



UNIVERSIDAD MICHOACANA DE
SAN NICOLÁS DE HIDALGO

INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y MATERIALES

PROGRAMA DE MAESTRIA EN
METALURGIA Y CIENCIAS DE LOS MATERIALES

EVALUACIÓN DEL COMPORTAMIENTO MICROESTRUCTURAL Y MECÁNICO
DEL ACERO AHSS CP780 SOLDADO POR EL PROCESO DE SOLDADURA GMAW-
PULSADO.

Tesis para obtener el grado de Maestro en Metalurgia y Ciencia de los Materiales presenta

Ing. Antonio Enrique Rodríguez Torres

Director de Tesis

Dr. Francisco Fernando Curiel López

Co-director de tesis: Dr. José Jaime Taha Tijerina

Morelia, Michoacán, México; Julio del 2024.

**EVALUACIÓN DEL COMPORTAMIENTO MICROESTRUCTURAL Y
MECÁNICO DEL ACERO AHSS CP780 SOLDADO POR EL PROCESO DE
SOLDADURA GMAW-PULSADO.**



INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y MATERIALES

Of. Núm. ST/IIMM-23-2024

Morelia Mich., 07 de junio de 2024

Dr. Francisco Fernando Curiel López	Presidente
Dr. José Jaime Taha Tijerina	Co-Presidente
Dr. Francisco Vapeani Guerra López	Vocal
Dr. Ricardo Morales Estrella	Vocal
Dra. Noemí Lara Ortiz	Vocal
Dr. Jorge Alejandro Verduzco Martínez	Suplente

Por medio de la presente, me permito comunicar a Ustedes que han sido designados para formar parte de la mesa sinodal que realizará el examen de grado el **ING. ANTONIO ENRIQUE RODRÍGUEZ TORRES**, quien está inscrito en el programa de Maestría en Metalurgia y Ciencias de los Materiales. En este contexto, les pedimos hacer la revisión de tesis en tiempo y forma en TRES SEMANAS para culminar a la brevedad posible el proceso de titulación del estudiante y cumplir con los indicadores que marca el CONAHCYT para continuar siendo un Programa reconocido como Posgrado Nacional de Calidad.

Esperando contar con su valiosa participación, agradecemos la prioridad que en sus actividades le pueda dar a esta importante actividad académica.

UMSNH



Dr. Ariosto Medina Flores
Director

Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales
Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo

#HumanistaPorSiempre

Agradecimientos y dedicatorias

Al Consejo Nacional de Humanidades, Ciencias y Tecnologías (CONAHCYT) por el apoyo económico otorgado durante el periodo de mi maestría.

A la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo (UMSNH) por permitirme lograr mi formación académica profesional.

Al Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales (IIMM) por brindarme la oportunidad de continuar con mis estudios de maestría.

A mi asesor Dr. Francisco Fernando Curiel López, muchas gracias por el tiempo dedicado, orientación y confianza para desarrollar este trabajo de investigación.

A mi co-asesor el Dr. José Jaime Taha Tijerina, por compartir sus conocimientos y apoyo para mi proyecto de investigación.

A mi comité tutorial, Dr. Francisco Vapeani Guerra López, Dra. Noemi Ortiz Lara y al Dr. Ricardo Morales Estrella, por ser mis guías en este proyecto de investigación.

A mi esposa Iliana Daneli Rocha Olalde y mi hija Sara Iliana Rodríguez Rocha por creer en mí y demostrarme el valor de la vida.

A mis padres Antonio Rodríguez Pineda y Rosalva Torres Román por el apoyo incondicional y buenos valores dados para formarme como persona.

A mis hermanos Octavio Rodríguez Torres y Edgar Oswaldo Rodríguez Torres por ayudarme a formar carácter para esta vida.

Mas vale una leve tinta, que una brillante memoria.

ÍNDICE

ÍNDICE.....	5
ÍNDICE DE FIGURAS	9
ÍNDICE DE TABLAS	12
LISTA DE ABREVIATURAS.....	13
RESUMEN	16
ABSTRACT	17
CAPITULO 1. INTRODUCCIÓN.....	17
1.1. JUSTIFICACIÓN.....	18
1.2. HIPÓTESIS.....	20
1.3. META CIENTÍFICA.....	20
1.4. OBJETIVOS.....	20
1.4.1. <i>Objetivo general</i>	20
1.4.2. <i>Objetivos específicos</i>	20
CAPITULO 2.-REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA.....	21
2.1. Aceros avanzados de alta resistencia (AHSS).....	21
2.1.1. <i>Microestructura en los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS)</i>	21
2.1.2. <i>Desarrollo industrial del acero avanzado de alta resistencia (AHSS)</i>	22
2.1.3. <i>Aceros avanzados de alta resistencia (AHSS)</i>	22
2.1.4. <i>Aceros utilizados en la fabricación estructural automotriz</i>	23
2.1.5. <i>Clasificación de los aceros avanzados de alta resistencia</i>	24
2.2. Generalidades del acero avanzado de alta resistencia (AHSS) de fase compleja CP780.....	25
2.2.1. <i>Laminado</i>	25
2.2.1.1 Laminado en caliente.....	26
2.2.1.2 Laminado en frio.....	26
2.2.2. <i>Definición, fabricación y propiedades del acero fase compleja CP780</i>	26

2.2.3. Metalurgia del sistema de aleación.	28
2.2.3.1. Efecto del Manganeseo (Mn).....	29
2.2.3.2. Efecto del Silicio (Si).	29
2.2.3.3. Efecto del Aluminio (Al).	29
2.2.3.4. Efecto del Fósforo (P).....	30
2.2.3.5. Efecto del Niobio (Nb).....	30
2.2.3.6. Efecto del Titanio (Ti).	30
2.2.3.7. Efecto del Cromo (Cr).....	30
2.2.3.8. Efecto del Molibdeno (Mo).	30
2.2.4. Aplicaciones del acero fase compleja CP780.	30
2.3. Generalidades de la soldadura por arco metálico con gas.....	31
2.3.1. Soldadura de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS).....	31
2.3.2. Soldadura por arco metálico con gas en el acero CP780.	32
2.3.3. Factores que afectan en la penetración de la soldadura.	33
2.4. Porosidad en soldadura por el proceso de GMAW.....	34
2.5. Ensayos no destructivos.....	37
2.5.1. Líquidos penetrantes	37
2.5.2. Radiografía industrial.	37
CAPITULO 3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.	39
3.1. Materiales.....	39
3.2. Parámetros generales.....	40
3.2.1. Corte y preparación de las láminas.	40
3.2.2. Parámetros generales de la soldadura.....	41
3.3. Fabricación de la base de trabajo para sujeción de las placas para el proceso de soldeo.	43
3. 4. Caracterización microestructural y mecánica metal base (MB).....	43
3.4.1. Preparación metalográfica del MB.	43
3.4.2. Ensayo de tracción uniaxial MB.	44
3.4.3. Ensayo de microdureza del MB.	45

3.5. Graficas comparativas de corriente, voltaje y potencia contra tiempo.....	45
3.6. Preparación microestructural y mecánica del material soldado.	46
3.6.1. Preparación metalográfica de las placas soldadas.	46
3.6.2. Ensayo de tracción uniaxial del material soldado.	48
3.6.3. Ensayo de microdureza del material soldado.	49
CAPITULO 4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.....	50
4.1. Caracterización microestructural y evaluación mecánica del material base.....	50
4.1.1. Micrografías obtenidas por la caracterización microestructural.	50
4.1.1.1. Microscopia óptica MB.....	50
4.1.1.2. Microscopia electrónica de barrido MB.....	51
4.1.2. Ensayo de tracción uniaxial.....	51
4.1.2.1. Análisis de la fractura por MEB.	52
4.1.3. Ensayo de microdureza del MB.	54
4.2. Graficas de corriente, voltaje y potencia contra tiempo.....	54
4.2.1. Graficas de corriente y voltaje contra tiempo de la condición S1.	57
4.2.2. Graficas de corriente y voltaje contra tiempo de la condición S2.	58
4.2.3. Gráficas de corriente y voltaje contra tiempo de la condición S3.	58
4.2.4. Graficas de corriente y voltaje contra tiempo de la condición S4.	59
4.3. Caracterización microestructural y evaluación mecánica del material soldado.	60
4.3.1. Micrografías obtenidas por caracterización microestructural.	60
4.3.1.1. Microscopia óptica del material soldado.....	60
4.3.1.2. Microscopia electrónica de barrido del material soldado.....	63
4.3.2. Ensayo de tracción uniaxial.....	71
4.3.2.1. Análisis de fractura por MEB.	73
4.3.3. Ensayo de microdureza del metal soldado.	80
Tabla 4.4. Mediciones comparativas de longitudes y áreas de las macrografías para las condiciones S1, S2, S3 y S4.	62

CONCLUSIONES	82
REFERENCIAS	85

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1.1. Conformación estructural del cuerpo del automóvil [5].	19
Figura 2.1. Composición porcentual de los aceros utilizados en la estructura del automóvil. [5].	23
Figura 2.2. Diagrama global de la formación de los aceros AHSS; Elongación (%) vs Resistencia a la tracción (MPa) [20].	24
Figura 2.3. Operación de laminado en caliente [25].	26
Figura 2.4. a) Proceso de Laminado en caliente CP, b) Diagrama TTT para aceros CP [28].	27
Figura 2.5. Diagrama de transformación temperatura-tiempo de un acero CP780 [28].	28
Figura 2.6. Microestructura metal base CP 780 [30].	29
Figura 2.7. Acero de fase compleja (CP) en la conformación estructural del cuerpo de un automóvil (Monocasco). Componentes estructurales; pilar B, bisagra del cuerpo delantero, vigas cruzadas [1].	31
Figura 2.8. Especificaciones de zonas de medida de la unión soldada a traslape para garganta efectiva, garganta teórica, profundidad, pierna L1 y pierna L2, así como la distancia entre laminas.	34
Figura 2.9. Grafica de porosidad contra calor de entrada [38].	35
Figura 2.10. Configuración de ángulos de antorcha y trabajo para proceso de soldadura de láminas delgadas [40].	36
Figura 2.11. Comparaciones de los parámetros de soldaduras con rayos x y macrografías.	37
Figura 3.1. Diagrama de flujo para el desarrollo experimental.	39
Figura 3.2. Diagrama referencial. a) Configuración de las juntas a soldar, b) Configuración de las juntas a soldar sobre la base de trabajo.	40
Figura 3.3. Corte de las laminas CP780 en placas para su union.	41
Figura 3.4. Fresado de las orillas de las placas CP780 para la unión a soldar.	41

Figura 3.5. Soporte angular para realizar las uniones soldadas.....	43
Figura 3.6. Mecanizado de las probetas de acero CP780.....	44
Figura 3.7. Probeta del material base para prueba de tracción uniaxial.	45
Figura 3.8. Indentaciones aleatorias sobre superficie frontal, longitudinal y transversal. ..	45
Figura 3.9. Diagrama de la zona efectiva de estudio.....	46
Figura 3.10. Configuración para la obtención de probeta para caracterización microestructural y macroestructural. a) Diagrama de corte para las placas b) Corte real de la probeta.	47
Figura 3.11. Preparación metalográfica para las cuatro condiciones establecidas. a) Acabado final en la metalografía para las cuatro condiciones. b) Ataque químico para las 4 condiciones.	48
Figura 3.12. a) Diseño de probeta para ensayo de tracción uniaxial del material soldado, b) Probetas de tensión soldadas.	49
Figura 3.13. Patrón de indentaciones en el perfil de las soldaduras.....	49
Figura 4.1. Micrografías a 100x del acero CP780 a) Superficial, b) Longitudinal y c) Transversal por microscopia óptica.....	51
Figura 4.2. Micrografía a 2500x del acero CP780 por Microscopia electrónica de barrido.	51
Figura 4.3. Macrografías de la sección fracturada del MB a 35x, a) Longitudinal y b) Transversal.....	52
Figura 4.4. Micrografías, a) Longitudinal y b) Transversal.	53
Figura 4.5. Análisis de EDS a) y b) Longitudinal y c) y d) Transversal.	54
Figura 4.6. Graficas generales. a) Corriente contra tiempo, b) Voltaje contra tiempo, c) Potencia contra tiempo.....	38
Figura 4.7. Gráfica general comparativa condición S1.	58
Figura 4.8. Gráfica general comparativa para la condición S2.	58
Figura 4.9. Gráfica general comparativa para la condición S3.	59

Figura 4.10. Grafica general comparativa para condición S4.	60
Figura 4.11. Macrografías de las placas soldadas a 100x Condición S1, Condición S2, Condición S3, Condición S4.	61
Figura 4.12. Grafica de las mediciones comparativas para cada una de las condiciones establecidas.	63
Figura 4.13. Micrografías de la raíz para la condición S1, a) 250x, b) 1000x, c) Mapeo elemental 1000x, d) Mapeo elemental del zinc y e) Mapeo elemental del Titanio.	65
Figura 4.14. Micrografías de la raíz para la condición S2. a)250x, b) 1000x, c) Mapeo elemental a 1000x, d) Mapeo elemental del Zinc y e) 5000x.....	67
Figura 4.15. Micrografías de la raíz para la condición S3. a) 250x, b) 1000x, c) Mapeo elemental a 1000x y d) 5000x.....	69
Figura 4.16. Micrografías de la raíz para la condición S4. a) 250x, b) 1000x, c) Mapeo elemental a 1000x y d) 5000x.....	71
Figura 4.17. Gráfico esfuerzo-deformación ingenieril del material soldado.....	72
Figura 4.18. Análisis por MEB de la fractura para la condición S1. a) Aumento 35x, b) Barrido lineal, c) Aumento 1500x, d) Mapeo elemental, e) Mapeo elemental del Oxígeno, f) Mapeo elemental del Titanio, g) Mapeo elemental del Silicio.....	56
Figura 4.19. Análisis por MEB de la fractura para la condición S2. a) Aumento 35x, b) Barrido lineal, c) Mapeo elemental, d) Mapeo elemental Titanio, e) Mapeo elemental Silicio y f) Mapeo elemental Oxígeno.	76
Figura 4.20. Análisis por MEB de la fractura para la condición S3. a) Aumento 35x, b) Mapeo elemental, c) Mapeo elemental Silicio, d) Mapeo elemental Titanio, e) Mapeo elemental Carbono, f) Aumento 1500x y g) EDS para el aumento 1500x.	78
Figura 4.21. análisis por MEB de la fractura para la condición S4. a) Aumento 35x, b) Barrido lineal, c) Aumento 250x, d) Aumento 1500x y e) EDS para el aumento de 1500x.80	
Figura 4.22. Grafica general de microdureza de las cuatro condiciones para el metal soldado.	81

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 2.1. Contenidos de fases presentes (ferrita(F), martensita (M), bainita (B) y austenita retenida) en los aceros (AHSS); primera generación. (fracción de volumen) [23].	25
Tabla 2.2. Parámetros comparativos de las condiciones de soldaduras.	37
Tabla 3.1. Composición química acero avanzado de alta resistencia (CP780), electrodo ER70S-3 y electrodo SM-70MT (Lincoln y Hyundai, respectivamente), (% e.p).	40
Tabla 3.2. Condiciones de estudio de la soldadura.	42
Tabla 3.3. Parámetros generales de la soldadura.	42
Tabla 4.1. Resultados de ensayo de tracción uniaxial del MB.	52
Tabla 4.2. Mediciones obtenidas del ensayo de microdureza del MB.	54
Tabla 4.3. Calor teórico de aporte para las condiciones S1, S2, S3 y S4.	55
Tabla 4.4. Mediciones comparativas de longitudes y áreas de las macrografías para las condiciones S1, S2, S3 y S4.	62
Tabla 4.5. Resultados de los ensayos de tracción del material soldado.	72

LISTA DE ABREVIATURAS

A.
Acero Avanzado de Alta Resistencia (AHSS).
Aceros intersticiales (IF).
Acero de secciones estructurales huecas (HSS).
Acero de baja aleación y alta resistencia (HSLA).
Aceros martensíticos (MART).
Aceros ligeros con plasticidad inducida (L-IP).
Aceros de plasticidad inducida por transformación (TRIP).
Aceros de plasticidad inducida por maclado (TWIP).
Aceros austeníticos (AUST.SS).
Aceros Avanzados de Ultra Alta Resistencia (UHSS).
Aceros Endurecidos por Presión (PHS).
Aluminio (Al).
Amperes (Amp).
Argón (Ar).
B.
Bainita (B).
C.
Carbón (C).
Centímetros por minuto (cpm).
Condición 1 (S1).
Condición 2 (S2).
Condición 3 (S3).
Condición 4 (S4).
D.
Diagrama transformación-enfriamiento-continuo (CCT).
Diagrama precipitación-temperatura-tiempo (PTT).
Difracción de rayos X (DR-X).
Dióxido de carbono (CO ₂).
Dureza Vickers (HV).

E.
Ensayos no destructivos (END).
Espectroscopia de energía dispersiva (EDS).
F.
Fase compleja (CP).
Fase dual (DP).
Ferrita (F).
Fosforo (P).
Frecuencia de pulso (F_p).
H.
Hertz (Hz).
M.
Martensita (M).
Martensita Templada (TM).
Microscopia electrónica de barrido (MEB).
Microscopia Óptica (MO).
Microdureza (HV).
Milímetros (mm).
Milisegundos (msec).
Modo una gota por pulso (ODPP).
Modo una gota por pulsos múltiples (ODMP).
Modo gotas múltiples por pulso (MDPP).
Molibdeno (Mo).
Mega pascales (Mpa).
Metal Base (MB).
Manganeso (Mn).
N.
Nitrógeno (N).
Niobio (Nb).
Níquel (Ni).

O.
Óxido de Aluminio (Al ₂ O ₃).
P.
Prueba de ruido, vibración y dureza (NVH).
S.
Separación entre laminas (GAP).
Soldadura de resistencia por puntos (RSW).
Soldadura por arco eléctrico con gas (GMAW).
Soldadura por arco metálico pulsada con gas (GMAW-Pulsado).
Soldadura por resistencia de costura (RSEW).
Soldadura por rayo láser (LBW).
Silicio (Si).
Segundos (Seg).
T.
Titanio (Ti).
U.
Unidades (u).
V.
Voltaje (V).
W.
Watts (W).
Z.
Zona afectada térmicamente (ZAT).
Zona de fusión (ZF).

RESUMEN

El uso promedio de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS, por sus siglas en inglés: *advanced high strength steel*) en el diseño de carrocerías de automóviles ha aumentado significativamente en los últimos 25 años centrándose principalmente en las propiedades mecánicas como la resistencia a la tensión y la ductilidad. El ensamble y la unión de la estructura de los vehículos conllevan a múltiples procesos de soldadura de los cual se analizó el proceso de soldadura por arco metálico con gas pulsado (GMAW-P, por sus siglas en inglés: *gas metal arc welding pulsed*) y su comportamiento mecánico de fatiga de las uniones soldadas, así como la porosidad presente en las mismas. El presente trabajo de investigación caracterizó metalográfica, estructural y mecánicamente un acero avanzado de alta resistencia (AHSS) primera generación de fase compleja CP780 y posteriormente a una unión a traslape de este acero mencionado mediante el uso de los metales de aporte ER70S-3 y SM-70MT, Lincoln y Hyundai respectivamente para el proceso de soldadura por arco metálico con gas pulsada (GMAW-P) corriente directa en electrodo negativo con el uso de boquilla cilíndrica y un gas suministrara una mezcla de Argón (Ar) y Dióxido de Carbono (CO₂) a 75% y 25% respectivamente con variación de la frecuencia de pulso de 8 Hz y 10 Hz. Se concluye que el electrodo SM-70MT Hyundai soldado con una frecuencia de 19 Hz obtuvo mejores resultados en cuanto a la porosidad y penetración de la soldadura comparado con la condición de frecuencia de 8 Hz para este mismo electrodo, para el electrodo ER70S-3 Lincoln con la frecuencia de 8 Hz obtuvo un porcentaje de porosidad menor con mejor penetración a la condición de frecuencia de 10 Hz para este mismo electrodo.

Palabras claves: Acero avanzado de alta resistencia, soldadura por arco metálico con gas pulsado, comportamiento mecánico de la soldadura, porosidad de la soldadura, penetración de la soldadura.

ABSTRACT

The average use of advanced high strength steels (AHSS) in automotive body design has increased significantly in the last 25 years being focused mainly on mechanical properties such as strength and ductility. The present research work characterized metallographically, structurally and mechanically an advanced high strength steel (AHSS) first generation complex phase CP780 and subsequently an overlap joint of this steel by using a filler metal ER70S-3 and SM-70MT, Lincoln and Hyundai respectively for the process of gas pulsed metal arc welding (GMAW-Pulsed) direct current in negative electrode with the use of cylindrical nozzle and a gas supplied mixture of Argon (Ar) and Carbon Dioxide (CO₂) at 90% and 10% respectively with frequency variation of 8Hz and 10Hz. It is concluded that SM-70MT Hyundai electrode welded with 10 Hz frequency obtained better results in terms of porosity and weld penetration compared to 8 Hz frequency condition, for ER70S-3 Lincoln electrode with 8 Hz frequency obtained lower porosity percentage with better penetration at 10 Hz frequency condition.

CAPITULO 1. INTRODUCCIÓN.

Los aceros de fase compleja (CP, por sus siglas en inglés: *complex phase*) exhiben una resistencia máxima a la tracción que oscila entre 800 y 1200 MPa, a su vez que mantienen un grado aceptable de ductilidad, aproximadamente del 7 al 15%. Su composición química incluye alrededor del 0.15% en peso de carbono y un 2.0% en peso de manganeso. La microestructura característica de estos aceros a menudo está compuesta de ferrita y bainita, con cantidades reducidas de martensita. Estos aceros presentan un tamaño de grano altamente refinado, logrado mediante adiciones de aleación como titanio y niobio, que forman precipitados destinados a prevenir el crecimiento del grano durante el proceso de fabricación. En última instancia, estos elementos se traducen en un material con un límite elástico elevado, alrededor de 600–1000 MPa, implica que estos aceros exhiben una menor velocidad de endurecimiento por deformación en comparación con los aceros de fase dual (DP, por sus siglas en inglés: *dual phase*) y los aceros de plasticidad inducida (TRIP, por sus siglas en inglés: *Transformation Induced Plasticity Steel*) [1].

La generación de martensita durante el proceso de soldadura a menudo genera una disminución en el comportamiento mecánico de las uniones soldadas. En el caso de la

soldadura por arco metálico con gas de protección (GMAW, por sus sigla en inglés: *gas metal arc welding*), las uniones soldadas pueden experimentar o no la transformación en martensita durante el enfriamiento, dependiendo de las condiciones de procesamiento empleadas y la composición química específica del acero. Un inconveniente adicional se presenta al soldar aceros galvanizados, ya que el revestimiento, diseñado para mejorar la resistencia a la corrosión de las láminas de acero utilizadas en la industria automotriz, puede dar lugar a la liberación de óxido de zinc [2, 3].

La utilización del proceso de soldadura por arco metálico con gas-pulsado (GMAW-Pulsado) es reconocida por su capacidad para aplicar un calor controlado de manera precisa [4]. Se busca lograr propiedades microestructurales favorables durante la unión por traslape de un acero avanzado de alta resistencia (AHSS), específicamente el CP780 de fase compleja, mediante la aplicación del proceso de soldadura por arco metálico con gas-pulsado (GMAW-Pulsado), utilizando parámetros adecuados.

1.1. JUSTIFICACIÓN.

Con la incorporación de vehículos eléctricos y el continuo desarrollo de vehículos ligeros, la necesidad de aplicar aceros avanzados y más resistentes con calibres menores, además de ser capaces de cumplir con los estrictos requerimientos del cliente, ha impulsado la aplicación y desarrollo de nuevos procesos de soldadura avanzados capaces de unir estos materiales con química compleja y necesidades diversas de unión. Los aceros avanzados de alta resistencia (HSLA, por sus siglas en inglés: *high strength low alloy*) son utilizados en diferentes partes dentro de la estructura de los vehículos, incluyendo estribos, soportes y el chasis de los vehículos como se muestra en la **figura 1.1.**[1].

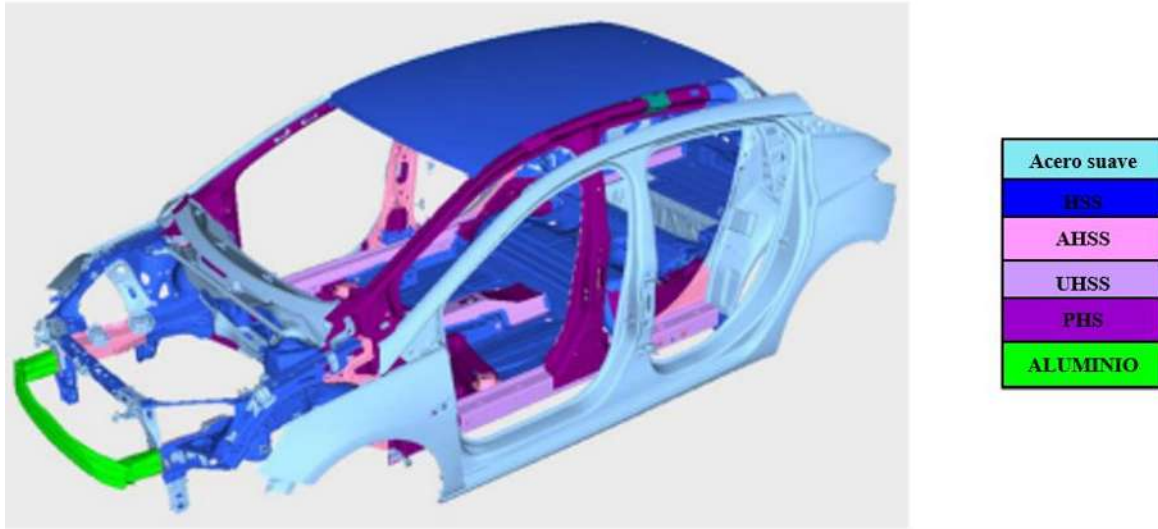


Figura 1.1. Conformación estructural del cuerpo del automóvil [5].

El número de puntos de soldadura en un solo vehículo puede variar de 2000 a 5000, más las uniones aplicadas por medio de cordón de soldadura y es por eso que la resistencia al impacto de los vehículos depende de la integridad de ellos. Ya que pueden transmitir fuerzas dinámicas de empuje y tracción, así como esfuerzos cortantes a los cuales son sometidas las estructuras mecánicas. La soldadura de los aceros HSLA es generalmente complejo debido a las diferencias en las propiedades físicas, químicas, así como en las propiedades mecánicas y metalúrgicas de la zona de fusión (ZF) y la zona afectada térmicamente (ZAT) [6, 7].

Uno de los principales problemas que se debe afrontar al unir estos materiales es la aparición de grietas y microfisuras posteriores al proceso de soldadura, una vez que el componente ha sido sometido a cargas cíclicas ya que, esto tiende a disminuir la vida útil del componente. Investigaciones recientes relacionan las zonas de fisuración con porosidades a nivel volumétrico en la soldadura [8, 9].

En la fusión de la soldadura por arco metálico con gas (GMAW) sobre el metal base de acero avanzado de alta resistencia (AHSS) fase compleja CP780 origina la formación de martensitas en la pileta de soldadura, así como diferentes estructuras todo esto dependerá del aporte térmico en la zona afectada térmicamente por el calor (ZAT). Este proceso de (GMAW-Pulsado) con la entrada de calor controlable con precisión elimina la porosidad de la soldadura y mejora la calidad de las uniones soldadas [10, 11].

Por esto, surge la necesidad de investigar la aplicación de diferentes electrodos sobre las características microestructurales del acero CP780.

1.2. HIPÓTESIS.

Al emplear la metodología Taguchi con un diseño experimental ortogonal L4, se encontrarán las condiciones óptimas de soldadura en la unión del acero CP780 mediante el proceso GMAW-Pulsado empleando dos electrodos y parámetros diferentes, esto repercutirá en las características microestructurales e integridad superficial y volumétrica de los cordones de soldadura.

1.3. META CIENTÍFICA.

Mediante el uso de soldadura por arco metálico pulsado con gas (GMAW-Pulsado):

- Obtener cordones de soldadura con un máximo de 2% de porosidad, en el cordón de soldadura.
- Obtener cordones de soldadura con una resistencia de esfuerzo máximo de 780 MPa.

1.4. OBJETIVOS.

1.4.1. Objetivo general.

Determinar el efecto de los parámetros de soldadura, frecuencia de pulso y tipo de electrodo durante la soldadura de un acero CP780 por el proceso GMAW-Pulsado haciendo uso de la implementación de la metodología Taguchi.

1.4.2. Objetivos específicos.

- Desarrollar un diseño de experimentos mediante la metodología Taguchi, con la implementación de un arreglo ortogonal L₄.
- Determinar el efecto de la variación de la frecuencia y tipo de electrodo sobre la microestructura en la ZAT y ZF.

- Evaluar el comportamiento mecánico de cada una de las condiciones de soldadura mediante ensayos de resistencia a la tracción, así como perfiles de microdureza.
- Evaluar la sanidad interna de los cordones de soldadura mediante películas radiográficas Rx.
- Evaluar la sanidad superficial de los cordones de soldadura mediante la técnica de líquidos penetrantes.

CAPITULO 2.-REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA.

2.1. Aceros avanzados de alta resistencia (AHSS).

2.1.1. Microestructura en los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS).

El acero sigue siendo una de las clases de materiales más importantes y ampliamente utilizadas debido a su excelente resistencia mecánica y bajos costos de fabricación por lo que brinda una gran variedad de aplicaciones. Las propiedades mecánicas del acero están determinadas principalmente por su microestructura por lo que el rendimiento del material depende altamente de la distribución, forma y tamaño de las fases presentes, por lo tanto, dentro de estas se tiene diferentes aspectos influidos por un gran número de parámetros tales como elementos de aleación, configuración de laminación, velocidades de enfriamiento,

tratamiento térmico y otros tratamientos posteriores. Las transformaciones térmicas sobre aceros microaleados pueden producir microestructuras multifásicas con diferentes cantidades de ferrita, martensita, bainita y austenita retenida [12, 13].

2.1.2. Desarrollo industrial del acero avanzado de alta resistencia (AHSS).

Hay un fuerte impulso en la industria del acero para mejorar el rendimiento de los productos existentes como la formabilidad y tenacidad. La industria automotriz presta cada vez más atención a la sostenibilidad ambiental así que los requisitos para los automóviles modernos es el aumento de la seguridad contra choques y la reducción de peso que conduce al desarrollo de aceros con propiedades químicas y físicas mejoradas como es composición y microestructura [12, 14, 15].

La investigación sobre aceros para aplicaciones automotrices ha enfatizado diferentes aspectos entre ellos la formabilidad que es la "capacidad del acero para ser estampado en una pieza sin que ocurra una falla dentro del cuerpo de la pieza por agotamiento de la ductilidad" es así que estimabilidad se da como resultado de "disminuir en partes por millón los contenidos de carbono y nitrógeno así como por el uso de elementos estabilizadores tales como el titanio y el niobio durante la etapa de la fabricación del acero" [16, 17].

2.1.3. Aceros avanzados de alta resistencia (AHSS).

Para cumplir con los requisitos de la industria automotriz los avances tecnológicos se basan en el desarrollo de chapas de acero a partir de la situación actual mirando a través del pasado. Los aceros se producen mediante la eliminación de solutos de Carbón (C) y Nitrógeno (N) como carburos o nitruros mediante la adición de Titanio (Ti) y/o Niobio (Nb) a la mezcla extra baja en Carbono (C) (ver **figura 2.1**) [18].

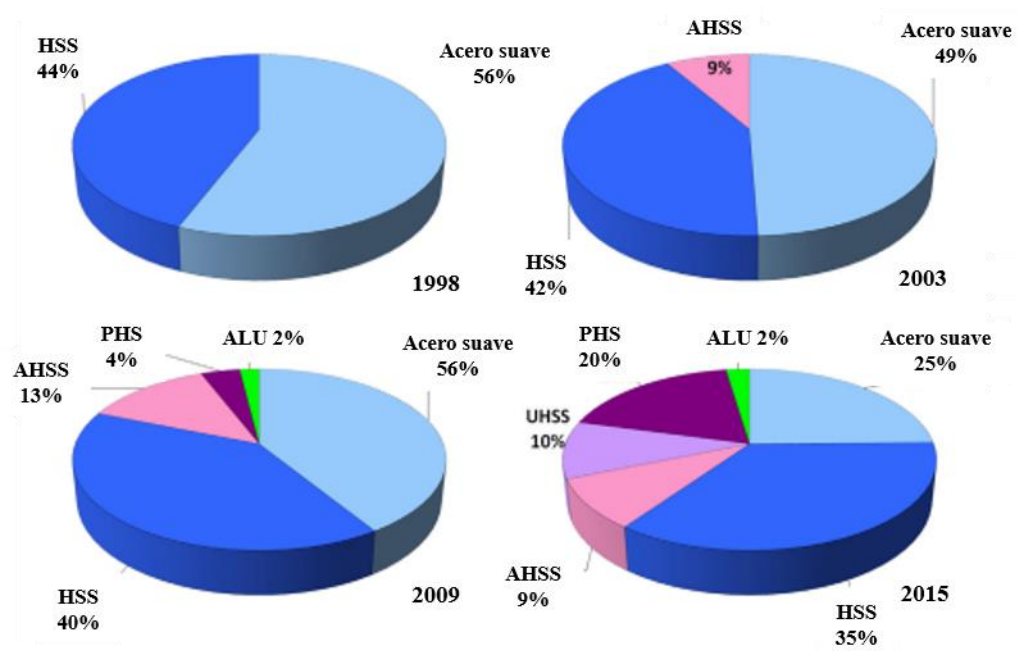


Figura 2.1. Composición porcentual de los aceros utilizados en la estructura del automóvil. [5].

La selección del acero para aplicaciones críticas de seguridad en la estructura del automóvil sigue dos pautas generales. La primera es la creación de zonas en la estructura cuya función en caso de colisión es absorber la energía cinética y proporcionar una desaceleración rápida pero controlada y segundo un diseño estructural cuidadoso [19].

2.1.4. Aceros utilizados en la fabricación estructural automotriz.

Los paneles exteriores generalmente están hechos de aceros suaves con bajo contenido de carbono o aceros sin intersticiales (IF, por sus siglas en inglés: *interstitial-free*). Las partes estructurales se fabrican más a menudo de acero de secciones estructurales huecas (HSS, por sus siglas en inglés: *high speed steel*) y/o con acero de baja aleación y alta resistencia (HSLA, por sus siglas de inglés: *high strenght low alloy*) estos se pueden doblar sobre sí mismos en 180 grados sin problemas y para una resistencia aún mayor tenemos los aceros multifásicos conocidos colectivamente como aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) [20]. Como podemos observar en la **figura 2.2.**

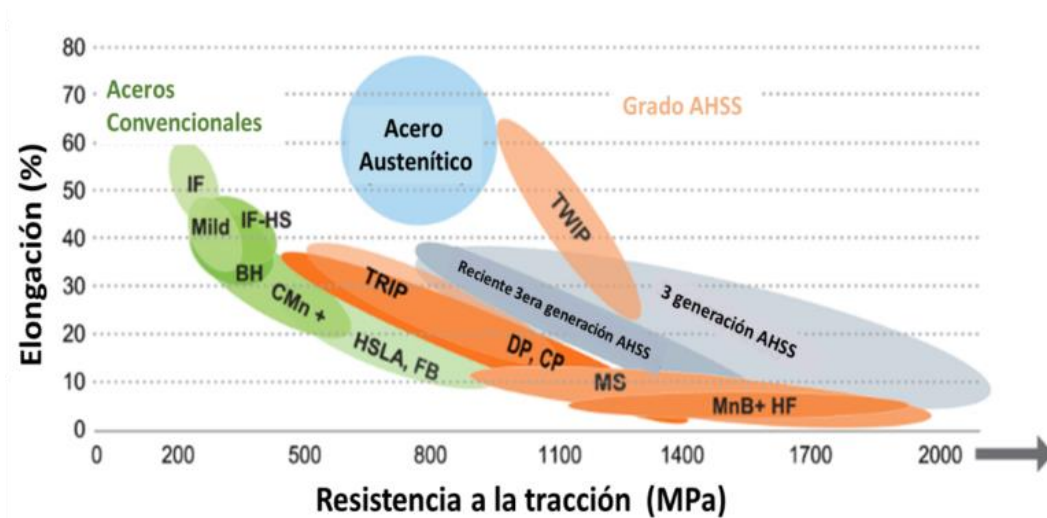


Figura 2.2. Diagrama global de la formación de los aceros AHSS; Elongación (%) vs Resistencia a la tracción (MPa) [20].

Las láminas de acero AHSS se producen para cumplir con estos requisitos y permitir la construcción ligera de los automóviles. De acuerdo con la ley de conservación de la energía “si el peso corporal inferior disminuye, la energía cinética requerida transformada a partir de la energía química de la quema de los combustibles fósiles será menor en la operación de tales máquinas [15, 21].

2.1.5. Clasificación de los aceros avanzados de alta resistencia.

Los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) se clasifican en: La 1ra generación de aceros (AHSS) que incluye la doble fase (DP, por sus siglas en inglés: dual phase) y estos pueden mejorar la capacidad de estiramiento. Los de transformación inducida por plasticidad (TRIP, por sus siglas en inglés: *transformation induced plasticity*) que poseen probablemente las mejores propiedades mecánicas en términos de alta resistencia/alargamiento por una austenita metaestable que se retuvo en la microestructura. Los aceros de fase compleja (CP) que son mejores para doblarse y los martensíticos (MART) conocidos por su alta dureza. Las fases de estos (ver **tabla 2.1**) mientras que la 2da generación de aceros (AHSS) se refiere a los de plasticidad inducida por maclado (TWIP, por sus siglas en inglés: *twinning induced plasticity*). Los ligeros con plasticidad inducida (L-IP, por sus siglas en inglés: *lightweight-induced plasticity*) y austeníticos (AUST.SS, por sus siglas en inglés: *austenitics*). La 3ra generación de aceros (AHSS) combina componentes multifásicos para aumentar la

resistencia que es característico de la 1ra generación de (AHSS) con fase austenítica metaestable (o retenida) para mejorar diferentes mecanismos de endurecimiento y la transformación martensítica inducida por deformación que es característica de la 2da generación de (AHSS) [1, 20, 22, 23].

Tabla 2.1. Contenidos de fases presentes (ferrita(F), martensita (M), bainita (B) y austenita retenida) en los aceros (AHSS); primera generación. (fracción de volumen) [23].

Acero	Ferrita	Martensita	Bainita	Austenita Retenida
DP	0.80-0.85	0.15-0.20	-	-
TRIP	0.55-0.65	-	0.25-0.35	0.05-0.20
CP	0.05-0.10	0.05-0.10	0.80-0.90	-
MART	-	1.0	-	-

Estos nuevos grados de acero ya han demostrado su superioridad para cumplir con los requisitos de los materiales automotrices como lo es la durabilidad, la resistencia, la rigidez, la buena absorción de energía al impacto y mejoras acústicas a un bajo costo de producción, en grandes cantidades y posibilidad de reciclaje [24].

Las microestructuras de los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) se obtienen mediante condiciones de enfriamiento adecuadas estrictamente definidas después del laminado en caliente o ajuste de la temperatura adecuada en el proceso de recocido continuo para chapas laminadas en frío [22].

2.2. Generalidades del acero avanzado de alta resistencia (AHSS) de fase compleja CP780.

2.2.1. Laminado.

El laminado es un proceso utilizado para dar forma al metal en una capa larga y delgada a través de dos rodillos que giran en direcciones diferentes (en el sentido de las agujas del reloj y en sentido contrario) cuando la pieza metálica se coloca entre los rodillos, experimenta una fuerza de fricción y compresión de los rodillos que la comprimen hasta hacerla delgada y alargada que su longitud original [25].

2.2.1.1 Laminado en caliente.

El laminado en caliente es un proceso que tiene lugar cuando las piezas de metal se calientan por encima de la temperatura de recrystalización este se considera como el proceso de mayor tonelaje de todos los procesos metalúrgicos con una deformación del grano que mantiene una microestructura equiaxiada (ver **figura 2.3**) que impide que el metal se endurezca por deformación dentro de las desventajas que se tienen en este proceso es la tendencia de disminuir las propiedades microestructurales y mecánicas de tracción en la dirección del espesor así como tensiones residuales causadas por un enfriamiento desigual [25].

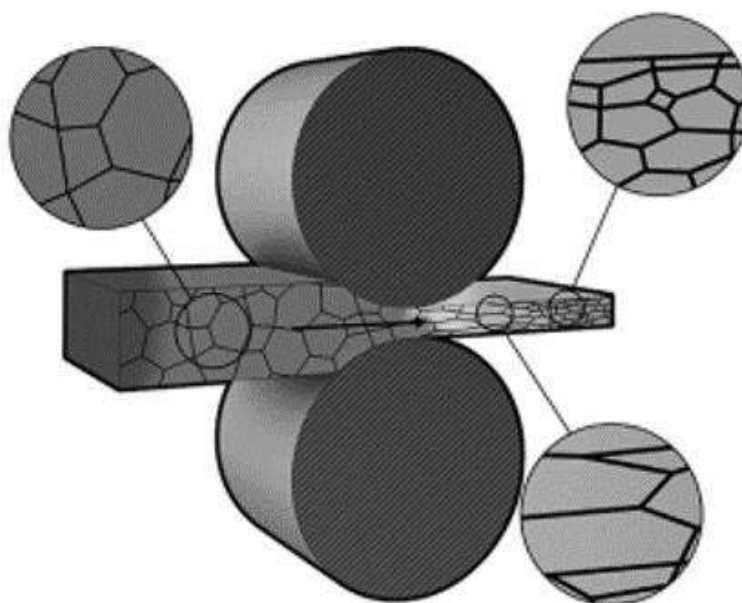


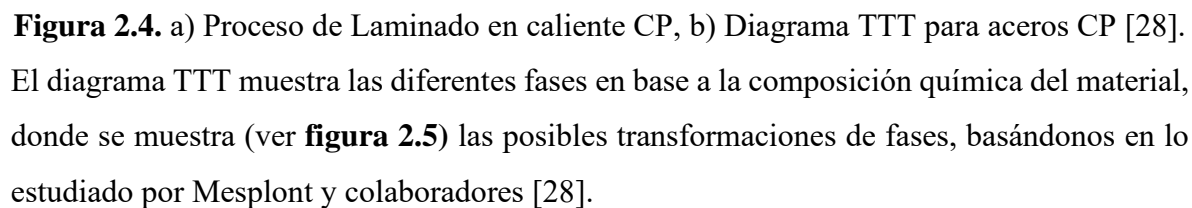
Figura 2.3. Operación de laminado en caliente [25].

2.2.1.2 Laminado en frío.

El laminado en frío es un proceso que reduce el espesor de la lámina en menor grado que la laminación en caliente este se aplica para inducir ductilidad en el acero que se consigue mediante el recocido del acero así como el aumento de la resistencia, un excelente acabado superficial y cuando se tiene que mantener un estricto espesor a lo largo de la chapa de lámina [25].

2.2.2. Definición, fabricación y propiedades del acero fase compleja CP780.

Los aceros de fase compleja (CP) están compuestos de ferrita, bainita y martensita. Estos ofrecen mejoras en el peso del vehículo a través de la reducción de calibre y alcanzan



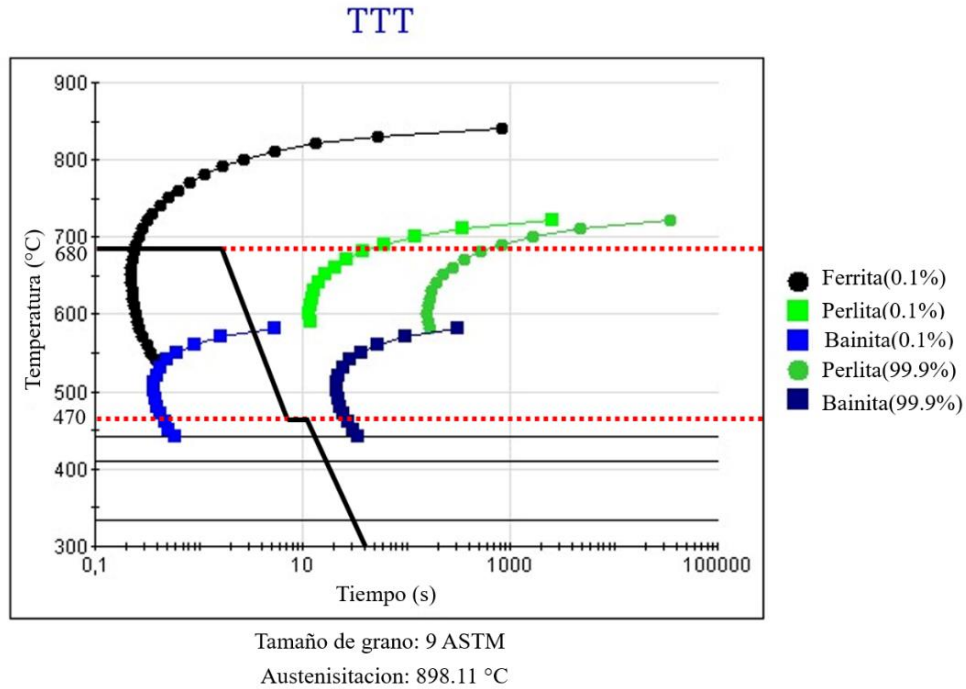


Figura 2.5. Diagrama de transformación temperatura-tiempo de un acero CP780 [28].

2.2.3. Metalurgia del sistema de aleación.

Los aceros fase compleja (CP) se caracterizan por un contenido de aleación muy bajo sumando hasta 3.4% en su peso total es por eso que la adición de elementos es crucial para lograr la microestructura y las propiedades deseadas pero principalmente para mantener el refinamiento de grano [23]. Como se puede observar en la **figura 2.6** donde se observan las fases presentes de bainita, martensita, ferrita y austenita retenida.

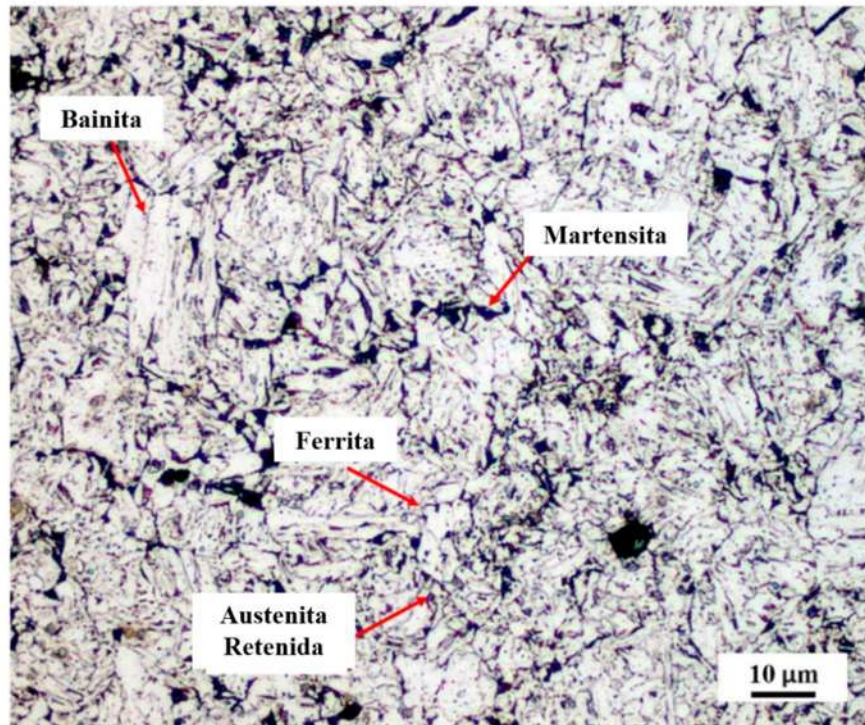


Figura 2.6. Microestructura metal base CP 780 [30].

Para los aceros CP su microestructura consiste en ferrita bainita y martensita, más eventualmente una pequeña cantidad de austenita retenida [28]. Recordando que estos aceros (CP) tienen elementos microaleantes como Manganeso (Mn); Titanio (Ti); Fosforo (P); Cromo (Cr); Silicio (Si); Niobio (Nb); Aluminio (Al). Mientras que el Cr y el Mo son adiciones de templabilidad, el Si suprime la formación de carburos [29].

2.2.3.1. Efecto del Manganeso (Mn).

El manganeso se disuelve en la matriz de ferrita que da como resultado la deformación de la red cristalina es así que dificulta el movimiento de las dislocaciones y disminuye el valor del límite elástico e fortalece la matriz ferrita [23].

2.2.3.2. Efecto del Silicio (Si).

El silicio estabiliza y refina el tamaño de grano de ferrita al aumentar la tasa de nucleación de ferrita a partir de austenita e fortalece la matriz ferrita [23].

2.2.3.3. Efecto del Aluminio (Al).

El aluminio es un estabilizador de ferrita también es insoluble en cementita y retarda su formación, tiene una formación de una capa de inhibición en la superficie del acero que a su

vez evita la formación de óxidos de Si/Mn y aumenta la energía de activación para la transformación de austenita en bainita [23].

2.2.3.4. Efecto del Fosforo (P).

El fosforo es menos efectivo para prevenir la formación de carburos que el Al o el Si y también es un endurecedor de solución sólida muy efectivo [23].

2.2.3.5. Efecto del Niobio (Nb).

El niobio mejora la tasa de nucleación de la ferrita y reduce la temperatura de transformación este se nuclea en los límites de grano austenítico y reduce su energía de activación en la formación de ferrita [23].

2.2.3.6. Efecto del Titanio (Ti).

El titanio se agrega para aumentar la resistencia del acero por refinamiento de grano y fortalecimiento de la precipitación por lo tanto da como resultado una ductilidad más baja que en los aceros con adición de Niobio (Nb) y tiene un efecto secundario en la precipitación de carburos de titanio [23].

2.2.3.7. Efecto del Cromo (Cr).

El cromo retrasa el inicio de la transformación de la fase austenita a la fase ferrita así que aumenta la templabilidad de los aceros entonces esta adición da como resultado una retención de austenita retenida [23].

2.2.3.8. Efecto del Molibdeno (Mo).

El molibdeno mejora la templabilidad de los aceros de automoción y se añade en cantidades limitadas de 0 a 0.3% en peso debido a su elevado costo, ayudando a mejorar la parte de fabricación del recocido en la laminación [31].

2.2.4. Aplicaciones del acero fase compleja CP780.

Este tipo de aceros son utilizados en aplicaciones que requieren alta resistencia y alta ductilidad, así como buena soldabilidad dentro de la estructura del vehículo se incluyen pilares B e pilares interiores es como estos juegan un papel clave en la protección de los ocupantes y el mantenimiento de la integridad estructural del vehículo durante un impacto lateral [9, 26]. Se muestra en la **figura 2.7**.

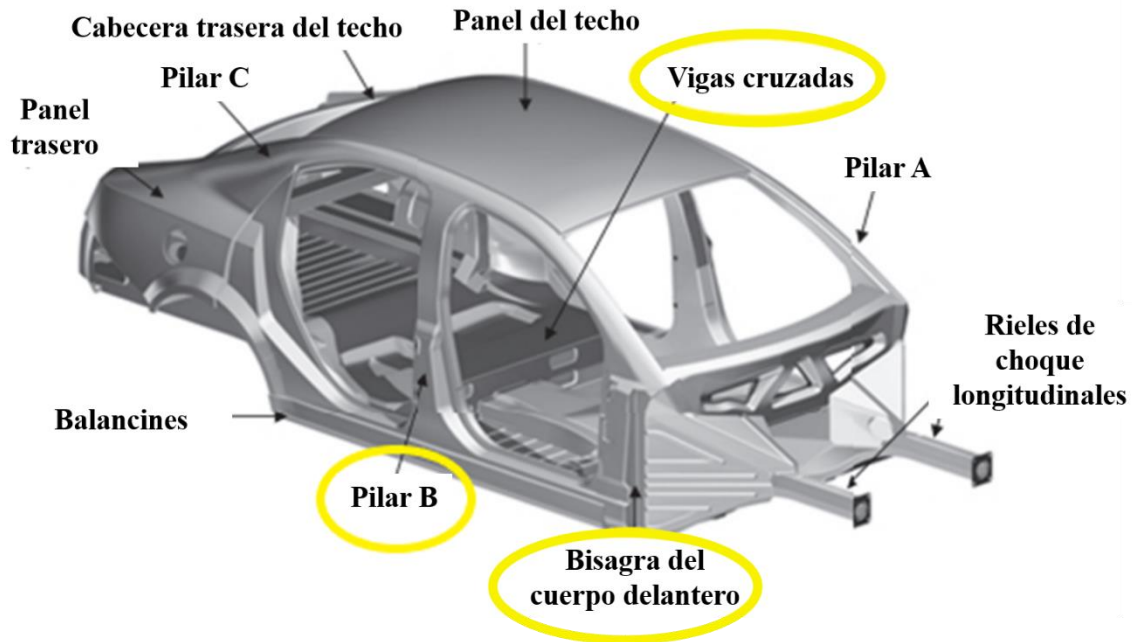


Figura 2.7. Acero de fase compleja (CP) en la conformación estructural del cuerpo de un automóvil (Monocasco). Componentes estructurales; pilar B, bisagra del cuerpo delantero, vigas cruzadas [1].

2.3. Generalidades de la soldadura por arco metálico con gas.

La tecnología de la soldadura ha obtenido acceso prácticamente a todas las ramas de la fabricación; por nombrar algunas, buques, equipos ferroviarios, equipos de carretera, construcción de edificios, calderas, vehículos de lanzamiento, tuberías, centrales nucleares, aviones, automóviles, tuberías [32].

2.3.1. Soldadura de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS).

Los problemas se han asociado con el enfoque de unión entre estos aceros avanzados de alta resistencia (AHSS). La durabilidad en fatiga de las uniones soldadas es uno de los principales factores que rigen la adopción generalizada de (AHSS) en estructuras de carrocería de automóviles [3, 33]. Dentro de los procesos de unión tenemos la soldadura por resistencia por puntos (RSW), también la soldadura por resistencia de costura (RSEW), así como la soldadura por rayo láser (LBW), y la soldadura por arco de metal con gas (GMAW). Se ha relacionado muchos de estos problemas de soldadura a la formación de martensita en la zona de soldadura en la que se encuentran tres modos de fallos siguientes como es la falla interfacial; en la que la fractura se propaga a través de la pileta. La falla por extracción; en la

que la pileta de soldadura se separa del metal base. La falla interfacial parcial; en la cual la fractura inicialmente se propaga a través de la pileta y luego se desvía a través del espesor de la lámina [3, 26].

La unión de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) mediante soldadura por fusión es difícil debido a sus propiedades de alta resistencia y microestructura compleja, esto conduce a problemas en la soldadura como una zona de fusión más amplia (ZF) así como ablandamiento, solidificación y agrietamiento en la (ZAT) todo esto debido a las altas tensiones residuales debido al alto calor aportado [33, 34].

2.3.2. Soldadura por arco metálico con gas en el acero CP780.

La soldadura por arco metálico con gas (GMAW) es uno de los métodos más comunes utilizados en la industria automotriz para ensamblar partes de la estructura en las carrocerías de automóviles con aceros de alta resistencia [14]. Los parámetros de soldadura representan una ventaja de procesos aceptables principalmente en el control del calor aportado es por eso que con el proceso de soldadura (GMAW) utilizando el modo de transferencia pulsada tiene un mecanismo que permite depositar metal con un bajo aporte de calor debido a la bajos puntos de fusión de los electrodos de la soldadura (GMAW) [30]. Entre otras ventajas como penetración profunda, cordón de soldadura suave, alta velocidad de soldadura, gran tasa de deposición de metal de aporte, menor salpicadura, menor distorsión y/o contracción de esfuerzos residuales, menor probabilidad de porosidad y defectos de fusión [35]. Se hizo cada vez más popular por las ventajas de la entrada de calor controlable con precisión y una gota por pulso fue considerado como el modo más estable de la soldadura por arco eléctrico pulsado con gas (GMAW-Pulsado) [4]. Se tienen tres modos típicos de transferencia de gotas en (GMAW-Pulsado); I.- (ODMP): una gota por pulsos múltiples, II.- (ODPP): una gota por pulso, III.- (MDPP): gotas múltiples por pulso) [10].

Los parámetros de estos pulsos de corriente tienen un efecto claro sobre la estabilidad del arco, la calidad de la soldadura, el aspecto del cordón y la geometría del cordón de soldadura. Los parámetros incorrectos pueden provocar defectos de soldadura como una superficie irregular del cordón, falta de fusión, socavados, quemaduras y rechupes [25].

Uno de los parámetros más importantes en el proceso GMAW es el cálculo del aporte térmico Q (J/mm) el cual podría calcularse de la siguiente manera según la norma europea EN 1011-1 [36].

$$Q = \frac{VI}{v} * k \quad (\text{Ec.1})$$

Donde:

Q - Aporte térmico.

V -Voltaje.

I - Corriente.

v - Velocidad del proceso de soldadura.

k - Eficiencia del proceso de soldadura.

La automatización es una dirección importante para el desarrollo futuro de la industria manufacturera así como el controlar la forma de onda de corriente de la soldadura fue una parte importante de mejora de la calidad del proceso (GMAW) [10].

2.3.3. Factores que afectan en la penetración de la soldadura.

Cuando el proceso y procedimiento de soldadura alcanzan una profundidad penetración más allá de la raíz, la dimensión efectiva de la garganta se incrementa si se consigue esta penetración esto reduce la cantidad necesaria de metal de aporte y el proceso puede realizarse a mayor velocidad de soldadura [37]. En la **figura 2.8**. Podemos observar las especificaciones para medir una unión soldada a traslape.

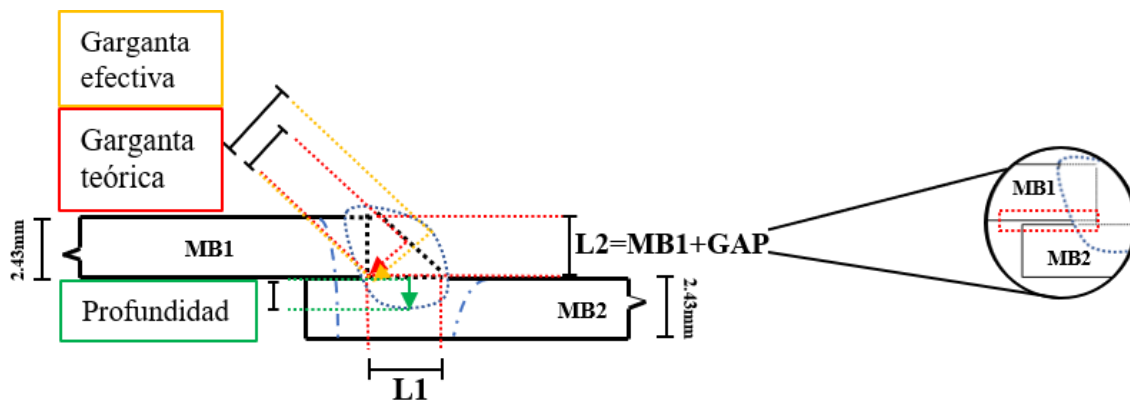


Figura 2.8. Especificaciones de zonas de medida de la unión soldada a traslape para garganta efectiva, garganta teórica, profundidad, pierna L1 y pierna L2, así como la distancia entre laminas.

Algunas de las variables que afecta en la penetración son:

- Procedimiento de soldadura (variables de soldadura).
- Posición del electrodo.
- Ajuste y alineación.
- Posición de soldadura.
- Polaridad.
- Diámetro del electrodo.
- Corriente y densidad de corriente.
- Tensión residual.
- Velocidad de alimentación del electrodo.
- Velocidad de desplazamiento.
- Temperatura de precalentamiento y entre pasadas.

Todos estos factores conocidos ya dentro del siglo XXI [37].

2.4. Porosidad en soldadura por el proceso de GMAW.

La temperatura de fusión de los aceros es de unos 1500°C, que es significativamente superior a la temperatura de ebullición del zinc (906°C). Esta situación provoca la formación de vapor de zinc a alta presión en la interfaz de las láminas de acero revestidas de zinc durante la soldadura [38].

Según la norma ISO sobre porosidad, la cantidad crítica de porosidad no debe exceder el 2% del área total del cordón en las juntas de soldadura [39].

Ahsan y col. [38] reportan que la cantidad de porosidad en la soldadura fue menor en aportes de calor entre 150 y 250 J/mm. Al aumentar el calor más allá de 250 J/mm, la cantidad de

porosidad aumentó rápidamente y alcanzó su máximo en torno a los 300 J/mm, así como se muestra en la **figura 2.8**.

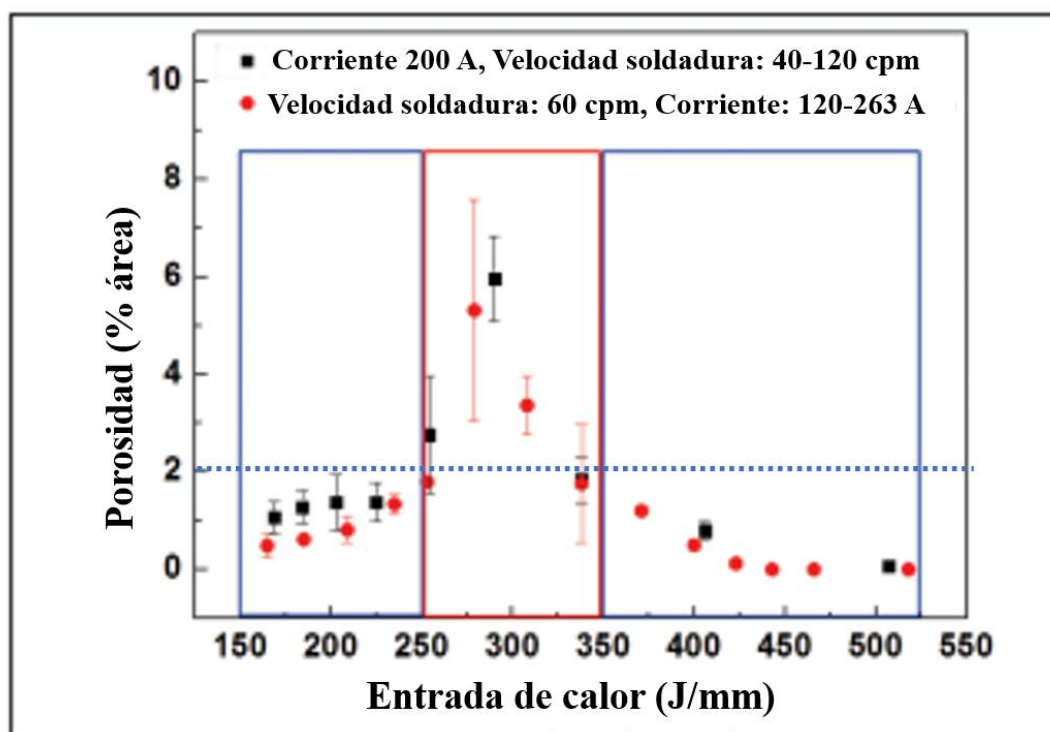


Figura 2.9. Grafica de porosidad contra calor de entrada [38].

La magnitud de la corriente de soldadura influye en la porosidad y el comportamiento del baño de soldadura, ya que la corriente determina la fuerza del arco, el aporte de calor, la cantidad de vaporización de zinc y la viscosidad del baño de soldadura. Los parámetros de posición de la antorcha también tienen efectos considerables en la porosidad de la soldadura porque determinan dónde se concentran el arco, la fuerza del arco y el aporte de calor ejemplificando con un diagrama de posición de la antorcha y trabajo como en la **figura 2.10**. [40].

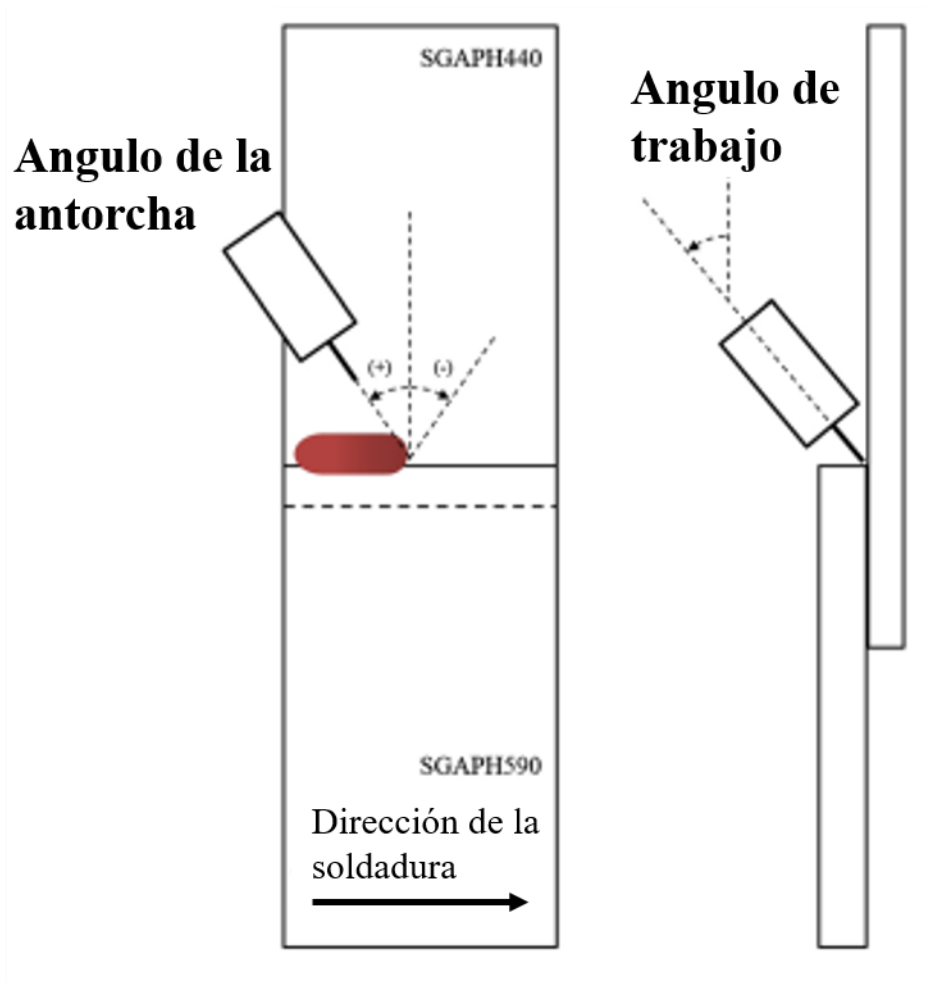


Figura 2.10. Configuración de ángulos de antorcha y trabajo para proceso de soldadura de láminas delgadas [40].

La posición de orientación de la antorcha y el ángulo de trabajo pueden determinar donde se concentra la fuerza del arco y el calor aportado teniendo efectos considerables en la porosidad como se observa en la **figura 2.11.** y **tabla 2.2.** [40].

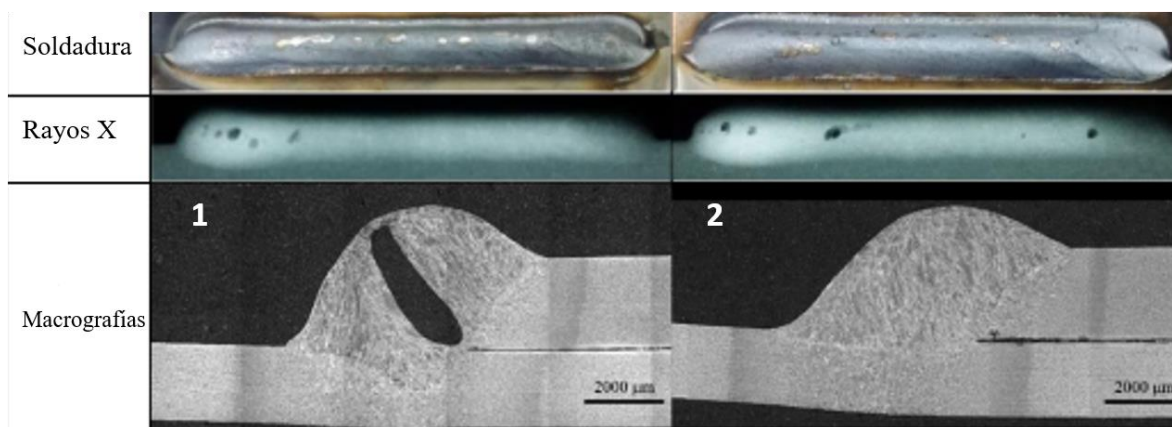


Figura 2.11. Comparaciones de los parámetros de soldaduras con rayos x y macrografías.

Tabla 2.2. Parámetros comparativos de las condiciones de soldaduras.

Condición	Corriente (A)	Angulo de antorcha (°, grados)	Angulo de trabajo (°, grados)	Voltaje (V)	Entrada de calor (J/mm)	Porosidad (%área)
1	185	-35.0	55.0	16.4	465.5	1.0014
2	185	35.0	55.0	17.2	489.2	3.0907

2.5. Ensayos no destructivos.

Se realiza exámenes y evaluaciones para verificar la integridad estructural de las piezas sin comprometer las propiedades mecánicas o químicas del material. Existen muchos tipos diferentes de los más utilizados son los ensayos por ultrasonido, los ensayos por partículas magnéticas, la inspección por líquidos penetrantes, la inspección por radiofrecuencia [41].

2.5.1. Líquidos penetrantes

El ensayo por líquidos penetrantes (LPT) es uno de los métodos de detección de grietas más sencillos y eficaces utilizados en la industria, ya que permite comprobar una amplia gama de materiales basándose en el principio de ascenso capilar y se utiliza para detectar discontinuidades superficiales [42].

2.5.2. Radiografía industrial.

Es una técnica de inspección volumétrica que permite detectar discontinuidades macroscópicas e incluso variaciones en la configuración interna del material a inspeccionar

con una gran ventaja de la radiografía industrial es que proporciona un registro permanente de las discontinuidades encontradas [43].

CAPITULO 3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

En la **Figura 3.1** se presenta el diagrama de flujo del desarrollo experimental que es llevado a cabo en el presente trabajo de investigación:

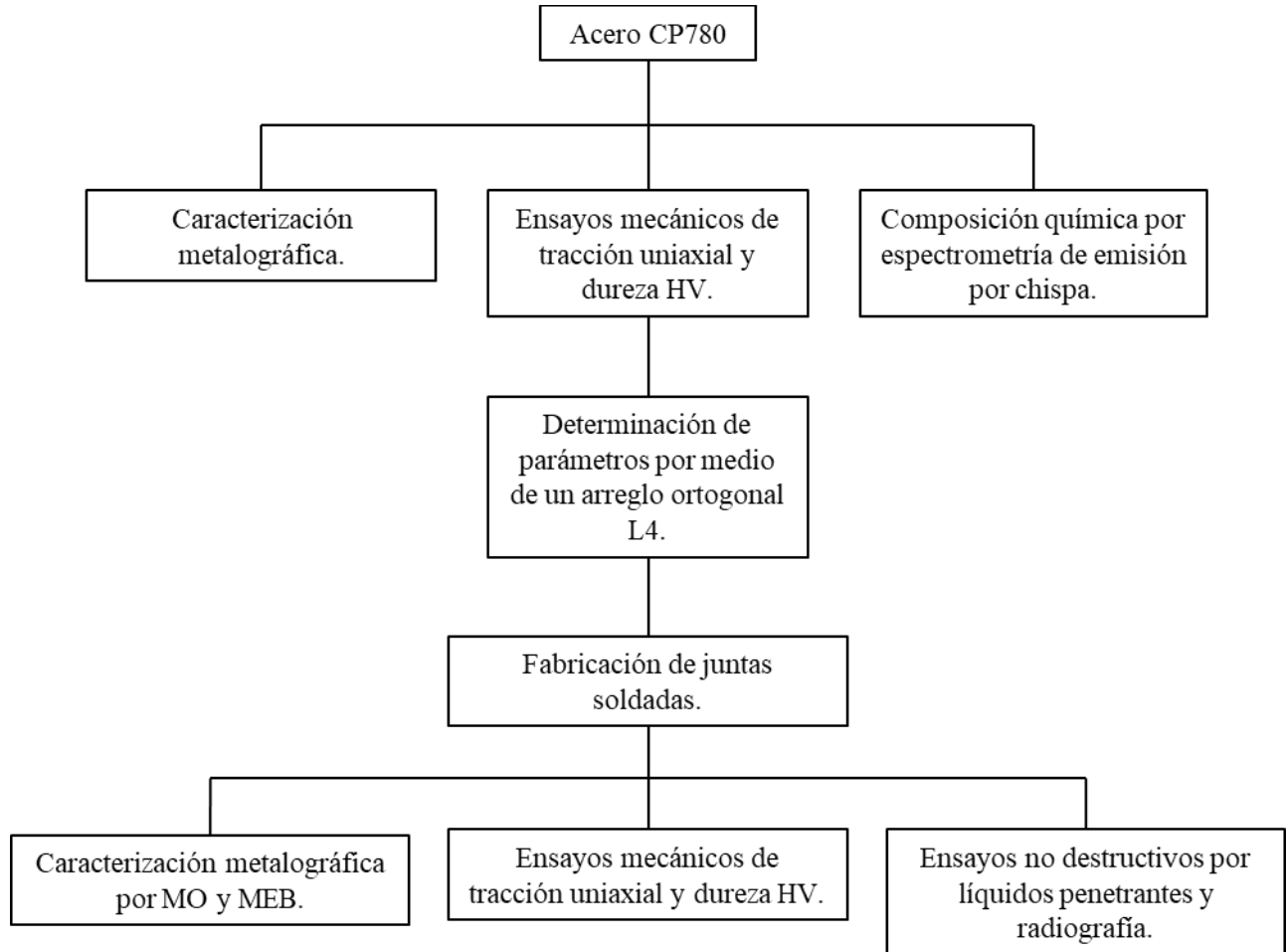


Figura 3.1. Diagrama de flujo para el desarrollo experimental.

3.1. Materiales.

Placa de acero avanzado de alta resistencia (AHSS) con 2.44 mm de espesor; Electrodo de bajo punto de fusión ER70S-3 y SM-70MT bajo el distribuidor Lincoln y Hyundai, respectivamente; Con Aporte de gas con Argón (Ar) 75%, Dióxido de Carbono (CO₂) 25%. La composición química del metal base (MB) y electrodo se muestra en la **tabla 3.1**. La composición química de los electrodos se realizó por espectrometría de emisión por chispa en un espectrómetro Bruker elemental FE110COP.

Tabla 3.1. Composición química acero avanzado de alta resistencia (CP780), electrodo ER70S-3 y electrodo SM-70MT (Lincoln y Hyundai, respectivamente), (% e.p).

3.2. Parámetros generales.

Las láminas se soldaron a traslape en posición de ángulo de trabajo a 45° sobre la base de trabajo y el ángulo de la antorcha se inclinó 20° con referencia a la normal del material base

	C	Mn	Ti	P	Cr	S	Si	Nb	Al	V	Cu	Mo	Zr	Fe
CP780	0.101	1.084	0.132	0.004	0.927	0.0038	0.495	0.015	0.017	0.0073	0.011	0.024	/	97.72
ER70S-3	0.078	0.823	0.0011	0.007	0.016	0.018	0.371	0.028	0.0048	0.0011	0.113	0.0098	0.0027	/
SM-70MT	0.099	0.896	0.016	0.003	0.048	0.0099	0.024	0.718	0.0066	0.005	0.322	0.021	0.001	/

(MB) con un *stick out* de 12 mm sobre el metal base para realizar la soldadura de filete durante la aplicación del cordón como se ilustra en la **figura 3.2**.

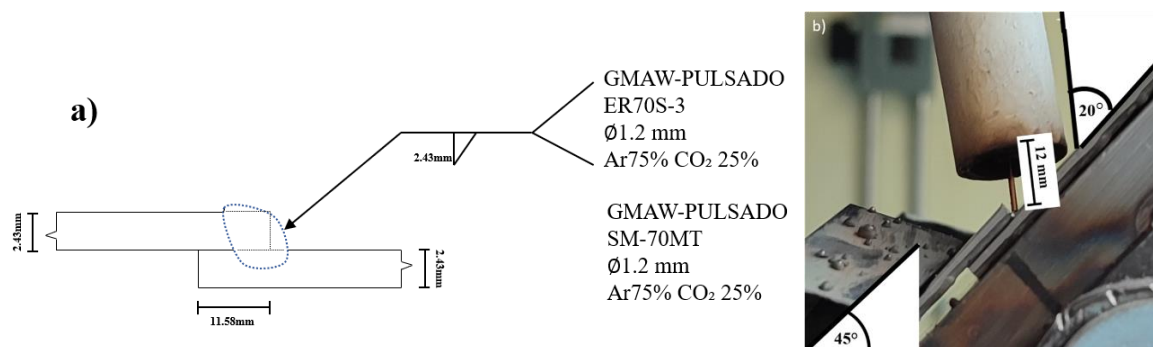


Figura 3.2. Diagrama referencial. a) Configuración de las juntas a soldar, b) Configuración de las juntas a soldar sobre la base de trabajo.

3.2.1. Corte y preparación de las láminas.

Se cortaron las láminas en dimensiones de 160 mm x 75 mm tomas de láminas de 555 mm² como se muestra en la **figura 3.3**. Se realizó un mecanizado de fresado lateral en los filetes y todas las muestras se desengrasaron completamente con acetona al borde a unir como se observa en la **figura 3.4**.

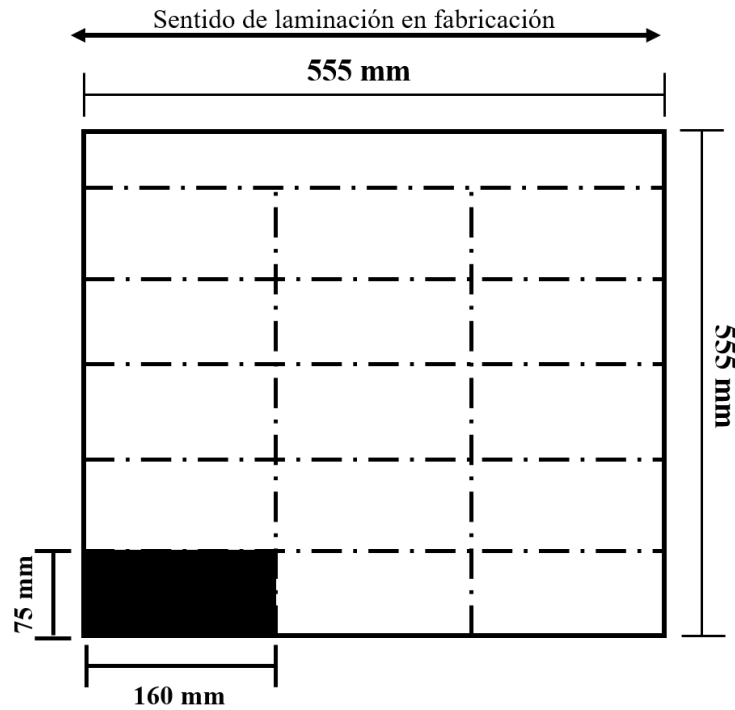


Figura 3.3. Corte de las laminas CP780 en placas para su union.

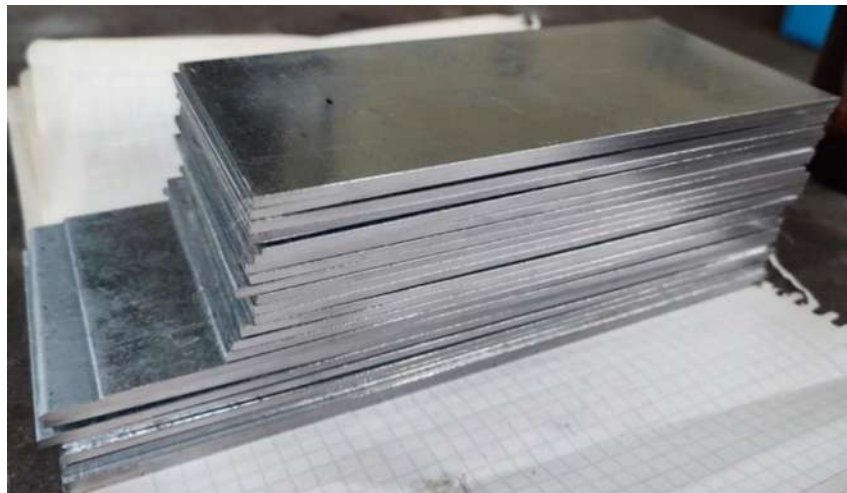


Figura 3.4. Fresado de las orillas de las placas CP780 para la unión a soldar.

3.2.2. *Parámetros generales de la soldadura.*

Las condiciones de la soldadura se determinaron por medio de un diseño de metodología ortogonal Taguchi, con el estudio de tres factores; (1) frecuencia de pulso (F_p), (2) Electrodo

Lincoln ER70S-3 y (III) Electrodo Hyundai SM-70MT. Cada factor es trabajado en dos niveles, generando un arreglo L4 (2^2), como se muestran en la **tabla 3.2**.

Tabla 3.2. Condiciones de estudio de la soldadura.

Condición	Frecuencia (Hz)	Electrodo
S1	8	ER70S-3
S2	8	SM-70MT
S3	10	ER70S-3
S4	10	SM-70MT

Los parámetros generales de la soldadura se mantuvieron constantes para cada una de las condiciones que se muestran en la **tabla 3.3** a excepción de la variación de los factores mencionados en la **tabla 3.2**.

Tabla 3.3. Parámetros generales de la soldadura.

Parámetros	Condición	Condición
	S1, S3	S2, S4
Corriente (A)	193	193
Velocidad de la soldadura (mm/s)	16	16
Flujo de gas(L/mm)	25	25
Calor teórico suministrado (kJ/mm)	0.225	0.225
Voltaje (V)	22	22
Stick-out (mm)	12	12
Velocidad de alimentación del alambre(m/min)	3.7	3.7
Angulo de antorcha (°, grados)	20°	20°
Angulo de trabajo (°, grados)	45°	45°
Angulo de desplazamiento de la antorcha (°, grados)	15°	15°
Frecuencia (Hz)	8	10

3.3. Fabricación de la base de trabajo para sujeción de las placas para el proceso de soldeo.

El diseño de elementos para la base de trabajo la cual se realizó en dos partes una para la placa móvil ajustable de 0° a 45° para la mejora experimental que se realizó a favor de igualar con las condiciones de campo real en la industria, con un espesor de 12 mm y otra para la parte fija, así como las piezas de sujeción de las placas de trabajo y su tornillería. Como se observa en la **figura 3.5**.

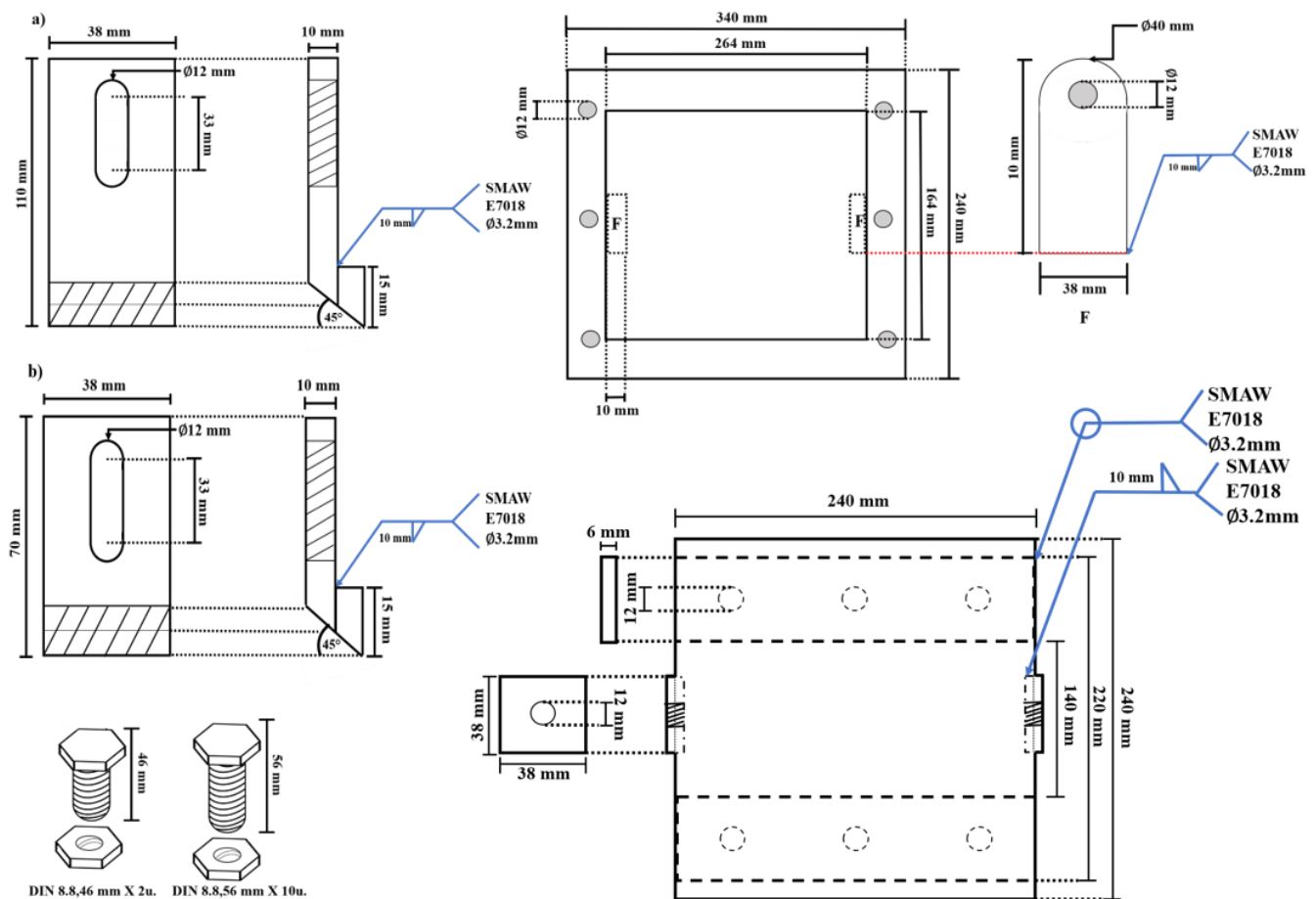


Figura 3.5. Soporte angular para realizar las uniones soldadas.

3. 4. Caracterización microestructural y mecánica metal base (MB).

3.4.1. Preparación metalográfica del MB.

Se cortó y mecanizó en sentido transversal, longitudinal y superficial una pieza de acero avanzado de alta resistencia (AHSS) CP 780 en forma cuadrangular. Como se observa en la **figura 3.6**. La preparación metalográfica se realizó en 3 etapas: I.- Esmerilado mecánico con

papel abrasivo de carburo de silicio de diferentes granos (comenzando con grano 80, (escalados de 200 en 200) hasta el grano 2500); II.- Pulido espejo de las probetas utilizando 5 y 1 μm de óxido de aluminio (Al_2O_3); III.- Ataque químico por inmersión con nital al 5%, durante 8 segundos, en base a la norma ASTM 407-07 [44].

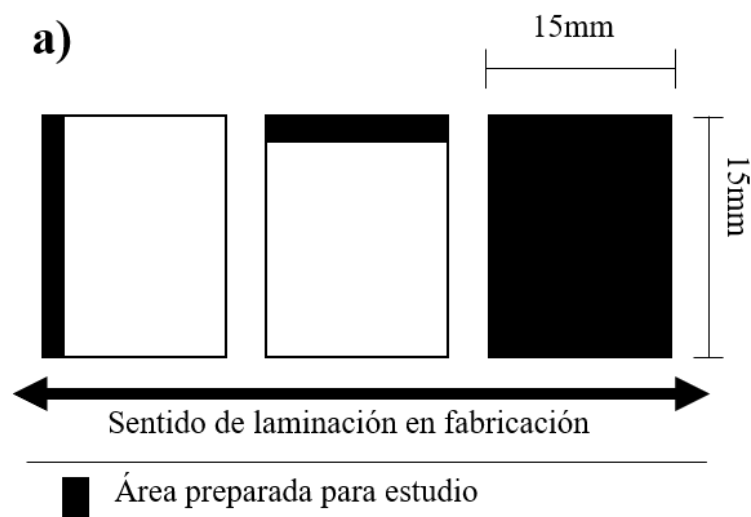


Figura 3.6. Mecanizado de las probetas de acero CP780.

3.4.2. Ensayo de tracción uniaxial MB.

Ensayándose un total de seis probetas de las cuales tres corresponden al sentido longitudinal y las otras tres al sentido transversal de la laminación de fabricación del MB, con la condición dada a una velocidad de 3mm/segundos, bajo el estándar ASTM E8-13a [45], con probetas rectangulares (*subsize*) (ver **figura 3.7**). Estas se ensayaron en una máquina ZwickRoell Z100.

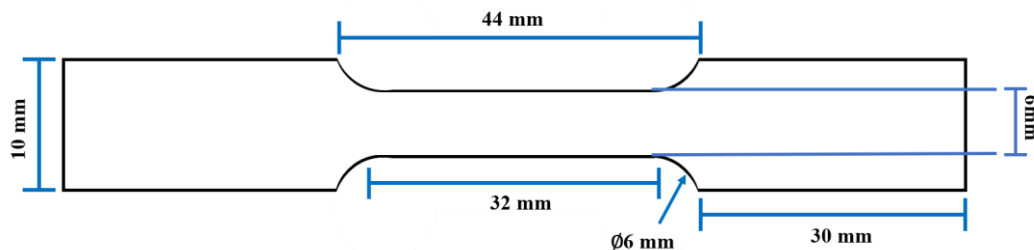


Figura 3.7. Probeta del material base para prueba de tracción uniaxial.

3.4.3. Ensayo de microdureza del MB.

Se evaluó con un indentador tipo Vickers con una carga de 100 gramos durante un tiempo de 10 segundos con un patrón de 31 mediciones aleatorias bajo el estándar ASTM E384-17 [46] como se observa en la **figura 3.8**. Ensayadas en un microdurómetro Vickers HM-200 (Mitutoyo, Yehan Numata, Japón).

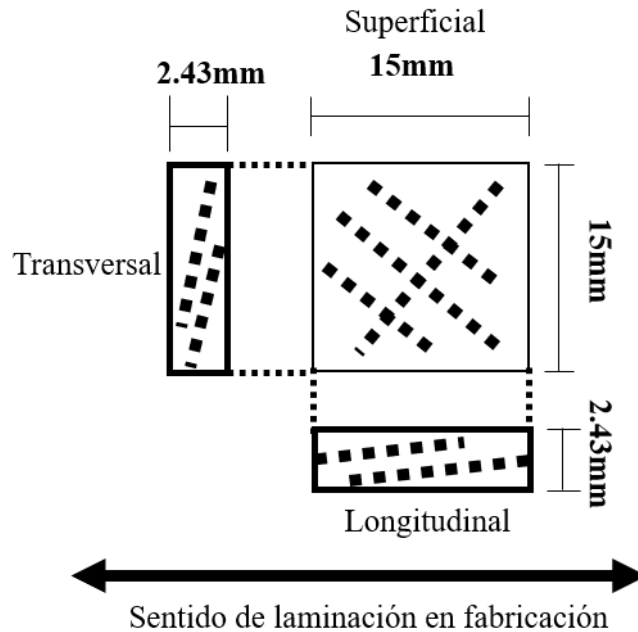


Figura 3.8. Indentaciones aleatorias sobre superficie frontal, longitudinal y transversal.

3.5. Graficas comparativas de corriente, voltaje y potencia contra tiempo.

Se consideró como zona de estudio efectiva a 110 mm en el centro de las placas a lo largo del cordón de la soldadura como se muestra en la **figura 3.9**.

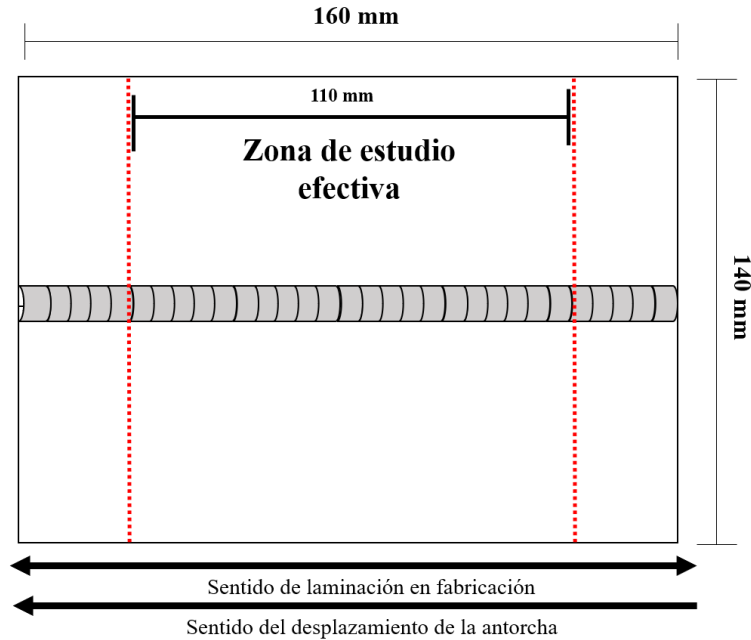


Figura 3.9. Diagrama de la zona efectiva de estudio.

3.6. Preparación microestructural y mecánica del material soldado.

Del proceso experimental se obtuvieron cuatro placas con las distintas condiciones establecidas.

3.6.1. Preparación metalográfica de las placas soldadas.

Se cortaron y mecanizaron las placas soldadas en probetas de ensayos como se observa en la **figura 3.10 a) y b)**. Se tomó el corte de las probetas al centro de las placas considerando una estabilidad de los parámetros establecidos al centro de la corrida del cordón de la soldadura.

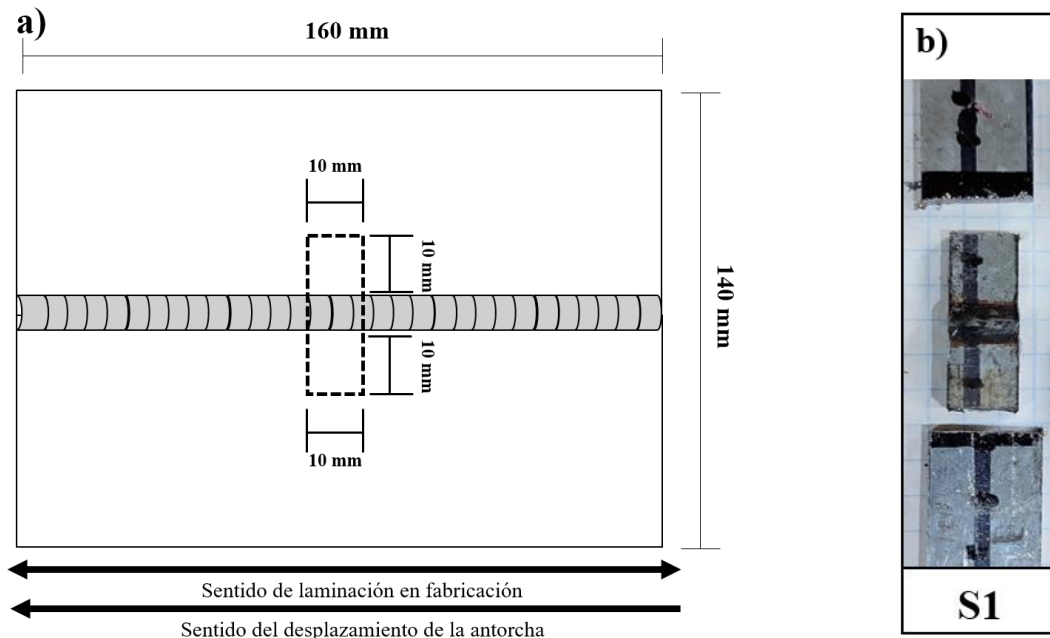


Figura 3.10. Configuración para la obtención de probeta para caracterización microestructural y macroestructural. a) Diagrama de corte para las placas b) Corte real de la probeta.

La preparación metalográfica se realizó en 3 etapas: I.- Esmerilado mecánico con papel abrasivo de carburo de silicio de diferentes granos (comenzando con grano 80, (escalados de 200 en 200) hasta el grano 2500); II.- Pulido espejo de las probetas utilizando 5 y 1 μm de óxido de aluminio (Al_2O_3) (ver **figura 3.11 a**); III.- Grabado químico por inmersión con 5% de nital, durante 8 s (ver **figura 3.11 b**). En base a la norma ASTM 407-07 [44].

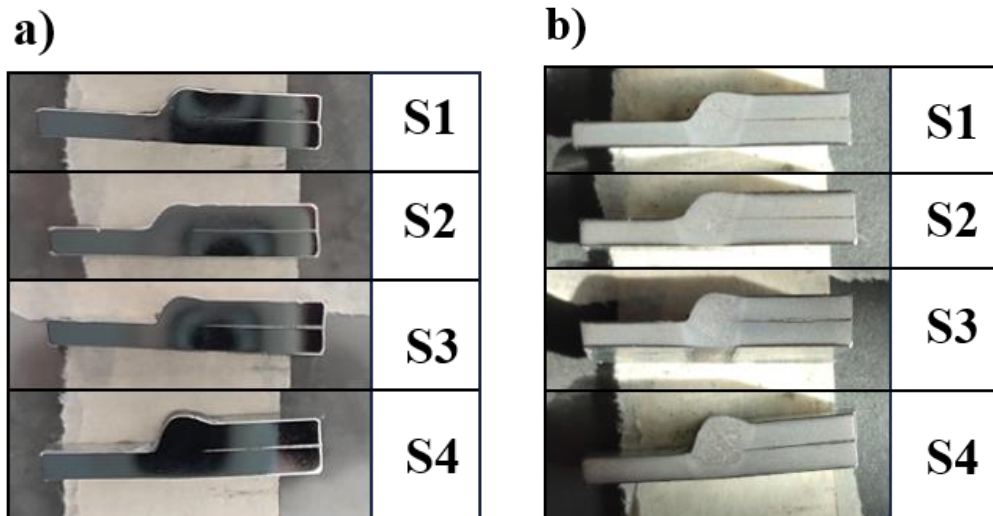


Figura 3.11. Preparación metalográfica para las cuatro condiciones establecidas. a) Acabado final en la metalografía para las cuatro condiciones. b) Ataque químico para las 4 condiciones.

3.6.2. Ensayo de tracción uniaxial del material soldado.

La ejecución de pruebas de tracción uniaxial en la zona del material base (MB) se completó de acuerdo con las indicaciones establecidas en la norma ASTM E8 [47]. Todo este procedimiento tiene como objetivo determinar la resistencia máxima a la tracción, el límite elástico y el alargamiento. Para la evaluación de las soldaduras, se procedió a cortar muestras de 50 mm de ancho de las uniones soldadas por traslape, como se ilustra en la **figura 3.12 a) y b).**

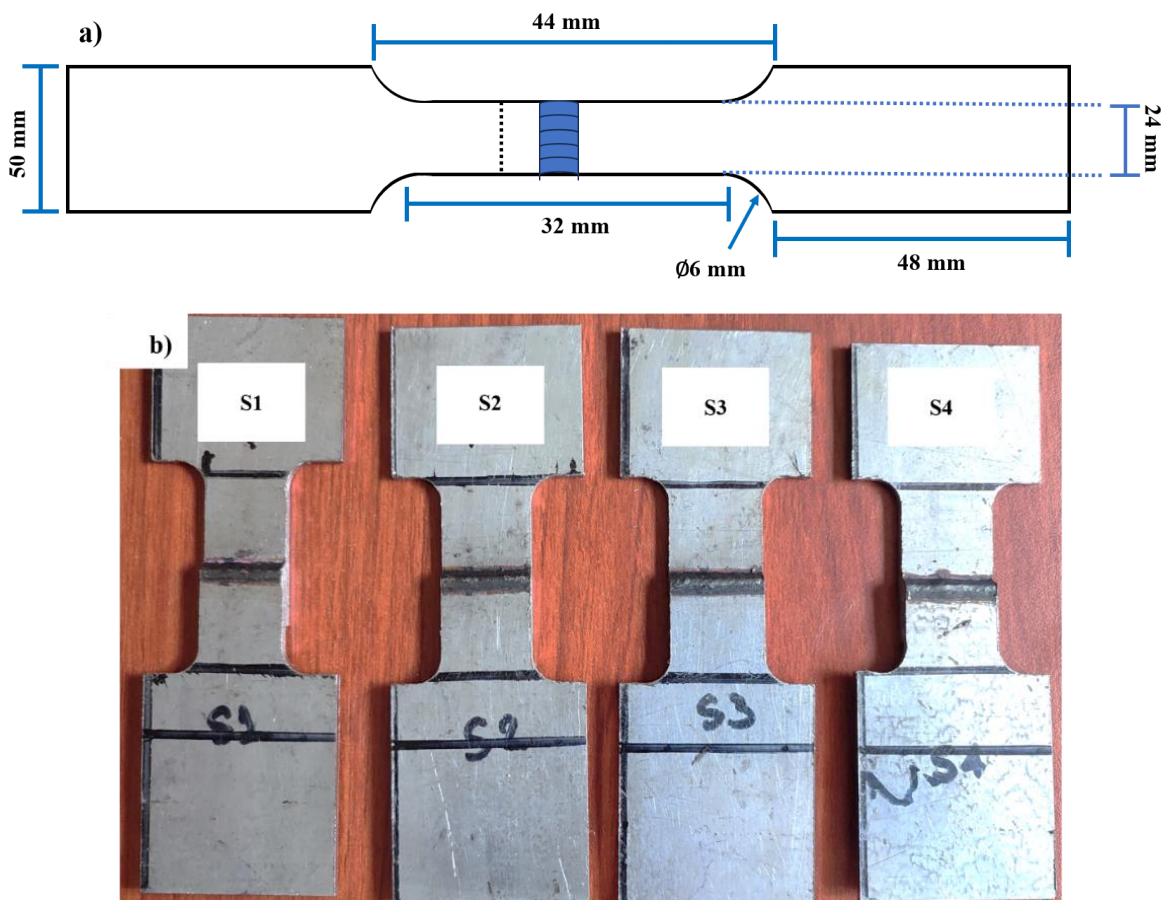


Figura 3.12. a) Diseño de probeta para ensayo de tracción uniaxial del material soldado, b) Probetas de tensión soldadas.

3.6.3. Ensayo de microdureza del material soldado.

Se llevó a cabo la evaluación mediante un indentador tipo Vickers, aplicando una carga de 100 gramos durante un lapso de 10 segundos en el centro de los perfiles donde se realizaron en tres zonas distintas: la primera en la zona del material base (MB) con una separación de 0.300 mm entre indentaciones, la segunda en la zona afectada térmicamente (ZAT) con una separación de 0.150 mm entre indentaciones, y la tercera en el cordón de soldadura con una separación de 0.100 mm entre indentaciones. Se proporciona un esquema que ilustra la trayectoria seguida por las mediciones de microdureza en las diversas uniones soldadas a traslape, como se muestra en la **figura 3.13**.

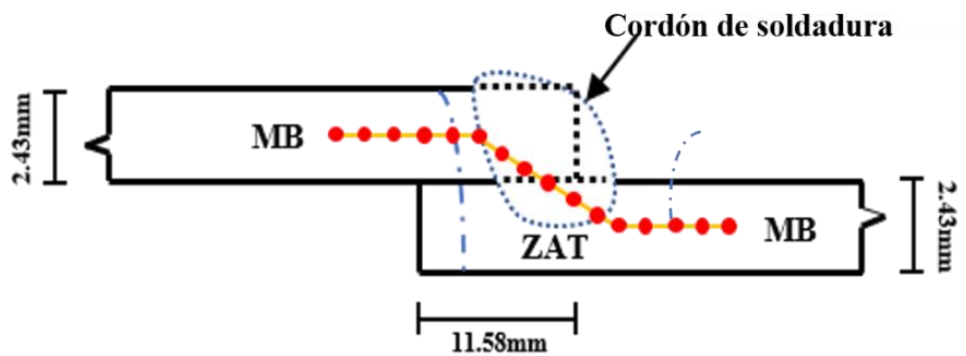


Figura 3.13. Patrón de indentaciones en el perfil de las soldaduras.

CAPITULO 4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

4.1. Caracterización microestructural y evaluación mecánica del material base.

4.1.1. Micrografías obtenidas por la caracterización microestructural.

4.1.1.1. Microscopia óptica MB.

Las imágenes obtenidas mediante MO se pueden observar en la **figura 4.1** y mediante el apoyo de un software computacional se analizaron y obtuvieron tamaños de granos promedio de 12 μm para la superficie y un promedio de 8 μm para las áreas longitudinal y transversal en las cuales se logra observar en la **figura 4.1 c)** algunos granos alargados y alineados entre sí.

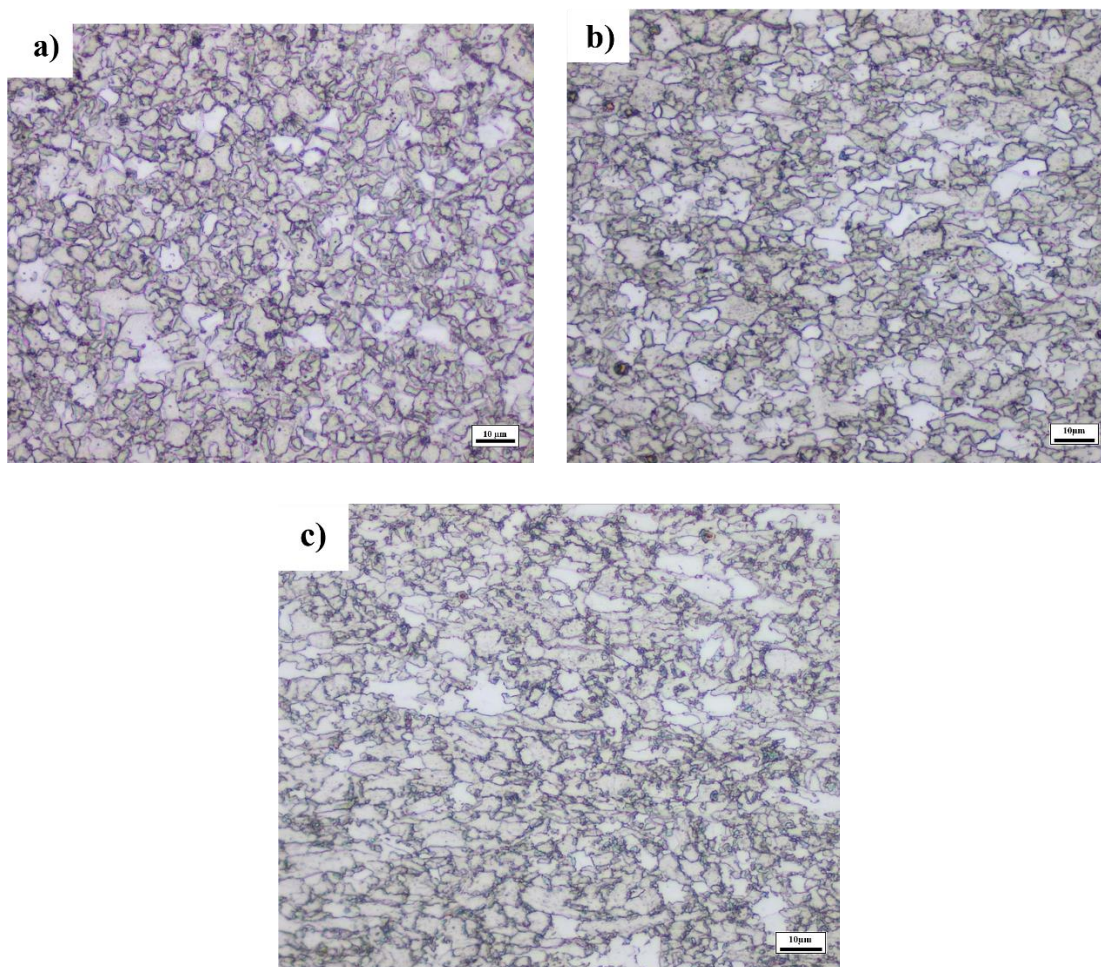


Figura 4.1. Micrografías a 100x del acero CP780 a) Superficial, b) Longitudinal y c) Transversal por microscopía óptica.

En la literatura podemos encontrar una conformación de fases presentes de ferrita, martensita y bainita así como porciones de austenita retenida lo cual corresponde al material base empleado en este estudio [28].

4.1.1.2. Microscopía electrónica de barrido MB.

Del estudio por medio de MEB se obtuvo una imagen que se muestra en la **figura 4.2** identificando las fases presentes dentro de la matriz bainítica. El material base está compuesto principalmente de ferrita, bainita, austenita retenida y martensita.

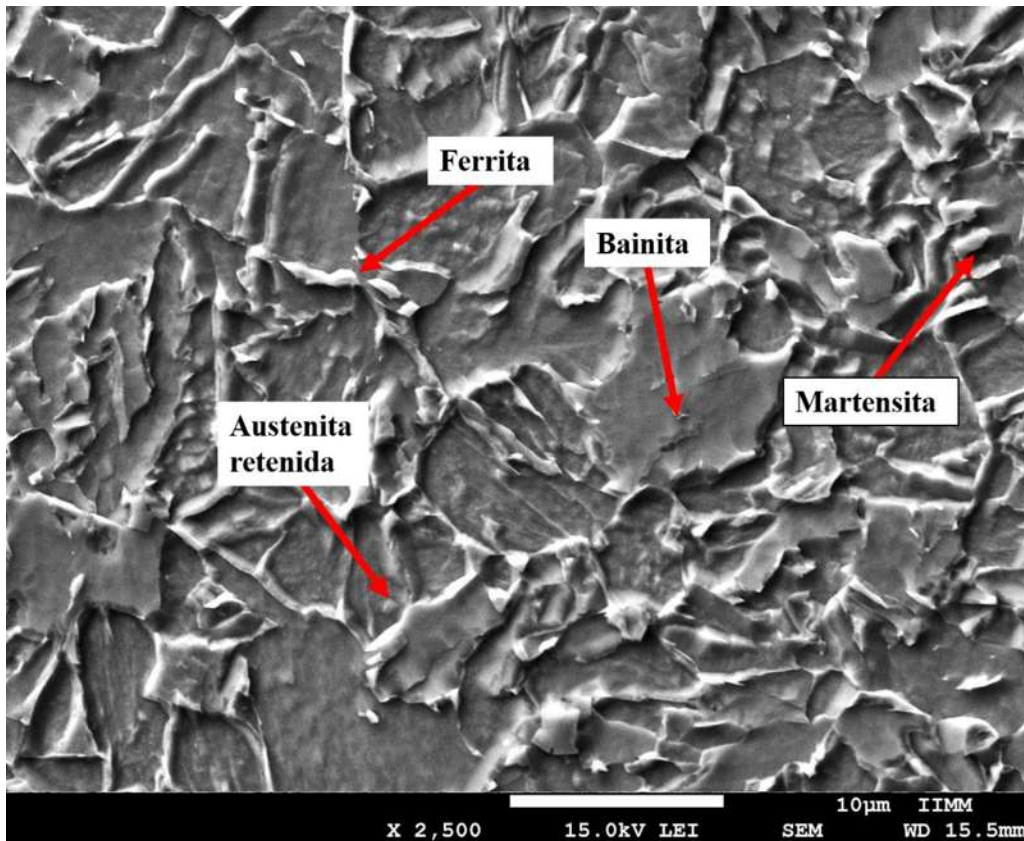


Figura 4.2. Micrografía a 2500x del acero CP780 por Microscopía electrónica de barrido.

4.1.2. Ensayo de tracción uniaxial.

Los resultados promedio obtenidos del ensayo de tracción uniaxial se muestran en la **tabla 4.1**. Se ensayaron un total de seis probetas de las cuales tres corresponden al sentido longitudinal y las otras tres al sentido transversal de la laminación de fabricación del MB,

con la condición dada a una velocidad de 3 mm/segundos de desplazamiento del cabezal, estos resultados se alinean con lo observado en la literatura.

Tabla 4.1. Resultados de ensayo de tracción uniaxial del MB.

	Módulo de Young (GPa)	Límite elástico (MPa)	Fuerza máxima (MPa)	Reducción de área (%)
Longitudinal	248.33	771	819.33	19.5
Transversal	240.33	780.66	819.33	13.63

4.1.2.1. Análisis de la fractura por MEB.

Se obtuvieron macrografías de las fracturas de las probetas ensayadas longitudinalmente y transversalmente (ver figura 4.3). El análisis reveló una forma de fractura dúctil, que se caracteriza por un comportamiento considerablemente elástico antes de llegar al punto de ruptura. En esta instancia, la rotura del material ocurrió de manera gradual y progresiva, mostrando deformación plástica antes de la ruptura final como menciona Davis y colaboradores en su libro ensayos de tracción [48].

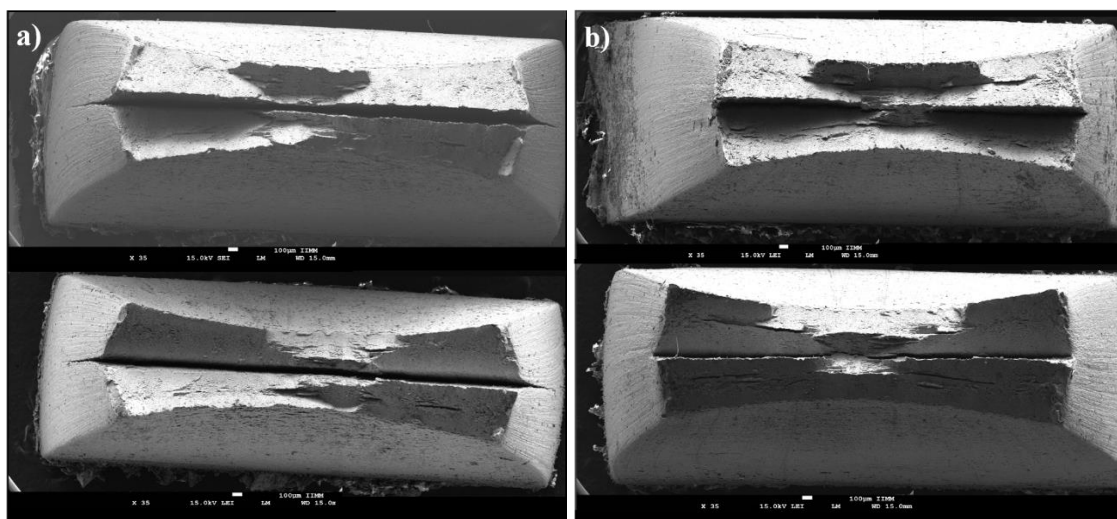


Figura 4.3. Macrografías de la sección fracturada del MB a 35x, a) Longitudinal y b) Transversal.

Se observó que se presentaba porosidad interna sobre el área fracturada por lo que se realizó un análisis puntual (ver **figura 4.4**), posteriormente se hizo un análisis por EDS donde se

encontraron carbono nitruros de titanio presentes en el interior de la porosidad (ver **figura 4.5**) Considerando la posibilidad de favorecer la fractura, Bruycker y colaboradores señalan la presencia de titanio en la composición del acero CP durante su proceso de fabricación [29].

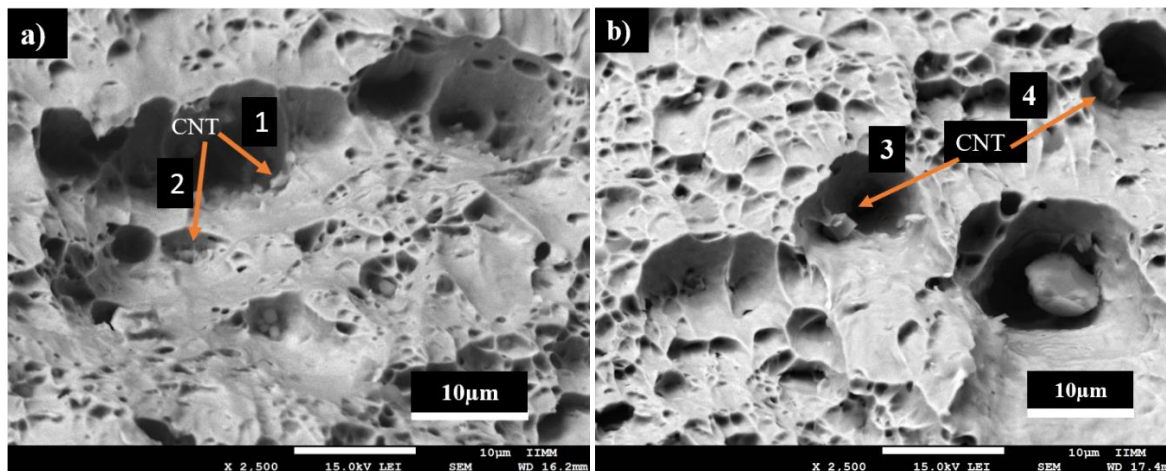
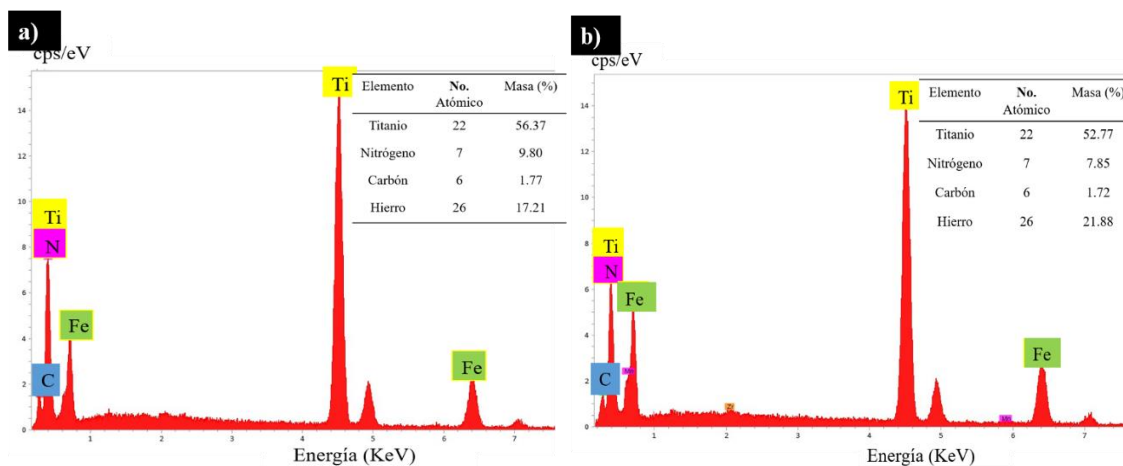


Figura 4.4. Micrografías, a) Longitudinal y b) Transversal.



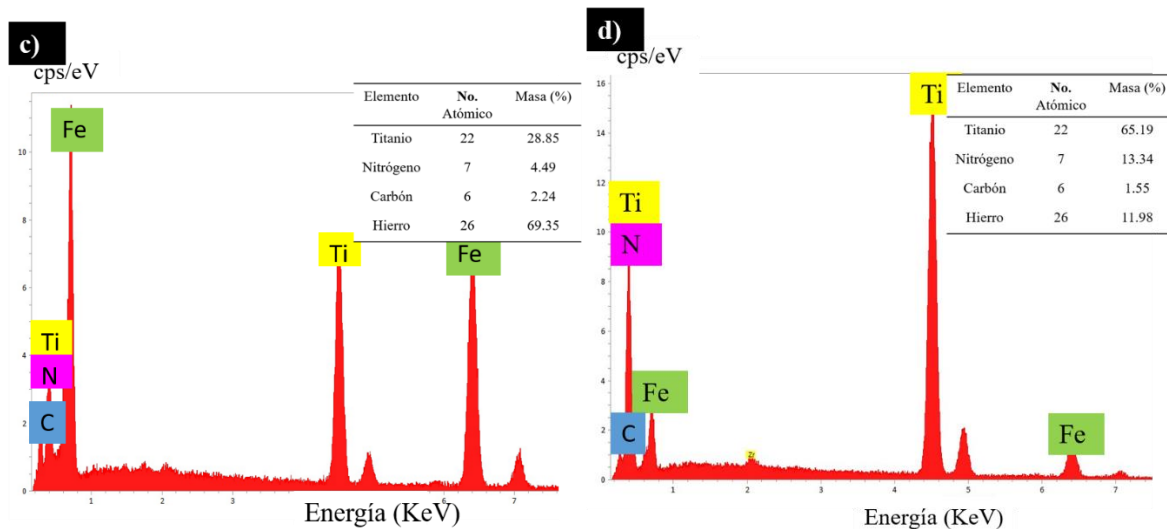


Figura 4.5. Análisis de EDS a) y b) Longitudinal y c) y d) Transversal.

4.1.3. Ensayo de microdureza del MB.

De los ensayos de microdureza se obtuvo un valor promedio para cada una de las áreas examinadas a partir de las indentaciones, y los resultados fueron de ~312 HV para la dirección transversal, ~315 HV para la dirección longitudinal y ~292 HV para la superficie, tal como se presenta en la **tabla 4.2**.

Tabla 4.2. Mediciones obtenidas del ensayo de microdureza del MB.

	Longitudinal	Transversal	Superficial
Microdureza			
promedio de 31 mediciones	315.80	312.96	292.79
aleatorias HV 0.1			

4.2. Graficas de corriente, voltaje y potencia contra tiempo.

Se aplicaron los mismos parámetros en las cuatro condiciones, y se estableció una zona de estudio efectiva para facilitar la comparación entre ellas. Esta zona se mantuvo constante en términos de corriente, voltaje y potencia, como se puede apreciar en la **figura 4.6**, que presenta gráficos combinados de las cuatro condiciones.

En la **figura 4.6 a)**, la condición S3 presenta la elevación más significativa de corriente, lo cual podría generar una mayor entrada de calor en la zona de fusión. Esto, a su vez, puede resultar en cambios microestructurales propensos a la fragilidad debido a las considerables diferencias de temperatura. En cuanto a la condición S4, se encuentra en un punto intermedio entre los valores comparativos. Entre los 3000 y los 5000 milisegundos, se observa una estabilidad creciente, lo cual es beneficioso para obtener resultados consistentes, mientras que la parte baja de la curva podría generar un aporte de calor reducido con una fusión limitada en la misma corrida. La relación entre S1 y S2 es destacable, con variaciones bajas de corriente, pero con un declive al final de la zona de estudio para S1, indicando una fusión deficiente en la unión y una entrada de calor insuficiente.

En lo que respecta al voltaje frente al tiempo (ver **figura b)**), los resultados son favorables para S2, mostrando aumentos constantes con poca variación entre el voltaje inicial y final. Por otro lado, S4 exhibe inestabilidad con picos altos y bajos muy pronunciados, al igual que S3, donde la caída es más pronunciada que en todas las demás condiciones.

En el análisis de la potencia frente al tiempo (ver **figura c)**), se tomó un promedio de 4800 watts, siendo beneficiosa para S4 en el intervalo de 0 a 2500 milisegundos con variaciones mínimas entre picos y crestas. Contrariamente, para S3 se observa una inestabilidad significativa generada por una corriente elevada y un bajo voltaje. En cambio, para S1, la potencia fue baja debido a una corriente reducida y un voltaje alto. Esto se debe a que la velocidad de fusión durante el funcionamiento pulsado de la GMA depende de la velocidad de respuesta de la fuente de potencia de soldadura [49].

Para el análisis posterior e individual de cada condición, se agregarán ensayos no destructivos, que podrán llevarse a cabo después de 24 horas de la soldadura. Estos ensayos contribuirán a evaluar la compresión superficial e interna, siendo esenciales antes de proceder a la destrucción de las muestras para completar su estudio. Se adjunta la **tabla 4.3** con los valores promedio de corriente, voltaje y calor suministrado para las cuatro condiciones.

Tabla 4.3. Calor teórico de aporte para las condiciones S1, S2, S3 y S4.

S1	S2	S3	S4
----	----	----	----

Calor teórico de aporte

(J/mm)	216.69	217.52	225.27	219.55
Voltaje (V)	19.67	19.33	18.44	18.78
Corriente (A)	239.07	244.16	265.10	253.73

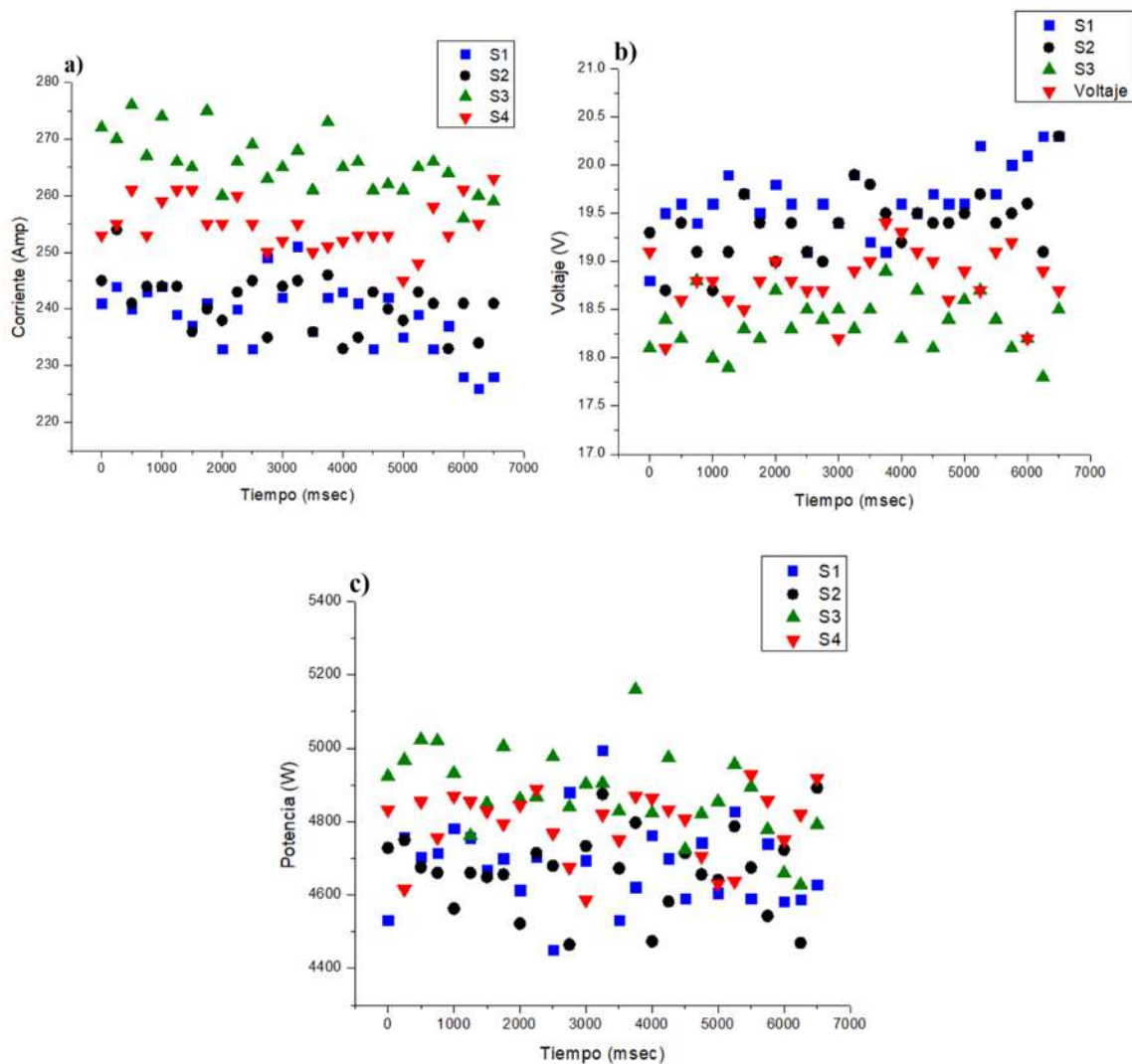


Figura 4.6. Graficas generales. a) Corriente contra tiempo, b) Voltaje contra tiempo, c) Potencia contra tiempo, realizadas mediante OriginPro® 8.5.

4.2.1. Graficas de corriente y voltaje contra tiempo de la condición S1.

Para una evaluación integral de esta condición, se incorporaron pruebas no destructivas de líquidos penetrantes y radiografías. Las pruebas de líquidos penetrantes se llevaron a cabo 24 horas después de la corrida del cordón, donde no se detectaron porosidades abiertas en la superficie ni problemas de socavado entre el metal de base (MB) y la zona fundida de la soldadura. La radiografía reveló una buena calidad e integridad en la primera tercera parte del cordón, pero luego mostró porosidades en el interior del cordón aproximadamente dos tercios antes del final de la corrida. Estas porosidades se pueden vincular con la disminución de corriente y el aumento del voltaje, y todos estos detalles se pueden verificar en la **figura 4.7**.

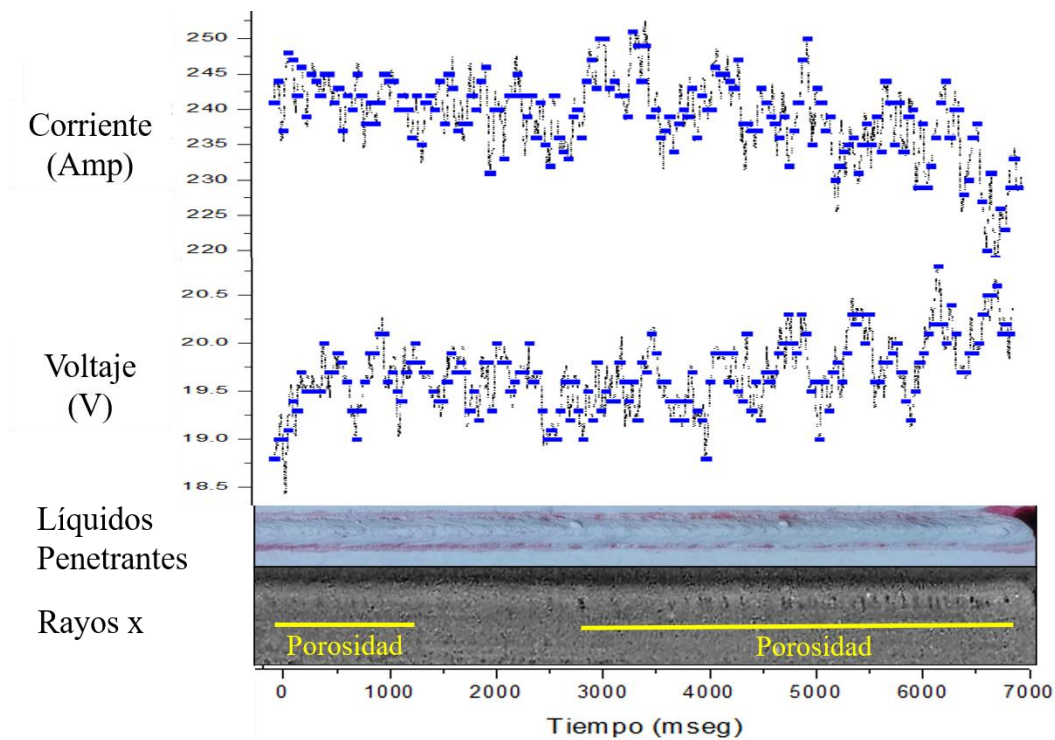


Figura 4.7. Gráfica general comparativa condición S1, realizadas mediante OriginPro® 8.5.

4.2.2. Gráficas de corriente y voltaje contra tiempo de la condición S2.

Se llevó a cabo la complementación de los gráficos mediante ensayos no destructivos para esta condición. Se realizaron los ensayos de líquidos penetrantes 24 horas después de la corrida del cordón, cumpliendo con las normas de inspección. Visiblemente, se destacó el socavado sobre la placa superior sin la presencia de porosidades en el cordón, así como una falta de penetración al final de la corrida. Por otro lado, los rayos X revelaron la presencia de microporos internos tanto al inicio como al final, correspondientes a la disminución de corriente y al alto voltaje (consultar la **figura 4.8**)

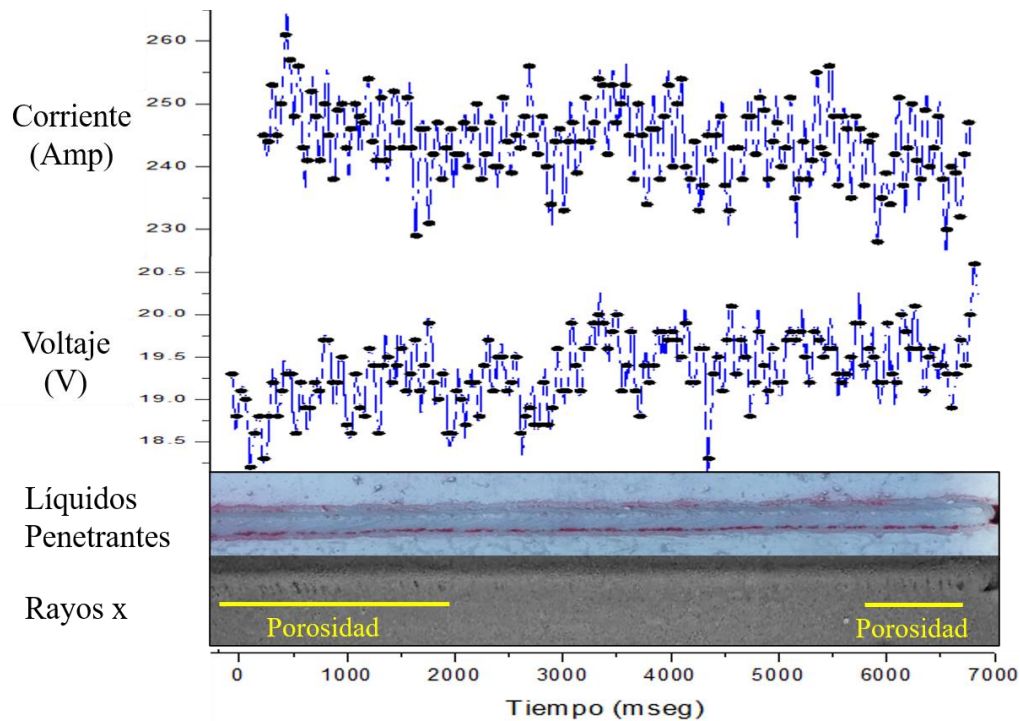


Figura 4.8. Gráfica general comparativa para la condición S2, realizadas mediante OriginPro® 8.5.

4.2.3. Gráficas de corriente y voltaje contra tiempo de la condición S3.

La evaluación de la condición S3 incluyó estudios de líquidos penetrantes, realizados 24 horas después de la ejecución del cordón para evitar la omisión de posibles defectos. Además, se incorporaron rayos X para completar los ensayos no destructivos pertinentes. Aunque las

gráficas mostraron notables discrepancias entre los picos a medida que avanzaba el metal de aporte debido a la alta corriente y bajo voltaje, se logró una integridad superficial sin la presencia de defectos visibles. Los resultados de los rayos X indicaron una baja porosidad interna, respaldando así la buena calidad de la soldadura, como se puede apreciar en la **figura 4.10**.

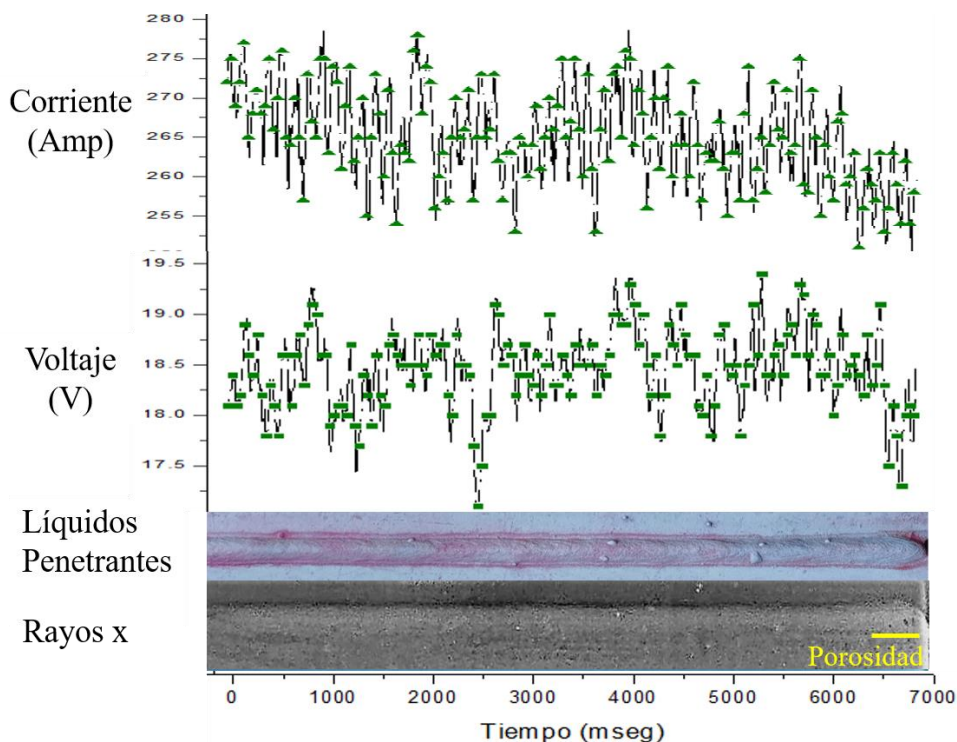


Figura 4.9. Grafica general comparativa para la condición S3, realizadas mediante OriginPro® 8.5.

4.2.4. Graficas de corriente y voltaje contra tiempo de la condición S4.

Se llevaron a cabo ensayos no destructivos, específicamente líquidos penetrantes y radiografías, para complementar los gráficos de corriente y voltaje a lo largo del tiempo. Estos ensayos proporcionaron resultados que permiten realizar comparaciones y detectar posibles defectos, ya sea externos o internos, dentro del cordón de soldadura. Se mantuvo la corriente en un nivel medio y se establecieron múltiples intervalos de tiempo con uniformidad entre los puntos, así como un rango de voltaje sobre la media de todas las condiciones. Los líquidos penetrantes revelaron resultados satisfactorios en las dos terceras partes iniciales de la zona de estudio, pero posteriormente se observó socavado y realce del cordón. Mediante

rayos X, se detectó la presencia de porosidad debido a un aumento en la corriente (ver **figura 4.10**).

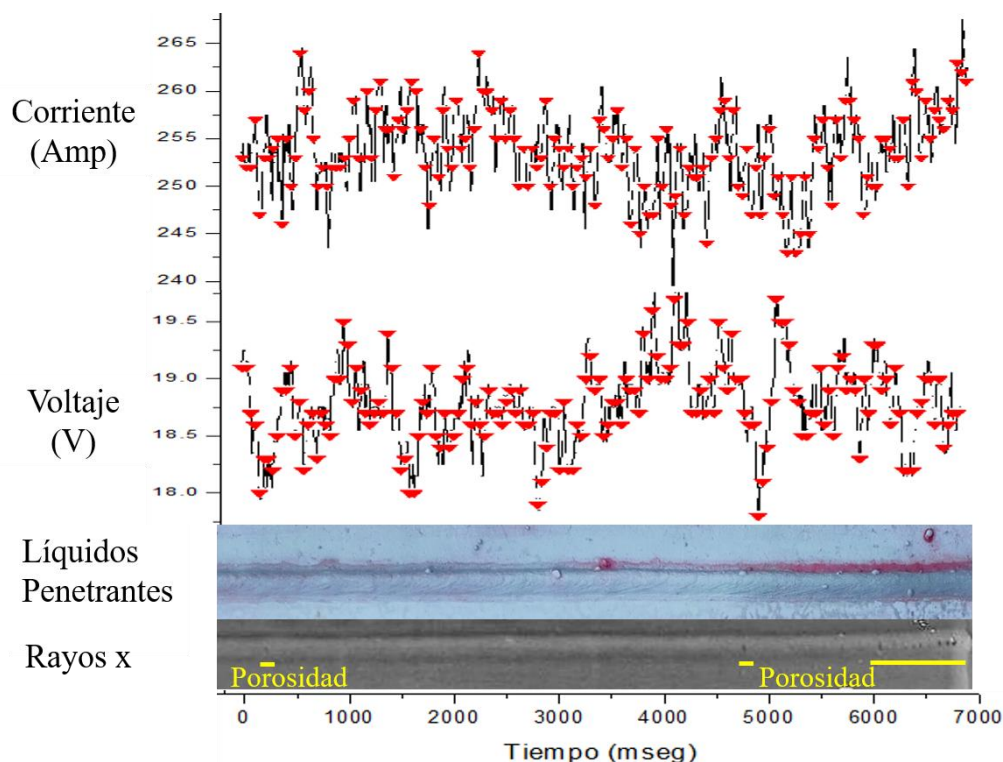


Figura 4.10. Grafica general comparativa para condición S4, realizadas mediante OriginPro® 8.5.

4.3. Caracterización microestructural y evaluación mecánica del material soldado.

4.3.1. Micrografías obtenidas por caracterización microestructural.

4.3.1.1. Microscopía óptica del material soldado.

Las imágenes macrográficas comparativas de las condiciones indicadas en la **tabla 3.2** se presentan en la **figura 4.11**, y los resultados descritos se basan en el esquema de la **figura 2.8**. Se logró identificar similitudes en el crecimiento de grano columnar curvo debido a las velocidades de avance elevadas y constantes presentes en la piqueta de soldadura, así como una ampliación de los granos en la ZAT en las cuatro condiciones.

Las macrografías de S1 y S3 comparten similitudes en el uso del electrodo ER70S-3, pero con variaciones en la frecuencia de 8 y 10 Hz, respectivamente. Se observa que para S3, hay una mejor penetración en la raíz, lo cual garantiza una unión fuerte y duradera del metal

fundido. Además, presenta una extensión significativa de la ZAT con similitudes en la distancia entre piernas y un aumento notable en la garganta efectiva, lo que indica una baja calidad de la soldadura en comparación con S1, donde se puede apreciar un rechupe.

En las condiciones S2 y S4, con electrodo SM70-MT y frecuencias de 8 y 10 Hz respectivamente, se observa una mejora en la penetración del cordón para S2, garantizando una mejor integridad estructural y resistencia en comparación con S4. En S4, la garganta efectiva y las dimensiones de las piernas son mayores, pero esto conlleva problemas en el cumplimiento normativo, así como un aumento en la ZAT.

Para la comparativa macrográfica dimensional de las cuatro condiciones, se presenta la **tabla 4.4**, obtenida mediante el uso del software SigmaScan Pro.

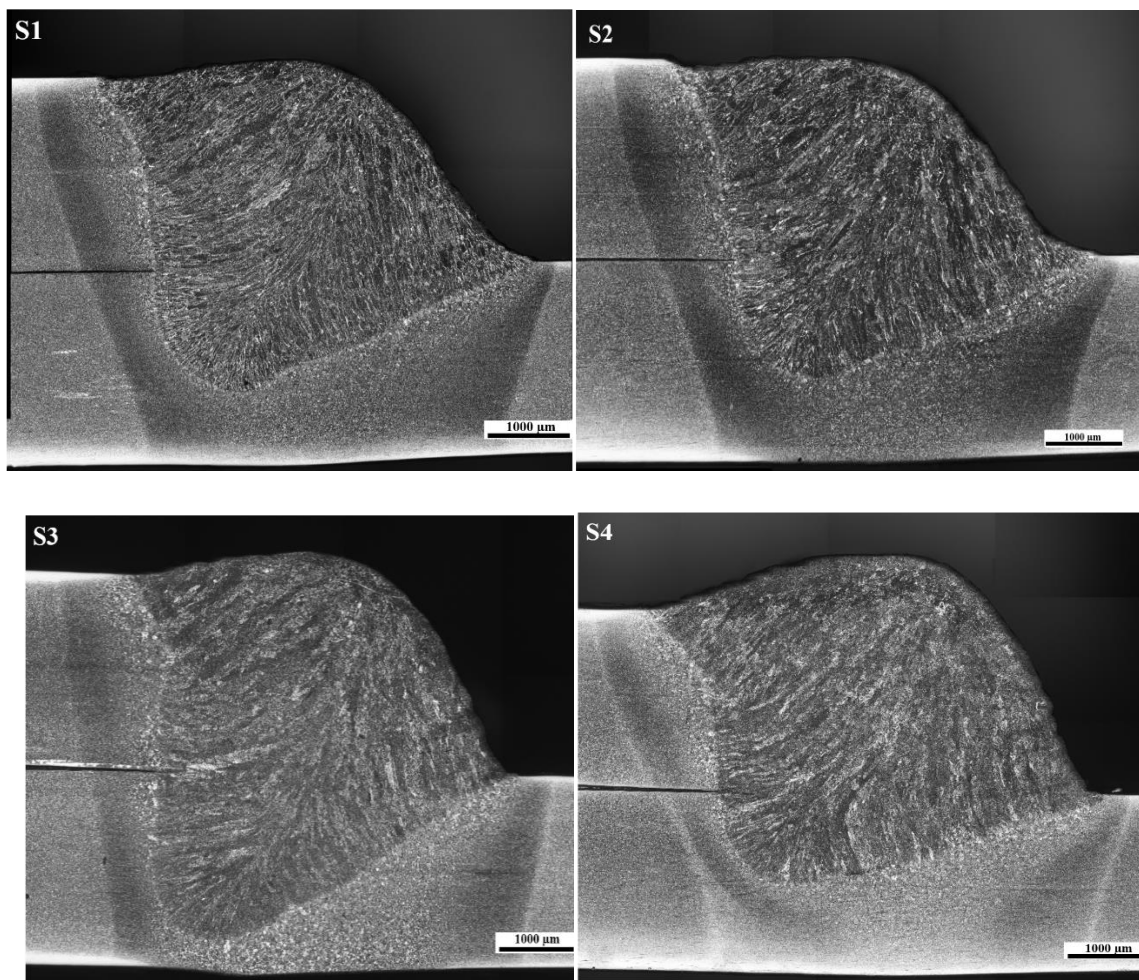


Figura 4.11. Macrografías de las placas soldadas a 100x Condición S1, Condición S2, Condición S3, Condición S4.

Tabla 4.4. Mediciones comparativas de longitudes y áreas de las macrografías para las condiciones S1, S2, S3 y S4.

Condición	Garganta teorica (mm)	Garganta efectiva (mm)	Pierna L1 (mm)	Pierna L2 (mm)	Penetracion (mm)	Area ZAT (mm ²)
S1	199.14	337.71	481.34	242.35	155.07	102639.07
S2	191.31	304.59	473.87	234.94	146.08	106071.44
S3	220.75	365.01	477.83	246.83	208.55	110866.41
S4	191.24	415.76	489.34	251.31	128.14	119360.75

Se representaron gráficamente las mediciones comparativas utilizando el software OriginPro, con el objetivo de mejorar la visualización de los resultados y proporcionar una interpretación detallada para cada una de las condiciones (ver **figura 4.12**).

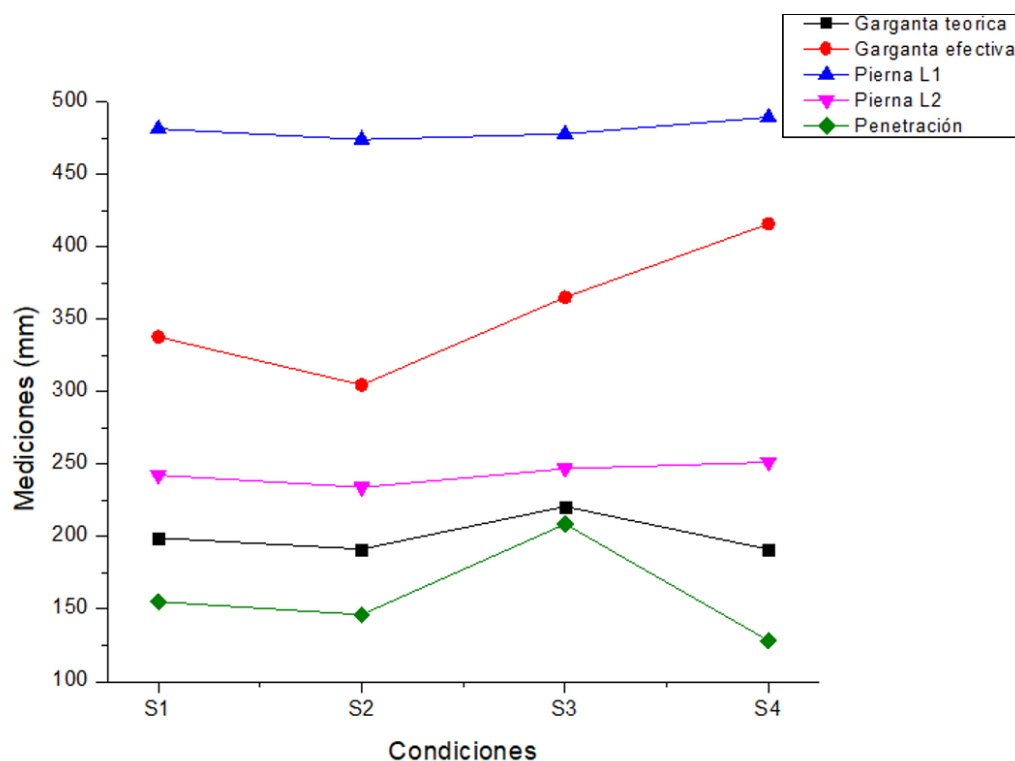


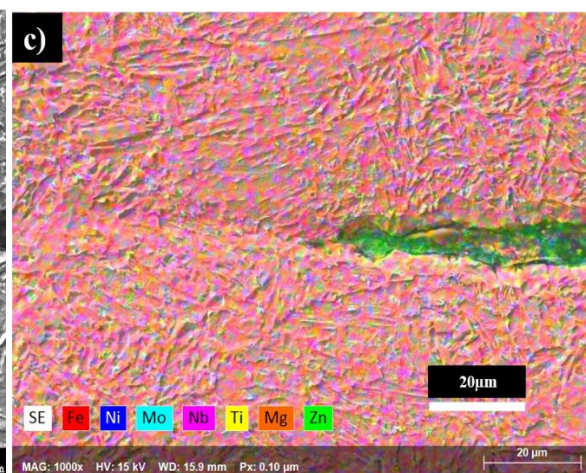
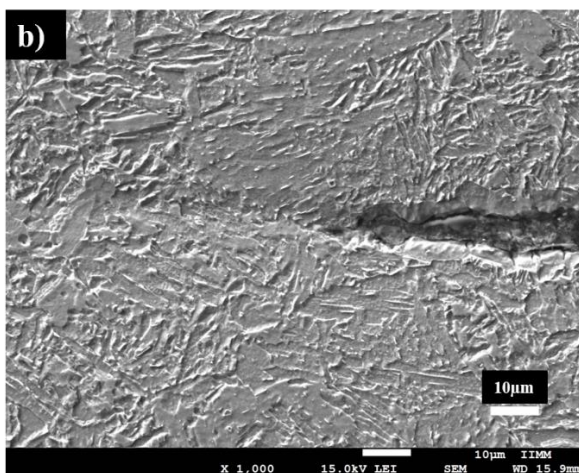
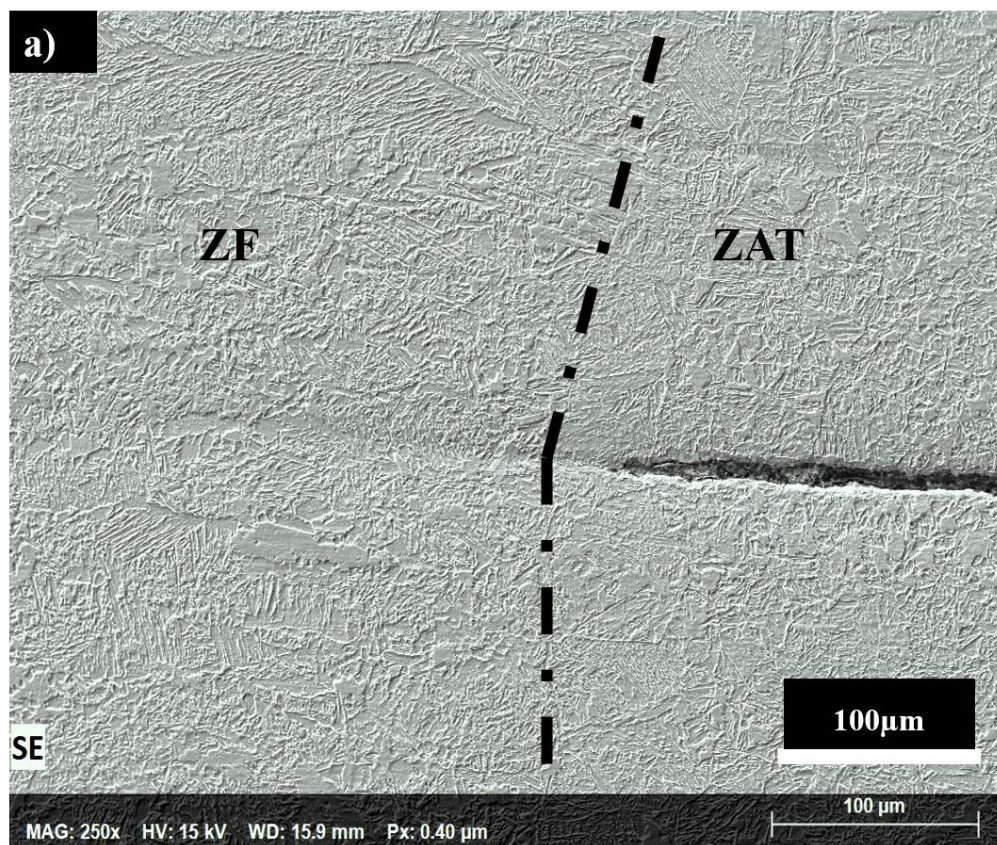
Figura 4.12. Grafica de las mediciones comparativas para cada una de las condiciones establecidas, realizadas mediante OriginPro® 8.5.

4.3.1.2 Microscopia electrónica de barrido del material soldado.

Se utilizó un Microscopio Electrónico de Barrido (MEB) con un aumento de X1000 y un mapeo elemental en la región de la raíz de la soldadura para identificar un recubrimiento de zinc. Este fenómeno, correspondiente al revestimiento de zinc aplicado a estos laminados, fue observado teniendo en cuenta los problemas de porosidad mencionados por Yu J y Kim Den en el interior de la soldadura [40]. Además, se consideró el calor de aporte para facilitar la liberación de burbujas de zinc, como se indica en las investigaciones de Ahsan y colaboradores [38]. La presencia de este fenómeno se evidencia en la separación entre las láminas en cada una de las condiciones, aprovechando las lecciones aprendidas de investigaciones anteriores que contribuyeron a mejorar los resultados.

Se empleó un mapeo elemental que simplificó la identificación de los elementos presentes en la raíz, así como aquellos concentrados en la zona de alta temperatura. Dado que la raíz juega un papel crucial en la integridad de la unión, este análisis puso a prueba dicha integridad estructural con el objetivo de mejorar el rendimiento y la durabilidad de la unión.

En la condición S1, utilizando un electrodo de aporte ER70S-3 con una frecuencia de 8 Hz, se evidencia la formación de grano columnar curvo en la zona de fusión y un crecimiento epitaxial en la Zona Afectada Térmicamente (ZAT), lo que resulta en una unión de alta calidad. Se aprecia un aumento en el área de la fase matriz, identificada en la literatura como la fase bainita matriz [28] (ver **figura 4.13 a**). A pesar de la presencia de una concentración de zinc entre las láminas, no se observan grietas ni carbonitruros de algún elemento en la misma. Este hallazgo se complementa con un mapeo elemental del titanio y zinc, que confirma su presencia, sin señales de fallas o defectos (ver **figura 4.13**).



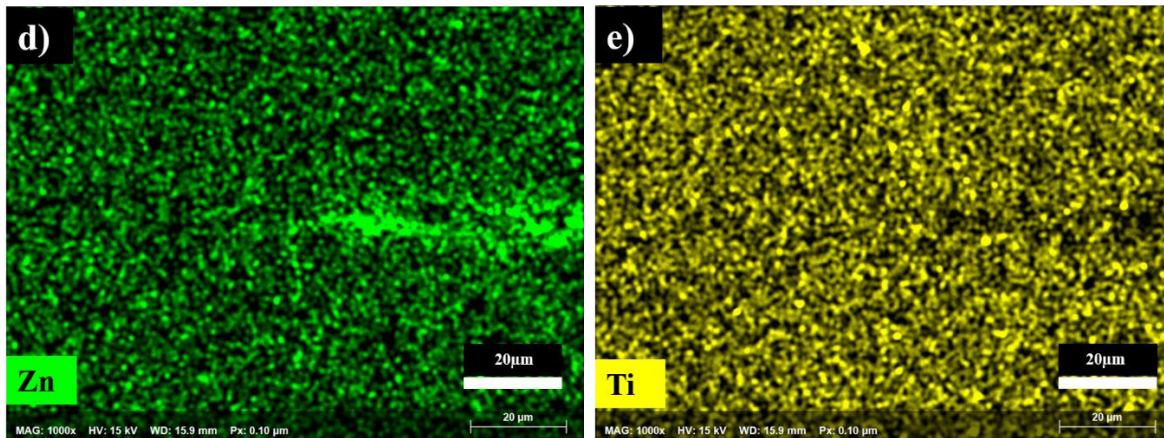
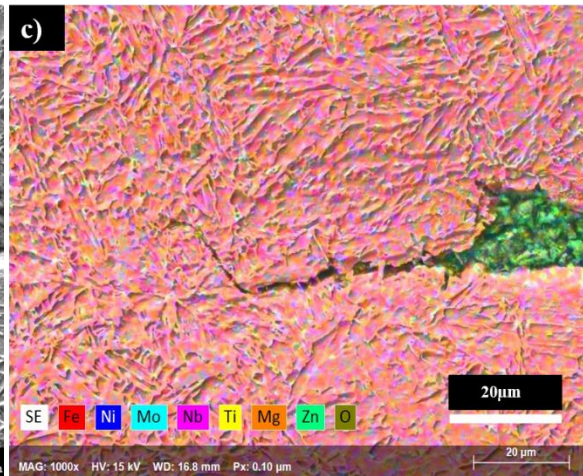
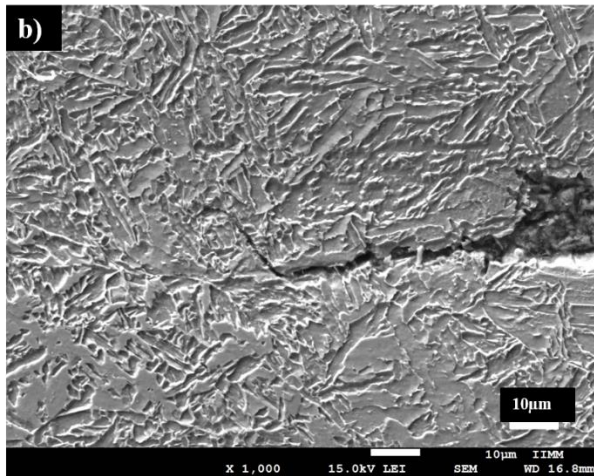
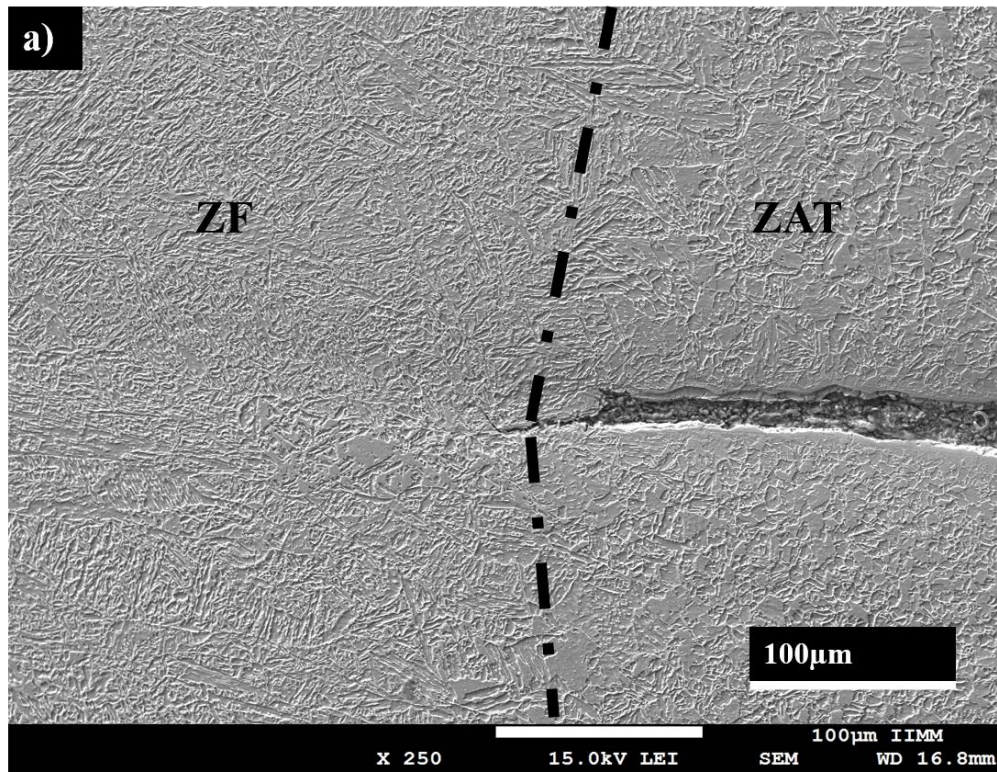


Figura 4.13. Micrografías de la raíz para la condición S1, a) 250x, b) 1000x, c) Mapeo elemental 1000x, d) Mapeo elemental del zinc y e) Mapeo elemental del Titanio.

En la condición S2, al emplear un electrodo de aporte SM-70MT con una frecuencia de 8 Hz, se detectó la formación de un grano con solidificación epitaxial al inicio de la zona de fusión, que posteriormente evolucionó hacia el desarrollo de un crecimiento columnar curvo en la pileta de la soldadura. En la Zona Afectada Térmicamente (ZAT), se evidencia un claro crecimiento de grano y la presencia de fases matriz de bainita, así como puntos de posible austenita retenida (ver **figura 4.14 a**)).

Al ampliar la visualización 1000 veces sobre la raíz de la unión entre laminas, se identificó la presencia de una grieta, que, al observarse a 5000 veces de aumento, se verificó que se propagaba entre posibles fases de ferrita y martensita, basándonos en la información encontrada en la literatura. Esto ocurrió en el interior de la zona de fusión, con altos contenidos de zinc encapsulado en su interior, lo que indica una calidad baja de la unión y la probabilidad de un fallo estructural (ver **figura 4.14 b), c), d) y e)**).



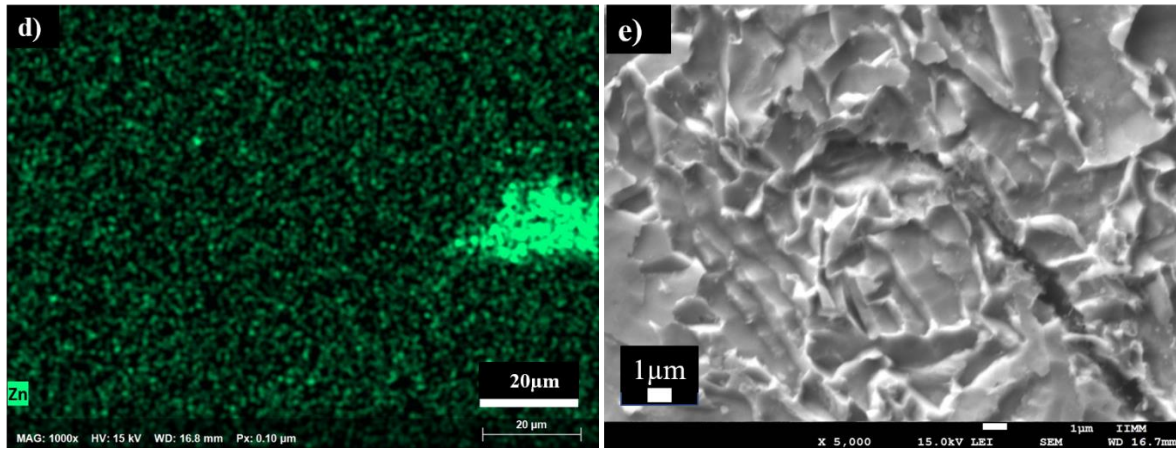
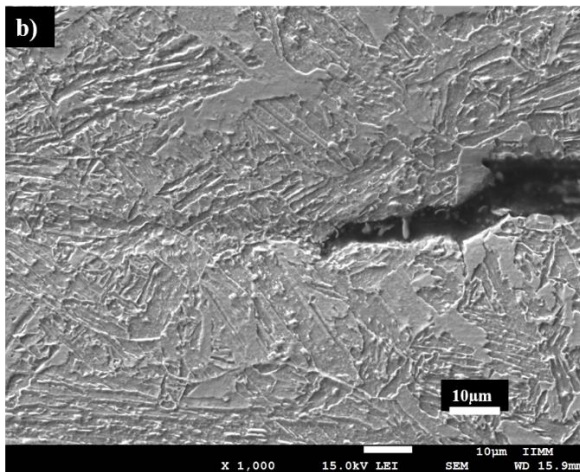
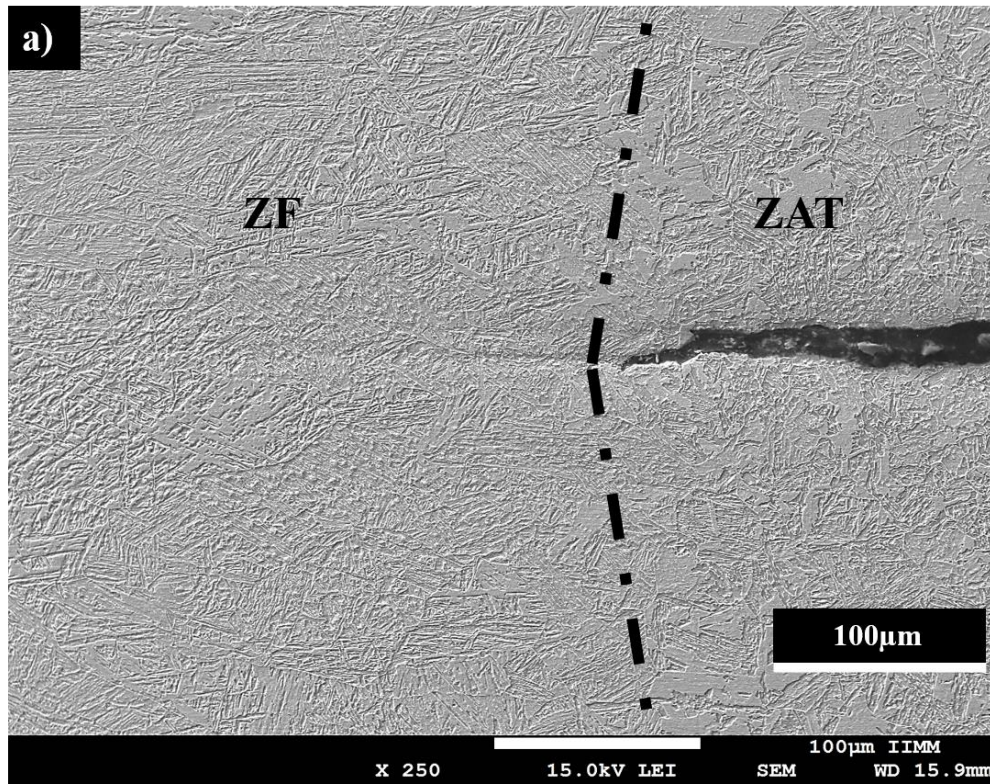


Figura 4.14. Micrografías de la raíz para la condición S2. a)250x, b) 1000x, c) Mapeo elemental a 1000x, d) Mapeo elemental del Zinc y e) 5000x.

En la condición S3, al utilizar un electrodo de aporte ER70S-3 con una frecuencia de 10 Hz, se observó una combinación de granos columnares curvos y epitaxiales, así como zonas que mantenían la estructura madre del metal base dentro de la zona de fusión. La separación entre la Zona Afectada Térmicamente (ZAT) y la Zona Fundida (ZF) se presentaba en forma de zigzag (ver **figura 4.15 a**)). Se identificó zinc encapsulado en la raíz de la unión de las dos láminas, y con un aumento de 5000 veces, se apreció una grieta que se propagaba hacia la ZF, seguida de un agrietamiento posterior en la ZAT.



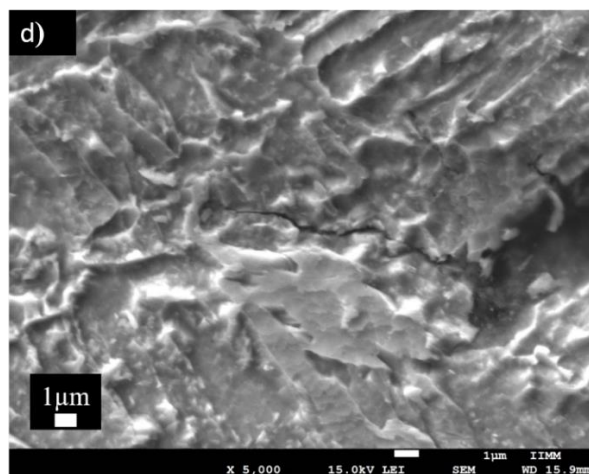
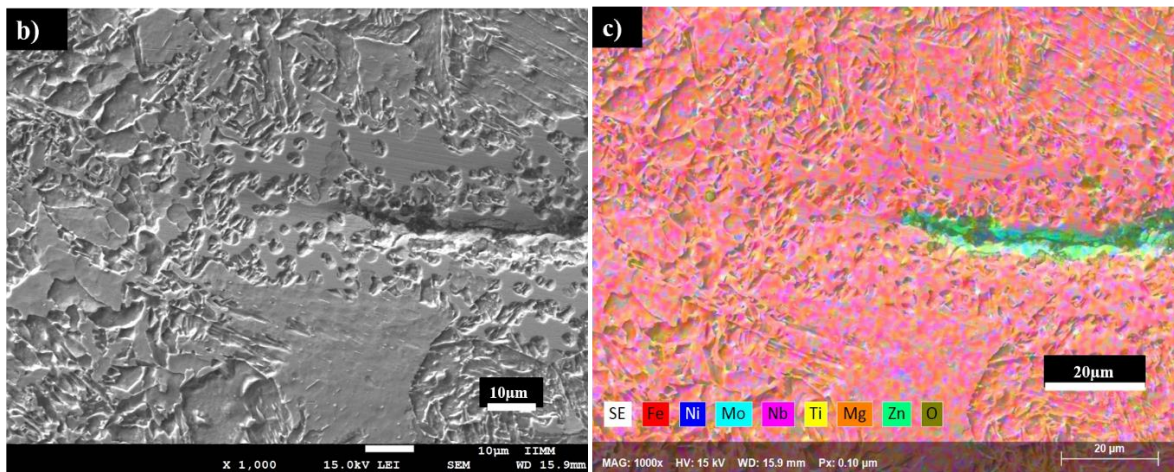
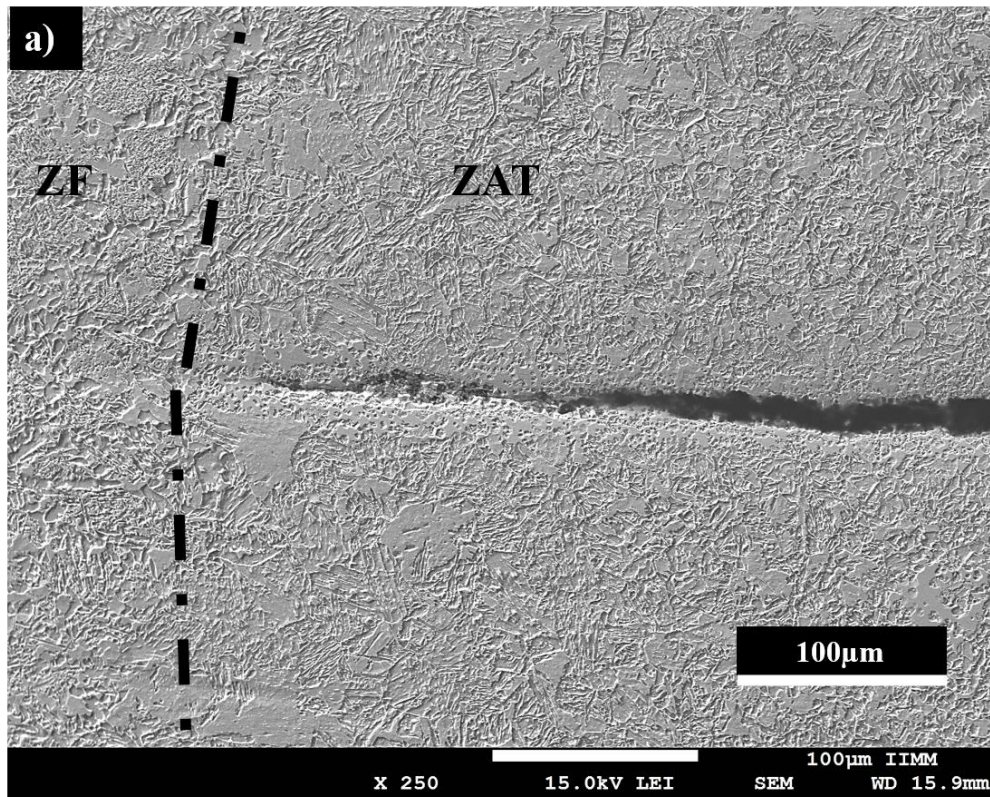


Figura 4.15. Micrografías de la raíz para la condición S3. a) 250x, b) 1000x, c) Mapeo elemental a 1000x y d) 5000x.

En la condición S4, al emplear un electrodo de aporte SM-70MT con una frecuencia de 10 Hz, se observó un crecimiento de grano epitaxial al inicio de la Zona Fundida (ZF), así como un crecimiento de grano excesivo en la Zona Afectada Térmicamente (ZAT) y cavitaciones de burbujas atrapadas de zinc, lo que conlleva una alta posibilidad de falla estructural de la soldadura (ver **figura 4.16 a**)). Se incluyó el mapeo elemental donde se observó la presencia del zinc en la unión entre laminas, así como un aumento a 5000 veces sobre las porosidades encontradas en el interior de la ZF.



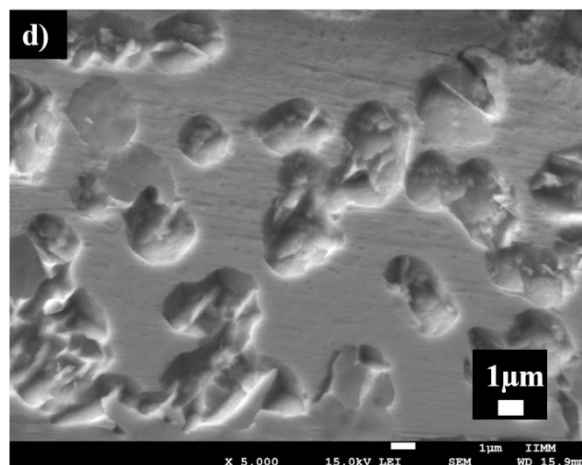


Figura 4.16. Micrografías de la raíz para la condición S4. a) 250x, b) 1000x, c) Mapeo elemental a 1000x y d) 5000x.

4.3.2. Ensayo de tracción uniaxial.

Los resultados alcanzados para cada una de las condiciones se presentan en la **figura 4.17**, que exhibe las curvas de esfuerzo-deformación ingenieril y real para las cuatro situaciones establecidas. En la parte superior de la figura se representa el esfuerzo máximo de fluencia promedio obtenido por el metal base, sirviendo como referencia para las demás condiciones.

Al evaluar las propiedades mecánicas de las condiciones establecidas, se destaca un buen rendimiento en resistencia a la deformación plástica para las condiciones S3 y S4. Es importante señalar que ambas se manejaron a una frecuencia de 10 Hz, aunque con variación en los dos electrodos utilizados. Estas condiciones exhibieron una deformación porcentual baja, cercana al 6%, antes de alcanzar el esfuerzo máximo de ruptura. En contraste, las condiciones S1 y S2, operadas a una frecuencia de 8 Hz con variación en los dos electrodos, mostraron un límite de fluencia más bajo, pero demostraron una mayor deformación, aproximadamente del 8.5% (ver **figura 4.17 b**). Para un análisis detallado, se incluye una tabla que proporciona los valores numéricos específicos para cada una de las condiciones (ver **tabla 4.5**).

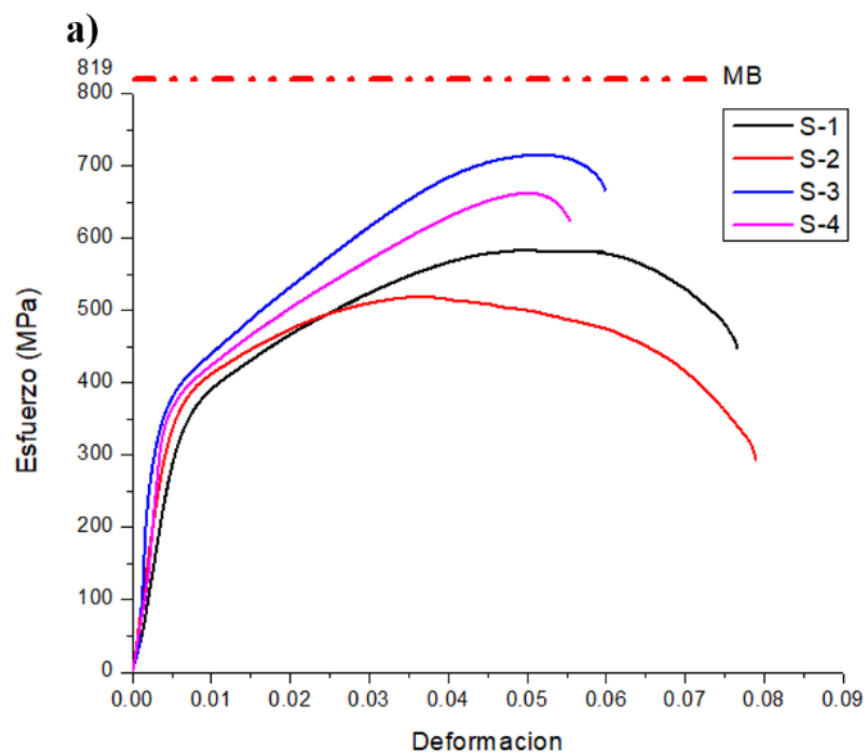


Figura 4.17. Gráfico esfuerzo-deformación ingenieril del material soldado, realizadas mediante OriginPro® 8.5.

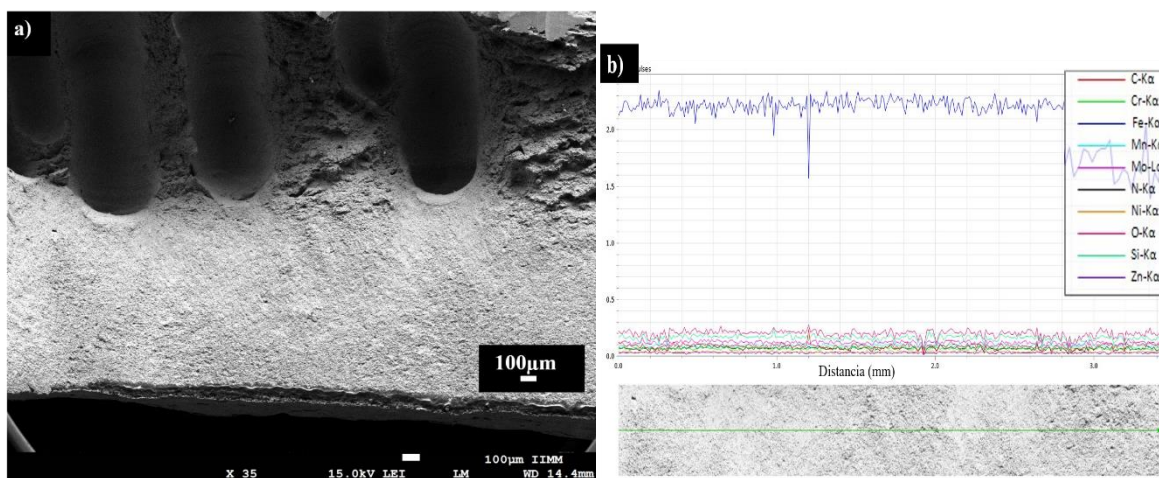
Tabla 4.5. Resultados de los ensayos de tracción del material soldado.

Condición	Limite elástico (Mpa)	Fuerza máxima (Mpa)	Reducción de área (%)
S1	420	583	7.6
S2	419	519	7.9
S3	427	715	6
S4	423	662	6

4.3.2.1. Análisis de fractura por MEB.

Durante la realización del ensayo de tracción uniaxial en las probetas de las cuatro condiciones, se pudo observar la fractura interna en ellas, identificando posibles defectos internos que podrían afectar la calidad y estabilidad estructural de las muestras.

En la condición S1, se examinó la zona de fractura en la zona afectada térmicamente (ZAT) con una combinación de fractura dúctil y frágil, utilizando una ampliación de 35x (ver **figura 4.18 a**)). Durante la observación, se identificaron orificios con posibles nucleaciones de carburos que contribuyeron a la fractura. Para investigar posibles variaciones en la composición química de la zona afectada, se realizó un barrido lineal constante a lo largo de toda la superficie, y los resultados se presentan en la **figura 4.18 b**). Al aumentar 1500 veces sobre la zona convexa de la fractura (ver **figura 4.18c**), se encontró una partícula de óxido con altos contenidos de silicio y titanio, confirmados mediante el mapeo elemental. La presencia de silicio se atribuye tanto al metal base como a las altas proporciones presentes en el electrodo de aporte ER70S-3, según los resultados proporcionados por la espectrometría de emisión por chispa, conocido como estabilizador de la fase ferrita [23] (ver **figura 4.18 d), e), f) y g**)).



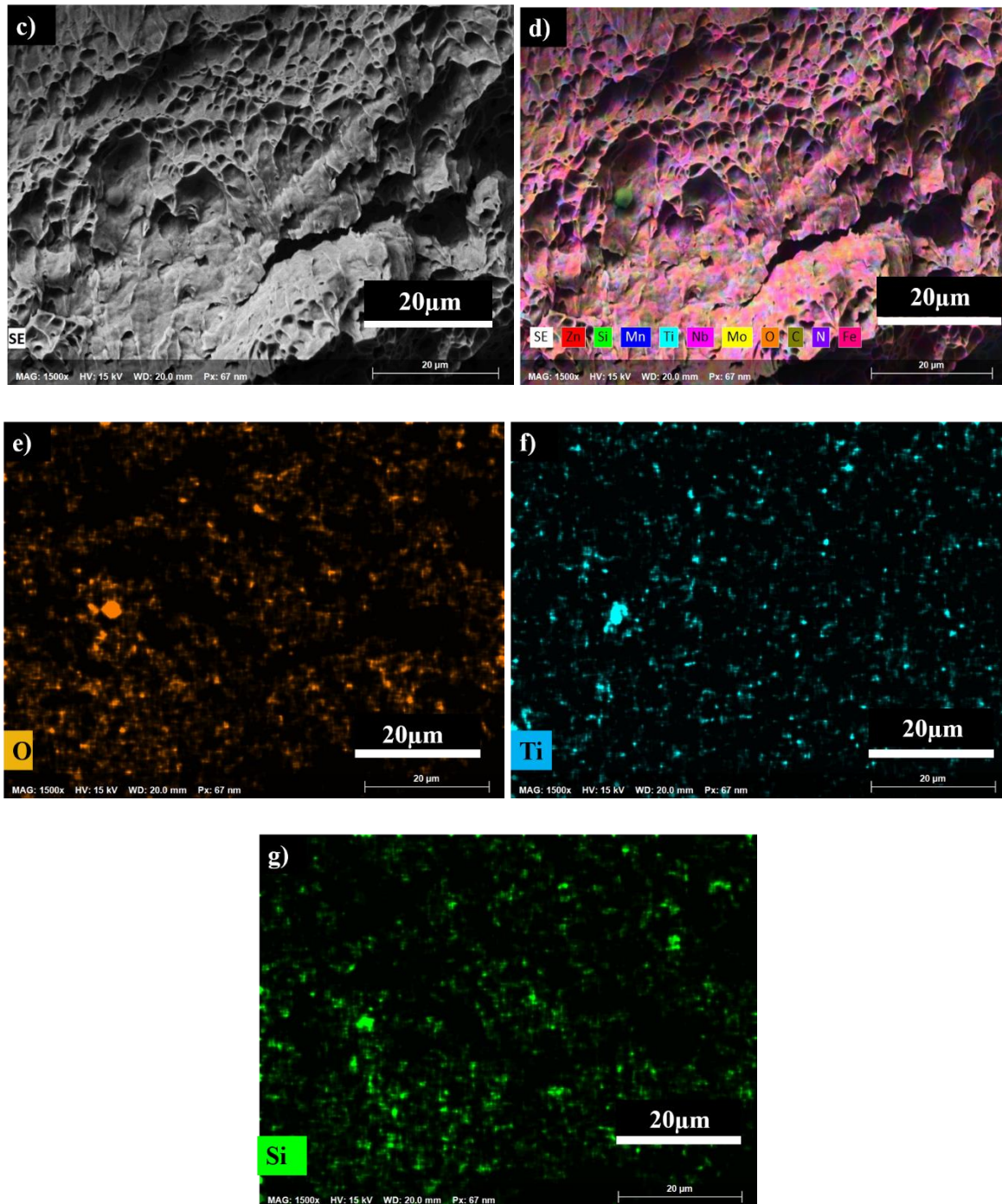
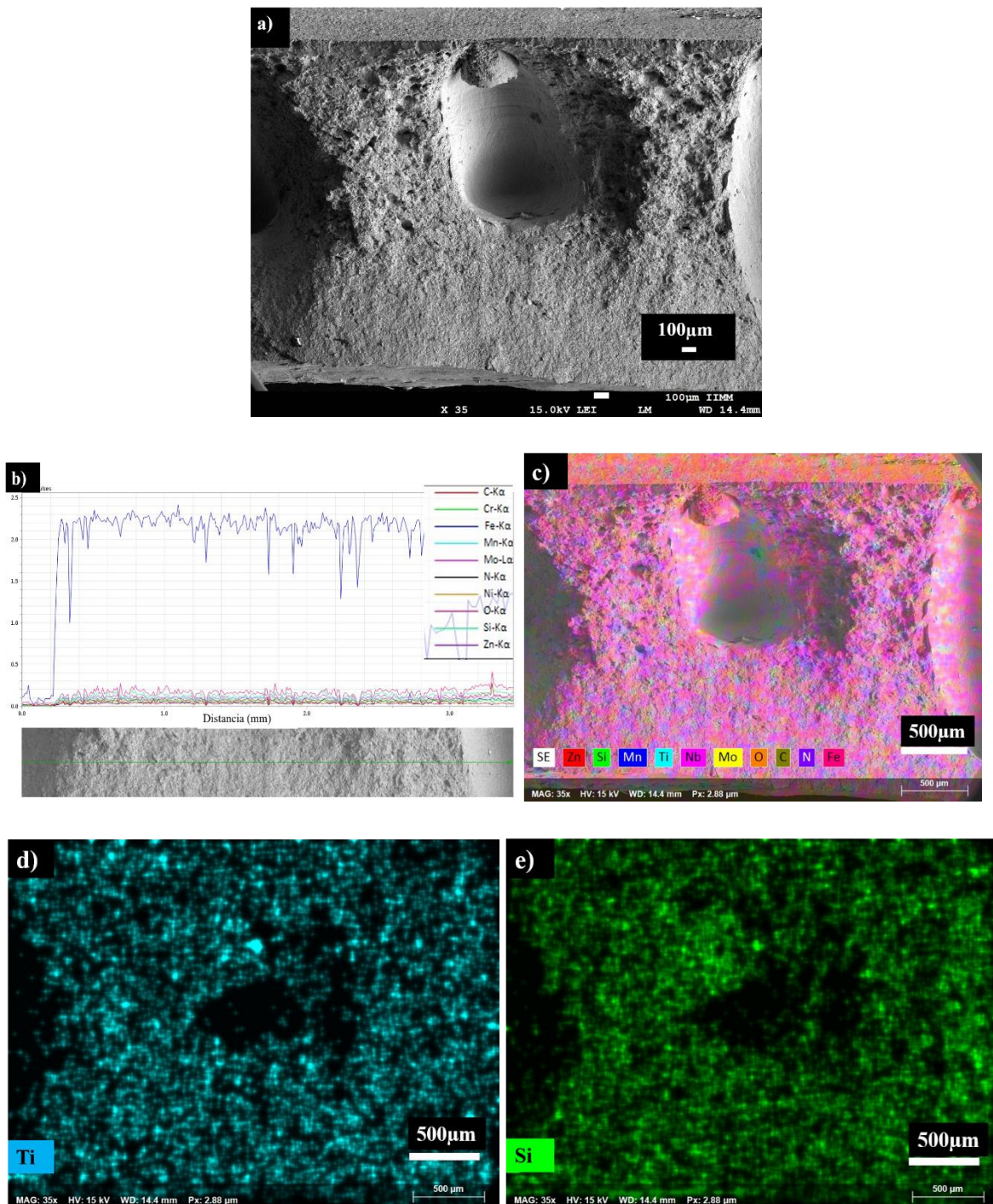


Figura 4.18. Análisis por MEB de la fractura para la condición S1. a) Aumento 35x, b) Barrido lineal, c) Aumento 1500x, d) Mapeo elemental, e) Mapeo elemental del Oxígeno, f) Mapeo elemental del Titanio, g) Mapeo elemental del Silicio.

En la condición S2, se observó la fractura de las láminas soldadas en el centro del cordón con una morfología de copa-cono en el interior, utilizando una magnificación de 35x sobre la

fractura (ver **figura 4.19 a**)). Al realizar un barrido lineal sobre la superficie de la fractura, se detectó uniformidad en la concentración de elementos (ver **figura 4.19b**)). En el área donde se produjo el desprendimiento del material, se examinó la cavidad mediante un mapeo elemental (ver **figura c**)), identificando la presencia de óxidos de silicio y titanio como los precursores de la falla del material.



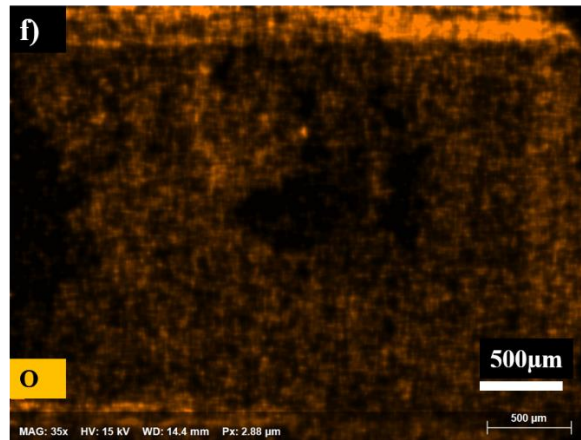
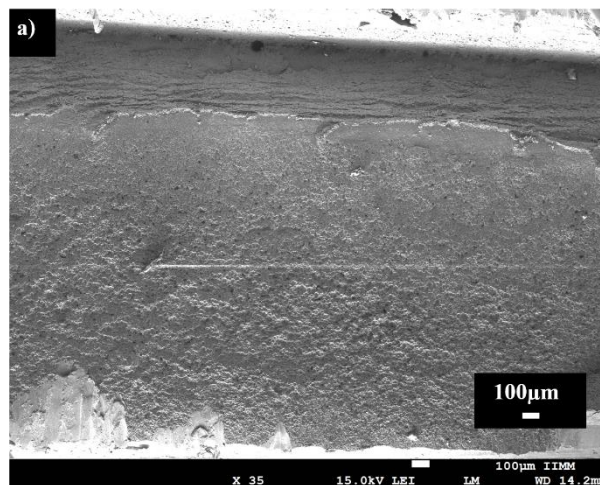


Figura 4.19. Análisis por MEB de la fractura para la condición S2. a) Aumento 35x, b) Barrido lineal, c) Mapeo elemental, d) Mapeo elemental Titanio, e) Mapeo elemental Silicio y f) Mapeo elemental Oxígeno.

En la condición S3, la fractura ocurrió en la Zona Afectada Térmicamente (ZAT) con un desprendimiento limpio y lineal sobre el material base, sin comprometer la integridad de la soldadura ni presentar hendiduras en la misma. La fractura exhibió un ángulo recto, iniciándose justo en la raíz de la unión de las dos láminas, sugiriendo un tipo de fractura frágil dentro de la pileta de soldadura (ver **figura 4.20 a**). Al realizar un mapeo elemental en la zona de fractura, se identificó la presencia de elementos como titanio y silicio, presentes como inclusiones en la ZAT del material base (ver **figura 4.20 b**, **c**), **d**) y **e**)). Con un aumento de 1500x sobre la superficie frágil, se detectó la presencia de carburos de titanio, a lo cual se añade un análisis puntual mediante EDS (ver **figura 4.20 f**) y **g**)).



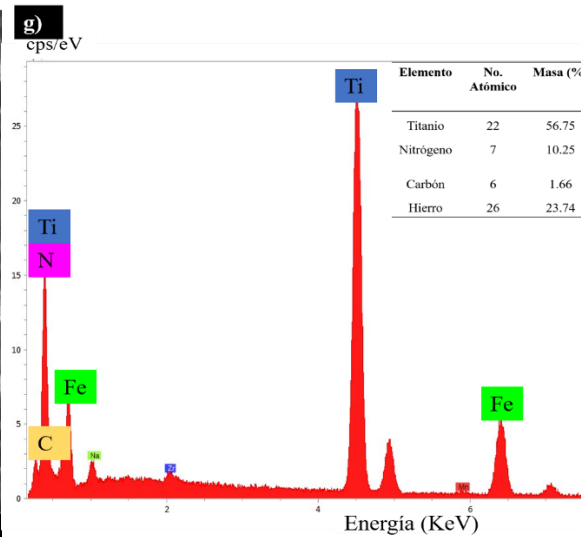
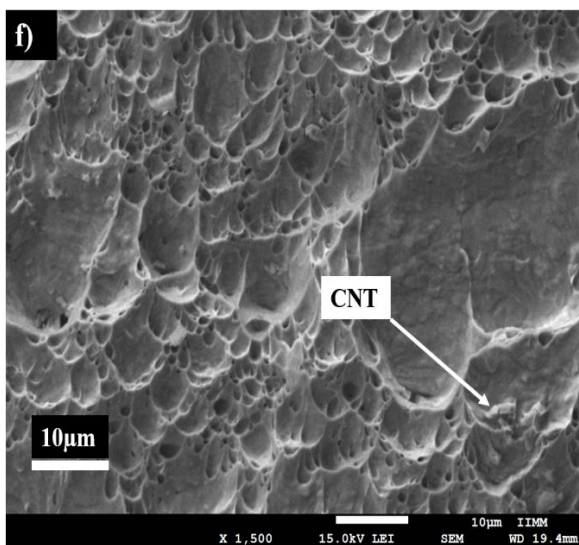
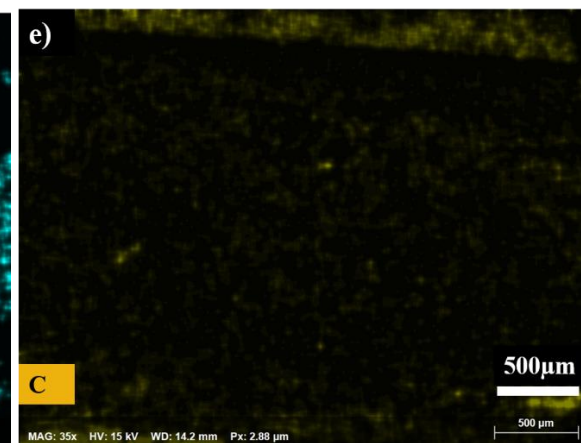
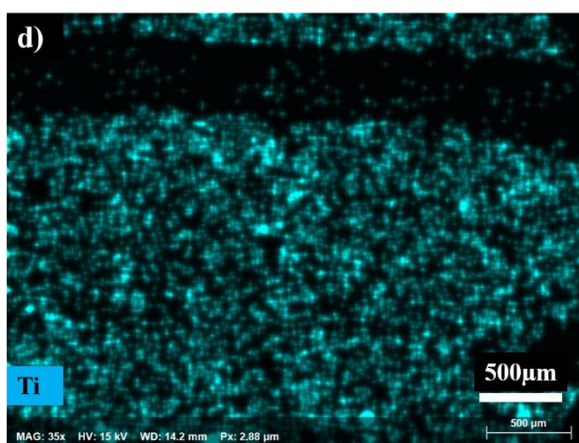
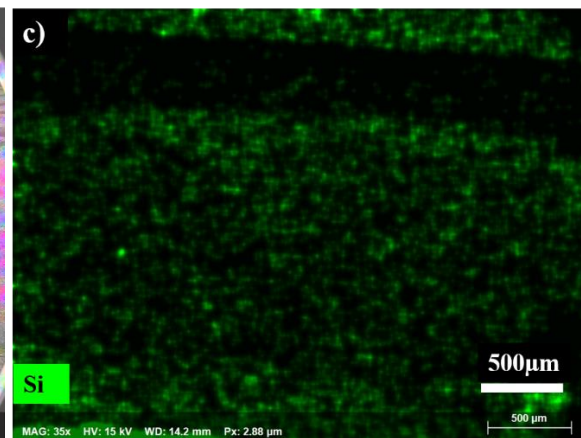
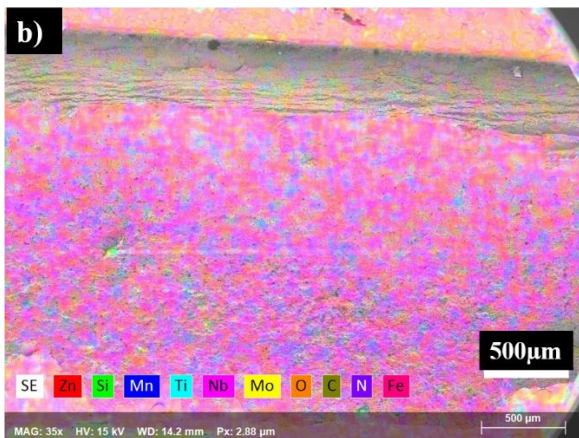
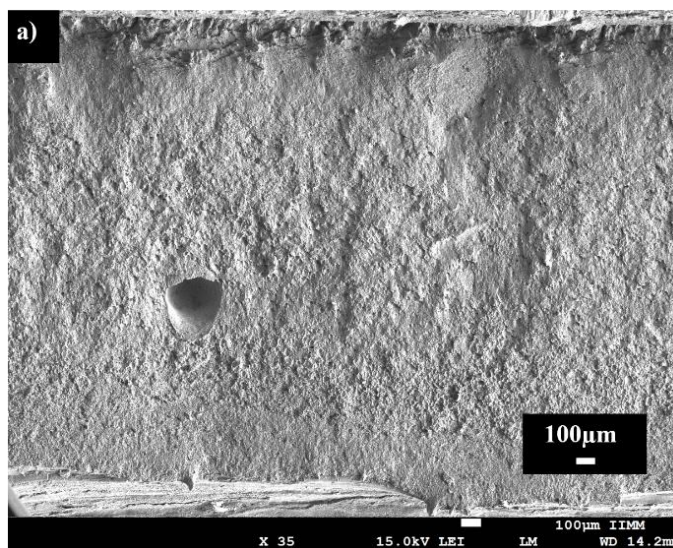
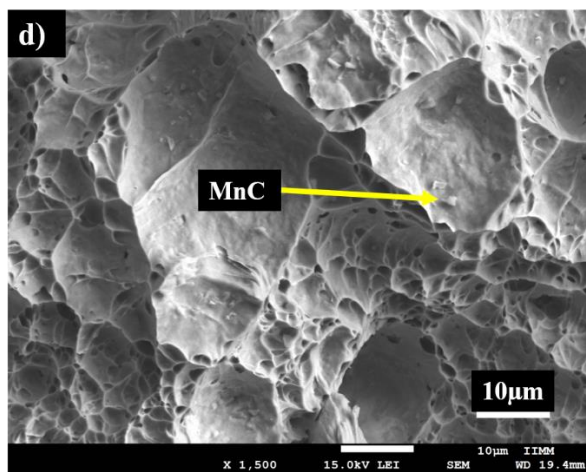
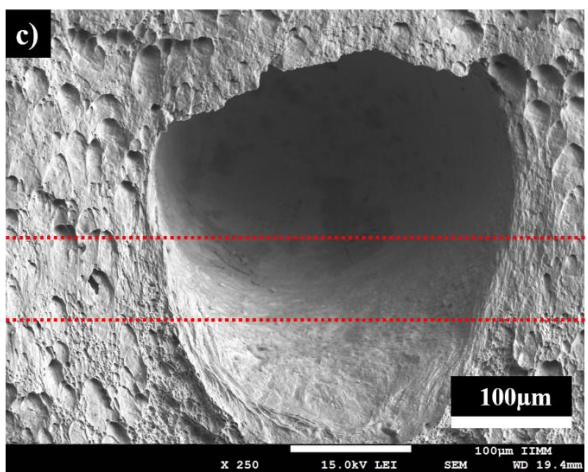
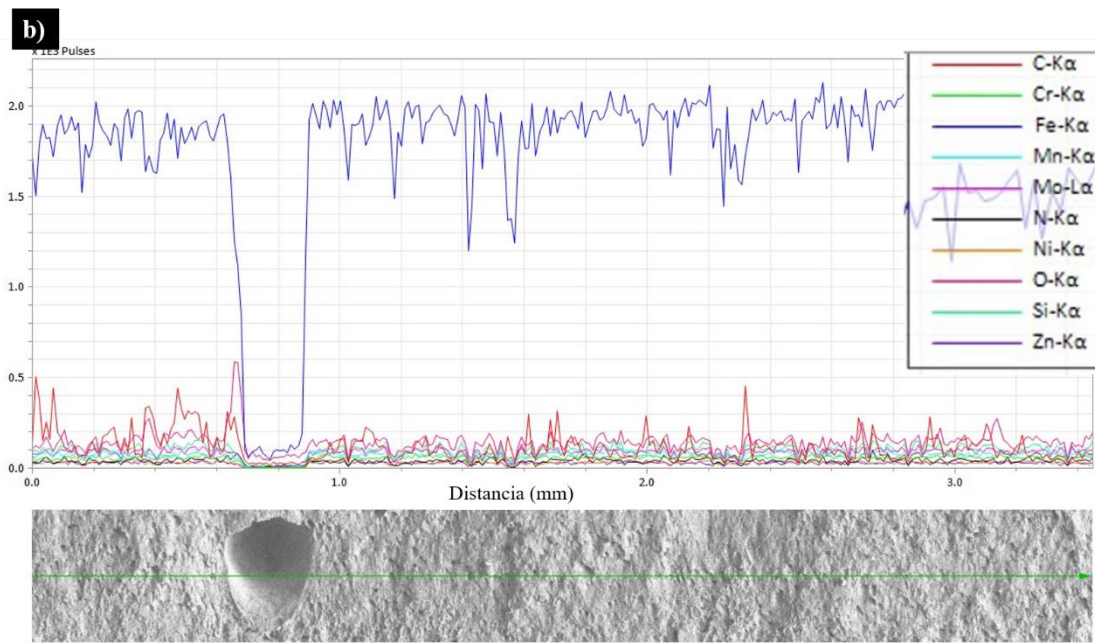


Figura 4.20. Análisis por MEB de la fractura para la condición S3. a) Aumento 35x, b) Mapeo elemental, c) Mapeo elemental Silicio, d) Mapeo elemental Titanio, e) Mapeo elemental Carbono, f) Aumento 1500x y g) EDS para el aumento 1500x.

En la condición S4, se observó una fractura recta y limpia sobre el metal base, ubicada al inicio de la Zona Afectada Térmicamente (ZAT), con un corte tipo cizalla que mostró tendencia a la fractura frágil y una superficie con puntas brillantes en toda la fractura (ver **figura 4.21 a**)). Al realizar un barrido lineal sobre la fractura, se observó una variación en los elementos de carbono y molibdeno en la superficie al llegar a la cavidad, debido a la adición de estos elementos para mejorar la templeabilidad del acero, según lo mencionado por Krishnardula y colaboradores [31] (ver **figura 4.21 b**)). Con una ampliación de 250x sobre la cavidad para apreciar la variación de los elementos carbono y molibdeno, seguida de una ampliación a 1500x con un análisis puntual (ver **figura 4.21 c**)), se identificó la presencia de manganeso en los microcavidades presentes en la superficie de fractura, un elemento que fortalece la fase ferrita y reduce el límite elástico del acero [23] (ver **figura 4.24 d**) y **e**)).





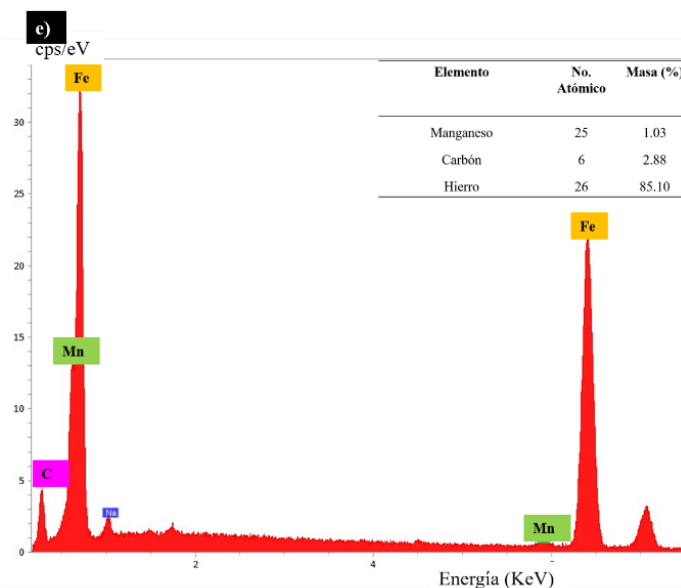


Figura 4.21. análisis por MEB de la fractura para la condición S4. a) Aumento 35x, b) Barrido lineal, c) Aumento 250x, d) Aumento 1500x y e) EDS para el aumento de 1500x.

4.3.3. Ensayo de microdureza del metal soldado.

La evaluación de las indentaciones se llevó a cabo a lo largo de la piletta de soldadura, iniciando desde el Material Base (MB) y avanzando hasta la Zona de Afectación Térmica (ZAT) y la Zona Fundida (ZF), con el objetivo de lograr un control efectivo y comparativo entre las cuatro condiciones establecidas. Se consideró una microdureza promedio de 312 a 315 HV para el MB, y todas las mediciones se realizaron bajo el mismo procedimiento y normativa (ver **figura 4.22**).

Se evidencia un comportamiento controlado con una pequeña variación en la dureza entre las tres zonas de estudio para las condiciones S1 y S4. Aunque se registra una disminución en la dureza, esta se mantiene por encima del promedio, lo que podría interpretarse como un comportamiento similar al del MB. Es importante recordar que la condición S1 se estableció con el electrodo ER70S-3 a una frecuencia de 8 Hz, y en la ZF se observa una disminución de la dureza, lo que podría indicar una mayor deformación en una prueba de tracción con una carga aplicada menor, lo que posiblemente conduzca a la falla dentro del MB o en la zona de refinamiento de grano en la ZAT.

En el caso de la condición S4, considerando que su electrodo fue el SM-70MT con una frecuencia de 10 Hz, se observa una variación de aproximadamente 300 a 850 HV en la ZF.

Esto sugiere un comportamiento similar al del MB, con la posibilidad de una falla en la ZAT o en el MB. Para la condición S2, se obtienen resultados más notorios en el aumento de la microdureza en la zona de fusión. Recordando que esta condición se rige por el uso del electrodo SM-70MT a una frecuencia de 10 Hz, la elevada microdureza en esta zona sugiere una posible falla en la ZF debido a la fragilidad del material o a la nucleación de precipitados internos en la pileta de soldadura.

En la condición S3, el incremento gradual de la microdureza desde el MB, pasando por la ZAT hasta la ZF, con puntos con valores superiores a 800 HV, sugiere un desempeño favorable en resistencia para la unión, aunque existe la posibilidad de una falla por fragilidad en la pileta de soldadura, donde termina la ZAT y se produce un crecimiento de grano.

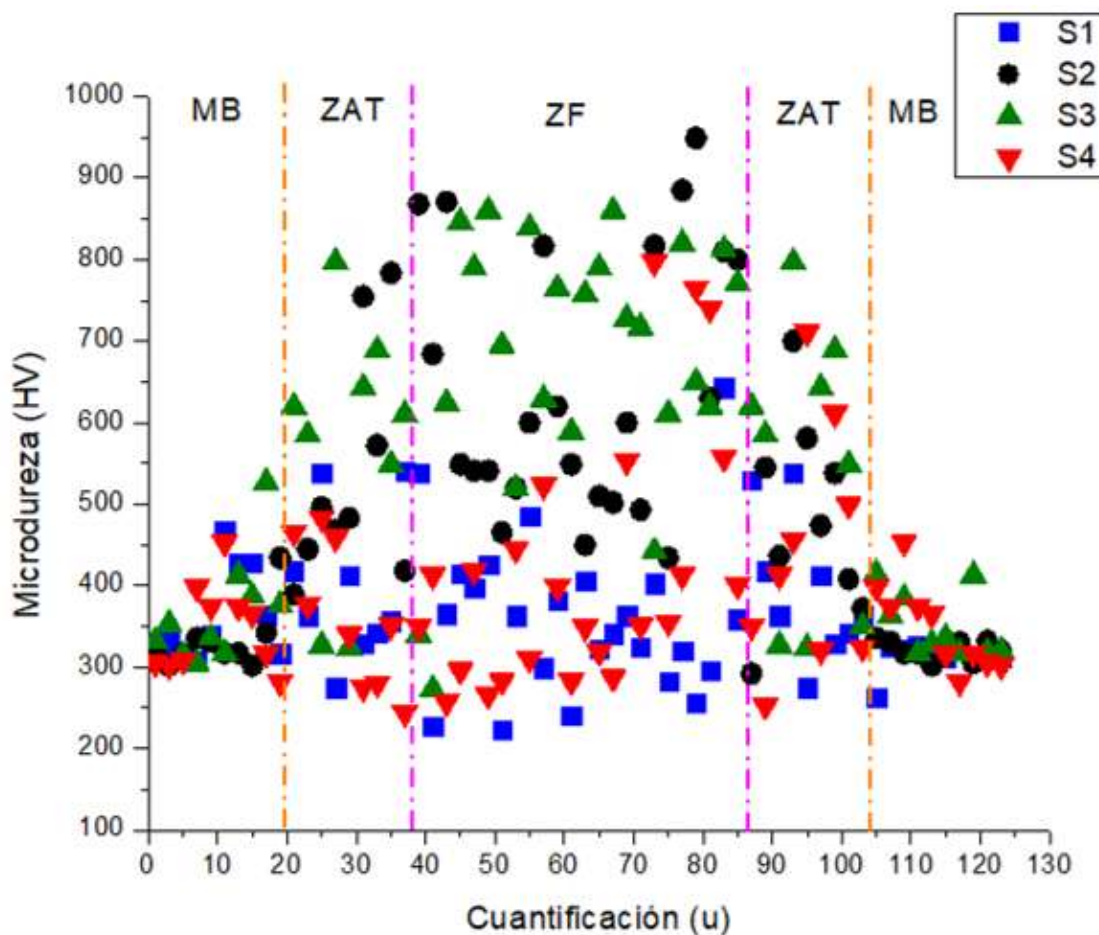


Figura 4.22. Grafica general de microdureza de las cuatro condiciones para el metal soldado, realizadas mediante OriginPro® 8.5.

CONCLUSIONES

Del estudio realizado sobre la soldadura del acero CP780 empleando dos electrodos diferentes se tienen las siguientes conclusiones:

El proceso de soldadura GMAW-Pulsado presenta dificultad para establecer parámetros y condiciones por los múltiples factores que afectan la sanidad de una buena soldadura, incluyendo hasta la pureza del material.

La condición S1, basada en el uso del electrodo ER70S-3 a una frecuencia de 8 Hz, mostró resultados de baja corriente y alto voltaje durante la corrida del cordón. Con un calor teórico de aproximadamente 216 J/mm, se aseguró la ausencia de porosidad en los cordones de soldadura.

La calidad del cordón fue evaluada mediante ensayos no destructivos, revelando una buena sanidad y la baja presencia de porosidad interna en los rayos X. Los líquidos penetrantes identificaron un socavado en la placa superior sin defectos abiertos a la superficie. Las macrografías exhibieron una buena penetración del cordón y garganta efectiva, mientras que las micrografías revelaron la presencia de matriz bainita al final de la ZAT, sin partículas precipitadas ni fisuración entre laminas. En el diagrama esfuerzo-deformación, se obtuvo una deformación cercana al 8% antes de la fractura, destacando óxidos esféricos de titanio y manteniendo la microdureza Vickers similar al MB.

La condición S2, utilizando el electrodo SM-70MT a una frecuencia de 8 Hz, presentó una corrida con baja corriente y alto voltaje, resultando en una entrada de calor teórico baja, cerca de 217 J/mm. Con corriente de 244 Amperios y voltaje de 19.33 Voltios, se logró una calidad de soldadura buena. Sin embargo, ensayos no destructivos de rayos X mostraron presencia de poros al inicio y final del cordón, relacionados con variaciones en la corriente. Los líquidos penetrantes indicaron socavado en la placa superior, atribuido a la baja entrada de calor teórico. Las macrografías evidenciaron una ZAT de menor área y buena penetración, mientras que las micrografías mostraron la presencia de matriz bainita y posible martensita. El diagrama esfuerzo-deformación reflejó un bajo rendimiento, con un esfuerzo máximo de alrededor de 550 MPa y una deformación del 8%. La fractura se produjo en el centro del cordón, exhibiendo óxidos esféricos de titanio y silicio como posibles precursores.

La condición S3, con el electrodo ER70S-3 a una frecuencia de 10 Hz, mostró una corrida con corriente elevada y bajo voltaje, resultando en un calor teórico de aproximadamente 225 J/mm. Aunque se esperaba la ausencia de burbujas de zinc en el interior del cordón, los ensayos no destructivos de rayos X revelaron porosidades al final del cordón debido a una disminución en la corriente y el voltaje. Los líquidos penetrantes indicaron una buena sanidad física del cordón, pero se observó una penetración excesiva contribuyendo a una garganta efectiva fuera de los límites establecidos. Las micrografías mostraron crecimiento de grano columnar y epitaxial, con una grieta en la raíz de la soldadura que se propagó desde la ZAT hacia la ZF. El ensayo de tracción resultó en un esfuerzo máximo cercano a los 700 MPa y una deformación del 6%, con una fractura frágil y presencia de carbonitruros de titanio.

En la condición S4, utilizando el electrodo SM70-MT a una frecuencia de 10 Hz, se obtuvo una corriente media de 255 Amperes y un voltaje medio de 19 Voltios, con un calor teórico de aproximadamente 219 J/mm. Se evidenció la presencia de burbujas encapsuladas en el cordón mediante ensayos no destructivos de rayos X, especialmente cuando se elevó la corriente y el voltaje. Los líquidos penetrantes confirmaron socavado en la última tercera parte del cordón debido a un exceso de penetración. Las macrografías revelaron una ZAT grande y un perfil de cordón con baja calidad. El ensayo de tracción mostró un esfuerzo máximo de alrededor de 600 MPa y una deformación entre el 5% y el 6%, con una fractura al comienzo de la ZF. La fractura fue frágil, con presencia de cavidades y la detección de molibdeno mediante análisis puntual de EDS. La microdureza varió de 250 HV a 500 HV en la ZF.

En términos generales, al analizar las gráficas de las corridas de corriente y voltaje contra el tiempo, se observa una consistencia en los valores bajos de corriente y altos de voltaje para la frecuencia de 8 Hz. Sin embargo, se detecta cierta inestabilidad en la gráfica de potencia contra el tiempo para las condiciones con el uso del electrodo ER70S-3, lo que puede atribuirse al aumento del calor de aporte a una frecuencia de 10 Hz, asumiendo que la corriente para estas condiciones es relativamente alta. Esto resulta en un área de la ZAT más elevada.

En cuanto a la caracterización macroestructural y microestructural, al analizar los perfiles de soldadura, la condición S1 con electrodo ER70S-3 a una frecuencia de 8 Hz se destaca como

la más equilibrada entre todas. Mantuvo valores medios entre los rangos obtenidos y una raíz de cordón saludable, con una estructura que conserva la fase matriz bainita, característica del CP780.

En el ensayo de tracción, la condición S1 demostró una deformación satisfactoria, cercana al 8%, similar a la del MB, y un esfuerzo máximo de 600 MPa, un 23% por debajo del MB. Cabe destacar que se observó una fractura dúctil con secciones de fractura frágil, especialmente en la ZAT adyacente a la ZF. El análisis del mapeo elemental dentro de la zona de fractura reveló la presencia de óxidos esféricos de titanio y silicio, elementos contenidos en el electrodo de aporte ER70S-3 según los resultados de la espectrometría de emisión por chispa. Para complementar la caracterización mecánica, se obtuvieron resultados de microdureza que se mantuvieron en el rango de 200 HV a 500 HV en las tres zonas de estudio.

REFERENCIAS

- [1] Hilditch T B, De Souza T and Hodgson P D. 2 - *Properties and automotive applications of advanced high-strength steels (AHSS)*. Shome M and Tumuluru M. 9-28. 2015.
- [2] Bhattacharya D, Cho L, Van Der Aa E, Pichler A, Pottore N, Ghassemi-Armaki H, Findley K O and Speer J G. *Influence of the starting microstructure of an advanced high strength steel on the characteristics of Zn-Assisted liquid metal embrittlement*. **Materials Science and Engineering: A**. 804, 2021.
- [3] Gould J, Khurana S and Li T. *Predictions of microstructures when welding automotive advanced high-strength steels*. **WELDING JOURNAL-NEW YORK-**. 85, 5, 2006.
- [4] Zhang H and Chen C. *Effect of pulse frequency on weld appearance of Al alloy in pulse power ultrasonic assisted GMAW*. **Journal of Manufacturing Processes**. 71, 2021.
- [5] Lesch C, Kwiaton N and Klose F B. *Advanced High Strength Steels (AHSS) for Automotive Applications – Tailored Properties by Smart Microstructural Adjustments*. **steel research international**. 88, 10, 2017.
- [6] Kaščák Ľ and Spišák E. *Effect of Welding Parameters on the Quality of Spot Welds Combining AHSS Steel and HSLA Steel*. **Key Engineering Materials**. 586, 2014.
- [7] Hong K-M and Shin Y C. *Prospects of laser welding technology in the automotive industry: A review*. **Journal of Materials Processing Technology**. 245, 2017.
- [8] Benzing J T, Poling W A, Pierce D T, Bentley J, Findley K O, Raabe D and Wittig J E. *Effects of strain rate on mechanical properties and deformation behavior of an austenitic Fe-25Mn-3Al-3Si TWIP-TRIP steel*. **Materials Science and Engineering: A**. 711, 2018.
- [9] Hardwick A P and Outteridge T. *Vehicle lightweighting through the use of molybdenum-bearing advanced high-strength steels (AHSS)*. **The International Journal of Life Cycle Assessment**. 21, 11, 2016.
- [10] Zheng H, Qi B and Yang M. *Dynamic analysis of the ultrasonic-frequency pulsed GMAW metal transfer process*. **Journal of Manufacturing Processes**. 62, 2021.

- [11] Han C, Jiang P, Geng S, Mi G, Wang C and Li Y. *Nucleation mechanisms of equiaxed grains in the fusion zone of aluminum-lithium alloys by laser welding*. **Journal of Materials Research and Technology**. 14, 2021.
- [12] Laurito D F, Baptista C a R P, Torres M a S and Abdalla A J. *Microstructural effects on fatigue crack growth behavior of a microalloyed steel*. **Procedia Engineering**. 2, 1, 2010.
- [13] Azimi S M, Britz D, Engstler M, Fritz M and Mücklich F. *Advanced Steel Microstructural Classification by Deep Learning Methods*. **Scientific Reports**. 8, 1, 2018.
- [14] Májlínger K, Kalácska E and Russo Spena P. *Gas metal arc welding of dissimilar AHSS sheets*. **Materials & Design**. 109, 2016.
- [15] Drexler A, Bergmann C, Manke G, Kokotin V, Mraczek K, Pohl M and Ecker W. *On the local evaluation of the hydrogen susceptibility of cold-formed and heat treated advanced high strength steel (AHSS) sheets*. **Materials Science and Engineering: A**. 800, 2021.
- [16] Suárez M A, Herrera-Becerra R, Valdez S, Campillo B and Juárez-Islas J A. *Procesamiento y caracterización de aceros microaleados calmados al aluminio*. **Revista mexicana de física**. 55, 2009.
- [17] Misra R D K, Tanneti K K, Weatherly G C and Tither G. *Microstructure and texture of hot-rolled Cb-Ti and V-Cb microalloyed steels with differences in formability and toughness*. **Metallurgical and Materials Transactions A**. 34, 10, 2003.
- [18] Takahashi M. *Sheet Steel Technology for the Last 100 Years: Progress in Sheet Steels in Hand with the Automotive Industry*. **ISIJ International**. 55, 1, 2015.
- [19] Hall J N and Fekete J R. 2 - *Steels for auto bodies: A general overview*. Rana R and Singh S B. 19-45. 2017.
- [20] Atzema E H. 3 - *Formability of auto components*. Rana R and Singh S B. 47-93. 2017.
- [21] Bayock F N, Kah P, Salminen A, Belinga M and Yang X. *Feasibility study of welding dissimilar Advanced and Ultra High Strength Steels*. **REVIEWS ON ADVANCED MATERIALS SCIENCE**. 59, 1, 2020.

- [22] Radwański K, Wrożyna A and Kuziak R. *Role of the advanced microstructures characterization in modeling of mechanical properties of AHSS steels*. **Materials Science and Engineering: A**. 639, 2015.
- [23] Sugimoto K and Mukherjee M. 8 - *TRIP aided and complex phase steels**Every effort has been made to trace copyright holders and to obtain their permission for the use of copyright material. The publisher apologizes for any errors or omissions in the acknowledgements printed in this book and would be grateful if notified of any corrections that should be incorporated in future reprints or editions*. Rana R and Singh S B. 217-257. 2017.
- [24] Galán J, Samek L, Verleysen P, Verbeken K and Houbaert Y. *Advanced high strength steels for automotive industry*. **Revista de Metalurgia**. 48, 2, 2012.
- [25] Palani P and Murugan N. *Selection of parameters of pulsed current gas metal arc welding*. **Journal of Materials Processing Technology**. 172, 1, 2006.
- [26] Shome M and Tumuluru M. *1 - Introduction to welding and joining of advanced high-strength steels (AHSS)*. Shome M and Tumuluru M. 1-8. 2015.
- [27] Das H, Mondal M, Hong S-T, Lim Y and Lee K-J. *Comparison of microstructural and mechanical properties of friction stir spot welded ultra-high strength dual phase and complex phase steels*. **Materials Characterization**. 139, 2018.
- [28] Mesplont C. *Phase transformations and microstructure-mechanical properties relations in Complex Phase high strength steels*. 2002.
- [29] De Bruycker E, De Cooman B and De Meyer M. *Galvanizability of complex phase high strength steel*. **steel research international**. 75, 2, 2004.
- [30] Romero-Orozco A J, Taha-Tijerina J J, De Luna-Alanís R, López-Morelos V H, Ramírez-López M D, Salazar-Martínez M and Curiel-López F F. *Evaluation of Microstructural and Mechanical Behavior of AHSS CP780 Steel Welded by GMAW-Pulsed and GMAW-Pulsed-Brazing Processes*. **Metals**. 12, 3, 2022.
- [31] Krishnardula V G, Cheng C C and Bhattacharya D. *Influence of Substrate Molybdenum on Galvannealing Kinetics of an Advanced High Strength Steel*. **ISIJ International**. 54, 8, 2014.

- [32] Tewari S, Gupta A and Prakash J. *Effect of welding parameters on the weldability of material*. **International Journal of Engineering Science and Technology**. 2, 4, 2010.
- [33] Feng Z, Sang Y, Jiang C, Chiang D J and Kuo D M. *Fatigue Performance of Advanced High-Strength Steels (AHSS) GMAW Joints*. United States. 2009.
- [34] Rajarajan C, Sivaraj P, Sonar T, Raja S and Mathiazhagan N. *Resistance spot welding of advanced high strength steel for fabrication of thin-walled automotive structural frames*. **Forces in Mechanics**. 7, 2022.
- [35] Sen M, Mukherjee M, Singh S K and Pal T K. *Effect of double-pulsed gas metal arc welding (DP-GMAW) process variables on microstructural constituents and hardness of low carbon steel weld deposits*. **Journal of Manufacturing Processes**. 31, 2018.
- [36] Zhai P, Xue S, Wang J, Tao Y, Chen W, Chen T and Ji S. *Comparative study of droplet transfer modes on appearance, microstructure, and mechanical properties of weld during pulsed GMAW*. **Metals**. 10, 5, 2020.
- [37] File D. *Consider penetration when determining fillet weld size*. **Welding Innovation**. 15, 1, 1998.
- [38] Ahsan M R, Kim Y, Ashiri R, Cho Y, Jeong C and Park Y. *Cold metal transfer (CMT) GMAW of zinc-coated steel*. **Weld J**. 95, 4, 2016.
- [39] *International standard: ISO5817*.
- [40] Yu J and Kim D. *Effects of welding current and torch position parameters on minimizing the weld porosity of zinc-coated steel*. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**. 95, 2018.
- [41] Akinlabi E T, Levy A C and Akinlabi S A. *Non-destructive testing of dissimilar friction stir welds*. **proceedings of the world congress on engineering**. 2012.
- [42] Manikandan K R, Ashwin Sivagurunathan P, Ananthan S S, Arul Marcel Moshhi A and Sundara Bharathi S R. *Study on the influence of temperature and vibration on indications of liquid penetrant testing of A516 low carbon steel*. **Materials Today: Proceedings**. 39, 2021.
- [43] Cáceres J L C and Gálvez G C S. *Los ensayos no destructivos (END) y su aplicación en la industria*. **Revista Campus**. 23, 25, 2018.

- [44] International A. *Standard Practice for Microetching Metals and Alloys Produced by ASTM*. ASTM International. 2011.
- [45] Astm E. *Standard test methods for tension testing of metallic materials*. **Annual book of ASTM standards**. ASTM. 2001.
- [46] Standard A. *Standard test method for microindentation hardness of materials*. **ASTM Int.** 384, 2017.
- [47] Hauge M, Maier M, Walters C L, Østby E, Kordonets S M, Zafir C and Osvoll H. *Status update of ISO TC67/SC8/WG5: Materials for arctic applications*. **The Twenty-fifth International Ocean and Polar Engineering Conference**. 2015.
- [48] Davis J R. *Tensile testing*. ASM international. 2004.