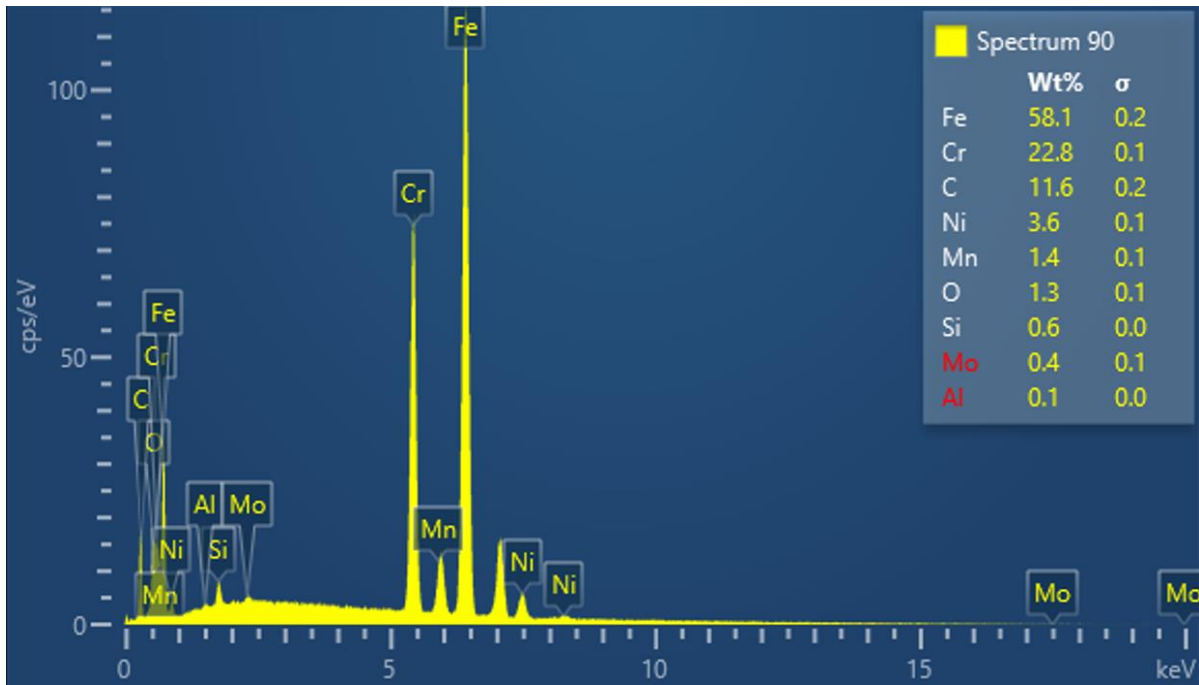


Figura 80. Análisis EDS de soldadura con aporte a 110 A. Alta relación de Cr/Ni en microestructura dendrítica.

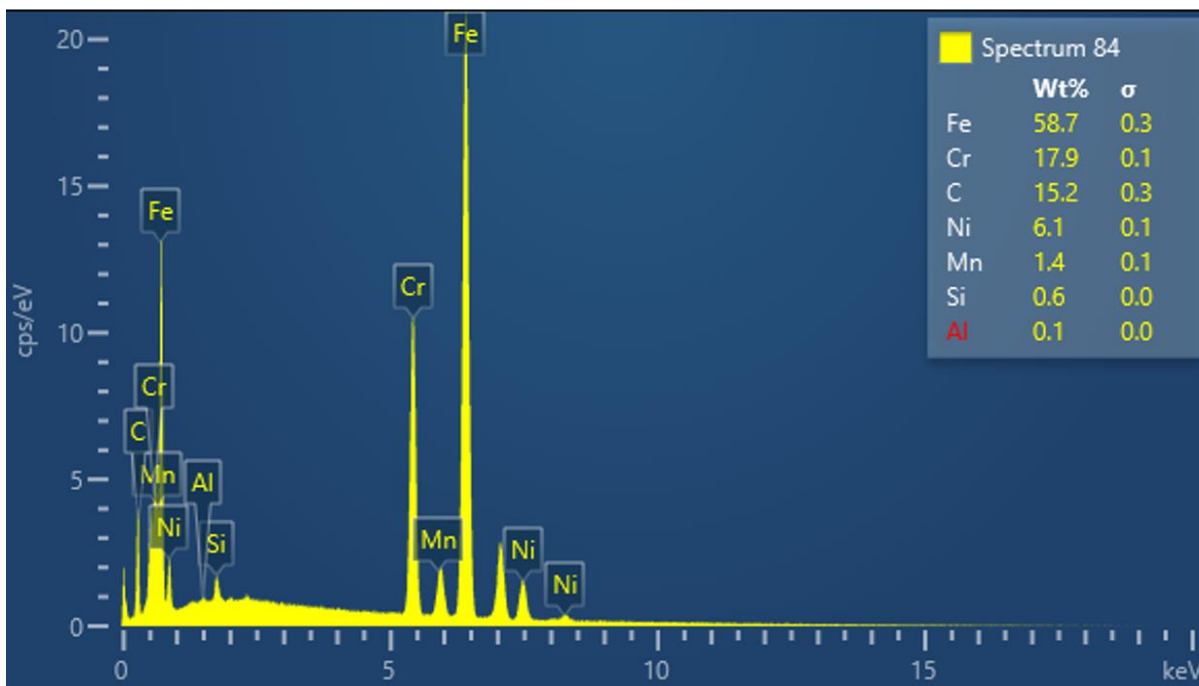


Figura 81. Análisis EDS de soldadura con aporte a 110 A. Baja relación de Cr/Ni en microestructura dendrítica.

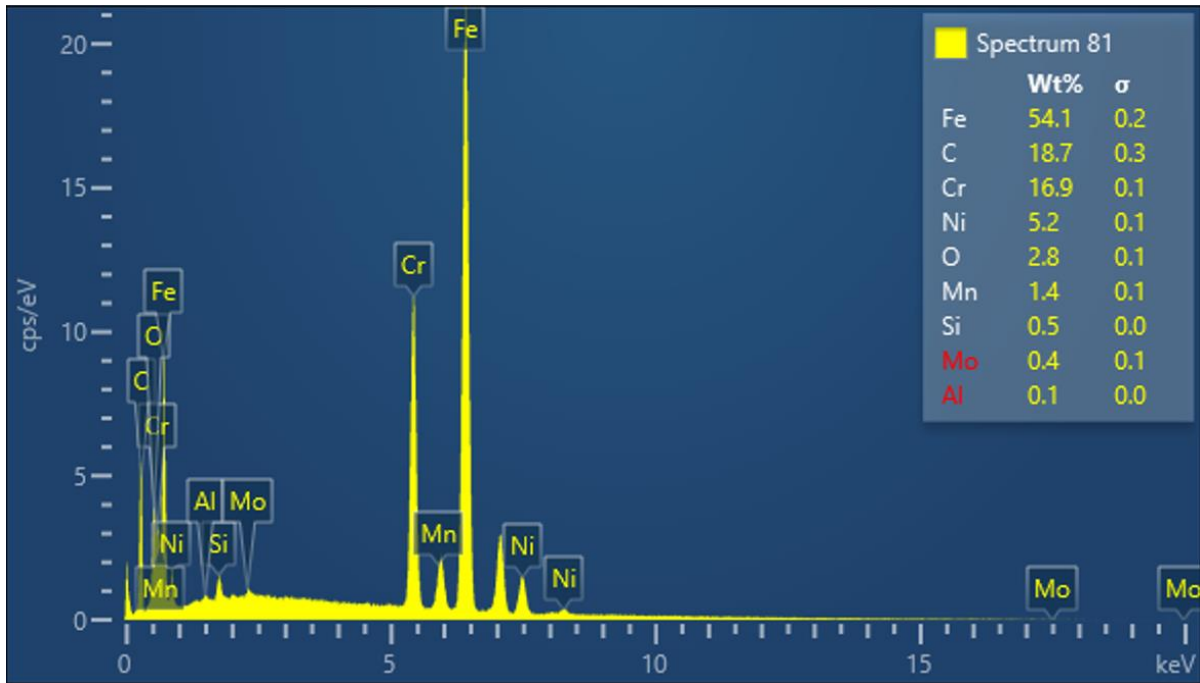


Figura 82. Análisis EDS de soldadura con aporte a 110 A. Microestructura esférica.

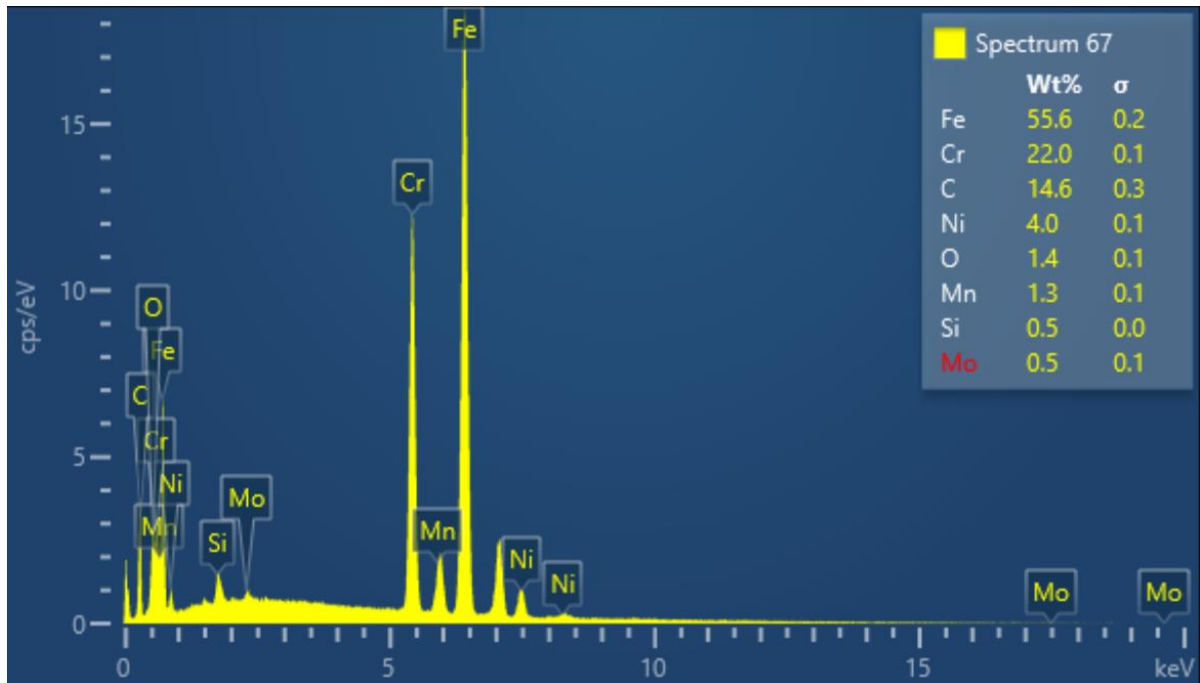


Figura 83. Análisis EDS de soldadura sin material de aporte a 130 A. Alta relación de Cr/Ni en microestructura dendrítica.

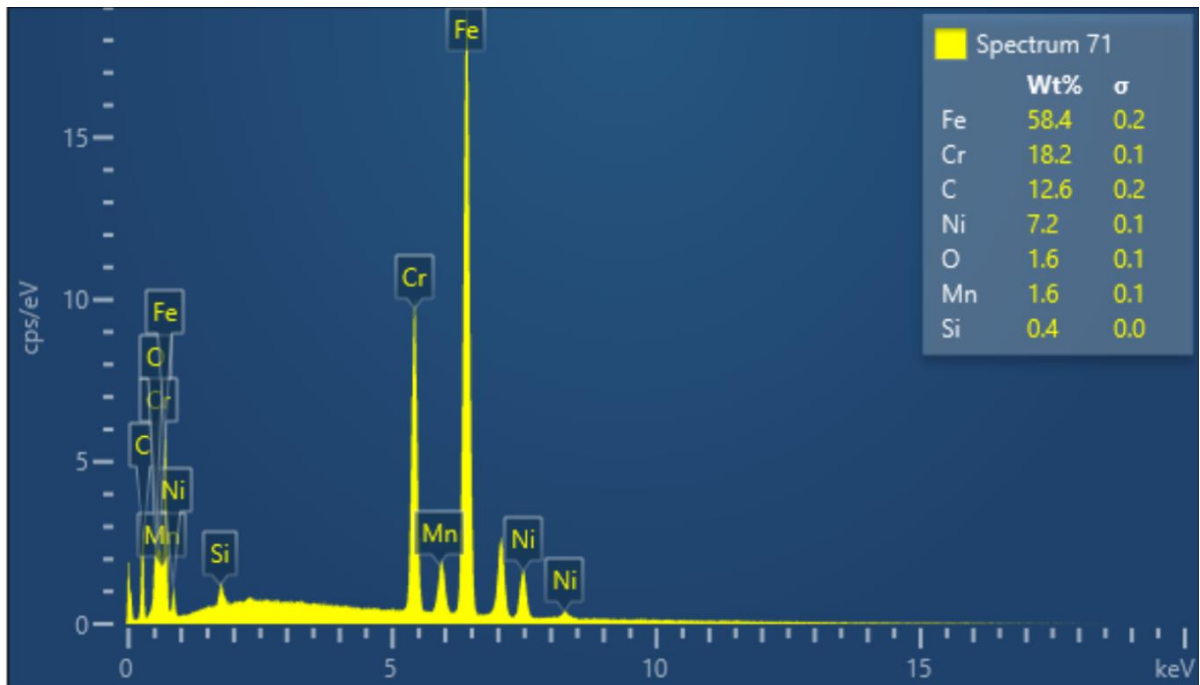


Figura 84. Análisis EDS de soldadura sin material de aporte a 130 A. Baja relación de Cr/Ni en microestructura dendrítica.

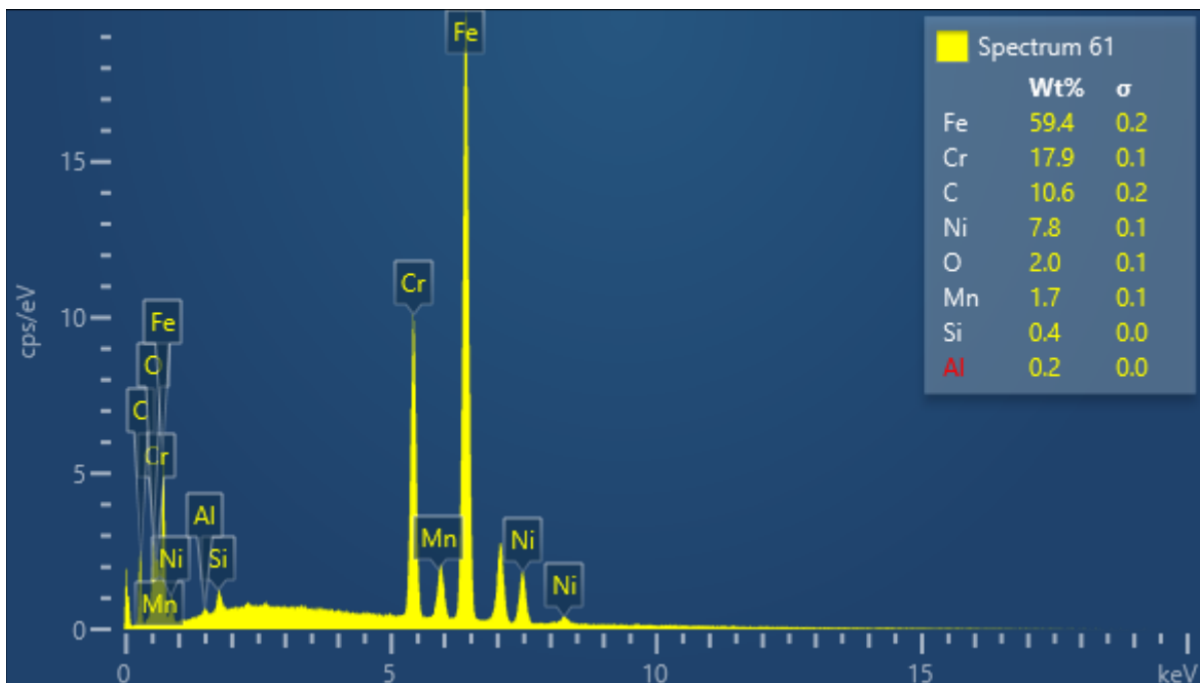


Figura 85. Análisis EDS de soldadura sin material de aporte a 130 A. Microestructura esferoidal.

7.0 Capítulo VII. Referencias.

- [1] Imagen 1. *Diagrama Fe-C metaestable. Zona de los aceros*, por Willy, I., 2007, https://commons.wikimedia.org/wiki/File:Diagrama_Fe_C_zona_de_los_aceros.svg
- [2] Román, S. (2019). *Estudio de acero inoxidable 316L de uso quirúrgico* (Tesis de maestría). Universidad Autónoma del Estado de Morelos. Cuernavaca, Morelos.
- [3] Ibarra, E., Núñez, S., Huerta, I. (2010), Manual aceros inoxidables INDURA, Cerrillos, Chile, 2M Impresores Ltda.
- [4] Flores, C. (2015). *Análisis microestructural y de propiedades de un cordón de soldadura de acero inoxidable 347* (Tesis de Maestría). Universidad Nacional Autónoma de México. D.F., México.
- [5] Garin, J., Jorge, L., Rodolfo, L. Camus, Manuel, A., et al. (2010). Estudio sobre la disolución de fase sigma en un acero dúplex S31803. *Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales*, 30(1), 46-53. Recuperado en 10 de julio de 2021.
- [6] ASM Handbook, Volumen 1, Properties and selection: irons, steels, and high performance alloys, (11990)
- [7] Reyes, C., Dennis, Fernández, C, Alcántara, B., Rodríguez, G. (2018). Soldadura con los electrodos revestidos E 6010 y E 7018 en acero AISI 1025. *Minería y Geología*, 34(1), 112-125.
- [8] David, M. (2018). *Efecto del calor de entrada del proceso de soldadura láser en las transformaciones de fases y propiedades mecánicas de un acero bajo carbono* (Tesis de maestría). Corporación mexicana de investigación en materiales, Saltillo, Coahuila, México.
- [9] Sindo, K. (2003). *Welding Metallurgy*. Department of Materials Science and Engineering University of Wisconsin: A John Wiley & Sons, INC., Publication.
- [10] Hernández, V. (1988). *Caracterización electroquímica de aceros inoxidables sensibilizados* (Tesis de pregrado). Universidad Nacional Autónoma de México. D.F. México.
- [11] ASM Handbook, Volumen 4, Heat treating (1991) pp. 1683-1684.
- [12] Ibáñez, M., (2005). *Estudio de la soldadura en aceros austeníticos* (Tesis de pregrado). Universidad de Piura. Perú.

- [13] Hernández, V. (1988). *Caracterización electroquímica de aceros inoxidable sensibilizados* (Tesis de pregrado). Universidad Nacional Autónoma de México. D.F. México.
- [14] Hidalgo, H. (2010). *Estudio sobre el tratamiento térmico de las soldaduras de tubería de acero al carbono (API 5L X52) realizadas mediante el proceso por arco de metal y electrodo revestido (SMAW)*. (Tesis de especialidad). Corporación mexicana de investigación en materiales. Villahermosa, Tabasco.
- [15] Flores, R., (1996). *Secuencia de procesamiento de aceros inoxidable martensíticos* (Tesis de maestría). Universidad autónoma de Nuevo León. Nuevo León.
- [16] Juanchi, T. (2016). *Metodología de análisis químico de escorias del proceso de obtención de oro y plata Merrill- Crowe utilizando espectroscopia de emisión atómica con plasma acoplado inductivamente (ICP-OES)* (Tesis de pregrado). Universidad Nacional Autónoma de México. CDMX, México.
- [17] *Inspección y sistemas de calidad, S.A. de C.V. Inspección de soldadura AWS, (2003)*.
- [18] Ezzahmouly, A. (2019). Micro-computed tomographic and SEM study of porous bioceramics using an adaptive method based on the mathematical morphological operations. *ELSEVIER*, 8.
- [19] Reyes, D., Fernández, T., Alcántara, D. & Rodríguez, I. (2018). Soldadura con los electrodos revestidos E 6010 y E 7018 en acero AISI 1025. *Minería y Geología*, 34(1), 112-125.
- [20] ASM Handbook, Volumen 9, Metallography and microstructures (2004) pp. 1582.
- [21] Naranjo, E. (2016). *Influencia del hidrógeno en las propiedades mecánicas de la zona de soldadura de aceros micro-aleados y no aleados* (Tesis de pregrado). Unuversidad Nacional Autónoma de México, Ciudad Universitaria, CDMX.
- [22] Jaime, T. (2010). *Efecto del amperaje y flujo de argón en soldadura TIG en aceros inoxidable 316 L* (Tesis de pregrado). Universidad Nacional Autónoma de México. D.F. México.
- [23] Rati, S. & Moeed, K., (2015). Formation, Quantification and Significance of Delta Ferrite for 300 Series Stainless Steel Weldments. *International Journal of Engineering Technology, Management and Applied Sciences (IJETMAS)*, Volume 3, Special Issue 2, 36-43.

- [24] Rahul, U., Satish, I., Ismail, T., Alok, B., Shekhawat, R., Khatirkar, K., Sanjay, G. (2014). Effect of heat input on the microstructure, residual stresses and corrosion resistance of 304L austenitic stainless steel weldments, *Materials Characterization*, Volume 93, 10-23.
- [25] Mendoza, I., Maldonado, C., Serrato, J. & Albiter, A. (2010). Evolución microestructural de un acero inoxidable superdúplex bajo ciclos térmicos de corta duración. *Soldagem & Inspeção*, 15(3), 242-249.
- [26] Elmer, W., Allen, S.M. & Eagar, T.W. (1989) Microstructural development during solidification of stainless-steel alloys. *Metall Mater Trans A* 20, 2117–2131.
- [27] Arh, B., Tehovnik, F., & Vode, F. (2021). Transformation of the δ -Ferrite in SS2343 Austenitic Stainless Steel upon Annealing at 1050 °C, 1150 °C and 1250 °C. *Metals*, 11(6), 935.
- [28] Medina, Nakary, Rodríguez, Edda, & Stella, Jorge. (2011). Caracterización microestructural de la precipitación y disolución de la fase sigma en el acero saf 2507. *Revista de la Facultad de Ingeniería Universidad Central de Venezuela*, 26(4),