



UNIVERSIDAD MICHOACANA DE SAN NICOLÁS DE HIDALGO

INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y MATERIALES

PROGRAMA DE DOCTORADO EN CIENCIA EN METALURGIA Y CIENCIA DE
LOS MATERIALES

**CONTROL DE LA POROSIDAD EN LA UNIÓN DEL ACERO GALVANIZADO
CP780 SOLDADO CON EL PROCESO GMAW-P MEDIANTE METODOLOGÍA
TAGUCHI: EVALUACIÓN MECÁNICA,
MICROESTRUCTURAL Y DE CORROSIÓN**

Tesis que para obtener el Grado de

Doctora en Ciencias en Metalurgia y Ciencias de los Materiales presenta:

M.C. Maleni García Gómez

Director de Tesis

Dr. Francisco Fernando Curiel López

Co-Director de Tesis

Dr. José Jaime Taha Tijerina

Morelia, Mich, a junio de 2026

EXAMEN DE GRADO

Acta

ÍNDICE

DEDICATORIA	11
AGRADECIMIENTOS.....	13
RESUMEN	14
ABSTRACT	15
CAPITULO 1. INTRODUCCIÓN.....	16
1.1 Introducción.....	16
1.2 Justificación	17
1.3 Objetivos.....	18
1.3.1 Objetivo general	18
1.3.2 Objetivos específicos	18
1.4 Hipótesis	19
1.5 Alcances y limitaciones del estudio.....	19
CAPÍTULO 2. REVISIÓN DE ESTADO DEL ARTE	21
2.1 Aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) y aceros de fase compleja	21
2.2 Uso del acero CP780 galvanizado en aplicaciones estructurales automotrices.....	23
2.3 Recubrimientos de zinc en aceros AHSS y su comportamiento durante la soldadura	24
2.4 Mecanismos de formación de porosidad inducida por zinc en uniones traslape.....	26
2.4.1 Vaporización del zinc y confinamiento geométrico.....	26
2.4.2 Transporte, atrapamiento y solidificación de burbujas	27
2.5 Influencia del proceso GMAW-P en la dinámica del baño de fusión	27
2.6 Efecto de los parámetros de pulso y del aporte térmico	29
2.7 Influencia del material de aporte y del contenido de silicio	31
2.8 Relación entre porosidad, propiedades mecánicas y desempeño en servicio	32

2.9 Estrategias reportadas para el control de porosidad en aceros galvanizados	34
2.10 Brecha de conocimiento y enfoque del presente trabajo	36
CAPÍTULO 3. DESARROLLO EXPERIMENTAL.....	38
3.1 Material base: acero CP780 galvanizado.....	38
3.2 Material de aporte	39
3.3 Configuración de la junta y preparación de las muestras	39
3.4 Proceso de soldadura GMAW-P	40
3.5 Selección de parámetros de soldadura.....	41
3.6 Diseño experimental mediante la metodología Taguchi.....	42
3.6.1 Variables de control y niveles	43
3.6.2 Arreglo ortogonal L9	43
3.7 Procedimiento de soldadura (arreglo experimental L9)	44
3.8 Caracterización del material base	45
3.9 Caracterización de las uniones soldadas.....	45
3.9.1 Inspección radiográfica y cuantificación de porosidad	46
3.9.1.1 Condiciones de inspección	46
3.9.1.2 Análisis digital y determinación del porcentaje de porosidad	47
3.9.2 Caracterización microestructural (MO y MEB)	48
3.9.2.1 Preparación metalográfica	48
3.9.2.2 Microscopía óptica y electrónica.....	48
3.9.3 Medición de microdureza Vickers	49
3.10 Análisis estadístico para la optimización de parámetros	50
3.10.1 Relación señal–ruido	50
3.10.2 Análisis de varianza (ANOVA)	51
3.10.3 Predicción de parámetros óptimos de soldadura	51
3.11 Soldaduras de validación (parámetros optimizados)	52
3.12 Ensayos mecánicos en soldaduras de validación.....	53

3.12.1 Ensayos de tensión.....	53
3.12.2 Análisis fractográfico por microscopía electrónica de barrido.....	55
3.13 Ensayos de corrosión acelerada.....	55
3.13.1 Exposición en cámara de niebla salina.....	56
CAPÍTULO 4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN	58
4.1 Caracterización microestructural del material base.....	58
4.2 Evaluación radiográfica y cuantificación de la porosidad.....	60
4.3 Influencia del aporte térmico real en la formación de porosidad	64
4.4 Efecto metalúrgico de las variables I_p , tp y f sobre la geometría del cordón y la porosidad	67
4.4.1 Efecto de la corriente de pico (I_p).....	69
4.4.2 Efecto del tiempo de pico (tp)	71
4.4.3 Efecto de la frecuencia de pulso (f)	72
4.5 Análisis estadístico mediante metodología Taguchi	73
4.5.1 Relación señal–ruido (criterio “más pequeño es mejor”).....	75
4.5.2 Análisis de medias	77
4.5.3 Análisis de varianza (ANOVA)	80
4.5.4 Selección de parámetros óptimos	82
4.5.5 Limitaciones del modelo estadístico.....	83
4.6 Validación experimental de las condiciones optimizadas.....	84
4.6.1 Evaluación radiográfica de las soldaduras de validación	85
4.6.2 Análisis metalográfico de las soldaduras de validación	86
4.6.3 Discusión de la reproducibilidad del proceso.....	88
4.7 Relación entre porosidad, geometría del cordón y microestructura	89
4.7.1 Evidencia microestructural del mecanismo de formación de porosidad inducida por zinc	91
4.7.2 Perfil composicional y mecanismo de formación del defecto	95
4.7.3 Relación con la geometría del cordón	96
4.7.4 Observación de la capa de zinc y su rol como precursor del defecto	97

4.8 Distribución de microdureza en el metal de soldadura, ZAT y metal base	99
4.8.1 Soldaduras S1-S3: comportamiento sin porosidad macroscópica.....	99
4.8.2 Soldaduras S4 y S5: efecto crítico de la porosidad macroscópica	101
4.8.3 Soldaduras S6-S9: condiciones intermedias con defectos localizados.....	103
4.8.4 Impacto de los parámetros de soldadura optimizados mediante Taguchi (Soldaduras R1-R3).....	106
4.8.5 Discusión global del apartado.....	107
4.9 Comportamiento mecánico bajo carga de tensión	108
4.9.1 Ensayos de tracción previas a la optimización (S1-S9).....	108
4.9.2 Ensayos de tracción con parámetros optimizados (Soldaduras R1-R9).....	120
4.9.3 Análisis fractográfico mediante microscopía electrónica de barrido (MEB) ...	125
4.9.4 Correlación cuantitativa entre porosidad y desempeño mecánico.....	131
4.10 Análisis del comportamiento frente a corrosión en cámara de niebla salina.....	132
4.10.1 Influencia de la porosidad en el ataque corrosivo	136
CAPÍTULO 5. CONCLUSIONES	139
5.1 Conclusiones generales.....	139
5.2 Resultados en relación con los objetivos específicos	139
REFERENCIAS	141

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 3.1 Sistema experimental de soldadura GMAW-P empleado en el estudio y esquema del montaje en configuración por traslape.....	40
Figura 3.2 Esquema de medición de microdureza Vickers a través del MB, la ZAT y la ZF.	49
Figura 3.3 (a) Probetas de tracción extraídas de las uniones soldadas, (b) Probeta montada en la máquina universal durante el ensayo de tracción uniaxial.....	54
Figura 4.1 Microestructura del material base de acero CP780 galvanizado.	58
Figura 4.2 Mapeo elemental por espectroscopía de dispersión de energía (EDS) del metal base del acero CP780 galvanizado.	59
Figura 4.3 Radiografías de las uniones soldadas correspondientes a las nueve condiciones experimentales del arreglo ortogonal L9 (S1-S9).....	62
Figura 4.4 Porcentaje de porosidad cuantificado para las soldaduras S1-S9 correspondientes al diseño experimental Taguchi L9.....	63
Figura 4.5 Cortes transversales de las uniones soldadas correspondientes a las nueve condiciones experimentales del arreglo ortogonal L9.....	68
Figura 4.6 Gráfica de efectos principales de la relación señal-ruido (S/N) bajo el criterio “más pequeño es mejor”, correspondiente a la variable respuesta porosidad.	77
Figura 4.7 Gráfica de efectos principales para las medias de porosidad correspondientes a los niveles de I_p , t_p y f	78
Figura 4.8 Gráfica de interacción para la porosidad basada en las medias experimentales del arreglo ortogonal L9.	79
Figura 4.9 Radiografías de las soldaduras de validación R1-R3 obtenidas bajo las condiciones optimizadas.....	85
Figura 4.10 Secciones transversales metalográficas de las soldaduras de validación R1-R3 con parámetros optimizados.	87

Figura 4.11 Micrografía MEB y mapeo EDS de la soldadura S3 mostrando la propagación de Zn en la interfaz.	92
Figura 4.12 Micrografía MEB de la soldadura S5 mostrando la iniciación de un poro en la región de raíz del cordón.	93
Figura 4.13 Micrografía MEB y mapeo EDS de la soldadura S9 evidenciando la propagación de una discontinuidad en la región de raíz.....	94
Figura 4.14 Perfil composicional lineal obtenido mediante EDS a través de una discontinuidad en la región de raíz del cordón.	96
Figura 4.15 Micrografía MEB y mapeo EDS de la soldadura S3 mostrando la capa superficial de zinc en la interfaz.	98
Figura 4.16 Perfil composicional lineal obtenido mediante EDS a través de la interfaz recubrimiento-metal base.	98
Figura 4.17 Perfiles de microdureza Vickers correspondientes a las soldaduras S1-S3, caracterizadas por ausencia de porosidad macroscópica.	100
Figura 4.18 Perfiles de microdureza Vickers correspondientes a las soldaduras S4-S5, con presencia de porosidad macroscópica crítica.....	102
Figura 4.19 Perfiles de microdureza Vickers correspondientes a la soldadura S6 con presencia de porosidad en condiciones intermedias.	103
Figura 4.20 Perfiles de microdureza Vickers correspondientes a las soldaduras S6-S9 con presencia de porosidad en condiciones intermedias.	105
Figura 4.21 Perfiles de microdureza Vickers correspondientes a las soldaduras optimizadas R1-R3.....	106
Figura 4.22 Comportamiento mecánico de la soldadura S1: curvas carga-desplazamiento, aspecto post-mortem y radiografía.	109
Figura 4.23 Comportamiento mecánico de la soldadura S2: curvas carga-desplazamiento, aspecto post-mortem y radiografía.	110

Figura 4.24 Comportamiento mecánico de la soldadura S3: curvas carga-desplazamiento, aspecto post-mortem y radiografía.	111
Figura 4.25 Comportamiento mecánico de la soldadura S4: curvas carga-desplazamiento, aspecto post-mortem y radiografía.	112
Figura 4.26 Comportamiento mecánico de la soldadura S5: curvas carga-desplazamiento, aspecto post-mortem y radiografía.	113
Figura 4.27 Comportamiento mecánico de la soldadura S6: curvas carga-desplazamiento, aspecto post-mortem y radiografía.	114
Figura 4.28 Comportamiento mecánico de la soldadura S7: curvas carga-desplazamiento, aspecto post-mortem y radiografía.	115
Figura 4.29 Comportamiento mecánico de la soldadura S8: curvas carga-desplazamiento, aspecto post-mortem y radiografía.	116
Figura 4.30 Comportamiento mecánico de la soldadura S9: curvas carga-desplazamiento, aspecto post-mortem y radiografía.	117
Figura 4.31 Comportamiento mecánico y modo de fractura de las probetas R1-R3 obtenidas con parámetros optimizados.	123
Figura 4.32 Comportamiento mecánico y modo de fractura de las probetas R4-R6 obtenidas con parámetros optimizados.	124
Figura 4.33 Comportamiento mecánico y modo de fractura de las probetas R7-R9 obtenidas con parámetros optimizados.	125
Figura 4.34 Superficie de fractura correspondiente a la soldadura S7 mostrando poros macroscópicos de gran tamaño en la zona fundida.	126
Figura 4.35 Superficie de fractura de la soldadura S7 con múltiples poros distribuidos a lo largo de la zona fundida.	126
Figura 4.36 Superficie de fractura correspondiente a la soldadura S3 con morfología predominantemente dúctil.	127

Figura 4.37 Micrografía MEB y mapas EDS correspondientes a una unión soldada GMAW-P [29].....	128
Figura 4.38 Micrografía MEB de la superficie de fractura con morfología predominantemente dúctil caracterizada por microcavidades.....	129
Figura 4.39 Micrografía MEB de la superficie de fractura mostrando morfología dúctil con microcavidades y partículas embebidas en la matriz.	130
Figura 4.40 Micrografía MEB de la superficie de fractura mostrando morfología dúctil con microcavidades y partículas asociadas a la nucleación de microcavidades.....	130
Figura 4.41 Evolución macroscópica del ataque corrosivo en cámara de niebla salina a 24, 48, 96, 200, 300, 400 y 500 h de exposición.	135
Figura 4.42 Micrografía MEB y mapeo elemental por EDS de los productos de corrosión formados tras la exposición en niebla salina.	136
Figura 4.43 Micrografía MEB y mapas elementales por EDS de los productos de corrosión con morfología heterogénea.	137
Figura 4.44 Micrografía MEB y mapas elementales por EDS de los productos de corrosión con morfología compacta y nodular característica de capas avanzadas.	138

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 3.1 Niveles de los parámetros de soldadura evaluados.....	43
Tabla 3.2 Combinaciones experimentales correspondientes al arreglo ortogonal L9.	44
Tabla 3.3 Configuración de los factores óptimos de control predichos mediante el modelo de Taguchi.....	52
Tabla 4.1 Composición química nominal del acero CP780 galvanizado y del material de aporte ER70S-3 (% en peso).	58
Tabla 4.2 Aporte térmico real (Q_r).....	65
Tabla 4.3 Porcentaje de porosidad y clasificación de defectos (S1-S9).	68
Tabla 4.4 Información de factores experimentales.	74
Tabla 4.5 Relaciones señal-ruido (S/N) para porosidad.	75
Tabla 4.6 Medias de porcentaje de porosidad.....	78
Tabla 4.7 Análisis de la varianza (ANOVA).....	80
Tabla 4.8 Resultados de tracción: carga y desplazamiento de las soldaduras S1-S9.....	119
Tabla 4.9 Resultados de tracción: carga y desplazamiento de las soldaduras con los parámetros optimizados.	120

DEDICATORIA

A mi familia.

A mi esposo, por su apoyo incondicional, su paciencia y su confianza durante cada etapa de este proceso, incluso en los momentos de mayor exigencia.

A mi hija, por ser mi mayor motivación, recordándome cada día el valor del esfuerzo, la constancia y el compromiso con los sueños que se construyen a largo plazo.

Este trabajo es también reflejo del acompañamiento, la comprensión y el amor que hicieron posible llegar hasta aquí.

AGRADECIMIENTOS

A mi familia, en especial a mi madre, a mi hermano y a mis suegros, por el apoyo constante, la confianza y el acompañamiento brindados a lo largo de mi formación académica. De manera muy especial, agradezco a mi esposo y a mi hija, quienes han sido mi mayor fuente de motivación y fortaleza; su presencia, comprensión y apoyo fueron fundamentales para culminar esta etapa.

A la memoria de mi padre, cuyo ejemplo y valores han sido una referencia permanente en mi desarrollo personal y profesional.

Agradezco a la Secretaría de Ciencia, Humanidades, Tecnología e Innovación (SECIHTI) por la beca otorgada para la realización de este proyecto doctoral.

Expreso mi agradecimiento a mi director de tesis, el Dr. Francisco Fernando Curiel López, por su confianza, orientación académica y por las oportunidades brindadas para mi desarrollo profesional durante este proceso. Asimismo, agradezco a los integrantes de mi mesa sinodal por su disposición, sus observaciones y recomendaciones, así como por el compromiso y la seriedad con los que acompañaron y evaluaron este trabajo doctoral.

Agradezco al Instituto de Investigaciones en Metalurgia y Materiales (IIMM-UMSNH) por el apoyo institucional, las facilidades y los recursos proporcionados para la realización de este trabajo. De igual manera, reconozco a su personal académico y técnico por el acompañamiento brindado durante mi formación. De forma particular, expreso mi agradecimiento a los técnicos Giovanni Candelario Justo y José Antonio Rodríguez Torres por su profesionalismo y valioso apoyo en el desarrollo de las actividades experimentales.

Finalmente, agradezco a mis compañeros y amigos del instituto por su apoyo, motivación y compañía a lo largo de este proceso.

RESUMEN

La incorporación de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) en la industria automotriz ha impulsado el uso de aceros de fases complejas como el CP780 galvanizado, valorado por su resistencia mecánica, capacidad de absorción de energía y desempeño anticorrosivo. Sin embargo, el recubrimiento de zinc introduce desafíos durante la soldadura por arco en configuraciones de traslape, ya que su vaporización favorece la formación de porosidades internas que comprometen la integridad estructural de las uniones.

Este trabajo analiza y controla la porosidad inducida por la evaporación de zinc en uniones por traslape del acero CP780 galvanizado soldadas mediante GMAW-P. Se desarrolló un estudio experimental con metodología Taguchi, empleando un arreglo ortogonal L9 para evaluar la influencia de la corriente de pico (I_p), el tiempo de pico (tp) y la frecuencia de pulso (f). El porcentaje de porosidad se utilizó como variable de respuesta, incorporando el aporte térmico real como covariable crítica para la interpretación físico-metalúrgica.

Las uniones se caracterizaron mediante inspección radiográfica, microscopía óptica y electrónica de barrido, microdureza Vickers, ensayos de tensión y corrosión acelerada en cámara de niebla salina.

Los resultados demuestran que la porosidad es altamente sensible a las condiciones del proceso. El análisis estadístico identificó el aporte térmico como el factor de mayor contribución, seguido por la frecuencia de pulso y el tiempo de pico. Se determinó una ventana óptima entre 230 y 250 J/mm, en la que la porosidad se reduce por debajo del 1%. Bajo estas condiciones se observaron mejoras en la geometría del cordón, microestructura más homogénea, mejor desempeño mecánico y mayor resistencia a la corrosión.

El control preciso del aporte térmico, combinado con la optimización estadística de los parámetros GMAW-P, permite mitigar efectivamente la porosidad inducida por zinc en uniones de CP780 galvanizado, aportando criterios técnicos aplicables en la industria automotriz.

Palabras clave: AHSS, microestructura, vaporización, arreglo ortogonal, aporte térmico.

ABSTRACT

The incorporation of advanced high-strength steels (AHSS) in the automotive industry has driven the use of complex-phase steels such as galvanized CP780, valued for its mechanical strength, energy absorption capacity, and anticorrosive performance. However, the zinc coating introduces significant challenges during arc welding in lap joint configurations, as its vaporization promotes the formation of internal porosity that compromises the structural integrity of the welds.

This work analyzes and controls zinc evaporation-induced porosity in lap joints of galvanized CP780 steel welded by pulsed gas metal arc welding (GMAW-P). An experimental study was developed using the Taguchi methodology, employing an L9 orthogonal array to evaluate the influence of peak current (I_p), peak time (tp), and pulse frequency (f). Porosity percentage was used as the response variable, incorporating actual heat input as a critical covariate for the physico-metallurgical interpretation.

The joints were characterized by radiographic inspection, optical and scanning electron microscopy, Vickers microhardness, tensile testing, and accelerated corrosion in a salt spray chamber.

Results demonstrate that porosity is highly sensitive to process conditions. Statistical analysis identified heat input as the factor with the greatest contribution, followed by pulse frequency and peak time. An optimal window between 230 and 250 J/mm was determined, within which porosity is reduced below 1%. Under these conditions, improvements were observed in bead geometry, more homogeneous microstructure, superior mechanical performance, and enhanced corrosion resistance.

Precise heat input control, combined with statistical optimization of GMAW-P process parameters, effectively mitigates zinc-induced porosity in galvanized CP780 lap joints, providing technically relevant criteria for automotive industry applications.

CAPITULO 1. INTRODUCCIÓN

1.1 Introducción

La industria automotriz ha evolucionado hacia el diseño de vehículos más ligeros y seguros, impulsada por la gran necesidad de mejorar el desempeño energético y cumplir con regulaciones ambientales cada vez más estrictas [1, 2, 3, 4]. En este contexto, la reducción del peso estructural se ha convertido en un eje central del desarrollo de nuevos materiales.

Los Aceros Avanzados de Alta Resistencia (AHSS, por sus siglas en inglés “Advanced High-Strength Steels”) han surgido como una solución tecnológica al ofrecer una combinación favorable de elevada resistencia mecánica, adecuada conformabilidad y capacidad de absorción de energía [5, 6, 7, 8]. Estas características permiten la ingeniería del diseño de componentes estructurales más delgados sin comprometer la integridad frente a impacto, favoreciendo simultáneamente la reducción de masa y por ende, emisiones.

Diversos estudios han documentado el crecimiento sostenido del uso de AHSS en carrocerías y componentes estructurales críticos, particularmente en zonas de absorción de energía, donde la relación resistencia-ductilidad resulta determinante para el desempeño frente a impacto [9, 10, 11, 12]. No obstante, este avance en propiedades mecánicas ha estado acompañado de una mayor complejidad metalúrgica, lo que introduce desafíos significativos en los procesos de manufactura y unión.

La incorporación de AHSS en aplicaciones automotrices ha implicado nuevos retos en soldabilidad, ya que sus microestructuras multifásicas y composiciones químicas avanzadas pueden experimentar modificaciones locales bajo ciclos térmicos severos, afectando la calidad metalúrgica y el desempeño mecánico de las uniones [13, 14, 15, 16, 17, 18].

Dentro de los aceros AHSS, se encuentra la categoría de aceros de Fase Compleja (Complex Phase, CP), caracterizados por presentar una microestructura multifásica con elevada resistencia mecánica y endurecimiento significativo debido a la presencia de bainita, martensita y precipitados finos. Dentro de esta categoría, el acero CP780 galvanizado es ampliamente utilizado en componentes estructurales sometidos a cargas dinámicas. Su microestructura multifásica le confiere alta resistencia y adecuada capacidad de absorción de energía, mientras que el recubrimiento de zinc proporciona protección frente a la

corrosión [19, 20, 21, 22]. Sin embargo, la presencia de zinc introduce complejidades adicionales durante la soldadura por arco, debido a sus propiedades termofísicas y su interacción con el baño de fusión.

En configuraciones de unión por traslape, comúnmente empleadas en la industria automotriz por su eficiencia estructural y compatibilidad con producción en serie, la interacción del zinc con el ciclo térmico puede favorecer la formación de porosidad inducida, comprometiendo la integridad estructural y la repetitividad del proceso [23, 24, 25, 26, 27, 28]. Este fenómeno representa un desafío crítico para garantizar uniones confiables en líneas de producción de alta cadencia.

1.2 Justificación

Desde el punto de vista industrial, la presencia de porosidad en uniones soldadas de acero CP780 galvanizado representa un problema crítico para la manufactura de componentes automotrices, ya que afecta directamente la calidad del producto final y la confiabilidad estructural de los componentes. La aparición de poros internos incrementa los rechazos en líneas de producción, eleva los costos asociados a retrabajos y limita la estabilidad del proceso, aspectos incompatibles con los estándares de calidad exigidos por la industria [24, 27, 29, 30].

Además del impacto en manufactura, la porosidad compromete el desempeño en servicio de los componentes soldados. Las discontinuidades internas pueden reducir la capacidad de resistencia a esfuerzos cortantes, afectar la resistencia a la fatiga y disminuir la durabilidad bajo condiciones dinámicas y ambientes corrosivos, lo que resulta especialmente crítico en aplicaciones estructurales [21, 27, 30, 31, 32].

Desde una perspectiva científica, la formación de porosidad inducida por zinc involucra fenómenos acoplados de transferencia de calor, evaporación del recubrimiento, dinámica del baño de fusión y cinética de solidificación. La generación y atrapamiento de vapor de zinc dependen de múltiples variables del proceso, tales como el aporte térmico, la estabilidad del arco y la tasa de solidificación, cuya interacción no se encuentra completamente esclarecida bajo condiciones industriales reales [22, 26, 28, 33, 34].

Aunque la literatura reporta estudios sobre soldabilidad de aceros galvanizados y defectos asociados, persiste la necesidad de investigaciones sistemáticas que correlacionen cuantitativamente los parámetros del proceso con la formación de porosidad, considerando simultáneamente la geometría del cordón, la calidad metalúrgica y el desempeño mecánico de la unión [25, 35, 36, 37, 38].

En este contexto, el presente estudio se justifica por su enfoque experimental sistemático orientado a comprender los mecanismos responsables de la formación de porosidad inducida por zinc y a establecer criterios objetivos para su control mediante la optimización de parámetros de proceso. La generación de este conocimiento contribuye al diseño de procedimientos de soldadura robustos, reproducibles y compatibles con los requerimientos de la industria automotriz.

1.3 Objetivos

1.3.1 Objetivo general

Analizar y optimizar los parámetros del proceso de soldadura por arco metálico con gas en modo pulsado (GMAW-P) aplicados a uniones por traslape de acero CP780 galvanizado, con el fin de reducir de manera significativa la formación de porosidad inducida por zinc y garantizar un adecuado desempeño mecánico y superficial de las uniones soldadas, compatible con los requerimientos de aplicaciones estructurales automotrices.

1.3.2 Objetivos específicos

- Aplicar la metodología de diseño experimental de Taguchi para analizar la influencia de los parámetros del proceso de soldadura GMAW-P en la formación de porosidad inducida por zinc en uniones por traslape de acero CP780 galvanizado.
- Identificar los parámetros críticos del proceso de soldadura GMAW-P que influyen de manera significativa en la formación de porosidad inducida por zinc en uniones por traslape de acero CP780 galvanizado.
- Diseñar un arreglo experimental basado en la metodología de Taguchi que permita evaluar de forma eficiente la influencia de las variables de proceso seleccionadas.

- Cuantificar el porcentaje de porosidad generado bajo diferentes condiciones de soldadura, empleando técnicas de caracterización adecuadas.
- Analizar estadísticamente la contribución de cada parámetro del proceso mediante análisis de varianza (ANOVA), identificando los factores con mayor impacto en la formación de porosidad.
- Determinar una combinación óptima de parámetros de soldadura orientada a minimizar la porosidad inducida por zinc.
- Validar experimentalmente las condiciones de soldadura optimizadas, evaluando la reproducibilidad de los resultados obtenidos.
- Evaluar el comportamiento frente a la corrosión acelerada de las uniones soldadas bajo condiciones optimizadas, como parte del análisis integral del desempeño de la unión.

1.4 Hipótesis

La porosidad inducida por zinc en uniones por traslape de acero CP780 galvanizado puede reducirse de manera significativa mediante la optimización controlada de los parámetros del proceso de soldadura por arco metálico con gas en modo pulsado (GMAW-P), logrando un equilibrio adecuado entre la dinámica del baño de fusión y la cinética de solidificación, sin comprometer las propiedades mecánicas ni la integridad superficial de la unión soldada.

1.5 Alcances y limitaciones del estudio

El presente trabajo se enfoca en el análisis de la influencia de los parámetros del proceso de soldadura GMAW-P sobre la formación de porosidad inducida por zinc y su efecto en el desempeño mecánico y la resistencia a la corrosión de uniones por traslape de acero CP780 galvanizado, soldadas mediante el proceso de soldadura por arco metálico con gas en modo pulsado (GMAW-P), empleando alambre sólido ER70S-3 como material de aporte. El estudio considera la influencia de parámetros específicos del proceso de soldadura sobre la formación de porosidad inducida por zinc, así como su impacto en el comportamiento mecánico y en la resistencia frente a corrosión de las uniones soldadas.

El alcance de la investigación se limita al análisis de la porosidad como defecto predominante asociado a la soldadura de aceros galvanizados en configuración traslape, así como a la evaluación de su relación con la calidad metalúrgica, el desempeño mecánico y el comportamiento frente a corrosión acelerada bajo condiciones controladas de laboratorio. Los resultados obtenidos se circunscriben a las condiciones experimentales establecidas y a los parámetros del proceso evaluados en el presente estudio.

No se abordan otros procesos de soldadura distintos al GMAW-P, ni se consideran otros tipos de aceros AHSS o recubrimientos galvanizados diferentes a los aquí analizados. Asimismo, el estudio no contempla la evaluación de uniones bajo condiciones de servicio reales a largo plazo, limitándose el análisis de corrosión a ensayos acelerados en cámara de niebla salina, los cuales permiten una comparación relativa del desempeño, pero no una predicción directa de la vida útil en servicio.

CAPÍTULO 2. REVISIÓN DE ESTADO DEL ARTE

2.1 Aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) y aceros de fase compleja

Los aceros avanzados de alta resistencia (Advanced High Strength Steels, AHSS) han sido desarrollados como respuesta directa a las exigencias crecientes de la industria automotriz en términos de reducción de peso, incremento de la seguridad estructural y cumplimiento de normativas cada vez más estrictas en materia de eficiencia energética y emisiones [1, 2, 3, 4, 5, 39]. A diferencia de los aceros convencionales, los AHSS combinan elevados niveles de resistencia mecánica con una capacidad adecuada de deformación plástica, lo que permite diseñar estructuras más ligeras sin comprometer el desempeño frente a cargas estáticas y dinámicas [6, 7, 8].

Dentro de la familia de los AHSS se incluyen diversas categorías, entre las que destacan los aceros Dual Phase (DP), Transformation Induced Plasticity (TRIP), Twinning Induced Plasticity (TWIP) y los aceros de fase compleja (Complex Phase, CP) [6, 7, 40, 41, 42, 43]. Cada uno de estos sistemas se caracteriza por mecanismos de endurecimiento y comportamientos mecánicos específicos, determinados principalmente por su microestructura y por la interacción entre sus fases constituyentes. En la **Figura 2.1** se muestra el diagrama esfuerzo-elongación para los aceros. Los aceros de tipo CP se ubican en una región intermedia, ofreciendo un equilibrio entre resistencia y ductilidad superior al de los grados convencionales y con mayor estabilidad térmica en comparación con los aceros DP. Su posición en el diagrama destaca su idoneidad para aplicaciones de aligeramiento automotriz, donde se requieren simultáneamente capacidad de absorción de energía en impacto y adecuada manufacturabilidad [10].

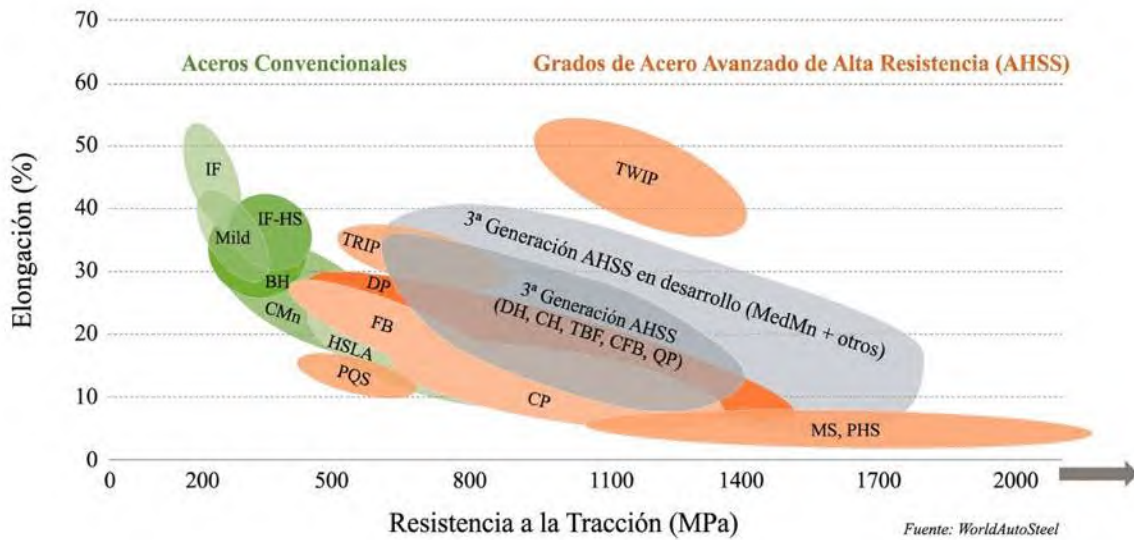


Figura 2.1 Diagrama esfuerzo-elongación comparativo de aceros convencionales y AHSS [10].

Los aceros DP presentan una microestructura compuesta por una matriz ferrítica blanda con islas de martensita dura, lo que les confiere una buena combinación de resistencia y ductilidad, aunque con una sensibilidad marcada a los ciclos térmicos durante procesos de conformado y soldadura [44]. Por su parte, los aceros TRIP y TWIP destacan por mecanismos de deformación más complejos, asociados a la transformación inducida por deformación o al maclado mecánico, respectivamente, lo que les otorga una elevada ductilidad, pero a costa de mayores complejidades metalúrgicas y de procesamiento [42, 43].

En este contexto, los aceros CP ocupan una posición intermedia y estratégica dentro de los AHSS. Su microestructura multifásica está constituida típicamente por ferrita, bainita, martensita y, en algunos casos, pequeñas fracciones de austenita retenida [11, 16]. Esta combinación de fases permite alcanzar altos niveles de resistencia mecánica, al tiempo que se mantiene una ductilidad suficiente para aplicaciones estructurales críticas. A diferencia de otros AHSS, los aceros CP presentan una menor sensibilidad a la localización de la deformación, lo que se traduce en una mayor resistencia a la formación de cuellos y a la deformación localizada [10, 11, 12].

El refinamiento de grano y la distribución controlada de fases duras y blandas desempeñan un papel clave en el comportamiento mecánico de los aceros CP. La presencia de fases duras

finamente distribuidas dentro de una matriz ferrítica contribuye a una elevada resistencia al flujo plástico, mientras que la continuidad de la ferrita favorece la absorción de energía bajo cargas dinámicas. Esta combinación resulta particularmente atractiva para componentes estructurales sometidos a impactos, vibraciones y cargas cíclicas, como aquellos presentes en el chasis y la carrocería automotriz [13, 15, 16].

Desde el punto de vista metalúrgico, la complejidad microestructural de los aceros CP también implica desafíos durante los procesos de fabricación y unión. La coexistencia de múltiples fases con diferentes propiedades térmicas y mecánicas puede generar respuestas heterogéneas frente a los ciclos térmicos impuestos por procesos como la soldadura, lo que hace indispensable un entendimiento profundo de su comportamiento durante la fusión y solidificación [17, 40].

2.2 Uso del acero CP780 galvanizado en aplicaciones estructurales automotrices

El acero CP780 ha sido ampliamente adoptado en la fabricación de componentes estructurales del sector automotriz debido a su elevada resistencia mecánica y a su capacidad para contribuir a la reducción de peso total del vehículo. Este grado de acero se emplea comúnmente en elementos críticos del chasis y la carrocería, tales como refuerzos estructurales, largueros, travesaños y componentes diseñados para la absorción de energía durante eventos de impacto [1, 2, 3, 45].

La resistencia característica del CP780 permite reducir el espesor de las láminas sin comprometer la rigidez ni la capacidad portante de los componentes, lo que se traduce en estructuras más ligeras y eficientes. Esta reducción de masa tiene un impacto directo en la mejora del consumo de combustible y en la disminución de emisiones, aspectos clave en el diseño de vehículos modernos.

Para garantizar una adecuada resistencia a la corrosión durante la vida útil del vehículo, estos aceros suelen emplearse con recubrimientos galvanizados a base de zinc. El galvanizado proporciona una protección catódica eficaz, actuando como una barrera frente a la corrosión atmosférica y a ambientes agresivos, tales como aquellos asociados a la exposición a sales de deshielo o condiciones de alta humedad. De este modo, se preserva la integridad superficial del componente y se prolonga su desempeño en servicio [19, 20, 22, 46, 47].

Sin embargo, la incorporación de recubrimientos galvanizados introduce complejidades adicionales en los procesos de unión, particularmente en soldadura por arco. El zinc posee un punto de ebullición considerablemente inferior al del acero, lo que provoca su vaporización temprana cuando es sometido a las altas temperaturas generadas durante la soldadura. Este fenómeno adquiere especial relevancia en configuraciones de unión por traslape, ampliamente utilizadas en la industria automotriz, donde el recubrimiento de zinc queda confinado entre las láminas superpuestas [22, 26, 48].

La combinación de la microestructura compleja del CP780 con la presencia de un recubrimiento metálico reactivo convierte a este sistema en un caso particularmente desafiante desde el punto de vista de la soldabilidad. Durante la soldadura, el comportamiento termodinámico del zinc y su interacción con el baño de fusión pueden dar lugar a defectos como porosidad interna, inestabilidad del arco y alteraciones en la geometría del cordón, afectando tanto la calidad metalúrgica como el desempeño mecánico de la unión [15, 29, 49, 50].

En consecuencia, aunque el acero CP780 galvanizado ofrece ventajas significativas en términos de resistencia, ligereza y durabilidad frente a la corrosión, su aplicación industrial depende en gran medida de la capacidad para desarrollar procedimientos de soldadura robustos que mitiguen los efectos adversos asociados al recubrimiento de zinc. Esta necesidad ha motivado un creciente interés en el estudio detallado de los mecanismos involucrados en la formación de defectos y en la optimización de los parámetros de soldadura, particularmente en procesos avanzados como el GMAW-P.

2.3 Recubrimientos de zinc en aceros AHSS y su comportamiento durante la soldadura

El zinc constituye uno de los recubrimientos más utilizados para la protección contra la corrosión de aceros avanzados de alta resistencia en aplicaciones automotrices, debido a su capacidad para proporcionar protección catódica y actuar como barrera frente a ambientes agresivos. En procesos de galvanizado por inmersión en caliente, el recubrimiento presenta una estructura multicapa compuesta por fases intermetálicas del sistema Fe,Zn — Γ ($\text{Fe}_3\text{Zn}_{10}$), δ (FeZn_7) y ζ (FeZn_{13}), así como una capa externa rica en zinc metálico [22, 48,

51]. Estas fases poseen distintas propiedades termodinámicas y cinéticas, lo que condiciona su respuesta frente a ciclos térmicos intensos como los generados durante la soldadura [16, 22, 48, 51].

Durante procesos por arco eléctrico, las temperaturas locales superan ampliamente el punto de ebullición del zinc ($\sim 906^\circ\text{C}$), provocando su vaporización antes de que el acero base alcance su temperatura de fusión. Esta diferencia en temperaturas características genera una liberación temprana de vapor de zinc que interactúa tanto con el plasma del arco como con el baño de fusión. Desde el punto de vista físico, el vapor modifica la composición del plasma y puede afectar la estabilidad del arco, mientras que desde el punto de vista metalúrgico introduce un flujo gaseoso dentro del metal líquido susceptible de quedar atrapado durante la solidificación [26, 33, 34, 52].

La presión generada por el vapor en la interfaz lámina-lámina influye en la dinámica del baño de fusión, alterando los patrones de convección y la morfología del cordón. En configuraciones de unión por traslape, donde el recubrimiento queda parcialmente confinado entre las superficies superpuestas, los caminos de escape del vapor se ven restringidos, aumentando la probabilidad de formación de porosidad interna, salpicadura excesiva y discontinuidades geométricas [24, 25, 28].

Diversos estudios han señalado que la magnitud de estos efectos depende críticamente del espesor del recubrimiento, de la naturaleza de las fases intermetálicas presentes y de las condiciones térmicas impuestas por el proceso de soldadura. Recubrimientos más gruesos tienden a generar mayores volúmenes de vapor en tiempos reducidos, incrementando la presión interna en el baño fundido, mientras que recubrimientos más delgados pueden permitir una liberación más gradual siempre que la energía aportada y la dinámica del proceso favorezcan la evacuación del gas [52, 53, 54, 55].

En consecuencia, el comportamiento del recubrimiento de zinc durante la soldadura no puede analizarse de forma aislada, sino como un fenómeno acoplado entre la termodinámica del zinc, la cinética de generación de vapor y la dinámica transitoria del baño de fusión. Este acoplamiento resulta particularmente crítico en procesos de alta productividad como el GMAW-P, donde los ciclos térmicos son breves y la ventana temporal para la liberación efectiva del vapor es limitada.

2.4 Mecanismos de formación de porosidad inducida por zinc en uniones traslape

La porosidad inducida por zinc constituye uno de los defectos más frecuentes y críticos en la soldadura de aceros galvanizados, particularmente en configuraciones de unión por traslape ampliamente empleadas en la industria automotriz [26, 27, 54, 56, 57]. En este tipo de geometría, el recubrimiento de zinc queda parcialmente confinado en la interfaz entre láminas superpuestas, limitando de manera significativa su capacidad de evacuación durante el proceso de soldadura.

La formación de porosidad no responde a un único mecanismo, sino a una secuencia de fenómenos interrelacionados que incluyen la vaporización temprana del zinc, el transporte del vapor dentro del baño de fusión y su eventual atrapamiento durante la solidificación [28, 33, 34, 52]. La comprensión integrada de estos procesos resulta fundamental para el diseño de estrategias efectivas de control.

2.4.1 Vaporización del zinc y confinamiento geométrico

Durante la soldadura por arco, las temperaturas en la zona de fusión superan ampliamente el punto de ebullición del zinc ($\sim 906^\circ\text{C}$), lo que provoca su vaporización antes de que el acero base alcance su temperatura de fusión. En uniones por traslape, el zinc presente en la superficie de contacto queda confinado entre las láminas, impidiendo su liberación directa hacia el exterior previo a la formación del baño de fusión. Este confinamiento geométrico favorece la acumulación de vapor en la raíz de la unión, generando incrementos locales de presión.

Conforme la presión interna aumenta, el vapor migra hacia regiones de menor resistencia mecánica, desplazándose preferentemente hacia el baño de fusión donde el metal se encuentra en estado líquido. Esta dinámica explica la localización recurrente de poros en la zona de raíz y en regiones centrales del cordón [28, 33, 34, 52].

El grado de confinamiento depende de factores como la holgura interlámina, la fuerza de sujeción aplicada durante la soldadura y la morfología del cordón. Un contacto íntimo entre placas y una elevada rigidez de fijación tienden a restringir aún más las vías de escape del

vapor, incrementando la probabilidad de acumulación de presión y formación de defectos internos [28, 54, 58, 59].

2.4.2 Transporte, atrapamiento y solidificación de burbujas

Una vez que el vapor de zinc ingresa al baño de fusión, su comportamiento está gobernado por la tensión superficial del metal líquido, su viscosidad, los patrones de convección inducidos por el arco y los gradientes térmicos presentes en la zona fundida [34, 60, 61]. El vapor se manifiesta en forma de burbujas que, idealmente, deberían ascender y liberarse en la superficie del baño antes del inicio de la solidificación.

En procesos de alta productividad como el GMAW-P, los tiempos de permanencia del metal en estado líquido son relativamente cortos y la solidificación puede ocurrir rápidamente. Si las burbujas no logran escapar dentro de esta ventana temporal, quedan atrapadas en el metal fundido y se transforman en poros al solidificar el cordón [26, 28, 33, 34].

La probabilidad de atrapamiento está fuertemente influenciada por el aporte térmico y por la dinámica transitoria del baño. Un aporte insuficiente favorece una solidificación prematura que limita la movilidad de las burbujas, mientras que un aporte excesivo puede intensificar la vaporización y generar mayor turbulencia, aumentando el número de núcleos gaseosos. En ambos extremos se incrementa el riesgo de porosidad final.

Adicionalmente, la composición del material de aporte y la presencia de óxidos modifican la tensión superficial y la viscosidad del metal líquido, afectando la cinética de ascenso de las burbujas [55, 61, 62, 63]. Estos elementos refuerzan el carácter multifactorial del fenómeno y explican por qué el control de la porosidad inducida por zinc requiere un enfoque integral que considere simultáneamente geometría, recubrimiento, material de aporte y parámetros térmicos del proceso.

2.5 Influencia del proceso GMAW-P en la dinámica del baño de fusión

El proceso de soldadura por arco metálico con gas en modo pulsado (Gas Metal Arc Welding-Pulsed, GMAW-P) se basa en la modulación periódica de la corriente eléctrica entre un nivel de pico (I_p) y un nivel de fondo (I_b). Esta estrategia permite controlar de forma precisa la transferencia metálica, la estabilidad del arco y el aporte térmico promedio, lo cual resulta

particularmente ventajoso para la soldadura de aceros avanzados de alta resistencia, cuya microestructura es altamente sensible a los ciclos térmicos [64, 65].

A diferencia del modo rociado (spray) convencional, en el cual la energía se suministra de manera relativamente continua, el GMAW-P introduce un comportamiento transitorio en el baño de fusión. Durante el pulso de corriente de pico, la mayor densidad de corriente genera fuerzas electromagnéticas intensas que favorecen la formación y desprendimiento controlado de la gota, incrementan la penetración y promueven una agitación significativa del metal líquido. En la etapa de corriente de fondo, el arco se mantiene estable con menor aporte térmico instantáneo, permitiendo una disipación parcial del calor y reduciendo la energía promedio introducida al material base [64, 65].

Esta alternancia cíclica entre estados de alta y baja energía modifica de manera directa la dinámica del baño de fusión. El pulso de pico induce convección intensa, reconfiguración temporal de la superficie libre del baño y variaciones en la presión interna, mientras que el periodo de fondo favorece la estabilización del flujo y el avance del frente de solidificación. En determinadas condiciones, esta secuencia puede facilitar la liberación de gases atrapados antes del cierre completo del baño [35, 36, 64, 65].

En aceros galvanizados, la influencia del GMAW-P adquiere mayor relevancia debido a la vaporización temprana del zinc. Los pulsos de alta corriente pueden intensificar la generación de vapor en la interfaz lámina-lámina, incrementando la presión local y promoviendo la entrada de burbujas al baño fundido. Simultáneamente, la agitación inducida por el pulso puede generar ventanas temporales que favorezcan la evacuación del vapor, siempre que el tiempo de permanencia en estado líquido sea suficiente [26, 28, 29, 55].

Sin embargo, un desbalance en los parámetros del pulso puede producir el efecto contrario. Pulsos excesivamente intensos o frecuencias inadecuadas pueden inducir turbulencia excesiva, incrementar la nucleación de burbujas y favorecer su atrapamiento durante la solidificación. De forma similar, una corriente de fondo insuficiente puede conducir a solidificación prematura, reduciendo el tiempo disponible para la liberación del gas.

El comportamiento del baño bajo GMAW-P está determinado por la interacción entre fuerzas electromagnéticas, gradientes térmicos y variaciones de tensión superficial (efecto Marangoni), las cuales controlan los patrones de flujo y la morfología final del cordón. En

presencia de zinc vaporizado, estas interacciones se vuelven más complejas debido a los cambios locales en composición, tensión superficial y viscosidad efectiva del metal líquido [60, 61, 64].

En consecuencia, la soldadura GMAW-P de aceros galvanizados debe considerarse como un sistema dinámico altamente acoplado, en el que la combinación de parámetros de pulso, corriente de pico, tiempo de pico y frecuencia, determina simultáneamente el régimen térmico, la evolución del baño de fusión y la probabilidad de formación de defectos internos. Esta comprensión justifica el análisis sistemático de dichos parámetros y sustenta la adopción de metodologías de optimización experimental orientadas a minimizar la porosidad y mejorar la calidad metalúrgica de las uniones soldadas.

2.6 Efecto de los parámetros de pulso y del aporte térmico

En el proceso GMAW-P, los parámetros eléctricos asociados al pulso de corriente determinan simultáneamente el aporte térmico, la estabilidad del arco y la dinámica del baño de fusión. Entre los más relevantes se encuentran la corriente de pico (I_p), el tiempo de pico (tp) y la frecuencia de pulso (f), los cuales no solo definen la energía promedio suministrada al sistema, sino también la forma en que esta energía se distribuye temporalmente a lo largo del ciclo de soldadura [36, 37, 38, 64, 65].

La corriente de pico controla la magnitud de las fuerzas electromagnéticas aplicadas al metal fundido y regula el desprendimiento de la gota de metal de aporte. Valores elevados de I_p incrementan la penetración y la agitación del baño, promoviendo una mayor mezcla del metal líquido. Sin embargo, en aceros galvanizados, un aumento excesivo de I_p puede intensificar la vaporización del zinc en intervalos muy cortos de tiempo, generando volúmenes significativos de vapor y aumentando la probabilidad de nucleación de burbujas dentro del baño fundido [25, 26, 28, 55].

El tiempo de pico (tp) define la duración del estado de alta energía dentro de cada ciclo. Un tp prolongado incrementa el aporte térmico efectivo y extiende el periodo de agitación intensa del baño, lo que puede mejorar la fusión y la geometría del cordón. No obstante, también puede favorecer una vaporización más intensa del zinc y una mayor interacción del vapor con el metal líquido. Por el contrario, tiempos de pico demasiado cortos pueden

resultar insuficientes para mantener una transferencia metálica estable y una adecuada penetración.

La frecuencia de pulso (f) determina el número de ciclos por unidad de tiempo y controla la alternancia entre etapas de alta y baja energía. Frecuencias elevadas generan ciclos térmicos más rápidos y reducen la duración individual de cada pulso, lo que puede contribuir a una distribución más homogénea de la energía. Sin embargo, una frecuencia excesiva puede disminuir el tiempo disponible para que las burbujas asciendan y se liberen antes de la solidificación. En contraste, frecuencias bajas incrementan el tiempo de permanencia del metal líquido bajo condiciones energéticas intensas, lo que puede facilitar la evacuación de gases, pero también aumentar la turbulencia y la formación de burbujas de mayor tamaño [64, 65].

El aporte térmico, definido como la energía suministrada por unidad de longitud de soldadura, actúa como parámetro integrador del efecto combinado de corriente, voltaje y velocidad de avance. En aceros galvanizados, el aporte térmico ejerce una influencia crítica sobre la formación de porosidad inducida por zinc. Aportes insuficientes conducen a solidificación prematura y limitan la liberación del vapor, mientras que aportes excesivos incrementan la vaporización y la turbulencia del baño, elevando la probabilidad de atrapamiento de gas.

Diversos estudios han reportado la existencia de una ventana óptima de aporte térmico en la cual se logra un equilibrio entre la generación de vapor de zinc y su capacidad de evacuación antes de la solidificación [25, 29, 36, 37, 49, 66]. Dentro de este intervalo, la dinámica del baño permite la liberación parcial o total del vapor sin comprometer la estabilidad del arco ni la morfología del cordón. Fuera de dicha ventana, ya sea por exceso o por deficiencia de energía, la incidencia de porosidad aumenta de manera significativa.

La interacción entre It , tp y f no es lineal ni independiente. Modificaciones en cualquiera de estos parámetros alteran tanto el aporte térmico promedio como la distribución temporal del calor, afectando la cinética de solidificación y el comportamiento del vapor de zinc. Por ello, el análisis aislado de un solo parámetro resulta insuficiente para describir el sistema. Se requiere un enfoque integral que considere las interacciones entre variables y su efecto combinado sobre la porosidad y la calidad metalúrgica de la unión.

En este contexto, la aplicación de metodologías de diseño experimental estadístico permite evaluar sistemáticamente la influencia de los parámetros de pulso y del aporte térmico real sobre la formación de defectos [35, 36, 37, 38, 49]. El estudio conjunto de I_p , t_p y f , junto con el análisis cuantitativo del aporte térmico, proporciona una base sólida para la identificación de combinaciones óptimas y la validación experimental del proceso en aceros CP780 galvanizados.

2.7 Influencia del material de aporte y del contenido de silicio

El material de aporte desempeña un papel determinante en la soldadura de aceros galvanizados, no solo como fuente de metal fundido, sino como modificador activo de la química y la dinámica del baño de fusión. La composición química del alambre influye directamente en propiedades fundamentales del metal líquido, tales como tensión superficial, viscosidad, fluidez y capacidad de desoxidación, las cuales condicionan la evolución del baño y la formación de defectos durante la solidificación [50, 55, 61, 62, 63].

Entre los elementos de aleación comúnmente presentes en materiales de aporte para aceros AHSS, el silicio (Si) ocupa un papel particularmente relevante. Su función primaria es actuar como desoxidante, favoreciendo la reducción de óxidos y contribuyendo a una mayor limpieza metalúrgica del cordón. Sin embargo, su influencia no se limita al aspecto químico, sino que también modifica las propiedades físicas del metal fundido.

Desde el punto de vista de la dinámica del baño, el contenido de silicio afecta la tensión superficial del metal líquido. Un incremento moderado de Si tiende a reducir la tensión superficial, favoreciendo mayor fluidez y mejor humectación de los bordes de la unión. Esta condición puede facilitar el ascenso y la liberación de burbujas de gas, incluidas aquellas generadas por la vaporización del zinc, disminuyendo potencialmente la probabilidad de atrapamiento [55, 60, 61, 63].

No obstante, un contenido elevado de silicio también puede intensificar la convección interna del baño y modificar los patrones de flujo inducidos por el arco. En presencia de vapor de zinc, una mayor fluidez puede favorecer la dispersión de burbujas dentro del volumen del baño, incrementando el riesgo de atrapamiento si el tiempo de permanencia en estado líquido es limitado. Por ello, el efecto del silicio sobre la porosidad inducida por zinc

no es lineal ni unívoco, sino dependiente de su interacción con el aporte térmico y con la cinética de solidificación.

En materiales de aporte con bajo contenido de silicio, el baño presenta mayor tensión superficial y menor fluidez. Esta condición puede limitar la movilidad de las burbujas y dificultar su escape antes de la solidificación. Sin embargo, también puede reducir la dispersión del vapor en el baño, concentrándolo en regiones específicas y modificando la morfología final de los poros.

Adicionalmente, el silicio influye en la formación y estabilidad de óxidos superficiales. Las películas de óxidos alteran los gradientes de tensión superficial asociados al efecto Marangoni, modificando los patrones de flujo del metal líquido. En sistemas galvanizados, donde coexisten óxidos de hierro, zinc y silicio, esta interacción se vuelve particularmente compleja y dependiente de la atmósfera de protección y del régimen térmico [61, 62, 63].

Diversos estudios han señalado que la selección adecuada del material de aporte puede contribuir a mejorar la geometría del cordón y a reducir la incidencia de porosidad en aceros galvanizados [37, 50, 52, 55]. Sin embargo, estos efectos están fuertemente condicionados por el proceso de soldadura y por la combinación específica de parámetros eléctricos. En procesos pulsados como el GMAW-P, el papel del silicio debe analizarse conjuntamente con la corriente de pico, el tiempo de pico y la frecuencia de pulso, debido a su influencia combinada sobre la dinámica del baño.

En consecuencia, la influencia del material de aporte no puede evaluarse de manera aislada, sino como parte de un sistema multifactorial que gobierna la generación, transporte y atrapamiento del vapor de zinc. La consideración integral de estos factores resulta esencial para establecer condiciones de soldadura que minimicen defectos y garanticen la calidad metalúrgica y el desempeño mecánico de uniones en acero CP780 galvanizado.

2.8 Relación entre porosidad, propiedades mecánicas y desempeño en servicio

La porosidad en uniones soldadas constituye uno de los defectos internos con mayor impacto en el desempeño mecánico y la confiabilidad estructural de componentes fabricados con aceros avanzados de alta resistencia. En aceros galvanizados soldados por arco, la porosidad

inducida por zinc no solo representa una discontinuidad metalúrgica, sino un mecanismo potencial de degradación estructural bajo diferentes modos de carga.

Desde el punto de vista mecánico, los poros actúan como concentradores de esfuerzo, generando incrementos locales en la intensidad de tensiones que favorecen la iniciación temprana de grietas [27, 30, 32]. La magnitud de este efecto depende del tamaño, morfología, distribución y ubicación de los poros dentro del cordón. Poros de mayor diámetro o con geometría irregular inducen concentraciones de tensión más severas, mientras que su localización en regiones críticas, como la raíz del cordón o zonas sometidas a máxima sollicitación, incrementa el riesgo de falla prematura.

En ensayos de tensión estática, la presencia de poros reduce el área efectiva resistente del cordón, lo que puede traducirse en disminuciones de la resistencia última y, en determinados casos, de la ductilidad global de la unión [27, 30, 32]. Aunque pequeñas fracciones volumétricas pueden no producir reducciones significativas en resistencia, la coalescencia de poros o su concentración en zonas específicas favorece trayectorias preferenciales de fractura.

El efecto se intensifica bajo carga cíclica. En condiciones de fatiga, los poros funcionan como sitios de nucleación de grietas, reduciendo de manera considerable la vida útil de la unión [27, 30, 31]. Incluso discontinuidades de tamaño relativamente pequeño pueden provocar disminuciones sustanciales en la resistencia a fatiga, debido a la alta sensibilidad de este mecanismo a irregularidades internas. En aplicaciones automotrices, donde los componentes están sometidos a vibraciones y cargas fluctuantes, esta condición adquiere especial relevancia.

Asimismo, la presencia de vacíos internos puede disminuir la tenacidad a la fractura, facilitando la coalescencia de microgrietas bajo sollicitaciones elevadas o impactos dinámicos. En aceros AHSS, diseñados para absorber energía durante eventos de colisión, la degradación asociada a la porosidad puede alterar el modo de falla esperado y comprometer la capacidad de disipación de energía del componente [1, 2, 3, 5].

Desde la perspectiva ambiental, los poros cercanos a la superficie pueden actuar como sitios de iniciación de corrosión localizada al facilitar la penetración de agentes agresivos. En

uniones soldadas de aceros galvanizados, la discontinuidad del recubrimiento y la heterogeneidad microestructural en la zona afectada térmicamente pueden generar microambientes electroquímicos que aceleren el deterioro del cordón [21, 47, 67, 68].

En condiciones reales de servicio, la interacción entre carga mecánica y ambiente corrosivo puede dar lugar a mecanismos de daño sinérgico, donde la porosidad no solo reduce las propiedades iniciales, sino que acelera la degradación progresiva del material [13, 21, 47, 68]. Por ello, el control de la porosidad en uniones soldadas de acero CP780 galvanizado constituye un requisito fundamental para garantizar integridad estructural, seguridad y durabilidad en aplicaciones automotrices.

La comprensión de la relación entre porosidad, propiedades mecánicas y desempeño en servicio establece así el marco conceptual que justifica la evaluación experimental desarrollada en el presente trabajo.

2.9 Estrategias reportadas para el control de porosidad en aceros galvanizados

La porosidad inducida por zinc en la soldadura de aceros galvanizados ha sido ampliamente documentada en la literatura, lo que ha motivado el desarrollo de diversas estrategias orientadas a su mitigación. Estas estrategias pueden agruparse en cuatro categorías principales: modificaciones geométricas de la unión, ajustes en los parámetros del proceso, selección específica del material de aporte y tratamientos previos del recubrimiento [24, 25, 28, 52, 54, 59]. Aunque muchas de estas aproximaciones han mostrado resultados favorables a nivel experimental, su implementación en entornos industriales suele implicar compromisos técnicos, económicos o de productividad.

Una de las estrategias más reportadas consiste en introducir holguras controladas en uniones por traslape. La separación entre láminas facilita la evacuación del vapor de zinc antes de que este ingrese al baño de fusión, reduciendo la formación de poros [23, 54, 58, 59]. Sin embargo, en líneas automotrices de alta cadencia, el control preciso y repetible de estas holguras resulta complejo, además de que puede afectar la estabilidad dimensional y el desempeño mecánico de la unión.

Otra aproximación ampliamente estudiada es la optimización de los parámetros de soldadura, incluyendo corriente, voltaje, velocidad de avance y, en procesos pulsados, los

parámetros del pulso [36, 37, 38, 49]. El objetivo es establecer un equilibrio térmico que permita minimizar la generación de vapor o facilitar su escape antes de la solidificación. Si bien esta estrategia no requiere modificaciones físicas adicionales, su efectividad suele depender de ventanas de proceso estrechas y altamente sensibles a variaciones operativas.

La selección del material de aporte también ha sido explorada como mecanismo de control. Alambres con contenidos específicos de silicio u otros elementos desoxidantes pueden modificar la tensión superficial y la fluidez del baño, favoreciendo la liberación de burbujas [50, 55, 63]. No obstante, el efecto del material de aporte está fuertemente acoplado al régimen térmico y a la dinámica del proceso, por lo que rara vez constituye una solución independiente.

Otra alternativa consiste en la remoción parcial o total del recubrimiento de zinc en la zona a soldar mediante métodos mecánicos o térmicos [52, 53, 55]. Aunque esta técnica reduce significativamente la fuente de vaporización, implica costos adicionales, incrementa el tiempo de ciclo y puede comprometer la protección anticorrosiva si no se aplican tratamientos posteriores, lo que limita su viabilidad en producción a gran escala.

También se han propuesto soluciones como precalentamiento localizado, control avanzado del arco, procesos híbridos o modificaciones en la atmósfera de protección [28, 58, 59]. Si bien estas alternativas pueden mejorar la calidad en condiciones específicas, suelen requerir equipamiento especializado o mayor complejidad operativa, dificultando su integración en líneas industriales existentes.

En conjunto, la literatura muestra que la mayoría de las estrategias disponibles implican compromisos entre calidad metalúrgica, costo y productividad. Las soluciones basadas en modificaciones físicas de la unión o tratamientos adicionales resultan poco atractivas para producción masiva, mientras que los ajustes paramétricos suelen carecer de un enfoque sistemático que permita comprender y optimizar las interacciones entre variables.

Estas limitaciones evidencian la necesidad de enfoques integrales que permitan optimizar el proceso de soldadura mediante un análisis cuantitativo y estructurado de los parámetros eléctricos, considerando simultáneamente la dinámica del baño de fusión, la presencia del zinc y los requerimientos industriales de repetibilidad y eficiencia.

2.10 Brecha de conocimiento y enfoque del presente trabajo

A partir de la revisión del estado del arte, se confirma que la porosidad inducida por zinc en la soldadura de aceros galvanizados constituye un problema ampliamente documentado, particularmente en aplicaciones automotrices donde predominan configuraciones por traslape. Aunque los mecanismos asociados a la vaporización del zinc y su interacción con el baño de fusión han sido descritos en diversos estudios, persisten limitaciones en la comprensión integrada del fenómeno y en el desarrollo de soluciones reproducibles bajo condiciones industriales reales.

Una de las principales limitaciones identificadas es el análisis aislado de variables de proceso. La mayoría de los trabajos reportados evalúan de forma independiente factores como el aporte térmico, la geometría de la unión o la composición del material de aporte, sin considerar de manera sistemática las interacciones entre parámetros eléctricos en procesos pulsados [25, 26, 37, 54]. En sistemas dinámicos como el GMAW-P, donde la modulación de la corriente controla simultáneamente la transferencia metálica, la convección del baño y la cinética de solidificación, el estudio individual de parámetros resulta insuficiente para describir y controlar la formación de porosidad con un enfoque reproducible [64, 65].

Adicionalmente, muchas de las estrategias propuestas para mitigar la porosidad presentan limitaciones desde el punto de vista industrial. Las soluciones basadas en modificaciones geométricas, eliminación del recubrimiento o procesos híbridos implican incrementos en costo y complejidad operativa. Por su parte, los ajustes empíricos de parámetros carecen frecuentemente de un sustento estadístico robusto que permita establecer relaciones cuantitativas confiables entre condiciones de proceso y calidad de la unión.

En el caso específico del acero CP780 galvanizado, ampliamente utilizado en estructuras automotrices, la literatura muestra una carencia de estudios que integren de manera simultánea:

- (i) la influencia combinada de los parámetros de pulso del GMAW-P,
- (ii) el análisis del aporte térmico real del proceso, y
- (iii) la correlación directa entre porosidad, microestructura y desempeño mecánico y frente a la corrosión [15, 29, 36, 49, 50].

Esta ausencia de un enfoque integral y cuantitativo constituye la brecha de conocimiento que motiva el presente trabajo.

Con el objetivo de abordar dicha brecha, esta investigación propone un enfoque sistemático basado en diseño experimental estadístico mediante la metodología Taguchi, orientado a evaluar de manera controlada la influencia combinada de la corriente de pico, el tiempo de pico y la frecuencia de pulso en la formación de porosidad inducida por zinc. A diferencia de aproximaciones puramente empíricas, este enfoque permite cuantificar la contribución relativa de cada parámetro y establecer combinaciones óptimas bajo criterios reproducibles.

El estudio se complementa con la determinación del aporte térmico real del proceso, así como con la caracterización radiográfica, microestructural, mecánica y de corrosión de las uniones soldadas. De esta manera, se establecen relaciones integradas entre parámetros eléctricos, dinámica térmica, formación de defectos y desempeño en servicio.

En consecuencia, el presente trabajo no solo profundiza en la comprensión de los mecanismos asociados a la porosidad en aceros CP780 galvanizados, sino que propone un esquema metodológico aplicable a entornos industriales, orientado a la optimización del proceso GMAW-P bajo criterios de calidad, repetibilidad y viabilidad productiva.

CAPÍTULO 3. DESARROLLO EXPERIMENTAL

3.1 Material base: acero CP780 galvanizado

El material base empleado en el presente estudio corresponde a un acero avanzado de alta resistencia de fase compleja (CP780), galvanizado por inmersión en caliente. Las placas fueron suministradas por la empresa Metalsa-México en el marco de una colaboración académico-industrial orientada al análisis de la soldabilidad del material bajo condiciones representativas de manufactura automotriz.

El acero CP780 pertenece a la familia de los aceros de fase compleja, caracterizados por una microestructura multifásica diseñada para combinar elevada resistencia mecánica y capacidad de absorción de energía. Este tipo de acero presenta una matriz ferrítica reforzada por fases duras, principalmente bainita y martensita, cuya fracción y distribución contribuyen a su desempeño estructural [6, 7, 11].

Las placas fueron utilizadas en condición galvanizada, sin remoción previa del recubrimiento de zinc, con el propósito de reproducir condiciones industriales reales. El recubrimiento fue aplicado mediante galvanizado por inmersión en caliente y actúa como sistema de protección anticorrosiva mediante efecto barrera y protección catódica [19, 20, 22, 46, 71].

La determinación de la composición química cuantitativa del material base se llevó a cabo mediante la técnica de espectrometría de emisión óptica por chispa, empleando un equipo modelo Q4 TASMAN de la marca Bruker. El procedimiento se realizó siguiendo los lineamientos técnicos de la norma ASTM E415, efectuando las descargas sobre la superficie del acero previamente preparada mediante desbaste mecánico para garantizar la limpieza y planicidad del área de ensayo. Este análisis por triplicado permitió validar la homogeneidad química y asegurar que el contenido de elementos aleantes críticos se encuentra dentro de los límites de diseño para este grado de acero multifásico.

El espesor nominal del material fue de 2.0 mm, valor representativo de aplicaciones estructurales en componentes de chasis automotriz fabricados con aceros AHSS [1, 3, 5, 9].

3.2 Material de aporte

Como material de aporte se empleó un alambre sólido ER70S-3, comúnmente utilizado en procesos de soldadura GMAW en aplicaciones estructurales industriales. La selección del consumible se realizó considerando su compatibilidad con aceros estructurales de alta resistencia y su adecuada estabilidad operativa en procesos de transferencia pulsada [50, 55, 72].

El alambre ER70S-3 se caracteriza por presentar bajo contenido de carbono y adiciones moderadas de manganeso y silicio, elementos que favorecen la desoxidación del baño de fusión al reaccionar con oxígeno e impurezas presentes durante la soldadura, además de contribuir a la estabilidad del arco eléctrico y a una adecuada fluidez del metal fundido [50, 55, 62, 63, 72]. Estas características promueven una transferencia metálica uniforme, buena humectación del metal base y una formación estable del cordón, condiciones favorables para el proceso GMAW-P.

El diámetro del alambre utilizado fue de 1.2 mm, seleccionado de acuerdo con prácticas industriales para la soldadura de láminas de aproximadamente 2.0 mm de espesor.

3.3 Configuración de la junta y preparación de las muestras

Las uniones soldadas se realizaron en una configuración a traslape como se muestra en la **Figura 3.1**, seleccionada por su representatividad en aplicaciones estructurales automotrices y su compatibilidad con procesos de soldadura automatizados [25, 26, 27, 54].

Las placas de acero CP780 galvanizado fueron cortadas a dimensiones de aproximadamente 150 mm de longitud por 70 mm de ancho, tamaño suficiente para la ejecución de los cordones de soldadura y la posterior extracción de probetas para los distintos ensayos experimentales. El corte se efectuó mediante sierra cinta, procurando evitar daño térmico o desprendimiento del recubrimiento galvanizado en la zona de soldadura.

Previo a la soldadura, las superficies se limpiaron para remover posibles contaminantes superficiales como grasas y residuos de manipulación, sin eliminar el recubrimiento de zinc, con el propósito de conservar condiciones representativas de manufactura industrial [24, 25, 26, 52, 55].

Las placas fueron posicionadas en configuración traslapada con una longitud de solape constante y fijadas mediante un dispositivo de sujeción para garantizar alineación adecuada y condiciones geométricas repetibles entre muestras. No se introdujeron separaciones intencionales entre las láminas.

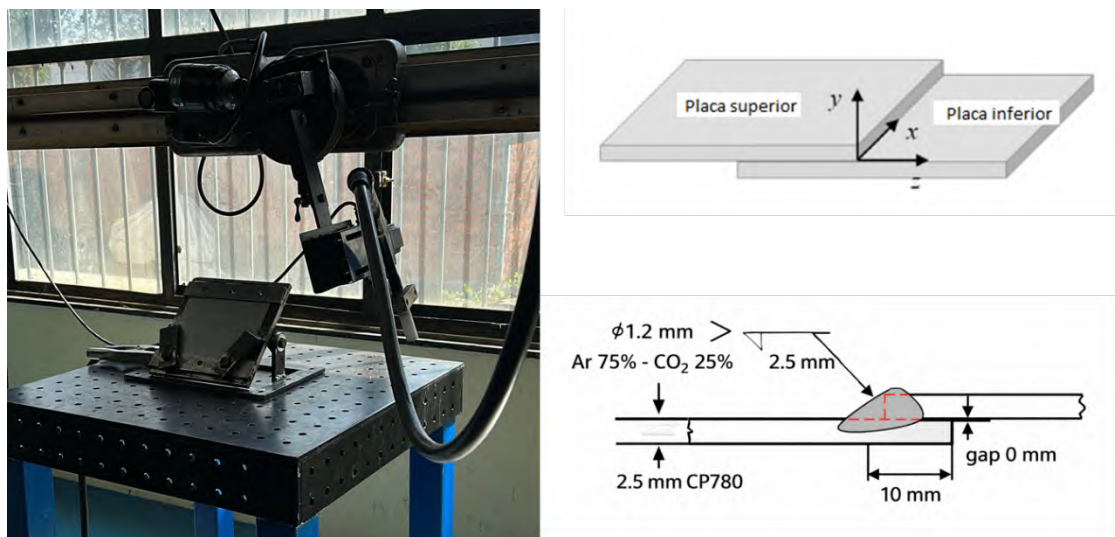


Figura 3.1 Sistema experimental de soldadura GMAW-P empleado en el estudio y esquema del montaje en configuración por traslape.

3.4 Proceso de soldadura GMAW-P

Las soldaduras fueron realizadas mediante el proceso de soldadura por arco metálico con gas en modo pulsado (GMAW-P), empleando un equipo industrial marca OTC-DP-400 con capacidad de control de forma de onda. El proceso se configuró en régimen de transferencia pulsada con el objetivo de garantizar estabilidad del arco, control del desprendimiento de gota y regulación precisa del aporte térmico durante la ejecución de los cordones [64, 65, 73].

Se utilizó como gas de protección una mezcla compuesta por 75% Argón (Ar) y 25% Dióxido de Carbono (CO₂), seleccionada por su adecuada estabilidad de arco y eficiencia en la protección del baño de fusión en aplicaciones industriales estructurales. El suministro se mantuvo a un caudal constante de 25 l/min durante todas las pruebas experimentales, asegurando condiciones atmosféricas homogéneas en cada unión soldada.

La polaridad empleada fue corriente continua con electrodo positivo (CDEP), conforme a las recomendaciones técnicas para el proceso GMAW y consistente con la necesidad de favorecer penetración adecuada y estabilidad del arco [64, 65].

La antorcha se posicionó con una inclinación de 20° respecto a la normal de la superficie, manteniendo una longitud libre de alambre (*stick-out*) de 12 mm. La configuración geométrica del montaje y la orientación de la antorcha se muestran en la **Figura 3.1**.

Como material de aporte se empleó alambre sólido ER70S-3, alimentado a una velocidad constante de 139.7 mm/s. La velocidad de avance durante la soldadura fue de 21.16 mm/s, manteniéndose un voltaje de arco constante de 24 V en todas las condiciones experimentales.

Todos los parámetros distintos de la corriente pico (I_p), el tiempo de pico (t_p) y la frecuencia de pulso (f) se mantuvieron constantes con el objetivo de aislar el efecto de las variables incluidas en el diseño experimental.

Las soldaduras se realizaron en una sola pasada por unión, permitiendo el enfriamiento a temperatura ambiente entre cada condición experimental.

Finalmente, todos los parámetros no contemplados dentro del diseño experimental, tales como velocidad de avance, *stick-out* y condiciones de sujeción, permanecieron constantes durante la totalidad de las soldaduras realizadas, garantizando que las variaciones observadas en la geometría del cordón, la continuidad metalúrgica y la formación de defectos estuvieran asociadas exclusivamente a los parámetros de pulso evaluados.

3.5 Selección de parámetros de soldadura

En el presente estudio se definieron como variables de control la corriente de pico (I_p), el tiempo de pico (t_p) y la frecuencia de pulso (f), por tratarse de los parámetros fundamentales del proceso GMAW-P que gobiernan la transferencia metálica, la dinámica del baño de fusión y la distribución temporal del aporte térmico [25, 36, 37, 64, 65].

La elección de estas variables responde a su influencia directa sobre la generación, transporte y eventual atrapamiento del vapor de zinc en uniones galvanizadas por traslape. En régimen pulsado, la corriente de pico (I_p) determina la intensidad instantánea de energía y el grado de agitación del baño; el tiempo de pico (t_p) define la duración efectiva del estado de alta

energía; y la frecuencia (f) regula la alternancia térmica entre los estados de pico y fondo, controlando el tiempo disponible para la disipación de calor entre ciclos. En conjunto, estos parámetros establecen el régimen térmico real experimentado por la unión soldada.

La definición de sus rangos no fue arbitraria. Se estableció inicialmente una ventana objetivo de aporte térmico real comprendida aproximadamente entre 230 y 250 J/mm, considerada adecuada para mantener estabilidad del proceso sin inducir excesiva vaporización del zinc [25, 49, 66]. A partir de esta premisa térmica se estimó una combinación central de parámetros correspondiente a $I_p = 264$ A, $t_p = 10$ ms y $f = 8$ Hz, la cual generó un régimen estable, transferencia controlada de metal y cordones continuos sin defectos macroscópicos evidentes.

Esta condición intermedia fue adoptada como punto de referencia, y desde ella se definieron los niveles extremos superior e inferior para cada variable, desplazándolos de manera controlada dentro de los límites operativos del equipo y manteniendo estabilidad del arco y reproducibilidad del proceso. De este modo, los rangos finalmente seleccionados representan no solo condiciones factibles desde el punto de vista industrial, sino un diseño deliberado orientado a explorar el efecto térmico y dinámico del pulso sobre la formación del cordón y la porosidad inducida por zinc.

3.6 Diseño experimental mediante la metodología Taguchi

Con el propósito de evaluar de manera sistemática la influencia de los parámetros de pulso sobre la formación de porosidad inducida por zinc, se empleó la metodología de diseño de experimentos de Taguchi. Este enfoque permite estudiar múltiples variables de proceso mediante arreglos ortogonales, reduciendo significativamente el número de ensayos requeridos en comparación con un diseño factorial completo, sin perder capacidad de análisis estadístico [35, 38, 74].

La metodología Taguchi fue seleccionada por su aplicabilidad en la optimización de procesos de manufactura multifactoriales, particularmente en sistemas donde pequeñas variaciones en parámetros térmicos pueden modificar de forma significativa la respuesta metalúrgica.

3.6.1 Variables de control y niveles

Cada variable del régimen pulsado fue evaluada en tres niveles, definidos dentro del intervalo operativo previamente establecido. Estos niveles derivan del punto central térmico ($I_p = 264$ A, $t_p = 10$ ms, $f = 8$ Hz) y fueron ajustados hacia valores superiores e inferiores de forma controlada, asegurando estabilidad del arco, transferencia metálica consistente y continuidad geométrica del cordón.

Las combinaciones resultantes constituyeron el arreglo experimental inicial, proporcionando un conjunto de condiciones que permitió evaluar el comportamiento metalúrgico del sistema y analizar, mediante herramientas estadísticas, la contribución individual y conjunta de los parámetros de pulso sobre la porosidad inducida por zinc.

Los niveles específicos seleccionados para cada variable se presentan en la **Tabla 3.1**, donde se muestran los valores correspondientes a la corriente de pico (I_p), el tiempo de pico (t_p) y la frecuencia de pulso (f). El Nivel 2 en cada caso corresponde a la condición central previamente definida ($I_p = 264$ A, $t_p = 10$ ms y $f = 8$ Hz), mientras que los Niveles 1 y 3 representan desplazamientos controlados hacia valores inferiores y superiores, respectivamente, dentro de la ventana térmica objetivo.

Tabla 3.1 Niveles de los parámetros de soldadura evaluados.

Parámetros	Símbolo	Nivel 1	Nivel 2	Nivel 3
Corriente de pico	I_p	249	264	279
Tiempo de pico	t_p	9.5	10	10.5
Frecuencia	f	6	8	10

3.6.2 Arreglo ortogonal L9

Un diseño factorial completo para tres factores evaluados a tres niveles implicaría la ejecución de $3^3 = 27$ experimentos. Considerando la naturaleza exploratoria del estudio y la necesidad de mantener eficiencia en tiempo, material y recursos experimentales, se optó por emplear un arreglo ortogonal L9 (3^3) de la metodología Taguchi [35, 38, 74].

Este arreglo permite evaluar de manera balanceada la influencia principal de cada factor mediante únicamente nueve combinaciones experimentales, conservando capacidad de

análisis estadístico sobre los efectos individuales de las variables. En el diseño L9, cada nivel de cada factor aparece el mismo número de veces y en combinaciones sistemáticamente distribuidas, lo que garantiza independencia estadística entre los efectos principales bajo el supuesto de interacciones de segundo orden no dominantes.

En el presente estudio, la variable de respuesta seleccionada fue el porcentaje de porosidad cuantificado mediante inspección radiográfica. Esta respuesta fue empleada para el cálculo de la relación señal–ruido (S/N) bajo el criterio “más pequeño es mejor”, dado que el objetivo del proceso es minimizar la formación de poros inducidos por la evaporación del zinc [35, 74]. Las combinaciones correspondientes al arreglo ortogonal L9 se presentan en la **Tabla 3.2**.

Tabla 3.2 Combinaciones experimentales correspondientes al arreglo ortogonal L9.

Experimento	Parámetros de soldadura		
	I_p (A)	tp (ms)	f (Hz)
1	249	9.5	6
2	249	10	8
3	249	10.5	10
4	264	9.5	8
5	264	10	10
6	264	10.5	6
7	279	9.5	10
8	279	10	6
9	279	10.5	8

3.7 Procedimiento de soldadura (arreglo experimental L9)

La fase inicial del estudio se desarrolló conforme a las combinaciones de parámetros definidas por el arreglo ortogonal L9 descrito en la sección 3.6. Para cada una de las nueve combinaciones experimentales se ejecutó una soldadura independiente, manteniendo constantes todos los parámetros no incluidos en el diseño experimental.

De esta manera, se obtuvieron nueve uniones correspondientes a la fase de evaluación preliminar del proceso, cuya finalidad fue identificar tendencias en la formación de

porosidad asociadas a las variaciones controladas de I_p , t_p y f , y establecer las bases para la posterior optimización del régimen pulsado.

3.8 Caracterización del material base

Previo a la ejecución de los ensayos de soldadura, el material base fue caracterizado con el propósito de establecer una referencia microestructural en condición inicial. Esta línea base permitió posteriormente comparar las transformaciones inducidas por el ciclo térmico en el metal base (MB), la zona afectada térmicamente (ZAT) y el metal de soldadura (MS).

Las muestras fueron seccionadas a partir de las placas de acero CP780 galvanizado y preparadas mediante procedimientos metalográficos convencionales. El desbaste se realizó con papel abrasivo de carburo de silicio (SiC), siguiendo una secuencia progresiva de granulometrías desde #100 hasta #2500, con el objetivo de eliminar marcas de corte y obtener una superficie plana y homogénea. Entre cada etapa se efectuó limpieza con agua y alcohol para evitar contaminación cruzada y acumulación de partículas abrasivas.

El pulido final se llevó a cabo utilizando suspensión de alúmina (Al_2O_3) al 2%, hasta alcanzar un acabado superficial especular adecuado para observación microscópica. Se controlaron la presión aplicada y el tiempo de pulido con el fin de minimizar deformaciones superficiales que pudieran alterar la interpretación microestructural.

La revelación microestructural se realizó mediante ataque químico con Nital al 5% durante 15 s, seguido de enjuague y secado inmediato para detener la reacción [75]. La caracterización inicial se efectuó mediante microscopía óptica (MO), permitiendo identificar la morfología general y distribución de fases. Adicionalmente, se realizaron observaciones mediante microscopía electrónica de barrido (MEB), con el fin de analizar con mayor resolución la morfología de fases y evaluar la condición del recubrimiento galvanizado en el estado inicial del material [76].

3.9 Caracterización de las uniones soldadas

Las uniones soldadas correspondientes a la fase inicial, obtenidas a partir del arreglo experimental L9, fueron sometidas a un programa de caracterización integral orientado a

cuantificar la porosidad inducida por zinc y analizar los efectos microestructurales asociados al ciclo térmico del proceso GMAW-P.

La caracterización incluyó tanto técnicas no destructivas como destructivas, seleccionadas estratégicamente para identificar y cuantificar defectos internos asociados al proceso, analizar la microestructura del metal de soldadura, la ZAT y el metal base, así como para evaluar variaciones locales de dureza vinculadas al régimen térmico impuesto por los parámetros de pulso [77].

Este enfoque permitió correlacionar las condiciones de soldadura con la respuesta metalúrgica y la integridad interna de las uniones, estableciendo la base para el análisis estadístico posterior y la determinación de parámetros óptimos.

Las técnicas específicas empleadas y los procedimientos correspondientes se describen en las subsecciones siguientes.

3.9.1 Inspección radiográfica y cuantificación de porosidad

La cuantificación de la porosidad en las uniones soldadas correspondientes a la Fase I se realizó mediante inspección radiográfica industrial, seguida de análisis digital de imagen [78, 79]. La variable de respuesta empleada en el diseño experimental fue el porcentaje de porosidad (%P), definido como la relación entre el área proyectada ocupada por discontinuidades tipo poro y el área total del cordón analizado.

La inspección radiográfica se seleccionó por su capacidad para detectar discontinuidades volumétricas internas sin alterar la integridad de la unión, lo cual resulta especialmente pertinente en soldaduras galvanizadas, donde la porosidad inducida por la evaporación del zinc se desarrolla predominantemente en el interior del metal de soldadura.

3.9.1.1 Condiciones de inspección

Se empleó una fuente gamma de Iridio-192 (Ir-192), ampliamente utilizada en inspección radiográfica industrial por su capacidad de penetración en aceros estructurales de bajo espesor [78, 79]. La actividad de la fuente fue de 54 Ci (1.998 TBq), garantizando flujo de radiación suficiente para obtener imágenes con adecuado contraste y definición.

La sensibilidad radiográfica alcanzada fue de aproximadamente 0.20 mm (nivel 5), lo que establece el tamaño mínimo detectable de discontinuidad bajo las condiciones de exposición utilizadas. Este parámetro define el límite de resolución del método y asegura comparabilidad entre todas las condiciones experimentales.

Se utilizaron pantallas intensificadoras de plomo (0.127 mm / 0.254 mm) con el fin de mejorar el contraste y reducir la radiación dispersa, incrementando la calidad de imagen [78, 79]. La configuración geométrica de exposición (incluyendo tamaño de foco y distancia fuente-película) se estableció conforme a prácticas estándar para minimizar distorsión geométrica y garantizar uniformidad en la definición de las discontinuidades.

Las películas fueron reveladas bajo condiciones controladas para asegurar consistencia en contraste y densidad óptica entre todas las muestras evaluadas.

3.9.1.2 Análisis digital y determinación del porcentaje de porosidad

Las radiografías obtenidas fueron digitalizadas a resolución constante y analizadas mediante el software SigmaScan Pro (v5.0). El procedimiento consistió, en primer lugar, en la delimitación del área total del cordón de soldadura. Posteriormente, se llevó a cabo la segmentación de las regiones correspondientes a poros mediante umbralización de contraste, lo que permitió realizar el cálculo del área total proyectada ocupada por dichos defectos y, finalmente, la determinación del porcentaje de porosidad mediante la siguiente expresión:

$$\%P = \frac{A_p}{A_c} \times 100$$

Donde:

%P = Porcentaje de porosidad

A_p = Área poros

A_c = Área cordón

Este procedimiento permitió obtener valores cuantitativos reproducibles para cada combinación experimental del arreglo L9, reduciendo la subjetividad asociada a inspecciones visuales y proporcionando una base metrológicamente consistente para el análisis estadístico mediante la metodología Taguchi.

3.9.2 Caracterización microestructural (MO y MEB)

Con el propósito de analizar la evolución microestructural inducida por el ciclo térmico del proceso GMAW-P, se realizaron análisis metalográficos en secciones transversales de las uniones soldadas correspondientes a la Fase I. Esta caracterización permitió correlacionar los parámetros de pulso con cambios en morfología de fases, extensión de la zona afectada térmicamente y distribución interna de porosidad.

3.9.2.1 Preparación metalográfica

Las muestras fueron seccionadas perpendicularmente al eje del cordón con el fin de exponer el perfil completo de la unión (metal base – zona afectada térmicamente - zona de fusión). Posteriormente, se prepararon mediante desbaste progresivo con papel de carburo de silicio (SiC), empleando una secuencia de granulometrías desde #100 hasta #2500. El pulido final se realizó con suspensión de alúmina (Al_2O_3) al 2% hasta alcanzar acabado especular adecuado para observación microscópica. Entre cada etapa se efectuó limpieza para evitar contaminación cruzada y arrastre de partículas abrasivas.

La revelación microestructural se llevó a cabo mediante ataque químico con Nital al 5% durante 15 s, seguido de enjuague y secado inmediato para preservar la definición de fases [75].

3.9.2.2 Microscopía óptica y electrónica

La caracterización microestructural se efectuó mediante:

- **Microscopía óptica (MO)**, utilizada para evaluar la geometría del cordón, la extensión de la zona afectada térmicamente (ZAT), la penetración y la distribución general de porosidad.
- **Microscopía electrónica de barrido (MEB)**, empleando un equipo JEOL JSM-7600F operando a 15 keV en modo de electrones secundarios (SE), para el análisis detallado de la morfología de fases, características de solidificación y presencia de discontinuidades en regiones críticas [76].

Se analizaron sistemáticamente las regiones de metal base (MB), zona afectada por el calor (ZAT), zona de fusión (ZF) y en la interfaz lámina-lámina, considerada región crítica para el confinamiento y liberación del vapor de zinc

Este análisis permitió evaluar cómo las variaciones en I_p , tp y f modificaron la respuesta microestructural local, particularmente en términos de refinamiento de grano, morfología de solidificación y distribución de defectos.

3.9.3 Medición de microdureza Vickers

Con el fin de evaluar el efecto del ciclo térmico sobre las propiedades mecánicas locales, se realizaron perfiles de microdureza Vickers en secciones transversales de las uniones soldadas. Las mediciones se efectuaron bajo una carga de 100 g con un tiempo de aplicación de 15 s. Se trazó una línea de indentaciones que atravesó de manera continua las siguientes regiones del material base, la zona afectada térmicamente y la zona de fusión, como se ilustra en la **Figura 3.2**.

Este procedimiento permitió identificar variaciones locales de dureza asociadas a transformaciones microestructurales inducidas por la soldadura, así como zonas de posible endurecimiento o ablandamiento vinculadas a gradientes térmicos y velocidades de enfriamiento diferenciadas. Los perfiles obtenidos complementaron el análisis microestructural, proporcionando evidencia indirecta de cambios en tamaño de grano, presencia de fases endurecedoras y efectos térmicos locales derivados de las distintas combinaciones de parámetros de pulso.

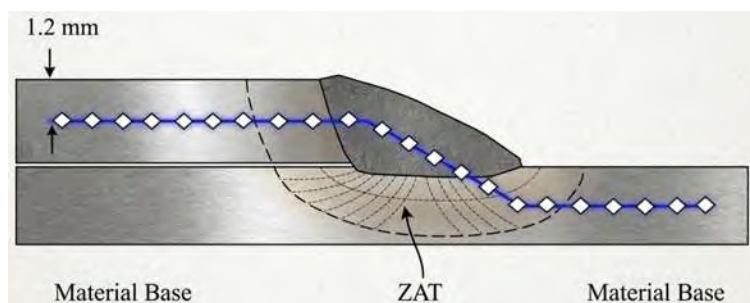


Figura 3.2 Esquema de medición de microdureza Vickers a través del MB, la ZAT y la ZF.

3.10 Análisis estadístico para la optimización de parámetros

Con el objetivo de identificar la combinación de parámetros de soldadura que minimizara la formación de porosidad inducida por zinc, los resultados obtenidos a partir del arreglo experimental L9 fueron analizados mediante la metodología Taguchi, complementada con análisis de varianza (ANOVA) [35, 38, 74].

La variable de respuesta considerada fue el porcentaje de porosidad (%P), determinado mediante inspección radiográfica y análisis digital de imagen, como se describió en la sección 3.9.1.

3.10.1 Relación señal–ruido

En la metodología Taguchi, la relación señal–ruido (S/N) se emplea comúnmente como indicador de robustez del proceso frente a variaciones no controladas. Sin embargo, en el presente estudio, cada combinación experimental del arreglo L9 fue ejecutada sin réplicas en la Fase I. Por esta razón, la relación S/N no se utilizó como medida formal de variabilidad experimental, sino como una herramienta comparativa para penalizar valores elevados de porosidad y facilitar la identificación de tendencias entre los parámetros evaluados.

Dado que el objetivo del estudio fue minimizar la formación de porosidad, se empleó la siguiente **Ecuación 1**, bajo el criterio “más pequeño es mejor”, definido como [35, 36, 74]:

Ecuación 1:

$$S / N = -10 \log_{10} \left(\sum \frac{y^2}{n} \right)$$

donde y representa el valor de la variable de respuesta (porcentaje de porosidad) y n el número de observaciones correspondientes a cada condición experimental.

En este caso, al contar con una sola medición por condición ($n = 1$), la relación S/N se reduce a una transformación logarítmica del valor medido. Esta transformación amplifica diferencias relativas entre condiciones y penaliza de forma no lineal valores altos de porosidad, permitiendo una comparación sistemática entre los distintos niveles de I_p , tp y f .

A partir de los valores obtenidos para las nueve combinaciones del arreglo L9, se calcularon las relaciones S/N y se construyeron gráficas de efectos principales. Este análisis permitió identificar tendencias claras en el comportamiento del proceso.

Bajo el criterio “más pequeño es mejor”, se identificaron como niveles con mejor desempeño.

3.10.2 Análisis de varianza (ANOVA)

Con el fin de evaluar la contribución relativa de cada parámetro del proceso a la formación de porosidad, se realizó un análisis de varianza (ANOVA por sus siglas en inglés) utilizando los resultados experimentales del arreglo ortogonal L9 [38, 74].

El ANOVA permitió descomponer la variabilidad total de la respuesta en contribuciones asociadas a cada variable de control, proporcionando una estimación cuantitativa de la influencia relativa de I_p , tp y f .

Dado que en la primera fase no contempló réplicas experimentales, el análisis se empleó con un enfoque comparativo, orientado a estimar la contribución porcentual de cada factor, más que a establecer significancia estadística estricta. En este contexto, los resultados del ANOVA se interpretaron como indicadores de tendencia y jerarquía de influencia dentro del rango evaluado.

Los resultados obtenidos sirvieron como base para sustentar la selección de los parámetros pronosticados óptimos y justificar la ejecución de soldaduras de validación con réplicas en la siguiente fase.

3.10.3 Predicción de parámetros óptimos de soldadura

Con base en los resultados del análisis de la relación señal–ruido y del ANOVA realizados sobre los datos de la Fase I, se llevó a cabo la predicción de la combinación de parámetros orientada a minimizar la porosidad inducida por zinc en uniones por traslape de acero CP780 galvanizado.

Siguiendo el enfoque de la metodología Taguchi, se seleccionaron los niveles de cada factor que mostraron el comportamiento más favorable en las gráficas de efectos principales. Este

procedimiento no implica extrapolación fuera del rango experimental evaluado, sino la identificación de la combinación de niveles con mejor desempeño estadístico dentro del dominio analizado.

La configuración pronosticada óptima fue:

- Corriente de pico (I_p): 249 A
- Tiempo de pico (tp): 10 ms
- Frecuencia de pulso (f): 6 Hz

Esta combinación fue adoptada como condición óptima pronosticada y utilizada para la realización de soldaduras de validación en la Fase II del estudio.

Tabla 3.3 Configuración de los factores óptimos de control predichos mediante el modelo de Taguchi.

Valores Pronosticados del modelo de Taguchi	Parámetros de soldadura		
	I_p (A)	tp (ms)	f (Hz)
R1, R2 y R3	249	10	6

3.11 Soldaduras de validación (parámetros optimizados)

Con el propósito de verificar la reproducibilidad y consistencia de la configuración óptima pronosticada mediante el análisis estadístico de la fase inicial, se desarrolló una segunda fase experimental con los parámetros optimizados, orientada a validar experimentalmente el desempeño del proceso bajo los parámetros optimizados.

Las soldaduras de validación se realizaron empleando los mismos materiales, configuración de junta por traslape, equipo de soldadura, gas de protección y procedimientos descritos previamente. De esta manera, se mantuvieron constantes todas las variables ajenas al diseño experimental, modificando exclusivamente los parámetros de pulso conforme a la combinación óptima pronosticada ($I_p = 249$ A, $tp = 10$ ms y $f = 6$ Hz). Este enfoque permitió aislar el efecto de la optimización y evaluar el comportamiento real del proceso bajo condiciones estrictamente controladas.

Se ejecutaron tres cordones independientes bajo la condición optimizada, designados como R1, R2 y R3, con el fin de introducir repetibilidad experimental y evaluar la consistencia del proceso frente a variaciones inherentes a la operación. A diferencia de la Fase I, esta etapa incorporó réplicas con el objetivo de fortalecer la validez de la predicción estadística.

Las uniones obtenidas fueron sometidas a inspección radiográfica, caracterización microestructural (MO y MEB), mediciones de microdureza y ensayos complementarios de desempeño mecánico y corrosión. Este conjunto de análisis permitió no solo confirmar la reducción de porosidad inducida por zinc, sino también evaluar el impacto de la optimización sobre la integridad microestructural y el comportamiento funcional de la unión. La Fase II constituyó, por tanto, la validación experimental del modelo estadístico propuesto, cerrando el ciclo de optimización mediante la correlación entre predicción y desempeño real del proceso.

3.12 Ensayos mecánicos en las uniones soldaduras

Las uniones soldadas obtenidas tanto en la Fase I (arreglo experimental L9) como en la Fase II (soldaduras de validación) fueron seccionadas para la preparación de probetas destinadas a ensayos mecánicos. El propósito de estos ensayos consistió en evaluar el desempeño estructural de las uniones bajo las diferentes combinaciones paramétricas y la configuración optimizada, así como analizar la influencia directa de la porosidad residual en el comportamiento mecánico global.

La preparación de las probetas se realizó asegurando que la región soldada quedara ubicada en la zona de máxima sollicitación durante el ensayo, de modo que la respuesta registrada estuviera directamente asociada a la calidad metalúrgica del cordón y a la presencia de discontinuidades internas. Este criterio garantizó representatividad, reproducibilidad y comparabilidad entre todas las condiciones evaluadas

3.12.1 Ensayos de tensión

Con el fin de evaluar el desempeño mecánico de las uniones soldadas y establecer la relación entre parámetros de pulso, porosidad y respuesta estructural, se realizaron ensayos de tracción uniaxial sobre probetas extraídas tanto de la Fase I (arreglo experimental L9) como

de la Fase II (soldaduras de validación bajo parámetros optimizados), como se ilustra en la **Figura 3.3**. A partir de cada condición experimental se obtuvieron tres probetas de tracción, con el objetivo de introducir repetibilidad y evaluar la dispersión asociada a variaciones microestructurales y presencia de defectos internos.

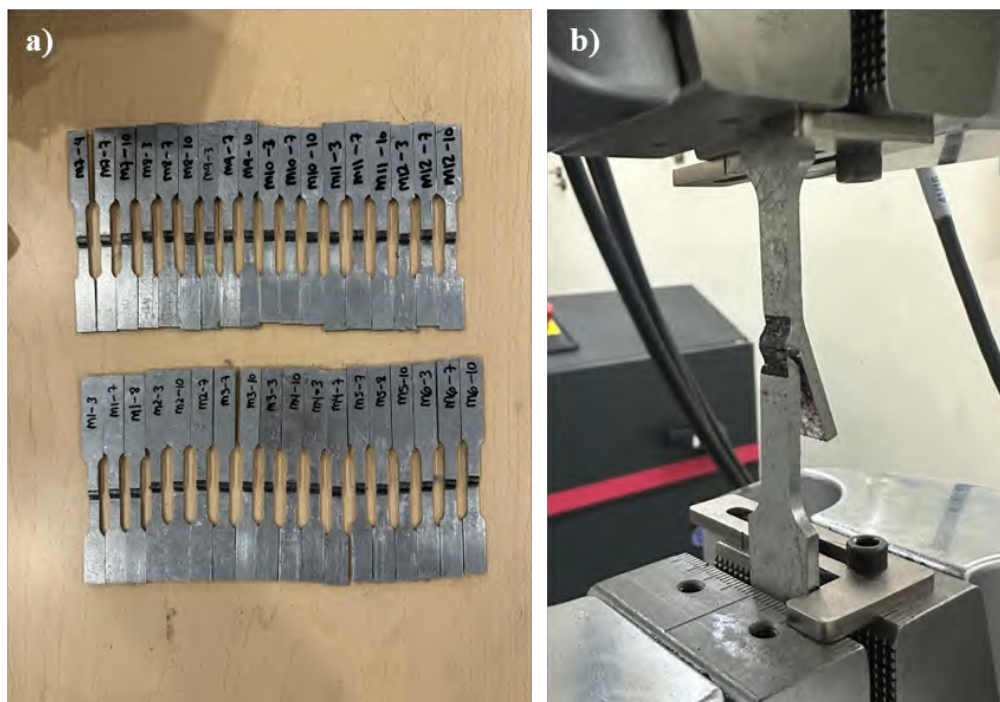


Figura 3.3 (a) Probetas de tracción extraídas de las uniones soldadas, (b) Probeta montada en la máquina universal durante el ensayo de tracción uniaxial.

En total se ensayaron 36 probetas, distribuidas de la siguiente manera: 27 probetas correspondientes a las nueve condiciones del arreglo ortogonal L9 (tres réplicas por condición) y 9 probetas correspondientes a las soldaduras de validación bajo la condición óptima pronosticada (tres réplicas).

Los ensayos se realizaron conforme a la norma AWS D8.7M:2005, utilizando una máquina universal MTS LandMark equipada con celda de carga de 100 kN. Durante cada ensayo se registraron carga aplicada (kN) y desplazamiento axial (mm), permitiendo obtener curvas carga,desplazamiento representativas del comportamiento global de las uniones soldadas.

La comparación entre condiciones permitió analizar cómo las variaciones en I_p , t_p y f influyeron indirectamente en la respuesta mecánica a través de cambios en la porosidad y en

la microestructura del metal de soldadura. Este análisis proporcionó una base cuantitativa para evaluar el desempeño estructural de las uniones bajo carga monotónica.

3.12.2 Análisis fractográfico por microscopía electrónica de barrido

Una vez concluidos los ensayos de tracción, las superficies de fractura de las probetas fueron analizadas mediante microscopía electrónica de barrido (MEB), con el propósito de identificar los mecanismos de falla predominantes y establecer su relación con la porosidad inducida por zinc y las características microestructurales locales.

Las observaciones se realizaron en modo de electrones secundarios (ES), operando a 15 keV [76]. Este modo de detección es especialmente adecuado para estudios de topografía debido a su alta sensibilidad al relieve superficial, lo que permite resaltar con claridad la morfología topográfica de la superficie de fractura.

Durante el análisis fractográfico se evaluaron diversos aspectos, comenzando por la presencia y distribución de poros expuestos en la superficie de fractura, así como la evidencia de nucleación y coalescencia de microvacíos. Asimismo, se examinó la morfología de fractura dúctil, caracterizada por microcavidades, y la presencia eventual de regiones de fractura frágil, las cuales fueron identificadas mediante facetas planas o patrones de clivaje. Finalmente, se determinó la localización del sitio de inicio de fractura en relación con las discontinuidades internas que fueron detectadas previamente por inspección radiográfica.

El análisis fractográfico permitió correlacionar el porcentaje de porosidad cuantificado radiográficamente con el modo de falla observado en los ensayos de tracción, proporcionando evidencia microestructural directa del efecto de la porosidad sobre la resistencia y el comportamiento mecánico de las uniones soldadas.

Este estudio complementó los resultados mecánicos y microestructurales, cerrando la relación entre parámetros de pulso, formación de defectos y mecanismo de fractura.

3.13 Ensayos de corrosión acelerada

Con el propósito de evaluar el comportamiento frente a la corrosión de las uniones soldadas y analizar la influencia de la porosidad residual en la evolución del daño superficial, se

realizaron ensayos de corrosión acelerada en un conjunto representativo de condiciones experimentales.

Se seleccionaron:

- Las tres réplicas correspondientes a la condición óptima predicha en la fase de optimización ($I_p = 249$ A, $t_p = 10$ ms y $f = 6$ Hz).
- La condición con menor porcentaje de porosidad obtenida dentro del arreglo experimental L9 (S3).
- La condición con mayor porcentaje de porosidad dentro del arreglo L9 (S7).

Esta selección permitió comparar el comportamiento corrosivo entre condiciones de desempeño contrastante, evaluando no solo la respuesta bajo parámetros optimizados, sino también la susceptibilidad al ataque en escenarios con distinta severidad de porosidad inducida por zinc.

El objetivo fue establecer si la reducción de porosidad se traduce en una mejora efectiva del comportamiento frente a ambientes corrosivos y analizar posibles diferencias en la iniciación y propagación del daño superficial.

3.13.1 Exposición en cámara de niebla salina

Los ensayos se llevaron a cabo mediante exposición en cámara de niebla salina conforme a la norma ASTM B117 [82]. Las muestras fueron colocadas con inclinación controlada, asegurando exposición uniforme a la solución salina atomizada durante todo el periodo de ensayo.

Todas las probetas fueron introducidas simultáneamente en la cámara para garantizar condiciones iniciales equivalentes. Las extracciones se realizaron de manera secuencial a distintos tiempos de exposición, con el fin de evaluar la progresión del daño corrosivo en función del tiempo.

Los intervalos considerados fueron: 24 h, 48 h y 96 h, y posteriormente cada 100 h hasta alcanzar 500 h totales de exposición (200 h, 300 h, 400 h y 500 h).

En cada intervalo, las muestras fueron retiradas definitivamente de la cámara para su documentación fotográfica y análisis comparativo del ataque corrosivo en el metal base (MB), la zona afectada por el calor (ZAT) y el metal de soldadura (ZF).

Las muestras retiradas no fueron reintroducidas en la cámara, con el fin de evitar alteraciones en la cinética del proceso corrosivo y garantizar la consistencia metodológica del ensayo.

Este procedimiento permitió comparar la susceptibilidad a la corrosión localizada entre condiciones con diferente nivel de porosidad, particularmente en regiones críticas donde la discontinuidad del recubrimiento galvanizado y la presencia de defectos internos pueden actuar como sitios preferenciales de iniciación.

CAPÍTULO 4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1 Caracterización microestructural del material base.

La composición química del acero grado CP780 se determinó mediante espectroscopia de emisión óptica por chispa. Los resultados obtenidos mostrados en la **Tabla 4.1**, confirman que el material cumple con los rangos establecidos por la normativa técnica para aceros de fase compleja, destacando el balance de elementos aleantes que favorecen su alta resistencia mecánica y procesabilidad.

Tabla 4.1 Composición química nominal del acero CP780 galvanizado y del material de aporte ER70S-3 (% en peso).

Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Al
CP780	0.276	0.221	0.490	0.078	0.014	0.910	0.165	0.018	0.011	0.054
ER70S-3	0.078	0.371	0.823	0.0069	0.018	0.016	0.0098	0.028	0.0113	0.0048

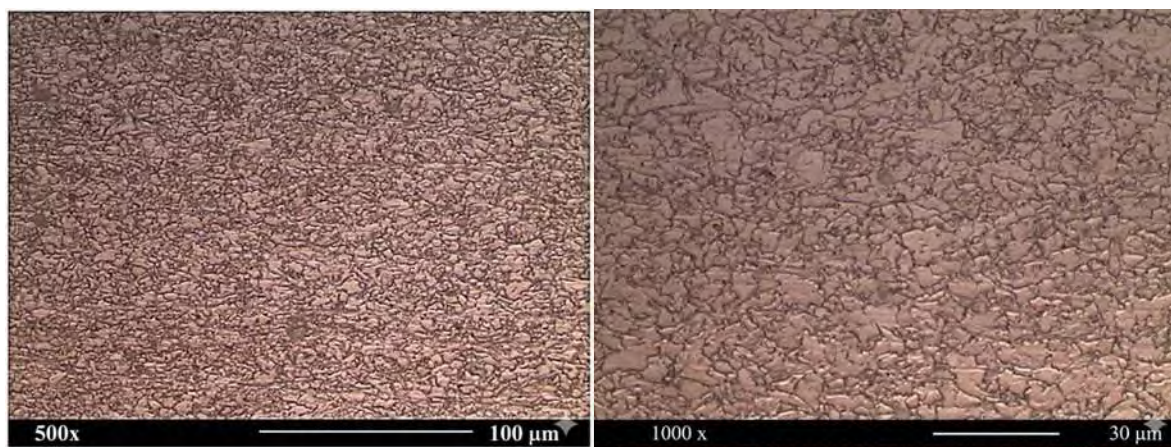


Figura 4.1 Microestructura del material base de acero CP780 galvanizado.

A nivel microestructural, la imagen de MO (**Figura 4.1**) muestra la distribución de fases endurecidas soportadas por la matriz principal. Esta configuración morfológica es el resultado directo de la acción de los aleantes (Mn, Si, Cr) identificados previamente, cuya dispersión homogénea permite obtener la mezcla de constituyentes aciculares y equiaxiales necesaria para el equilibrio entre resistencia y ductilidad del acero.

La **Figura 4.2** muestra la microestructura y los mapas elementales obtenidos mediante microscopía electrónica de barrido (MEB) del acero CP780 galvanizado en condición de material base, previo al proceso de soldadura. Esta caracterización se realizó con el objetivo de establecer una referencia microestructural y composicional, necesaria para la interpretación de los cambios inducidos posteriormente por los ciclos térmicos del proceso GMAW-P.

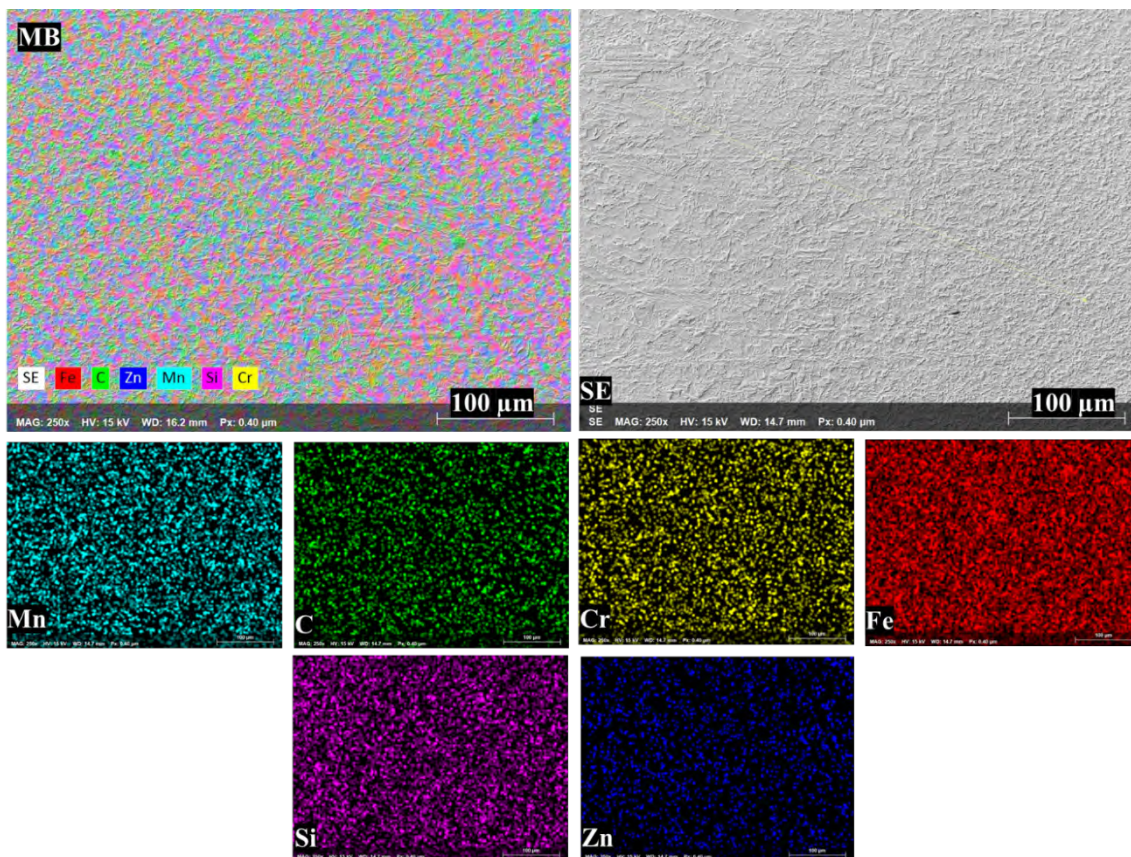


Figura 4.2 Mapeo elemental por espectroscopía de dispersión de energía (EDS) del metal base del acero CP780 galvanizado.

La micrografía en modo SE revela una microestructura fina y heterogénea, característica de los aceros de fase compleja (CP), compuesta por una matriz continua con regiones de morfología diferenciada distribuidas de manera homogénea. A esta escala, se observan constituyentes de apariencia acicular y zonas de morfología más equiaxial, consistentes con la naturaleza multifásica reportada en la literatura para aceros CP780. Si bien la identificación cristalográfica específica de fases requiere técnicas como EBSD o difracción

de rayos X, la morfología observada es compatible con una matriz predominantemente ferrítica acompañada de fases endurecidas como martensita y bainita [84, 85, 91, 92, 93, 94].

El refinamiento microestructural es coherente con el procesamiento termomecánico controlado empleado en la fabricación de este tipo de aceros, el cual promueve una distribución homogénea de constituyentes y contribuye al equilibrio entre alta resistencia mecánica y ductilidad, requerido en aplicaciones estructurales automotrices [84, 85, 87, 95].

Los mapas elementales muestran una distribución homogénea del hierro (Fe), que constituye la matriz principal del material, así como una dispersión uniforme de manganeso (Mn), silicio (Si) y cromo (Cr). Estos elementos aleantes desempeñan un papel relevante en el endurecimiento por solución sólida y en la estabilización de fases endurecidas. No se observan segregaciones químicas macroscópicas a la escala analizada, lo cual indica adecuada homogeneidad composicional del material base.

La presencia de zinc (Zn) corresponde al recubrimiento galvanizado superficial, cuya continuidad y comportamiento durante el proceso de soldadura constituyen un factor crítico en la formación de porosidad inducida.

En conjunto, la caracterización microestructural y composicional confirma que el acero CP780 galvanizado presenta una condición inicial homogénea y representativa, adecuada para el análisis posterior de las transformaciones inducidas por el proceso de soldadura, la formación de porosidad y la evolución de las propiedades mecánicas y de corrosión.

4.2 Evaluación radiográfica y cuantificación de la porosidad

La porosidad inducida por zinc constituye el principal defecto metalúrgico observado en las uniones por traslape de acero CP780 galvanizado soldadas mediante el proceso GMAW-P, y representa la variable de respuesta central del presente estudio. Este tipo de defecto ha sido ampliamente documentado en la soldadura por arco de aceros galvanizados, donde la vaporización del zinc y su confinamiento geométrico favorecen la nucleación y atrapamiento de burbujas durante la solidificación del baño de fusión [26, 27, 29, 36,].

La caracterización radiográfica de las soldaduras S1-S9 (**Figura 4.3**) permitió identificar diferencias claras en la morfología, distribución y severidad de la porosidad entre

condiciones experimentales. Los defectos observados presentan predominantemente morfología esférica u ovalada, característica de poros formados por atrapamiento de gas durante la solidificación del metal fundido. Este comportamiento coincide con los mecanismos descritos para la soldadura GMAW y CMT de aceros recubiertos con zinc, donde el vapor generado a partir del recubrimiento ingresa al baño líquido y, si no logra escapar antes del frente de solidificación, queda retenido como porosidad interna [22, 26, 28, 48].

La localización de la porosidad se concentra mayoritariamente en la región de la raíz del cordón, correspondiente a la interfase entre las láminas traslapadas. Esta distribución espacial es consistente con el fenómeno de confinamiento geométrico del zinc vaporizado en uniones por traslape, ampliamente descrito en la literatura, donde la limitada vía de escape favorece la acumulación de presión en la interfaz y la posterior migración del vapor hacia el baño de fusión [22, 29, 33, 48]. La alineación longitudinal observada en varias condiciones indica que el fenómeno ocurre de manera sostenida durante el avance del arco, lo cual ha sido igualmente reportado para soldaduras GMAW-P de aceros CP galvanizados bajo condiciones de aporte térmico no optimizado [36, 49, 96, 97].

Desde el punto de vista cualitativo, las condiciones de soldadura S1, S4, S5, S7 y S9 presentan regiones extensas de porosidad agrupada, observándose bandas longitudinales continuas o semicontinuas en la raíz del cordón. Este comportamiento sugiere una generación sostenida de vapor y un atrapamiento sistemático asociado a condiciones del proceso que favorecen la vaporización intensa del zinc o reducen el tiempo efectivo de evacuación del gas. Estudios previos en aceros CP780 y CP800 galvanizados han reportado incrementos similares en la continuidad de la porosidad bajo combinaciones específicas de parámetros de corriente y frecuencia de pulso [36, 49, 96, 97].

En contraste, las condiciones de soldadura S2, S3 y S6 muestran poros aislados y de menor tamaño relativo, distribuidos de forma discontinua. Este patrón sugiere que, bajo determinadas combinaciones de parámetros, el sistema logra un equilibrio parcial entre generación y evacuación del vapor, reduciendo significativamente el volumen total de gas atrapado, fenómeno también observado en estrategias de optimización mediante metodología Taguchi aplicadas a GMAW-P en CP780 galvanizado [36, 38, 96, 98]. En

algunas condiciones experimentales se identificó además la coexistencia de porosidad con falta de fusión, particularmente en las soldaduras S6, S8 y S9 (**Figura 4.3**). La literatura ha señalado que combinaciones inadecuadas de parámetros eléctricos pueden afectar simultáneamente la estabilidad del arco y la penetración, generando defectos mixtos que comprometen la calidad metalúrgica de la unión [25, 37, 49, 98]. La presencia conjunta de porosidad y falta de fusión indica que el sistema responde de manera multifactorial a las condiciones de proceso.

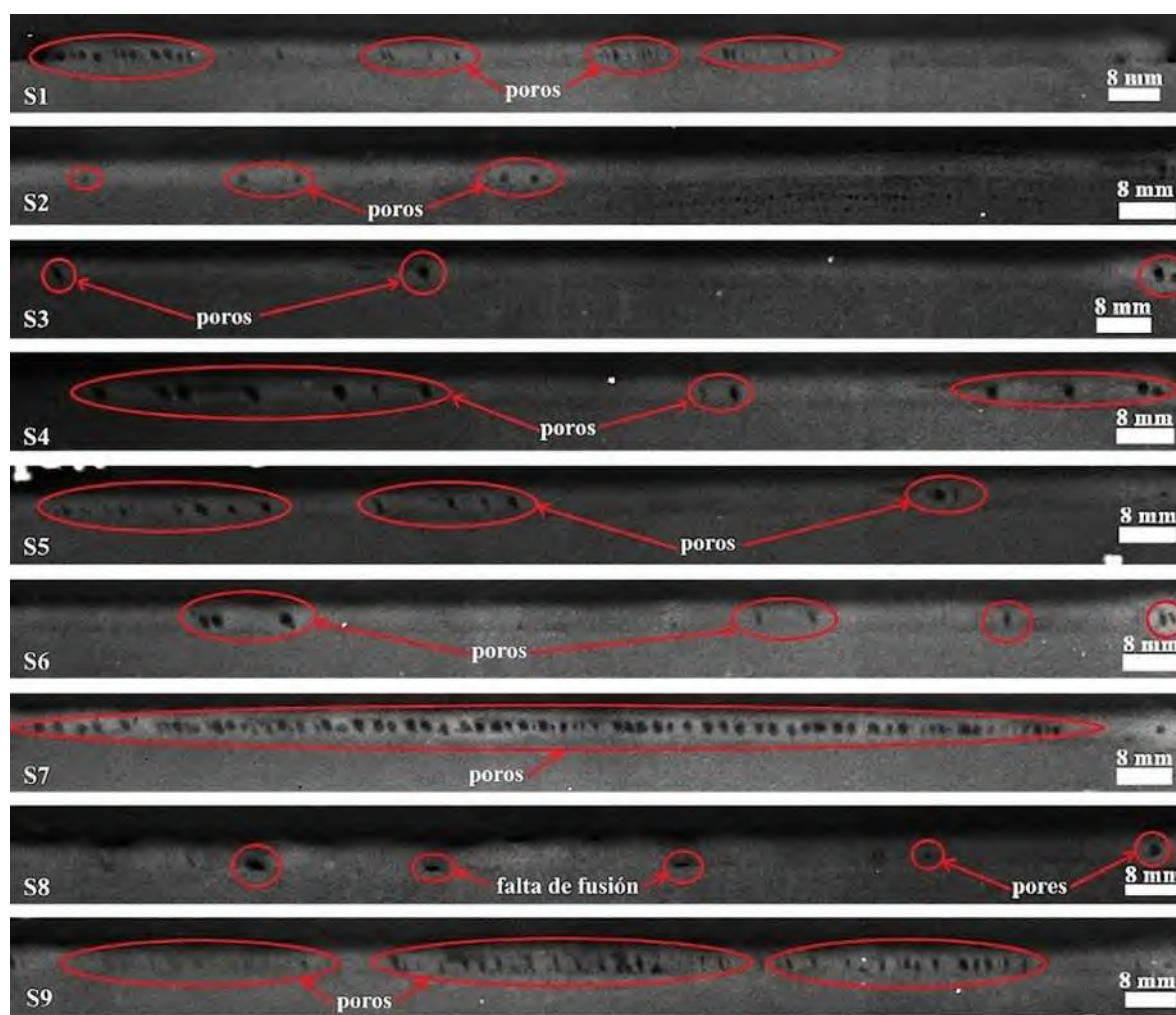


Figura 4.3 Radiografías de las uniones soldadas correspondientes a las nueve condiciones experimentales del arreglo ortogonal L9 (S1-S9).

La cuantificación del porcentaje de porosidad se realizó mediante análisis digital de imagen, como se describió en la sección 3.9.1. La distribución comparativa de estos (**Figura 4.4**) muestran una variación significativa entre condiciones experimentales, con un rango de 0.4% a 19.2%. Esta amplitud confirma la alta sensibilidad del fenómeno a los parámetros del proceso, coherente con lo reportado para soldaduras GMAW-P de aceros galvanizados donde pequeñas variaciones en el aporte térmico o en la forma de onda pueden generar cambios abruptos en la fracción volumétrica de porosidad [27, 36, 49, 96].

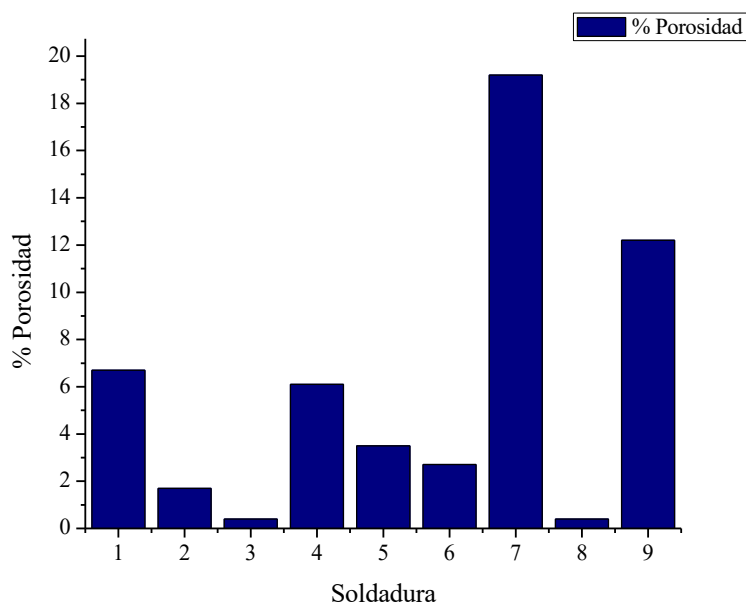


Figura 4.4 Porcentaje de porosidad cuantificado para las soldaduras S1-S9 correspondientes al diseño experimental Taguchi L9.

Las condiciones S3 y S8 presentan los valores más bajos de porosidad ($\approx 0.4\%$), mientras que S7 alcanza el valor máximo (19.2%). La no uniformidad observada entre condiciones confirma que la porosidad inducida por zinc no es un fenómeno aleatorio, sino fuertemente dependiente de las variables de control del proceso.

En conjunto, los resultados radiográficos y su cuantificación evidencian que la formación de porosidad en uniones por traslape de acero CP780 galvanizado bajo GMAW-P responde a mecanismos coherentes con los descritos en la literatura para aceros recubiertos con zinc [26, 27, 29, 36, 37], estableciendo una base experimental sólida para analizar en la sección

siguiente la influencia del aporte térmico real y de los parámetros de pulso sobre la evolución del defecto.

4.3 Influencia del aporte térmico real en la formación de porosidad

Los resultados radiográficos presentados en la **Figura 4.3** y cuantificados en la **Figura 4.4** evidenciaron una variación significativa en el porcentaje y la morfología de la porosidad entre las nueve condiciones experimentales del arreglo L9. Dado que todas las soldaduras fueron realizadas bajo el mismo proceso GMAW-P, con configuración geométrica idéntica y gas de protección constante, estas diferencias no pueden atribuirse a variaciones externas del procedimiento, sino a cambios en las condiciones térmicas reales impuestas al baño de fusión.

Con el fin de establecer una correlación físico-metalúrgica entre las condiciones del proceso y la formación de porosidad inducida por zinc, se analizó el aporte térmico real (Q_r) expresado como energía por unidad de longitud (J/mm). Este parámetro integra el efecto combinado de corriente, voltaje y velocidad de avance, proporcionando una representación más fiel del historial térmico del cordón en comparación con el análisis aislado de los parámetros del pulso. En estudios recientes sobre soldadura GMAW-P de aceros galvanizados, el aporte térmico ha sido identificado como una variable crítica en la generación y atrapamiento de vapor de zinc [29, 36, 37, 49, 99].

El cálculo del aporte térmico real se realizó a partir de los valores instantáneos de corriente y voltaje registrados directamente del equipo OTC Welbee durante la ejecución de cada soldadura, considerando además la velocidad real medida experimentalmente. La determinación se efectuó conforme a la **Ecuación (2)**:

Ecuación 2.

$$Q_r = \frac{I_i E_i}{n v_r}$$

Donde:

Q_r = Calor de aporte real

I_i = Intensidad de corriente instantáneo

E_i = Voltaje instantáneo

n = Eficiencia del equipo

v_r = Velocidad de soldadura real

donde I_i y E_i corresponden a los valores instantáneos de corriente y voltaje, η representa la eficiencia térmica del proceso y v_r la velocidad de soldadura medida experimentalmente. Este enfoque evita aproximaciones simplificadas basadas en valores nominales y permite capturar con mayor precisión la energía realmente transferida al sistema.

Los valores obtenidos para cada condición experimental se presentan en la **Tabla 4.2**, donde se observa que el aporte térmico varió en un intervalo relativamente estrecho, comprendido aproximadamente entre 216 y 233 J/mm. No obstante, pese a esta variación aparentemente moderada, el efecto sobre la porosidad fue altamente significativo, como puede corroborarse al comparar los valores de la **Tabla 4.2** con los porcentajes reportados en la **Tabla 4.3** y representados gráficamente en la **Figura 4.4**.

Tabla 4.2 Aporte térmico real (Q_r).

No. Soldadura	Aporte térmico (Q_r)
S1	229.53 J/mm
S2	229.45 J/mm
S3	231.29 J/mm
S4	232.84 J/mm
S5	228.70 J/mm
S6	231.76 J/mm
S7	220.72 J/mm
S8	216.20 J/mm
S9	218.25 J/mm

Se identificó que para valores de aporte térmico inferiores a ~230 J/mm (por ejemplo, condiciones S7, S8 y S9), el porcentaje de porosidad tiende a incrementarse. En este régimen, la solidificación del baño ocurre de manera más rápida, reduciendo el tiempo disponible para que las burbujas de vapor de zinc asciendan y escapen antes del cierre del metal líquido. Este

comportamiento es consistente con los mecanismos descritos para soldadura de aceros galvanizados, donde la solidificación prematura favorece el atrapamiento de gas [26, 28, 33].

Por otro lado, cuando el aporte térmico aumenta dentro del intervalo superior evaluado, también se observa un incremento en la porosidad en ciertas condiciones. En este caso, el fenómeno se asocia a una mayor vaporización del recubrimiento galvanizado. El zinc posee un punto de ebullición cercano a 906 °C, considerablemente inferior a la temperatura del baño de fusión del acero, por lo que un incremento de energía intensifica la generación de vapor [22, 33, 48, 53]. Si la cantidad de vapor excede la capacidad de evacuación del baño, se favorece nuevamente el atrapamiento y la formación de poros agrupados, como se observó radiográficamente en la **Figura 4.3** para condiciones de alta severidad.

En conjunto, los resultados permiten identificar una ventana energética óptima, localizada aproximadamente entre 230 y 250 J/mm, dentro de la cual la porosidad se reduce de manera significativa, alcanzando valores inferiores al 1 % (condición S3). En este intervalo se establece un equilibrio favorable entre generación de vapor de zinc, fluidez del baño de fusión, y tiempo efectivo de solidificación.

Este comportamiento concuerda con estudios previos en CP780 galvanizado soldados por GMAW-P, donde se ha reportado la existencia de ventanas térmicas óptimas para minimizar la porosidad inducida por zinc mediante control estadístico del proceso [29, 36, 38, 49].

Desde el punto de vista estadístico, el análisis ANOVA confirma que el aporte térmico real actúa como variable dominante en la explicación de la variabilidad observada en la porosidad. Esto refuerza la idea de que el control efectivo del proceso no debe centrarse únicamente en la magnitud individual de I_p , tp o f , sino en su efecto combinado sobre la energía lineal real introducida al sistema.

En consecuencia, el aporte térmico real se consolida como el parámetro integrador que gobierna la formación de porosidad inducida por zinc en uniones traslape de acero CP780 galvanizado soldadas mediante GMAW-P. Este análisis establece la base físico-metalúrgica necesaria para abordar, en la sección siguiente, el efecto individual de la corriente de pico (I_p), el tiempo de pico (tp) y la frecuencia (f) como mecanismos de control indirecto de dicha ventana térmica.

4.4 Efecto metalúrgico de las variables I_p , t_p y f sobre la geometría del cordón y la porosidad

Una vez identificada en la sección 4.3 la existencia de una ventana óptima de aporte térmico real para la minimización de la porosidad inducida por zinc, resulta necesario analizar cómo los parámetros característicos del pulso en el proceso GMAW-P contribuyen individual y conjuntamente a operar dentro, o fuera, de dicho régimen energético.

La corriente de pico (I_p), el tiempo de pico (t_p) y la frecuencia de pulso (f) no solo modifican el valor global del aporte térmico real, sino que influyen directamente en la dinámica del baño de fusión, la estabilidad del arco eléctrico y la cinética de solidificación. En consecuencia, su efecto no puede interpretarse exclusivamente en términos energéticos, sino también desde una perspectiva metalúrgica y fluido-dinámica.

La **Figura 4.5** presenta las secciones transversales correspondientes a las nueve condiciones experimentales del arreglo ortogonal L9 (S1-S9). En estas micrografías se observa de manera directa la variación en la geometría del cordón, la extensión de la ZAT y la presencia de porosidad macroscópica en la interfaz del traslape.

La severidad y distribución de los defectos observados en las secciones transversales guardan correspondencia directa con los valores cuantitativos de porosidad reportados en la **Tabla 4.3**. En particular, las condiciones con mayor porcentaje de porosidad muestran regiones continuas o semicontinuas de defectos en la raíz del cordón, mientras que aquellas con valores inferiores presentan poros aislados de menor tamaño y una geometría de cordón más homogénea. Esta correlación entre evidencia metalográfica y cuantificación radiográfica refuerza la consistencia interna del análisis y valida la clasificación de defectos establecida para cada condición experimental.

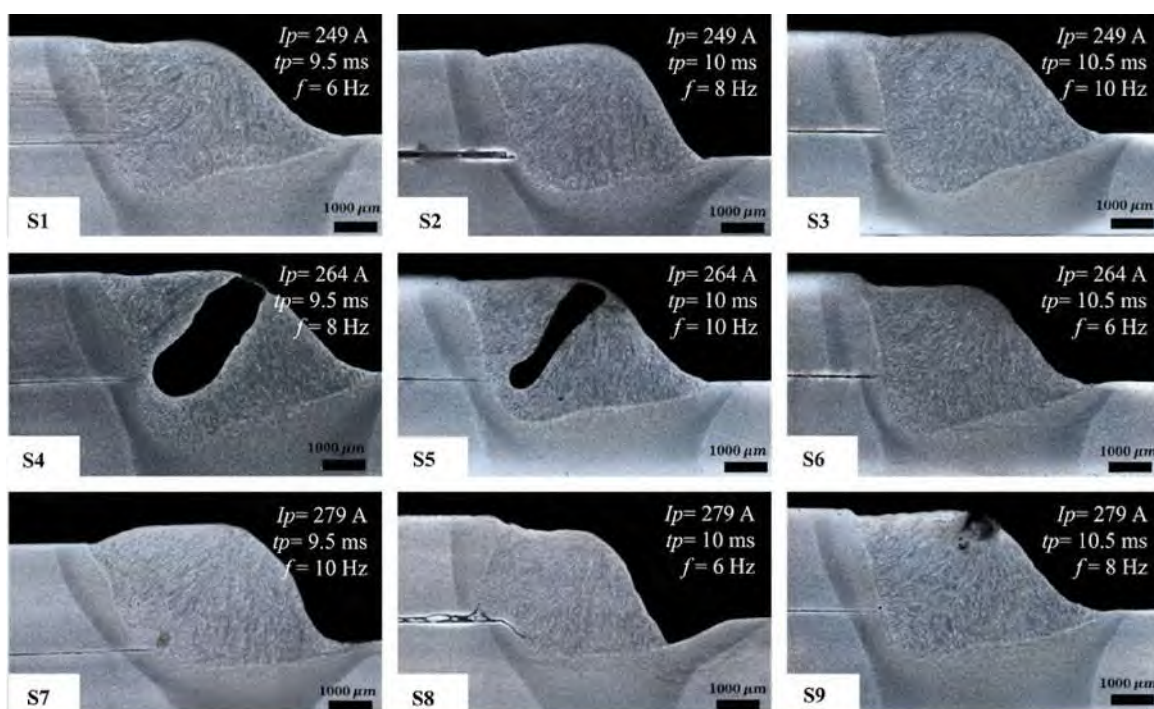


Figura 4.5 Cortes transversales de las uniones soldadas correspondientes a las nueve condiciones experimentales del arreglo ortogonal L9.

Tabla 4.3 Porcentaje de porosidad y clasificación de defectos (S1-S9).

Soldadura	Tipo de defecto	Porosidad
S1	Porosidad agrupada	6.7 %
S2	Porosidad agrupada	1.7 %
S3	Porosidad esférica, falta de fusión	0.4 %
S4	Porosidad esférica, falta de fusión	6.1 %
S5	Porosidad esférica, falta de fusión	3.5 %
S6	Porosidad esférica	2.7 %
S7	Porosidad agrupada	19.2 %
S8	Porosidad esférica	0.4 %
S9	Porosidad agrupada, falta de fusión	12.2 %

En condiciones asociadas a bajo aporte térmico real, se observa una geometría de cordón más estrecha y menor penetración, acompañadas de regiones extensas de porosidad en la

raíz del traslape (**Figura 4.5**). Esta configuración es indicativa de una solidificación acelerada del baño de fusión, que reduce el tiempo disponible para la evacuación del vapor de zinc generado en la interfaz entre láminas, mecanismo ampliamente documentado en la soldadura por arco de aceros galvanizados [29, 36, 37, 96].

En contraste, cuando el aporte térmico se aproxima a la ventana óptima identificada en la sección 4.3, la geometría del cordón presenta mayor estabilidad y penetración más uniforme, con una disminución significativa de la porosidad macroscópica. Este comportamiento es coherente con lo reportado para CP780 y otros aceros AHSS galvanizados soldados mediante GMAW-P, donde combinaciones adecuadas de parámetros de pulso favorecen una mayor fluidez del baño y permiten la liberación oportuna del vapor antes del avance del frente de solidificación [36, 49, 96, 97].

En conjunto, los resultados de la **Figura 4.3**, **Figura 4.5** y con los valores de porosidad cuantificados en la sección 4.1, indican que los parámetros I_p , tp y f no solo determinan el aporte energético global, sino que modifican simultáneamente la geometría del baño, el tiempo efectivo de permanencia en estado líquido y la cinética de solidificación, condicionando la capacidad del sistema para liberar el vapor de zinc antes del cierre del cordón. Este comportamiento es consistente con los mecanismos de formación de porosidad inducida por zinc descritos para procesos GMAW y CMT en aceros galvanizados [26, 28, 48, 96].

En las subsecciones siguientes, se analiza de manera individual el efecto de cada parámetro del pulso (I_p , tp y f) sobre la geometría del cordón y la formación de porosidad, tomando como referencia la ventana térmica previamente identificada.

4.4.1 Efecto de la corriente de pico (I_p)

La corriente de pico controla la energía instantánea transferida al baño de fusión durante cada pulso, influyendo directamente en la profundidad de penetración, el volumen del metal fundido y la intensidad de la vaporización del recubrimiento galvanizado confinado entre las láminas traslapadas. En procesos GMAW-P, I_p , determina la magnitud del calentamiento local y la dinámica del arco durante el periodo de máxima transferencia de energía, afectando tanto la geometría del cordón como la estabilidad del baño [37, 49, 70, 98].

En las condiciones correspondientes a $I_p = 249$ A (S1–S3), se observa un baño de fusión relativamente estable y una geometría del cordón uniforme, con una transición progresiva entre la zona de fusión y la zona afectada por el calor. Metalúrgicamente, este nivel de corriente genera una vaporización del zinc menos abrupta, permitiendo que parte del vapor producido migre hacia el exterior del baño antes de que ocurra la solidificación. Este comportamiento es consistente con lo reportado en estudios de GMAW-P sobre CP780 galvanizado, donde corrientes moderadas favorecen un equilibrio entre generación y evacuación del vapor de zinc [27, 29, 36, 96]. Aunque se identifican poros aislados en algunas condiciones (véase **Figura 4.5**), no se observa la formación de cavidades extensas o porosidad continua a lo largo de la raíz.

Al incrementar la corriente de pico a 264 A (S4–S6), el aumento de la energía instantánea se traduce en un mayor volumen del baño de fusión y en una perturbación más intensa de su estabilidad. En particular, las condiciones S4 y S5 muestran cavidades internas de gran tamaño y morfología irregular (**Figura 4.5**), indicativas de una vaporización más intensa del zinc y de una evacuación ineficiente del vapor durante el tiempo disponible antes de la solidificación. Este comportamiento concuerda con estudios que reportan que incrementos en la corriente elevan la tasa de vaporización del recubrimiento galvanizado y favorecen la formación de porosidad cuando la generación de gas supera la capacidad de escape del baño [25, 26, 28, 55, 96]. Estas cavidades sugieren que, bajo ciertas combinaciones de parámetros, el incremento de I_p puede favorecer la generación de gas en una magnitud que excede la capacidad del baño para liberarlo.

En las condiciones con $I_p = 279$ A (S7–S9), el elevado nivel de energía instantánea intensifica de manera significativa la vaporización del zinc confinado en la interfaz del traslape. En estas secciones transversales se observa una porosidad más extensa y, en algunos casos, distribuida de forma casi continua a lo largo de la raíz del cordón, como en S7 y S9 (véase **Figura 4.5** y **Tabla 4.3**). Este comportamiento evidencia que corrientes de pico elevadas, si bien incrementan la penetración y el tamaño del cordón, tal como se ha reportado para modos pulsados de GMAW [49, 64, 65, 70, 102], pueden resultar perjudiciales en la soldadura de aceros galvanizados en configuración traslape, al promover un exceso de generación de vapor que no puede ser evacuado eficientemente antes del cierre del baño.

Mecanismos similares de sobre-generación de vapor y atrapamiento han sido descritos en procesos GMAW y CMT sobre aceros galvanizados [22, 26, 28, 48, 96].

4.4.2 Efecto del tiempo de pico (tp)

El tiempo de pico determina la duración efectiva de la aplicación de la corriente máxima durante cada pulso, controlando el tiempo de permanencia del metal en estado líquido y, por ende, la cinética de solidificación del cordón de soldadura. En procesos GMAW-P, la duración del pulso de alta corriente influye directamente en el tamaño del baño de fusión, la estabilidad del arco y el perfil térmico local, modificando el tiempo disponible para fenómenos de convección y evacuación de gas [49, 64, 65, 70, 102].

A partir del análisis de las secciones transversales (**Figura 4.5**), se observa que valores intermedios de tiempo de pico ($tp = 10\text{ ms}$) favorecen una geometría del cordón más regular y una menor incidencia de porosidad (véase **Tabla 4.3**), en comparación con tiempos de pico más cortos o más largos. Desde un punto de vista metalúrgico, este valor intermedio proporciona un equilibrio adecuado entre fluidez del baño y tiempo disponible para la liberación del vapor de zinc, fenómeno que ha sido reportado en estudios de optimización de GMAW-P sobre aceros CP galvanizados mediante metodología Taguchi [36, 49, 96, 97].

En condiciones con $tp = 9.5\text{ ms}$, el tiempo de permanencia del baño de fusión resulta insuficiente para permitir la completa evacuación del vapor generado, particularmente cuando la vaporización del zinc es intensa. Esto conduce a una solidificación relativamente rápida que favorece el atrapamiento de burbujas, como se observa en varias de las secciones correspondientes a este nivel de tiempo de pico (**Figura 4.5**). Mecanismos similares de solidificación prematura y atrapamiento de gas han sido descritos para procesos GMAW y CMT en aceros galvanizados, donde el tiempo de residencia del baño es un factor crítico en la formación de porosidad inducida por zinc [26, 28, 48].

Por el contrario, cuando el tiempo de pico se incrementa a $tp = 10.5\text{ ms}$, el baño de fusión permanece en estado líquido durante un intervalo más prolongado. Si bien esto puede facilitar la liberación de gas en ciertos casos, también incrementa la energía total suministrada por pulso y, por ende, la cantidad de zinc vaporizado. En combinación con corrientes de pico elevadas, este efecto puede traducirse en una mayor acumulación de vapor

y, en consecuencia, en un aumento de la porosidad atrapada durante la solidificación. Este comportamiento es coherente con reportes donde incrementos en la duración del pulso modifican la dinámica térmica y la estabilidad del baño, alterando el balance entre generación y escape de gas [25, 64, 65, 70].

En conjunto, los resultados indican que el tiempo de pico ejerce un control dominante sobre el balance dinámico entre generación y liberación del vapor de zinc, actuando como uno de los parámetros más sensibles para la mitigación de la porosidad inducida en uniones de acero CP780 galvanizado soldadas por GMAW-P.

4.4.3 Efecto de la frecuencia de pulso (f)

La frecuencia de pulso regula el número de ciclos térmicos por unidad de tiempo y, en consecuencia, la dinámica de transferencia metálica, la agitación del baño de fusión y la movilidad de las burbujas de gas dentro del metal líquido. En procesos GMAW-P, la frecuencia modifica tanto la estabilidad del arco como la tasa efectiva de aporte energético promedio, influyendo en la interacción entre el régimen térmico y la dinámica del baño [49, 64, 65, 70, 102].

En las condiciones evaluadas, frecuencias bajas ($f = 6 \text{ Hz}$) generan ciclos térmicos más prolongados, con intervalos mayores entre pulsos. Este régimen puede favorecer la acumulación de vapor de zinc en el baño de fusión, particularmente cuando se combina con corrientes de pico elevadas, incrementando la probabilidad de atrapamiento de gas durante la solidificación. Mecanismos similares han sido descritos para soldadura de aceros galvanizados, donde la generación localizada de vapor en la interfaz y su confinamiento temporal dentro del baño fundido promueven la formación de porosidad agrupada [26, 28, 36, 48].

Las frecuencias intermedias ($f = 8 \text{ Hz}$) promueven una mayor agitación del baño de fusión, lo que facilita el ascenso y la liberación parcial de las burbujas de vapor antes de la solidificación. Este efecto se refleja en una reducción de la porosidad en ciertas combinaciones de parámetros (véase correlación con **Tabla 4.3** y **Figura 4.5**), especialmente cuando el tiempo de pico es adecuado. Estudios previos en GMAW-P sobre aceros CP y otros

AHSS galvanizados han mostrado que la interacción entre frecuencia y forma de onda puede optimizar la estabilidad del baño y disminuir la severidad del defecto [49, 84, 96].

En contraste, frecuencias más altas ($f = 10 \text{ Hz}$) incrementan la tasa efectiva de ciclos térmicos, reduciendo el tiempo disponible entre pulsos para la evacuación del gas. En estas condiciones, el sistema tiende a una solidificación más rápida y repetitiva, lo que favorece la formación de porosidad esférica dispersa, aun cuando la geometría del cordón pueda parecer externamente estable. En procesos donde la generación de vapor es continua, una frecuencia elevada puede inducir una dinámica térmica cíclica que limita la coalescencia y escape eficiente de burbujas, fenómeno reportado también en estudios de CMT-GMAW en aceros zincados [22, 26, 28, 48].

El análisis conjunto de las secciones transversales S1–S9 (**Figura 4.5**) evidencia que la formación de porosidad inducida por zinc no depende de un único parámetro de manera aislada, sino de la interacción entre la corriente de pico, el tiempo de pico y la frecuencia, los cuales controlan simultáneamente la generación de vapor de zinc, la estabilidad y agitación del baño de fusión, la cinética de solidificación, y la capacidad de escape del gas antes del cierre del frente sólido.

Este comportamiento es coherente con estudios donde la dinámica del baño y la evolución del vapor metálico determinan si las burbujas ascienden y escapan o quedan atrapadas durante la solidificación [22, 26, 28, 48, 96].

Las condiciones que combinan corrientes de pico moderadas, tiempos de pico intermedios y frecuencias que favorecen la agitación del baño presentan cordones con geometría más homogénea, menor incidencia de porosidad y una mejor continuidad metalúrgica en la región del traslape (véase **Figura 4.5** y **Tabla 4.3**). Estos resultados confirman que el control preciso de los parámetros del pulso constituye un requisito fundamental para operar dentro de la ventana óptima de aporte térmico identificada previamente y mitigar de manera efectiva los efectos adversos del recubrimiento galvanizado durante la soldadura GMAW-P de aceros CP780.

4.5 Análisis estadístico mediante metodología Taguchi

Con el objetivo de respaldar cuantitativamente las tendencias observadas en las secciones anteriores y establecer criterios objetivos para la optimización del proceso, los valores de porosidad obtenidos mediante inspección radiográfica y análisis de imagen (véase **Tabla 4.3** y **Figura 4.3**) fueron analizados empleando la metodología de diseño de experimentos de Taguchi.

En este enfoque, el porcentaje de porosidad se consideró como la variable de respuesta principal, dado que constituye el defecto crítico asociado a la soldadura de aceros galvanizados en configuración traslape, particularmente en procesos GMAW-P donde la evaporación del zinc juega un papel determinante en la formación de discontinuidades internas [26, 36, 49, 98].

La información de los factores evaluados se presenta en la **Tabla 4.4** donde se definen la corriente de pico (I_p), el tiempo de pico (tp) y la frecuencia de pulso (f) como factores fijos con tres niveles cada uno. La selección de estos parámetros se fundamenta en su influencia directa sobre el aporte térmico real, la dinámica del baño de fusión y la cinética de solidificación, tal como ha sido reportado en estudios previos de optimización en procesos GMAW-P aplicados a aceros de alta resistencia [38, 49, 70, 98].

Tabla 4.4 Información de factores experimentales.

Factor	Tipo	Niveles	Valores
I_p (A)	Fijo	3	249, 264, 279
tp (ms)	Fijo	3	9.5, 10, 10.5
f (Hz)	Fijo	3	6, 8, 10

La aplicación del arreglo ortogonal L9 permitió evaluar sistemáticamente la influencia combinada de los tres factores, reduciendo significativamente el número de experimentos requeridos respecto a un diseño factorial completo ($3^3 = 27$ combinaciones), manteniendo al mismo tiempo la capacidad de identificar tendencias dominantes [36, 38, 74, 98]. Este enfoque resulta especialmente adecuado para procesos industriales donde la eficiencia experimental, la repetibilidad y la robustez del proceso son aspectos críticos [36, 38, 74, 98].

En el análisis se utilizó la relación señal–ruido (S/N) bajo el criterio “más pequeño es mejor”, dado que el objetivo del estudio consiste en minimizar el porcentaje de porosidad. Este criterio ha sido ampliamente empleado en estudios de optimización de soldadura por arco cuando la variable de respuesta representa un defecto o una discontinuidad [36, 49, 74]. No obstante, es importante señalar que, dado que cada condición experimental se evaluó bajo mediciones controladas, la relación S/N se emplea principalmente como herramienta comparativa entre niveles de factores, más que como un análisis de robustez frente a ruido externo no controlado, en concordancia con discusiones críticas sobre la interpretación del enfoque de Taguchi [103].

El análisis de medias y el análisis de varianza (ANOVA), presentados en las subsecciones siguientes, permitieron cuantificar la contribución porcentual de cada factor a la variabilidad total de la porosidad. Los resultados muestran que el aporte térmico, controlado indirectamente por la combinación de I_p , tp y f , constituye el factor dominante en la mitigación del defecto, en concordancia con lo reportado en estudios previos donde la optimización de parámetros de pulso en GMAW-P ha demostrado una influencia directa sobre la formación de porosidad en aceros galvanizados [26, 36, 49, 96, 98].

En conjunto, la metodología de Taguchi permitió no solo identificar la combinación de parámetros que minimiza la porosidad, sino también establecer una base estadística objetiva para la validación experimental de las condiciones optimizadas, las cuales se presentan en la sección 4.5.

4.5.1 Relación señal–ruido (criterio “más pequeño es mejor”)

La **Tabla 4.5** presenta la respuesta de la relación señal–ruido (S/N) calculada bajo el criterio “más pequeño es mejor”, empleando como variable de respuesta el porcentaje de porosidad obtenido para cada condición experimental del arreglo L9.

Tabla 4.5 Relaciones señal-ruido (S/N) para porosidad.

Nivel	I_p	tp	f
1	-5.178	-19.348	-6.132
2	-11.924	-2.998	-14.201
3	-13.427	-8.183	-10.196

Delta	8.249	16.351	8.070
Clasificación	2	1	3

El análisis S/N mostró que el tiempo de pulso (tp) fue el factor con mayor influencia en la robustez del proceso ($\Delta = 16.351$), seguido por la corriente de pico (Ip) y la frecuencia de pulso (f). La magnitud del valor Δ representa la diferencia entre el nivel con mayor y menor relación S/N para cada factor, indicando su contribución relativa a la variabilidad del proceso [36, 38, 74, 98].

El análisis se llevó a cabo empleando el criterio de relación señal–ruido (S/N) “más pequeño es mejor”, el cual es apropiado cuando el objetivo del proceso consiste en minimizar una característica de calidad, como es el caso de la porosidad inducida por zinc en uniones soldadas galvanizadas [36, 49, 74]. Bajo este criterio, valores más elevados (menos negativos) de S/N indican condiciones de proceso asociadas con menor valor promedio de la respuesta y menor dispersión relativa.

La relación señal–ruido bajo el criterio, “más pequeño es mejor”, se calculó a partir de la siguiente expresión, que se describió en la Ecuación 1:

$$S / N = -10 \log_{10} \left(\sum \frac{y^2}{n} \right)$$

donde y representa el valor medido de porosidad para cada condición experimental y n el número de repeticiones.

Este criterio penaliza de manera cuadrática valores elevados de la variable respuesta, favoreciendo combinaciones de parámetros que reduzcan tanto el valor medio como la dispersión de la porosidad [36, 74]. Sin embargo, es importante señalar que, en el contexto del presente estudio, la relación S/N se emplea principalmente como herramienta comparativa entre niveles de factores, más que como un análisis completo de robustez frente a fuentes externas de ruido, en concordancia con revisiones críticas sobre la interpretación estadística del enfoque de Taguchi [103].

La **Figura 4.6** muestra la gráfica de efectos principales para la relación señal–ruido (S/N), donde el nivel intermedio del tiempo de pulso ($tp = 10 \text{ ms}$) presenta el mayor valor,

confirmando su papel dominante en la mitigación de porosidad. Por su parte, la corriente de pico tiende a niveles que equilibran la vaporización del zinc y la estabilidad del baño, mientras que la frecuencia ejerce una influencia moderada en comparación con el tiempo de pico. En conjunto, el análisis S/N indica que la optimización requiere un ajuste fino del dentro de la ventana térmica (sección 4.2), más que modificaciones paramétricas aisladas. Esto concuerda con estudios previos en GMAW-P sobre aceros galvanizados, donde el control temporal del pulso es crítico para balancear la generación y liberación de vapor [36, 49, 96, 98].

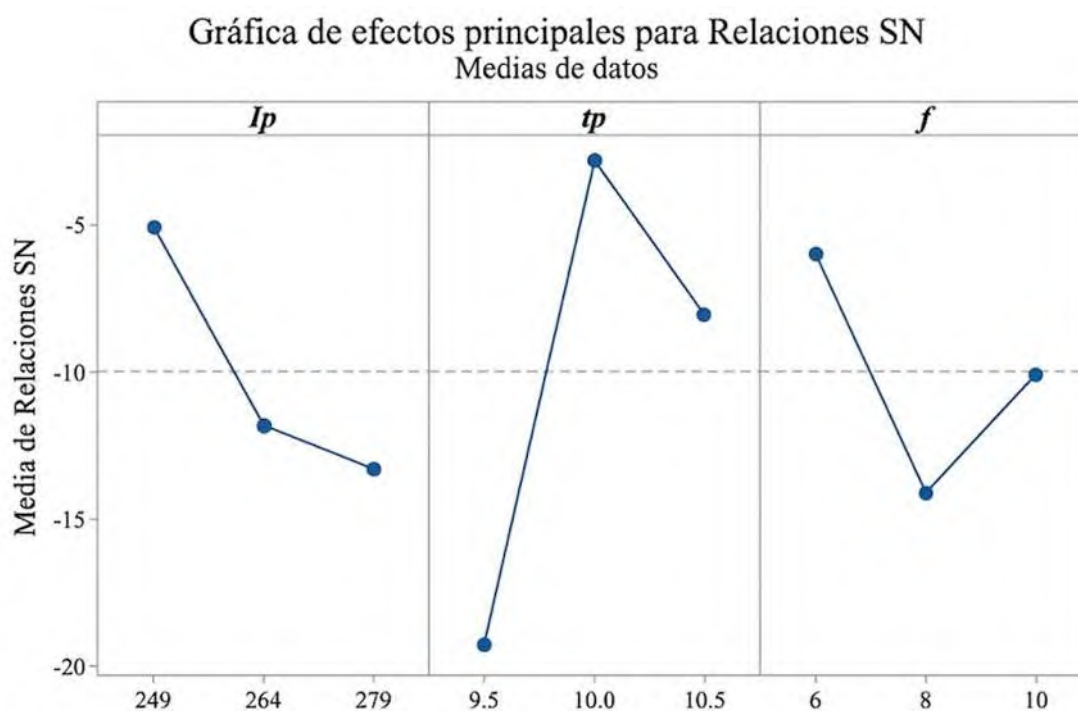


Figura 4.6 Gráfica de efectos principales de la relación señal-ruido (S/N) bajo el criterio “más pequeño es mejor”, correspondiente a la variable respuesta porosidad.

4.5.2 Análisis de medias

La **Figura 4.7** y la **Tabla 4.6** muestra los efectos principales para las medias del porcentaje de porosidad, obtenida a partir del arreglo ortogonal L9. La línea discontinua representa la media global de la respuesta, permitiendo identificar visualmente qué niveles de cada factor se sitúan por encima o por debajo del comportamiento promedio.

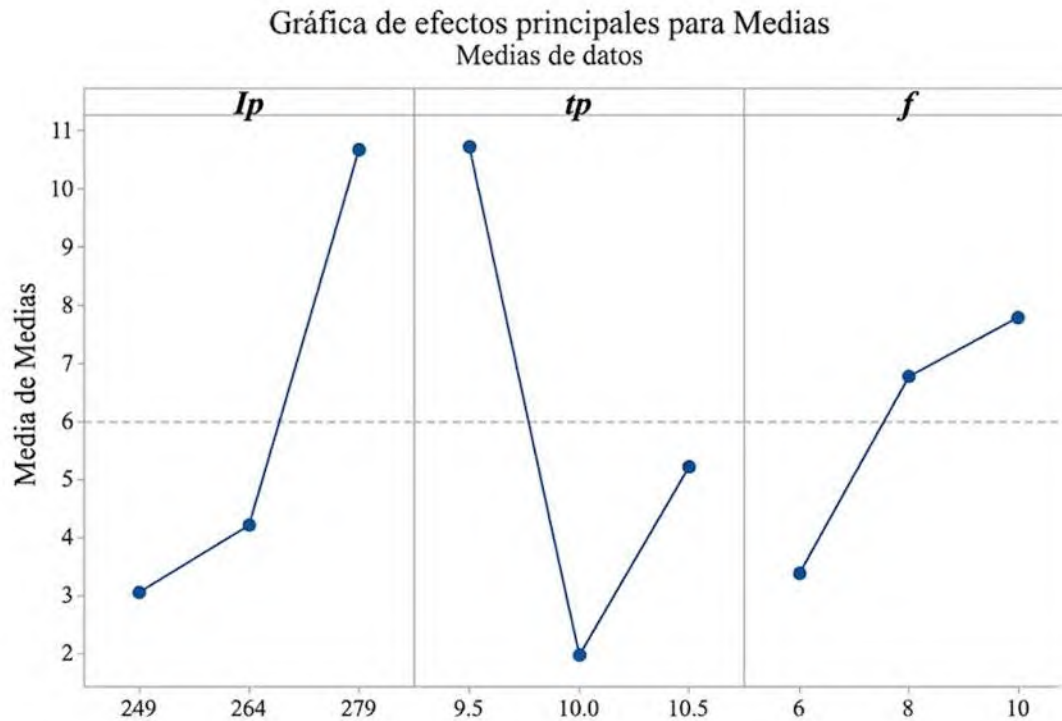


Figura 4.7 Gráfica de efectos principales para las medias de porosidad correspondientes a los niveles de I_p , t_p y f .

Tabla 4.6 Medias de porcentaje de porosidad.

Nivel	I_p	t_p	f
1	3.020	10.705	3.337
2	4.172	1.938	6.731
3	10.635	5.184	7.759
Delta	7.615	8.768	4.422
Clasificación	2	1	3

El análisis de medias muestra que la porosidad aumenta de manera clara con el incremento de la corriente de pico (I_p), mientras que el tiempo de pico (t_p) presenta un comportamiento no lineal, con un mínimo bien definido en el nivel intermedio (10 ms). La frecuencia (f) exhibe una tendencia más moderada, aunque dependiente de la interacción con los otros factores. La magnitud de los valores Δ confirma que t_p es el factor con mayor influencia

sobre el valor promedio de la porosidad, seguido por I_p y finalmente f . Este resultado es consistente con estudios previos de optimización en procesos GMAW-P aplicados a aceros galvanizados, donde el control temporal del pulso afecta directamente la estabilidad del baño y la cinética de solidificación [36, 49, 96, 98]. La **Figura 4.8** presenta la gráfica de interacción correspondiente a las medias de porosidad. En este tipo de representación, la no paralelidad de las líneas indica la presencia de interacción entre factores, es decir, que el efecto de un parámetro depende del nivel adoptado por otro [35, 38, 74].

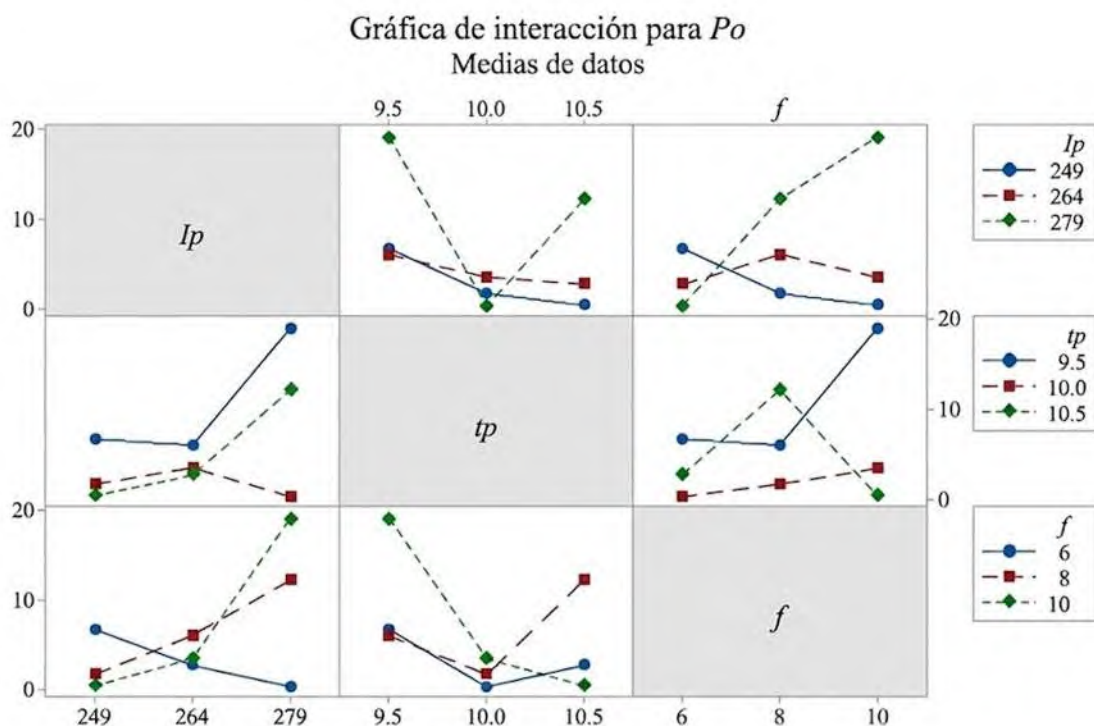


Figura 4.8 Gráfica de interacción para la porosidad basada en las medias experimentales del arreglo ortogonal L9.

Se observa que la corriente de pico ejerce una influencia directa sobre la formación de porosidad. Al incrementar I_p de 249 A a 279 A, la porosidad promedio aumenta de manera consistente, particularmente cuando se combina con niveles elevados de tiempo de pico (10.5 ms) o frecuencia alta (10 Hz). Este comportamiento sugiere que el incremento de energía instantánea intensifica la vaporización del zinc confinado en la interfaz del traslape, fenómeno ampliamente documentado en la soldadura de aceros galvanizados [26, 28, 48, 96]. Cuando la tasa de generación de vapor supera la capacidad del baño fundido para

permitir su ascenso y escape antes de la solidificación, aumenta la probabilidad de atrapamiento de gas. Este mecanismo ha sido descrito como resultado de la competencia entre generación de vapor, flotabilidad de burbujas y velocidad del frente de solidificación [26, 28, 33, 48].

El tiempo de pico muestra un comportamiento claramente no lineal, con un mínimo de porosidad en el nivel intermedio (10 ms). Este resultado confirma la existencia de un intervalo óptimo de permanencia del baño en estado líquido. Un tiempo demasiado corto (9.5 ms) limita la evacuación del vapor antes de la solidificación, mientras que un tiempo excesivo (10.5 ms) incrementa la energía total suministrada y, por ende, la cantidad de zinc vaporizado, elevando nuevamente la probabilidad de atrapamiento [49, 64, 65, 70].

La frecuencia de pulso presenta un efecto condicionado por la interacción con I_p y t_p . Aunque niveles bajos de frecuencia pueden asociarse con menor porosidad en ciertas combinaciones, el incremento a 10 Hz conduce a aumentos significativos cuando la corriente de pico es elevada. Los cruces de líneas en la Figura 4.8 evidencian interacción entre f e t_p , lo que sugiere que la frecuencia modula la dinámica térmica impuesta por la corriente y el tiempo de pico.

Desde una perspectiva física, la frecuencia controla la periodicidad del aporte térmico y el tiempo disponible entre pulsos para la disipación de energía y el escape de vapor. Por ello, su efecto no es estrictamente lineal ni independiente, sino condicionado por el balance térmico global del sistema, en concordancia con reportes sobre dinámica del baño y formación de porosidad en GMAW y CMT aplicados a aceros zincados [26, 28, 48, 96].

4.5.3 Análisis de varianza (ANOVA)

Con el objetivo de evaluar la significancia estadística de los parámetros del proceso de soldadura y cuantificar su contribución relativa a la formación de porosidad inducida por zinc, se realizó un análisis de varianza (ANOVA) sobre los resultados experimentales obtenidos, considerando un nivel de confianza del 95 % ($\alpha = 0.05$). Los resultados del análisis se resumen en la **Tabla 4.7**.

Tabla 4.7 Análisis de la varianza (ANOVA).

Fuente	GL	SC Sec.	F	Contribución
Q_r	1	132.84	44.34	42.96%
I_p	2	12.979	2.99	4.20%
tp	2	76.974	4.27	24.89%
f	2	85.153	33.22	27.54%
Error	1	1.282		0.41%
Total	8	309.228		100%

El análisis de varianza permite identificar no solo qué factores influyen significativamente en la variable de respuesta (porcentaje de porosidad), sino también establecer la magnitud relativa de dicha influencia mediante el porcentaje de contribución de cada parámetro [36, 38, 49, 74, 98].

Los resultados evidencian que el aporte térmico real (Q_r) es el factor con mayor influencia sobre la formación de porosidad, con una contribución del 42.96 % de la variabilidad total. El elevado valor del estadístico F ($f = 44.34$) confirma su alta relevancia estadística dentro del modelo. Este resultado respalda la hipótesis físico-metalúrgica planteada en la Sección 4.2: la porosidad inducida por zinc está gobernada principalmente por el balance energético global del proceso, el cual determina simultáneamente la tasa de vaporización del recubrimiento y la cinética de solidificación del baño fundido [26, 33, 48, 96].

En cuanto a los parámetros individuales del pulso, la frecuencia (f) y el tiempo de pico (tp) presentan contribuciones relevantes del 27.54 % y 24.89 %, respectivamente. Estos valores indican que ambos parámetros desempeñan un papel determinante en la dinámica térmica del baño y en la capacidad del sistema para liberar el vapor de zinc antes de la solidificación. Esta observación es coherente con estudios de optimización en GMAW-P, donde la modulación temporal del pulso afecta directamente la estabilidad del baño y la formación de discontinuidades internas [36, 49, 70, 98].

Por otro lado, la corriente de pico (I_p) presenta una contribución menor (4.20 %). Aunque este parámetro influye en la generación instantánea de energía y en la penetración del cordón, su efecto aislado sobre la porosidad resulta secundario frente al aporte térmico total y la duración efectiva del pulso. Este resultado refuerza la idea de que la formación de porosidad

no depende exclusivamente de la magnitud de la corriente, sino de la interacción entre energía suministrada, tiempo de aplicación y frecuencia de repetición [25, 26, 28, 70, 96].

El término de error experimental representa únicamente el 0.41 % de la variabilidad total. Este bajo valor indica una alta consistencia experimental y sugiere que los factores incluidos en el modelo capturan adecuadamente la variabilidad dominante del proceso. No obstante, debe considerarse que el número de grados de libertad asociado al error es limitado, dado el tamaño reducido del arreglo experimental L9, por lo que el modelo debe interpretarse dentro del alcance del diseño empleado [35, 103].

En conjunto, el ANOVA confirma que el control del aporte térmico real constituye el eje central para la mitigación de la porosidad inducida por zinc en soldadura GMAW-P de acero CP780 galvanizado. Asimismo, valida estadísticamente las tendencias observadas previamente en los análisis S/N y de medias, consolidando una coherencia entre evidencia experimental, interpretación metalúrgica y modelo estadístico.

4.5.4 Selección de parámetros óptimos

Con base en el análisis conjunto de la relación señal–ruido (S/N) bajo el criterio “más pequeño es mejor”, el análisis de medias y los resultados del análisis de varianza (ANOVA), se determinó la combinación óptima de parámetros del proceso GMAW-P orientada a minimizar la formación de porosidad inducida por zinc en uniones traslape de acero CP780 galvanizado.

La configuración óptima predicha por el modelo Taguchi corresponde a:

- Corriente de pico (I_p): 249 A
- Tiempo de pico (t_p): 10 ms
- Frecuencia de pulso (f): 6 Hz

Esta combinación maximiza la relación S/N y minimiza el valor promedio de porosidad dentro del conjunto experimental evaluado. La coherencia entre S/N, medias y ANOVA refuerza la robustez estadística de la selección [36, 49, 74, 98].

Desde una perspectiva físico-metalúrgica, esta combinación se ubica dentro de la ventana óptima de aporte térmico real (230-250 J/mm) identificada en la Sección 4.2, lo cual evidencia una convergencia entre el modelo estadístico y la interpretación térmica del proceso. En este intervalo energético, se alcanza un equilibrio favorable entre generación de vapor de zinc en la interfaz del traslape, estabilidad y fluidez del baño de fusión, tiempo de residencia del metal líquido, y cinética de solidificación.

Este balance reduce la probabilidad de atrapamiento de burbujas durante el cierre del frente sólido, en concordancia con los mecanismos reportados para soldadura de aceros galvanizados mediante procesos GMAW y CMT [26, 28, 33, 48].

Es importante destacar que la predicción óptima no corresponde a la minimización aislada de cada parámetro, sino a la optimización de su interacción combinada. El modelo identifica una configuración específica que mantiene la estabilidad del arco, limita la vaporización excesiva del recubrimiento galvanizado y evita tanto la solidificación prematura (bajo aporte térmico) como la generación excesiva de vapor (alto aporte térmico).

En consecuencia, los parámetros óptimos definidos representan una condición de operación balanceada en la cual el proceso GMAW-P opera dentro de un régimen térmico controlado, maximizando la estabilidad y minimizando la sensibilidad del proceso a variaciones inherentes al entorno industrial.

4.5.5 Limitaciones del modelo estadístico

Si bien la metodología Taguchi permitió identificar tendencias dominantes y una combinación óptima de parámetros, es necesario reconocer las limitaciones inherentes al diseño experimental empleado, contextualizándolas dentro del objetivo práctico e industrial del estudio.

En primer lugar, el arreglo ortogonal L9 está orientado principalmente a la evaluación de efectos principales mediante un número reducido de corridas experimentales. En consecuencia, las interacciones entre factores no se modelan de manera exhaustiva. Aunque las gráficas de interacción sugieren la existencia de dependencias entre la corriente de pulso (I_p), el tiempo de pulso (tp) y la velocidad de alimentación (f), el diseño no permite cuantificar formalmente todos los términos de interacción de segundo orden [35, 38, 74]. No

obstante, la selección del arreglo L9 respondió a criterios de eficiencia experimental, priorizando la reducción del número de ensayos sin comprometer la capacidad de identificar tendencias dominantes, lo cual resulta coherente con escenarios de aplicación industrial donde el tiempo y los recursos disponibles son factores críticos.

En segundo lugar, la relación señal–ruido fue utilizada como herramienta comparativa entre niveles de factores para maximizar la estabilidad del proceso dentro del dominio experimental evaluado. Sin embargo, dado que el número de repeticiones por condición es limitado, su interpretación como medida estricta de robustez frente a fuentes externas de variabilidad debe considerarse con cautela, tal como señalan revisiones críticas del enfoque Taguchi [103]. En este contexto, la métrica S/N se empleó principalmente como criterio de optimización relativa entre configuraciones estudiadas, más que como indicador absoluto de robustez universal del proceso.

Asimismo, el número reducido de grados de libertad asociados al término de error en el análisis ANOVA restringe la extrapolación directa del modelo fuera del rango paramétrico investigado. Por lo tanto, los resultados obtenidos deben interpretarse dentro de las condiciones experimentales evaluadas, evitando generalizaciones más allá del dominio definido.

A pesar de estas limitaciones, la alta consistencia experimental observada, junto con la concordancia entre los resultados estadísticos y la fundamentación físico-metalúrgica del fenómeno, particularmente en lo relativo a la dinámica térmica, la evaporación del zinc y la formación de porosidad, respaldan la validez del modelo como herramienta de optimización práctica. La confirmación experimental de la combinación óptima pronosticada, así como su impacto sobre la microestructura, las propiedades mecánicas y el comportamiento frente a corrosión, refuerzan la aplicabilidad del enfoque dentro del contexto industrial planteado.

4.6 Validación experimental de las condiciones optimizadas

Con el fin de verificar la confiabilidad del modelo estadístico y la reproducibilidad de las condiciones óptimas de soldadura predichas mediante la metodología Taguchi, se realizaron soldaduras adicionales de validación empleando la combinación de parámetros optimizada:

$I_p = 249\text{ A}$, $t_p = 10\text{ ms}$ y $f = 6\text{ Hz}$. Estas condiciones corresponden al régimen térmico identificado previamente como óptimo para la mitigación de la porosidad inducida por zinc.

Las soldaduras de validación, identificadas como R1, R2 y R3, fueron evaluadas mediante inspección radiográfica, análisis metalográfico en sección transversal, ensayos mecánicos y evaluación frente a corrosión acelerada.

El objetivo de esta fase fue confirmar experimentalmente que la reducción de porosidad pronosticada por el modelo no corresponde a un resultado aislado, sino a un comportamiento reproducible bajo condiciones controladas.

4.6.1 Evaluación radiográfica de las soldaduras de validación

La **Figura 4.9** muestra las radiografías correspondientes a las soldaduras de validación R1, R2 y R3, obtenidas bajo la combinación óptima de parámetros predicha mediante la metodología Taguchi ($I_p = 249\text{ A}$, $t_p = 10\text{ ms}$, $f = 6\text{ Hz}$).



Figura 4.9 Radiografías de las soldaduras de validación R1-R3 obtenidas bajo las condiciones optimizadas.

En contraste con las condiciones evaluadas durante la fase inicial del diseño experimental, las imágenes radiográficas evidencian una reducción significativa tanto en el número como

en el tamaño de los poros. En las tres soldaduras de validación se observan únicamente poros aislados de pequeña dimensión, sin formación de regiones continuas o porosidad agrupada a lo largo de la raíz del cordón.

En particular R1 y R3 presentan uno o dos poros discretos, localizados de manera puntual, mientras que R2 no muestra defectos internos relevantes dentro del límite de resolución del método radiográfico empleado.

Esta baja densidad de defectos confirma que, bajo las condiciones optimizadas, la porosidad deja de ser un fenómeno dominante asociado al proceso y se reduce a eventos esporádicos atribuibles a fluctuaciones locales inherentes a la soldadura por arco. Este comportamiento es consistente con reportes donde la optimización de parámetros en GMAW-P reduce significativamente la incidencia de porosidad en aceros galvanizados [36, 49, 96, 98].

La consistencia observada entre R1, R2 y R3 demuestra que la reducción de porosidad no corresponde a un resultado aislado, sino a una respuesta reproducible del sistema cuando el proceso opera dentro de la ventana óptima de aporte térmico real previamente identificada. Esta reproducibilidad constituye una validación experimental directa del modelo estadístico desarrollado en la Sección 4.4.

4.6.2 Análisis metalográfico de las soldaduras de validación

Las secciones transversales correspondientes a las soldaduras R1, R2 y R3, mostradas en la Figura 4.10, permiten corroborar los resultados obtenidos por inspección radiográfica y aportan información adicional sobre la geometría del cordón, la continuidad metalúrgica y la integridad de la interfaz del traslape.

En todas las condiciones de validación se observa un cordón continuo, geometría homogénea, penetración adecuada en la interfaz, ausencia de cavidades internas extensas y ausencia de defectos de falta de fusión.

La zona fundida presenta un perfil regular y estable, indicando una interacción eficiente entre el metal de aporte y el material base.

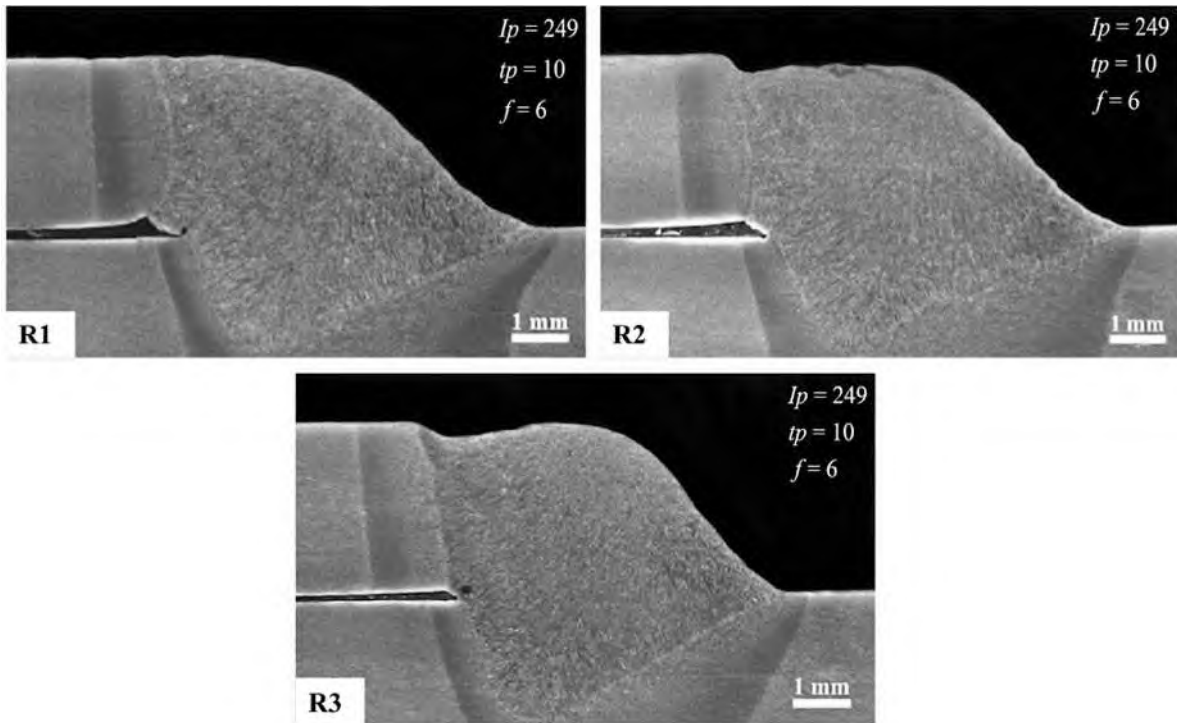


Figura 4.10 Secciones transversales metalográficas de las soldaduras de validación R1-R3 con parámetros optimizados.

Desde el punto de vista metalúrgico, la reducción de porosidad puede atribuirse a un equilibrio favorable entre la generación y la liberación del vapor de zinc, en concordancia con los mecanismos descritos para soldadura de aceros galvanizados [26, 28, 33, 48]. Bajo las condiciones optimizadas el tiempo de permanencia del baño en estado líquido resulta suficiente para permitir el escape del vapor generado en la interfaz, el aporte térmico no es excesivo, evitando una vaporización descontrolada del recubrimiento y la frecuencia de pulso favorece una agitación moderada del baño, promoviendo la movilidad de burbujas antes del cierre del frente sólido.

Este comportamiento confirma la interpretación físico-metalúrgica desarrollada en las secciones anteriores, donde se estableció que la porosidad inducida por zinc depende del balance dinámico entre generación de vapor, flotabilidad de burbujas y cinética de solidificación [22, 26, 28, 48, 96].

La similitud microgeométrica entre R1, R2 y R3 confirma que las condiciones optimizadas conducen a un régimen de soldadura estable y reproducible, con baja sensibilidad a

variaciones inherentes del proceso. Esta estabilidad es un requisito esencial para aplicaciones industriales de alta cadencia, particularmente en el sector automotriz donde la confiabilidad estructural es crítica [1, 2, 3, 5].

La similitud microgeométrica entre las soldaduras R1, R2 y R3 confirma que las condiciones optimizadas conducen a un régimen de soldadura estable, con baja sensibilidad a variaciones inherentes del proceso, lo cual es un requisito fundamental para aplicaciones industriales de alta cadencia.

4.6.3 Discusión de la reproducibilidad del proceso

La validación experimental confirma que la combinación de parámetros óptimos predicha mediante la metodología Taguchi conduce a una reducción sistemática y reproducible de la porosidad inducida por zinc en uniones traslape de acero CP780 galvanizado.

La concordancia entre la evaluación radiográfica (**Figura 4.9**), el análisis metalográfico en sección transversal (**Figura 4.10**), y los resultados estadísticos derivados del análisis S/N y del ANOVA, demuestra que la disminución de la porosidad no corresponde a un evento aislado, sino a una respuesta estable del sistema cuando el proceso opera dentro de la ventana térmica óptima previamente identificada.

En particular, las soldaduras de validación (R1-R3) presentan porcentajes de porosidad inferiores al 2 %, sin formación de regiones continuas o porosidad agrupada en la raíz del cordón. Este comportamiento confirma que el régimen térmico alcanzado bajo los parámetros optimizados permite un balance adecuado entre la generación y la liberación del vapor de zinc, minimizando su atrapamiento durante la solidificación.

Desde una perspectiva metodológica, la reproducibilidad observada respalda la solidez del enfoque adoptado en este trabajo, el cual integra el diseño experimental basado en la metodología Taguchi, el análisis estadístico mediante S/N y ANOVA, así como la fundamentación físico-metalúrgica del fenómeno.

Los resultados indican que el aporte térmico, más que un parámetro de pulso considerado de manera aislada, constituye el factor determinante en el control de la porosidad. Esta conclusión es coherente con los mecanismos físicos discutidos previamente, donde la

formación del defecto depende del equilibrio dinámico entre vaporización del recubrimiento, dinámica del baño fundido y cinética de solidificación.

No obstante, es importante señalar que la reproducibilidad demostrada corresponde al dominio paramétrico evaluado en el presente estudio. La extrapolación de estos resultados a configuraciones geométricas distintas, espesores diferentes o variaciones significativas en el recubrimiento galvanizado requeriría validaciones adicionales.

En conjunto, la validación experimental proporciona una base sólida para analizar el impacto de las condiciones optimizadas sobre la microestructura, la microdureza, el comportamiento mecánico y la resistencia a la corrosión, los cuales se abordan en las secciones siguientes.

4.7 Relación entre porosidad, geometría del cordón y microestructura

Los resultados presentados en las secciones anteriores permiten establecer una relación directa entre la formación de porosidad inducida por zinc, la geometría del cordón de soldadura y la microestructura desarrollada durante el proceso GMAW-P. Esta interacción ha sido reportada en estudios sobre soldadura de aceros galvanizados, donde se demuestra que la morfología del cordón y la dinámica del baño de fusión condicionan el atrapamiento o liberación del vapor de zinc [36, 49, 104].

El análisis radiográfico, evidenció que las condiciones con mayores porcentajes de porosidad presentan poros agrupados y alineados longitudinalmente, principalmente localizados en la región cercana a la raíz del cordón. Este patrón ha sido asociado a la generación confinada de vapor de zinc en configuraciones traslape, donde el recubrimiento galvanizado actúa como fuente localizada de gas durante el ciclo térmico [15, 22, 26, 28].

Geométricamente, estas condiciones se correlacionan con cordones de morfología irregular, variaciones locales en el ancho y penetración no uniforme (**Figura 4.3**). Desde un punto de vista metalúrgico, dichas características reflejan una dinámica inestable del baño de fusión, en la cual la tasa de generación de vapor supera la capacidad de evacuación antes de la solidificación, favoreciendo el atrapamiento de burbujas [26, 28, 48, 96].

Por el contrario, las condiciones que operan dentro de la ventana óptima de aporte térmico real, muestran cordones con geometría más homogénea y perfiles suaves, acompañados de

una penetración uniforme a lo largo de la unión. En estas condiciones, la porosidad se limita a poros aislados de pequeño tamaño. Este comportamiento concuerda con estudios en GMAW-P y CMT, donde se reporta que una adecuada estabilidad del baño y una agitación controlada favorecen la liberación parcial del vapor antes de la solidificación [15, 56, 57, 84, 102].

La observación microestructural complementa esta interpretación. En uniones con alta porosidad, la zona de fusión presenta mayor heterogeneidad microestructural, con variaciones locales en tamaño de grano y distribución de fases. Esta condición puede atribuirse a gradientes térmicos más pronunciados y a perturbaciones locales del baño asociadas a la nucleación y crecimiento de burbujas de gas [22, 26, 28, 48, 96]. La presencia de poros agrupados interrumpe además la continuidad metalúrgica, alterando localmente la transferencia de calor y la cinética de solidificación.

En contraste, las uniones soldadas bajo condiciones optimizadas exhiben una microestructura más uniforme en la zona fundida y una transición más gradual hacia la HAZ. Esta homogeneidad es consistente con ciclos térmicos más controlados, que favorecen transformaciones difusionales equilibradas en aceros CP780 soldados mediante GMAW-P [11, 45, 84, 85]. Un régimen térmico estable no solo facilita la evacuación del vapor, sino que también promueve una redistribución más uniforme del calor en el baño de fusión.

Desde una perspectiva física, la porosidad inducida por zinc no debe interpretarse como un defecto aislado, sino como la manifestación macroscópica de un desequilibrio dinámico entre la generación de vapor de zinc en la interfaz, la dinámica del baño fundido, y la velocidad de solidificación impuesta por el ciclo térmico [26, 28, 48, 96].

Cuando este equilibrio se rompe, ya sea por aporte térmico insuficiente o excesivo, se altera simultáneamente la geometría del cordón y la evolución microestructural.

En consecuencia, el control del aporte térmico y de los parámetros del pulso no solo reduce la porosidad, sino que también promueve una geometría favorable del cordón y una microestructura más homogénea. Este enfoque integral coincide con lo reportado en la literatura para aceros galvanizados de alta resistencia, donde la mitigación de defectos

requiere un balance simultáneo entre estabilidad térmica, dinámica del baño y cinética de transformación [28, 48, 95, 96].

4.7.1 Evidencia microestructural del mecanismo de formación de porosidad inducida por zinc

La formación de porosidad inducida por zinc en uniones traslape de acero CP780 galvanizado no debe interpretarse como un defecto volumétrico aislado, sino como la manifestación directa de un fenómeno acoplado entre generación de vapor, dinámica hidrodinámica del baño de fusión y solidificación localizada. Este comportamiento ha sido ampliamente documentado en soldadura de aceros galvanizados mediante procesos GMAW y CMT, donde el recubrimiento de Zn actúa como fuente localizada de gas bajo condiciones de confinamiento geométrico [26, 28, 48, 51].

El análisis combinado de secciones transversales, micrografías MEB y mapeo elemental por EDS permite establecer una relación clara entre la localización del defecto, la geometría del cordón y evolución microestructural durante la solidificación.

Las micrografías MEB correspondientes a la región de raíz del cordón (**Figura 4.11**) muestran que la porosidad se localiza preferentemente en la interfaz del traslape, zona donde el recubrimiento galvanizado queda confinado y donde inicia la vaporización del zinc al superar su temperatura de ebullición ($\sim 907^\circ\text{C}$), considerablemente menor que la del hierro [22, 26, 28, 48].

En la **Figura 4.11** (correspondiente a la soldadura 3), se observa una cavidad elongada de morfología irregular, alineada aproximadamente paralela a la interfaz entre láminas. Esta morfología sugiere un crecimiento controlado tanto por el confinamiento geométrico como por la dirección del frente de solidificación. Estudios experimentales y modelados han demostrado que, en configuraciones traslape, el vapor de zinc tiende a expandirse lateralmente cuando la vía de escape vertical es limitada, favoreciendo la formación de poros elongados o coalescentes [22, 26, 28, 48, 96].

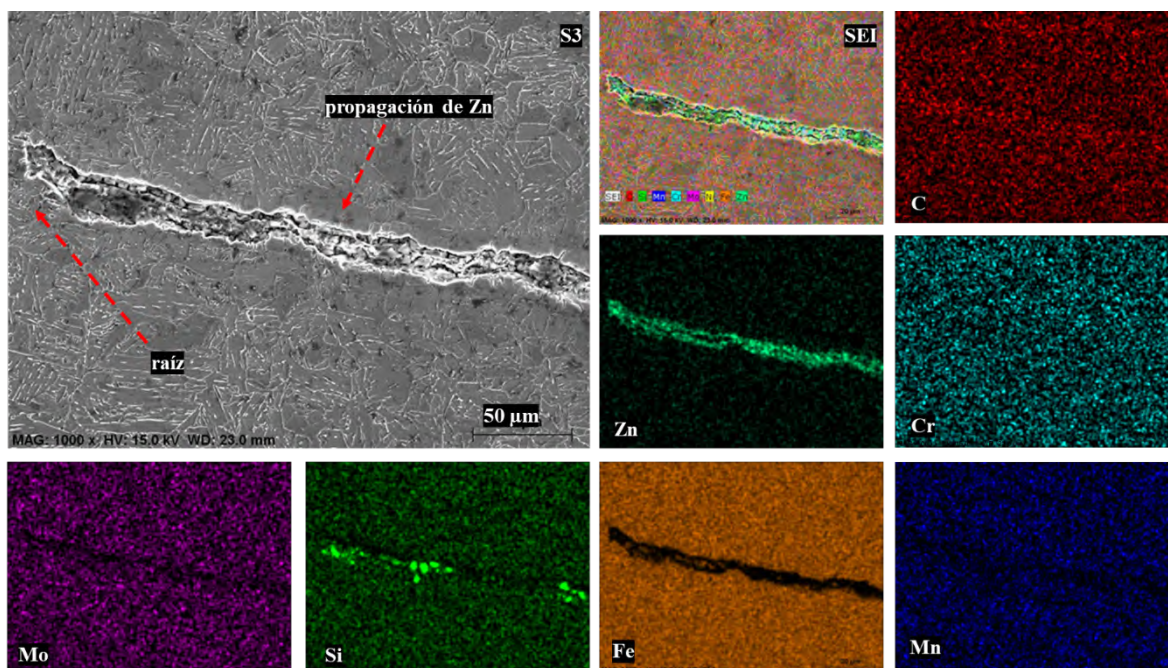


Figura 4.11 Micrografía MEB y mapeo EDS de la soldadura S3 mostrando la propagación de Zn en la interfaz.

Desde el punto de vista geométrico, la presencia de un gap estrecho en la raíz, combinada con una penetración parcial del cordón, genera un volumen restringido para la evacuación del gas. Cuando la tasa de generación de vapor supera la capacidad convectiva del baño fundido para transportarlo hacia la superficie libre, el gas queda atrapado al alcanzarse el frente de solidificación.

El análisis microestructural revela que la matriz metálica circundante a los poros está compuesta por una microestructura característica del acero CP780, con ferrita como fase matriz y constituyentes duros como martensita y bainita distribuidos de forma heterogénea [89, 90, 91, 99]. Sin embargo, en las inmediaciones de las cavidades se observan alteraciones locales en la morfología microestructural, atribuibles a perturbaciones térmicas inducidas por la presencia de la fase gaseosa durante la solidificación.

El mapeo elemental por EDS (**Figura 4.12**) muestra una concentración localizada de zinc (Zn) en la zona asociada a la cavidad, correspondiente a la soldadura 5. Esta evidencia confirma que el defecto no se origina por segregación del metal base, sino por la acumulación y atrapamiento del vapor de zinc proveniente del recubrimiento galvanizado.

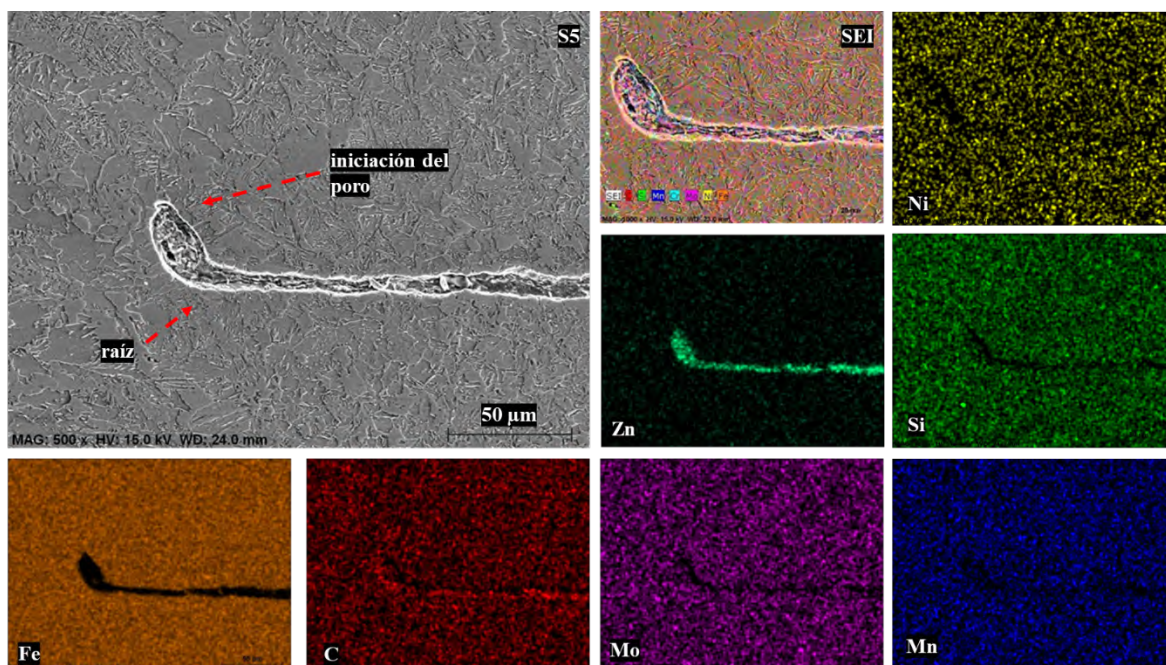


Figura 4.12 Micrografía MEB de la soldadura S5 mostrando la iniciación de un poro en la región de raíz del cordón.

Los mapas individuales de Fe, Mn y Si muestran distribución homogénea en la matriz, lo que descarta segregación química significativa inducida por el proceso. En contraste, el Zn aparece delineando la trayectoria del defecto, evidenciando su migración desde la interfaz del traslape hacia el interior del cordón antes del atrapamiento.

Resultados similares han sido reportados en estudios sobre nucleación heterogénea de burbujas en baños metálicos, donde la interfaz sólido-líquido y las discontinuidades geométricas actúan como sitios preferenciales de nucleación cuando la presión parcial del gas excede la presión hidrostática local del baño [48, 99, 107, 108]. Bajo estas condiciones, la dinámica del frente de solidificación determina si la burbuja asciende y escapa o queda encapsulada.

La **Figura 4.13** muestra un caso representativo en la soldadura S9, donde la discontinuidad en la región de raíz evidencia propagación longitudinal del defecto. La concentración localizada de Zn a lo largo de la cavidad sugiere que el crecimiento del poro ocurre por coalescencia de burbujas sucesivas generadas durante el ciclo térmico.

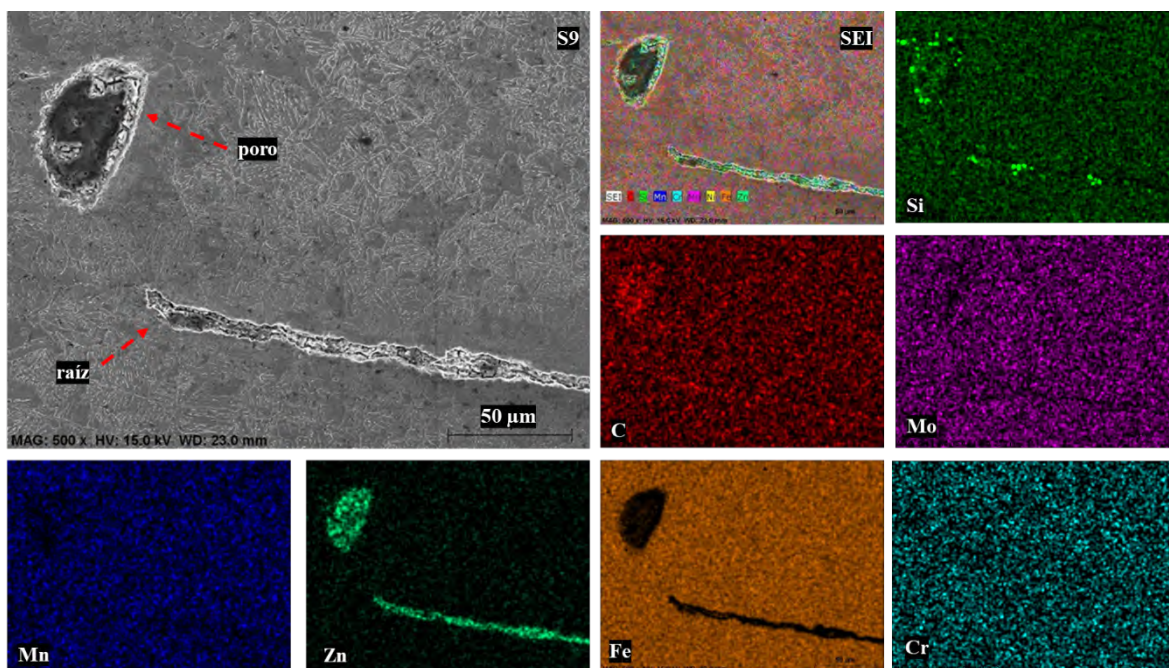


Figura 4.13 Micrografía MEB y mapeo EDS de la soldadura S9 evidenciando la propagación de una discontinuidad en la región de raíz.

En términos físicos, la formación de porosidad inducida por zinc puede describirse como un fenómeno acoplado entre la transferencia de calor (ciclo térmico impuesto por el pulso), la transferencia de masa (movimiento del vapor en el baño), y la cinética de solidificación.

Cuando el aporte térmico es insuficiente, la solidificación ocurre de manera acelerada y el vapor queda atrapado prematuramente. Cuando el aporte es excesivo, la generación de vapor aumenta significativamente, superando nuevamente la capacidad de evacuación del sistema. Solo dentro de una ventana térmica balanceada se favorece la liberación parcial del gas antes del cierre del frente de solidificación.

Desde una perspectiva integral, la porosidad inducida por zinc no es un fenómeno aleatorio, sino la consecuencia sistemática de un desequilibrio termodinámico y cinético durante la soldadura. La geometría del cordón actúa como modulador de la evacuación del vapor, mientras que la microestructura resultante refleja las condiciones térmicas locales que gobernaron la solidificación.

Esta compresión mecánica establece una base sólida para correlacionar la presencia de porosidad con concentraciones locales de esfuerzo, degradación mecánica y comportamiento en servicio, aspectos que se abordan en las secciones siguientes.

4.7.2 Perfil composicional y mecanismo de formación del defecto

Los perfiles lineales de composición obtenidos mediante EDS a través de la región del defecto (**Figura 4.14**) muestran una disminución abrupta en la señal de Fe coincidente con la cavidad, acompañada por un incremento relativo en la intensidad asociada al Zn en los bordes internos del defecto. Este comportamiento confirma que la discontinuidad no corresponde a una segregación sólida del metal base, sino a un vacío previamente ocupado por una fase rica en zinc.

La presencia localizada de Zn en la periferia de la cavidad debe interpretarse como evidencia del tránsito del vapor desde la interfaz galvanizada hacia el interior del baño fundido. Es importante precisar que dicha señal no implica la formación de una fase sólida continua rica en Zn, sino que puede asociarse a condensación localizada o a arrastre del vapor durante la solidificación final. Observaciones similares han sido reportadas en estudios sobre porosidad inducida en aceros galvanizados soldados por arco, donde el Zn vaporizado migra desde regiones confinadas y queda parcialmente registrado en los bordes del defecto [15, 22, 26, 28].

La evidencia composicional presentada en la **Figura 4.14** respalda así el modelo propuesto en las secciones anteriores: la formación del defecto no responde a un fenómeno aleatorio, sino a la interacción entre generación localizada de vapor y cinética de solidificación. La detección de Zn en asociación directa con la cavidad confirma el rol activo del recubrimiento galvanizado en el mecanismo de nucleación y crecimiento del poro.

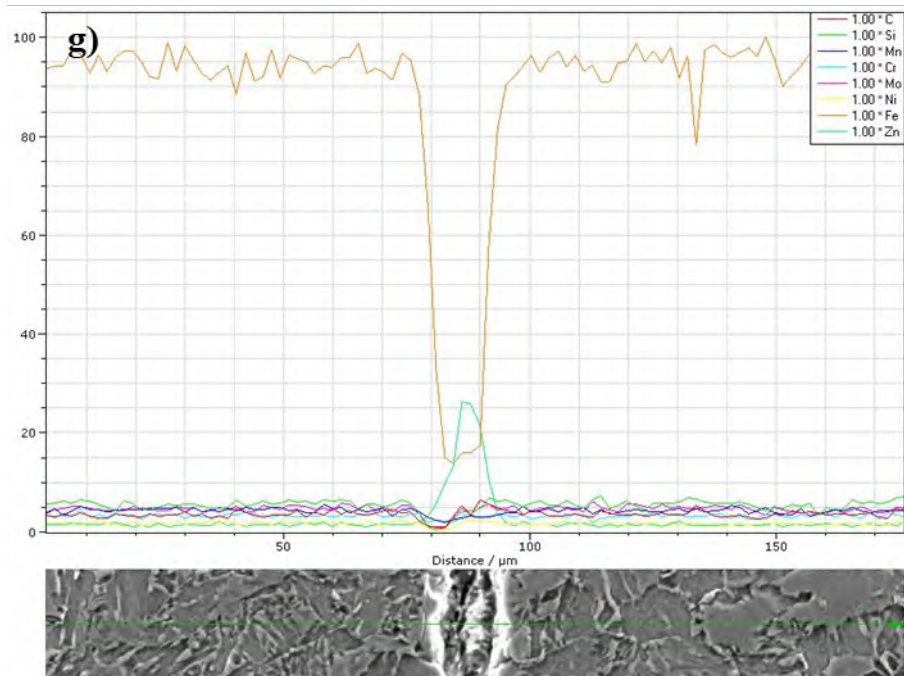


Figura 4.14 Perfil composicional lineal obtenido mediante EDS a través de una discontinuidad en la región de raíz del cordón.

4.7.3 Relación con la geometría del cordón

Más que actuar como causa primaria del defecto, la geometría del cordón funciona como una condición geométrica de confinamiento que modula la evacuación del gas durante la solidificación. En este sentido, el perfil del cordón define el volumen efectivo disponible para la redistribución del metal líquido y la movilidad interna de burbujas.

Las secciones transversales analizadas muestran que cordones con penetración limitada y raíz parcialmente sellada presentan una mayor continuidad del defecto en dirección longitudinal. Esta configuración reduce el área transversal disponible para el flujo ascendente del gas y favorece la coalescencia de cavidades.

En contraste, cordones con penetración uniforme y transición gradual hacia el metal base presentan una sección de raíz más abierta y una geometría interna más estable. Bajo estas condiciones, la continuidad de la porosidad se interrumpe y el defecto se manifiesta de forma discreta.

Por lo tanto, la geometría del cordón no solo es una consecuencia del régimen térmico, sino un factor estructural que amplifica o mitiga la expresión macroscópica del mecanismo previamente descrito.

4.7.4 Observación de la capa de zinc y su rol como precursor del defecto

Las micrografías MEB de la interfaz galvanizada (**Figuras 4.15 - 4.16**) evidencian la presencia continua del recubrimiento de Zn en regiones alejadas del cordón y su desaparición progresiva en la zona afectada térmicamente cercana a la raíz.

El mapeo elemental confirma que el Zn se concentra inicialmente en la capa superficial del material base, mientras que en la región de fusión su señal disminuye significativamente, indicando transformación y desplazamiento térmico.

Esta transición espacial entre la capa galvanizada intacta, la zona térmicamente alterada y la región fundida sin continuidad del recubrimiento, establece una coherencia espacial entre la ubicación del precursor (Zn sólido) y la región donde se origina la porosidad.

En consecuencia, la capa de zinc debe interpretarse como el reservorio inicial del fenómeno, cuya transformación térmica bajo condiciones de confinamiento geométrico da origen al defecto observado.

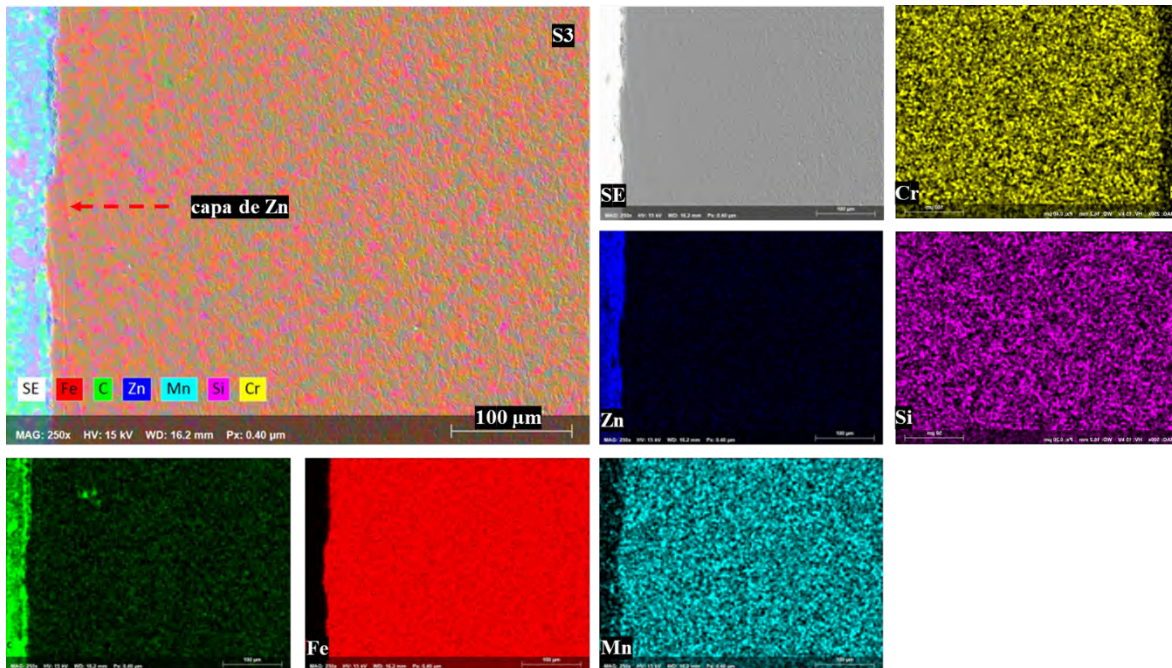


Figura 4.15 Micrografía MEB y mapeo EDS de la soldadura S3 mostrando la capa superficial de zinc en la interfaz.

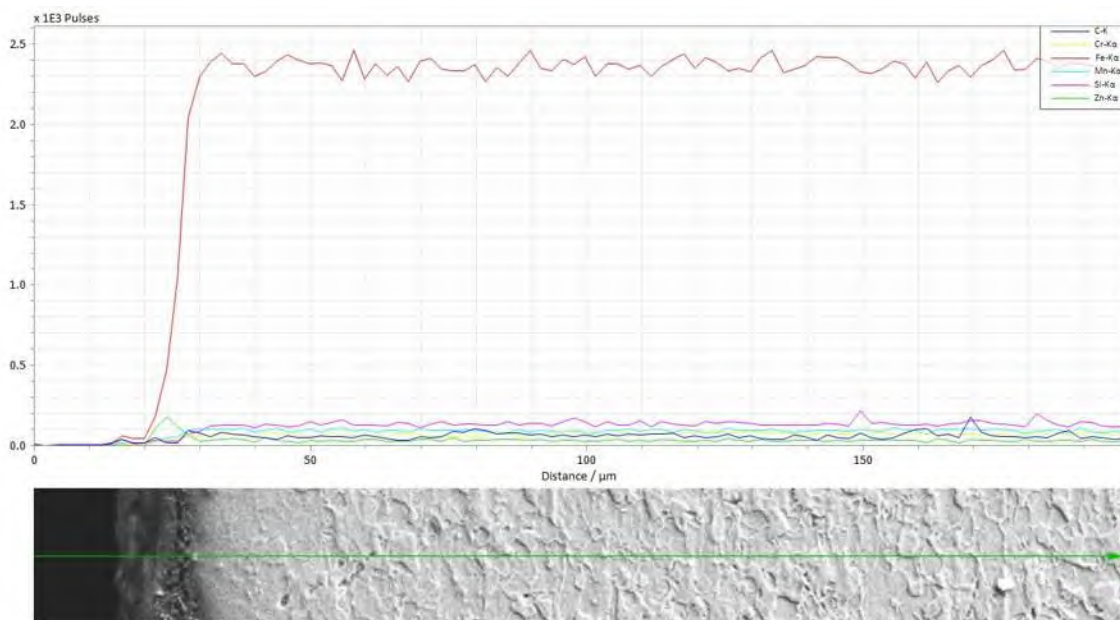


Figura 4.16 Perfil composicional lineal obtenido mediante EDS a través de la interfaz recubrimiento-metal base.

4.8 Distribución de microdureza en el metal de soldadura, ZAT y metal base

La distribución de microdureza Vickers a través de las diferentes zonas de la unión soldada constituye una herramienta clave para evaluar el efecto del ciclo térmico del proceso GMAW-P sobre las transformaciones microestructurales del acero CP780 galvanizado. Este acero de fase compleja presenta, en condición original, una microestructura compuesta por ferrita endurecida con fracciones significativas de martensita y bainita, y en algunos casos austenita retenida, lo que se traduce en una elevada dureza y un balance adecuado entre resistencia y ductilidad [6, 10, 11].

Durante la soldadura, el aporte térmico y la dinámica de solidificación modifican localmente esta microestructura, dando lugar a gradientes de dureza entre el metal base (MB), la zona afectada por el calor (ZAT) y la zona de fusión (ZF). En aceros CP y otros AHSS, estas variaciones se asocian típicamente con fenómenos como el revenido parcial de constituyentes endurecidos en la ZAT y la formación de microestructuras de solidificación más blandas en la zona fundida, en función del régimen térmico impuesto [10, 15, 45, 84]. En este apartado se analizan los perfiles de microdureza obtenidos transversalmente al cordón de soldadura y se correlacionan con las macrografías correspondientes, con el objetivo de establecer una relación directa entre ciclo térmico, presencia de porosidad inducida por zinc y respuesta mecánica local [30, 32, 100, 105].

4.8.1 Soldaduras S1-S3: comportamiento sin porosidad macroscópica

Las soldaduras S1, S2 y S3 presentan perfiles de microdureza caracterizados por transiciones relativamente suaves entre las distintas zonas de la unión (**Figura 4.17**). En todos los casos, el metal base conserva valores elevados de dureza, comprendidos entre 308 y 313 HV, coherentes con la microestructura original del acero CP780 de fase compleja [6, 10, 11, 87, 89, 90, 91, 100].

En la ZAT se observa una disminución progresiva de la dureza hasta valores del orden de 255-270 HV, atribuible principalmente al revenido parcial de la martensita preexistente y a la redistribución de carbono inducida por el ciclo térmico de soldadura.

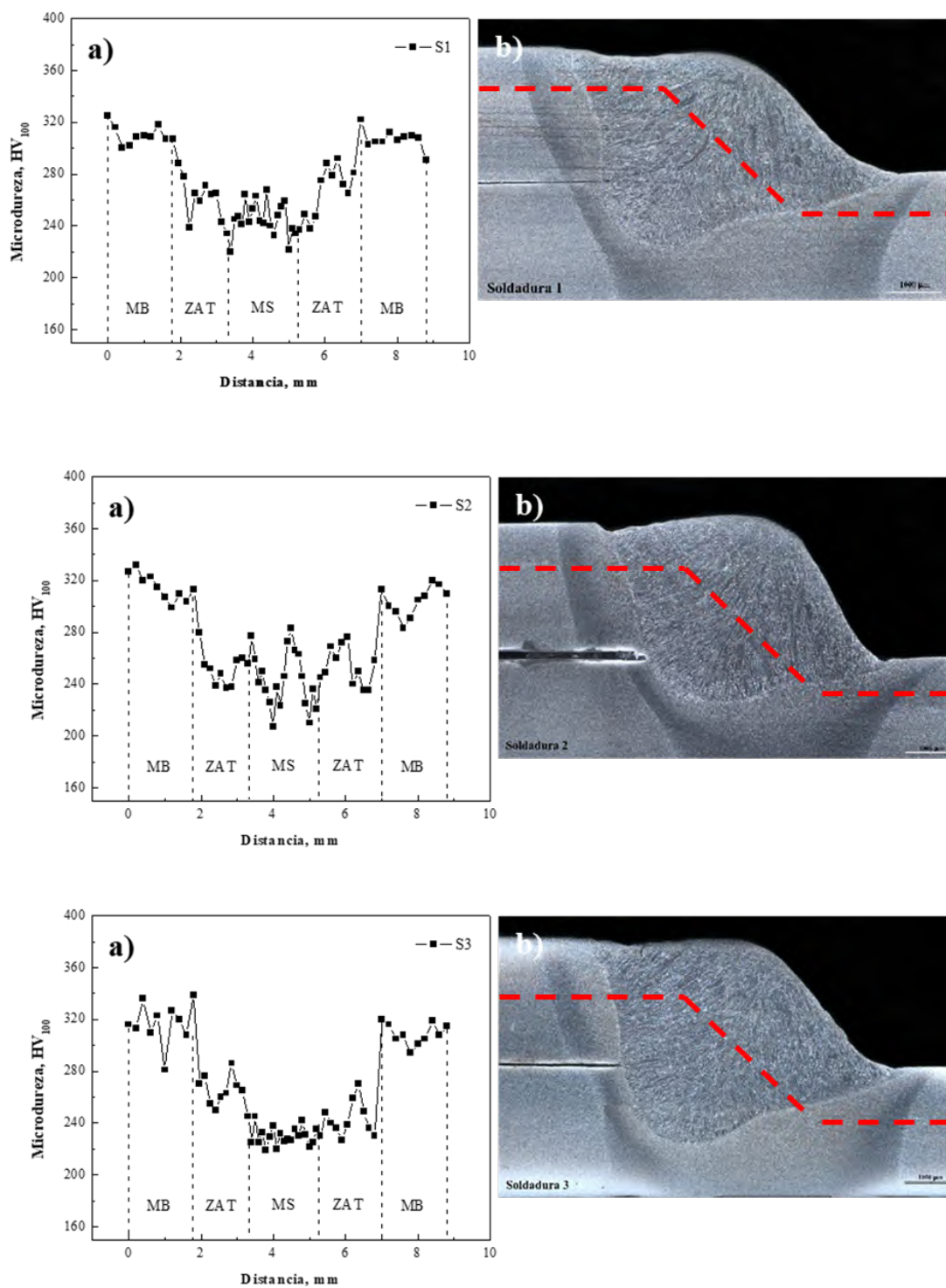


Figura 4.17 Perfiles de microdureza Vickers correspondientes a las soldaduras S1-S3, caracterizadas por ausencia de porosidad macroscópica.

Este comportamiento ha sido reportado en aceros AHSS soldados por arco, donde el aporte térmico provoca transformaciones subcríticas que reducen parcialmente la dureza sin generar zonas de ablandamiento severo cuando el régimen térmico es controlado [15, 30, 45]. La pendiente moderada de los perfiles sugiere gradientes térmicos estables y ausencia de sobrecalentamiento localizado.

La ZF muestra los valores más bajos de dureza, con promedios comprendidos entre 229 y 245 HV, asociados a la fusión completa y posterior solidificación del material. En soldaduras GMAW-P de aceros CP, la zona fundida suele presentar microestructuras dominadas por ferrita de solidificación con posible presencia de bainita fina, dependiendo de la tasa de enfriamiento, lo que explica la reducción relativa de dureza respecto al metal base [10, 11].

La ausencia de porosidad macroscópica en las macrografías de estas soldaduras contribuye a la homogeneidad de los perfiles de dureza en la ZF, particularmente en la Soldadura S3, que presenta el comportamiento más estable dentro de este grupo. Este resultado es consistente con estudios que señalan que la integridad volumétrica del cordón favorece una distribución más uniforme de las propiedades locales en aceros de fase compleja [27, 30, 32].

4.8.2 Soldaduras S4 y S5: efecto crítico de la porosidad macroscópica

Las soldaduras S4 y S5 muestran una degradación significativa del perfil de microdureza, directamente asociada a la presencia de porosidad macroscópica en la ZF (**Figura 4.18**). En ambos casos, el metal base mantiene valores elevados de dureza (≈ 289 -295 HV), mientras que la ZAT presenta valores intermedios cercanos a 257-260 HV, coherentes con transformaciones subcríticas inducidas por el ciclo térmico [10, 15, 45, 84].

La ZF exhibe una reducción más pronunciada de la dureza, con valores promedio alrededor de 237 HV, acompañados de una dispersión considerable. Esta variabilidad se correlaciona con la presencia de cavidades de gran tamaño e irregularidad, originadas por el atrapamiento de vapor de zinc durante la solidificación del baño de fusión [22, 26, 28, 48, 96].

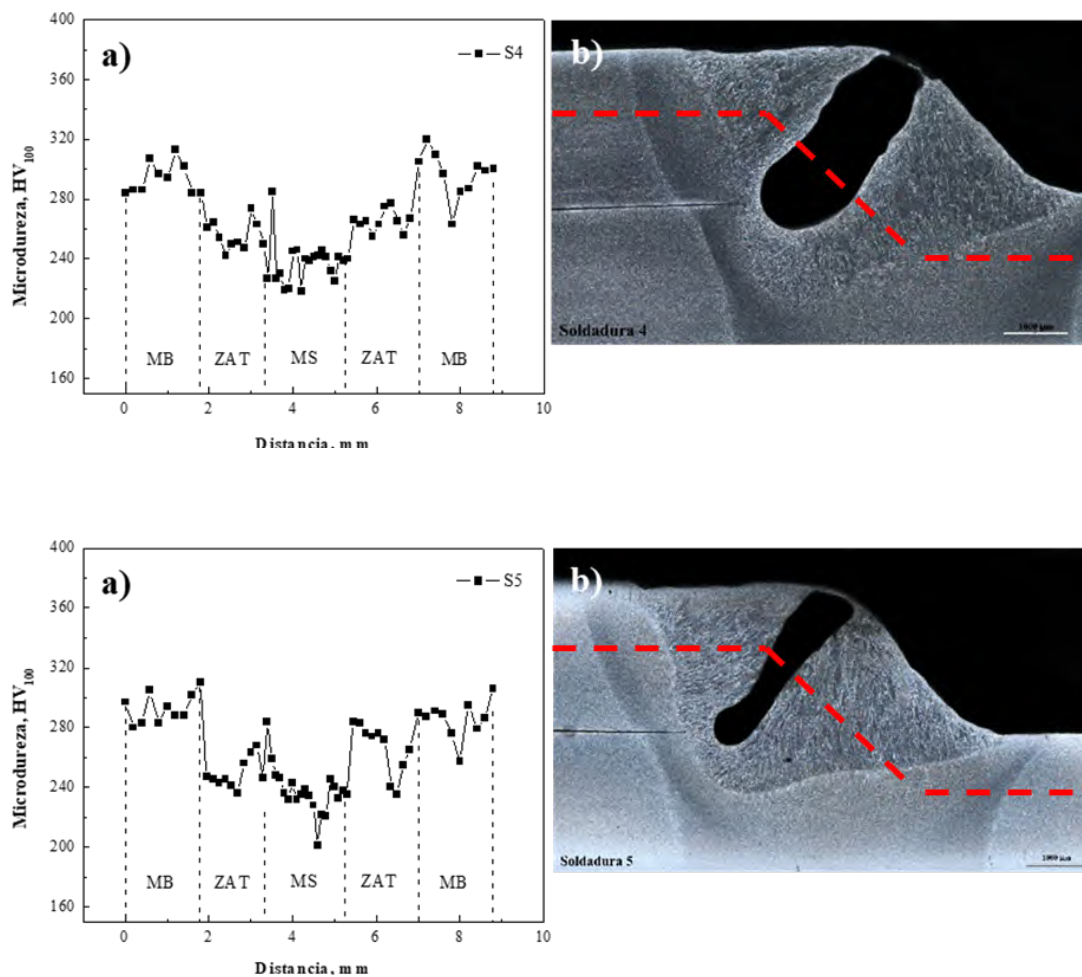


Figura 4.18 Perfiles de microdureza Vickers correspondientes a las soldaduras S4-S5, con presencia de porosidad macroscópica crítica.

Desde el punto de vista metalúrgico, la porosidad no solo reduce el área resistente efectiva, sino que también altera localmente la cinética de solidificación, favoreciendo estructuras dendríticas más gruesas y heterogéneas alrededor de los defectos. Este comportamiento ha sido reportado en soldaduras de aceros de alta resistencia donde la presencia de discontinuidades volumétricas modifica la morfología de solidificación y genera heterogeneidad microestructural local [10, 27, 30, 32, 111].

Además, la coexistencia de cavidades internas con una matriz de dureza relativamente menor en la ZF puede actuar como precursor de concentración de esfuerzos y potencial iniciación de daño bajo carga, especialmente en aceros de fase compleja con constituyentes duros distribuidos heterogéneamente [30, 32, 89, 91, 111].

Estas soldaduras representan condiciones térmicas no óptimas, donde la generación de vapor de zinc supera la capacidad del baño de fusión para evacuar el gas antes de la solidificación, lo que se traduce no solo en mayor porosidad, sino en una respuesta mecánica local menos uniforme.

4.8.3 Soldaduras S6-S9: condiciones intermedias con defectos localizados

La soldadura S6 presenta uno de los perfiles de microdureza más estables entre las soldaduras no optimizadas (**Figura 4.19**). El metal base muestra valores promedio cercanos a 274 HV, mientras que la ZAT y la ZF presentan valores de aproximadamente 261 HV y 253 HV, respectivamente. Estos valores son consistentes con perfiles típicos reportados en aceros CP soldados por GMAW-P bajo condiciones térmicas moderadas, donde no se produce ablandamiento severo en la ZAT ni heterogeneidad marcada en la zona fundida [10, 27, 30, 32].

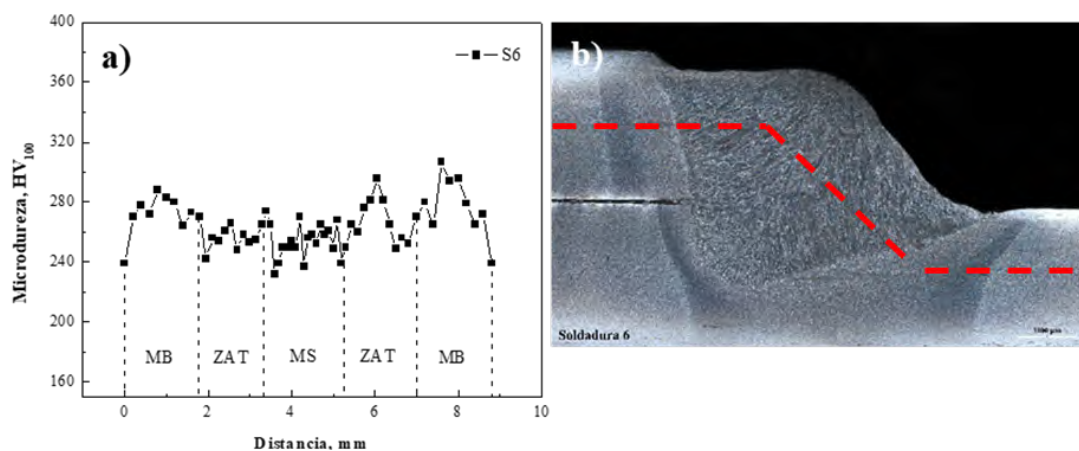


Figura 4.19 Perfiles de microdureza Vickers correspondientes a la soldadura S6 con presencia de porosidad en condiciones intermedias.

La transición gradual entre zonas, junto con la ausencia de caídas abruptas de dureza, indica un régimen térmico relativamente equilibrado. La macrografía correspondiente no evidencia porosidad macroscópica ni discontinuidades significativas en la ZF, lo que se traduce en menor dispersión de los valores de dureza. Este comportamiento es coherente con estudios que muestran que la integridad volumétrica del cordón favorece perfiles mecánicos más uniformes en aceros de alta resistencia [27, 30, 32, 100, 105].

Las soldaduras S7, S8 y S9 (**Figura 4.20**) muestran un comportamiento intermedio, caracterizado por perfiles de microdureza con valores promedio aceptables, pero con mayor heterogeneidad local. El metal base conserva valores entre 284 y 292 HV, mientras que la ZAT presenta durezas del orden de 247-259 HV.

En la ZF, los valores promedio oscilan entre 237 y 257 HV, dependiendo de la extensión y localización de los defectos. En particular, la Soldadura S8 presenta la mayor degradación, asociada a una porosidad extendida e irregular que compromete la continuidad del cordón. En las soldaduras S7 y S9, los defectos son más localizados, pero aun así generan dispersión en los valores de dureza.

La literatura sobre evolución de daño en aceros de fase compleja indica que discontinuidades volumétricas, incluso cuando son puntuales, pueden generar concentraciones locales de deformación y alterar la respuesta mecánica bajo carga [27, 30, 105, 111].

En este sentido, la heterogeneidad observada en la ZF de estas soldaduras constituye un indicio temprano de sensibilidad estructural, particularmente en regiones donde la microestructura es intrínsecamente más blanda debido al proceso de solidificación [10, 11, 45, 87].

Estos resultados confirman que defectos localizados, aunque no severos en términos volumétricos, pueden influir de manera significativa en la respuesta mecánica local, estableciendo una transición clara entre las condiciones térmicamente inestables (S4-S5) y las condiciones optimizadas que se presentan en la subsección siguiente.

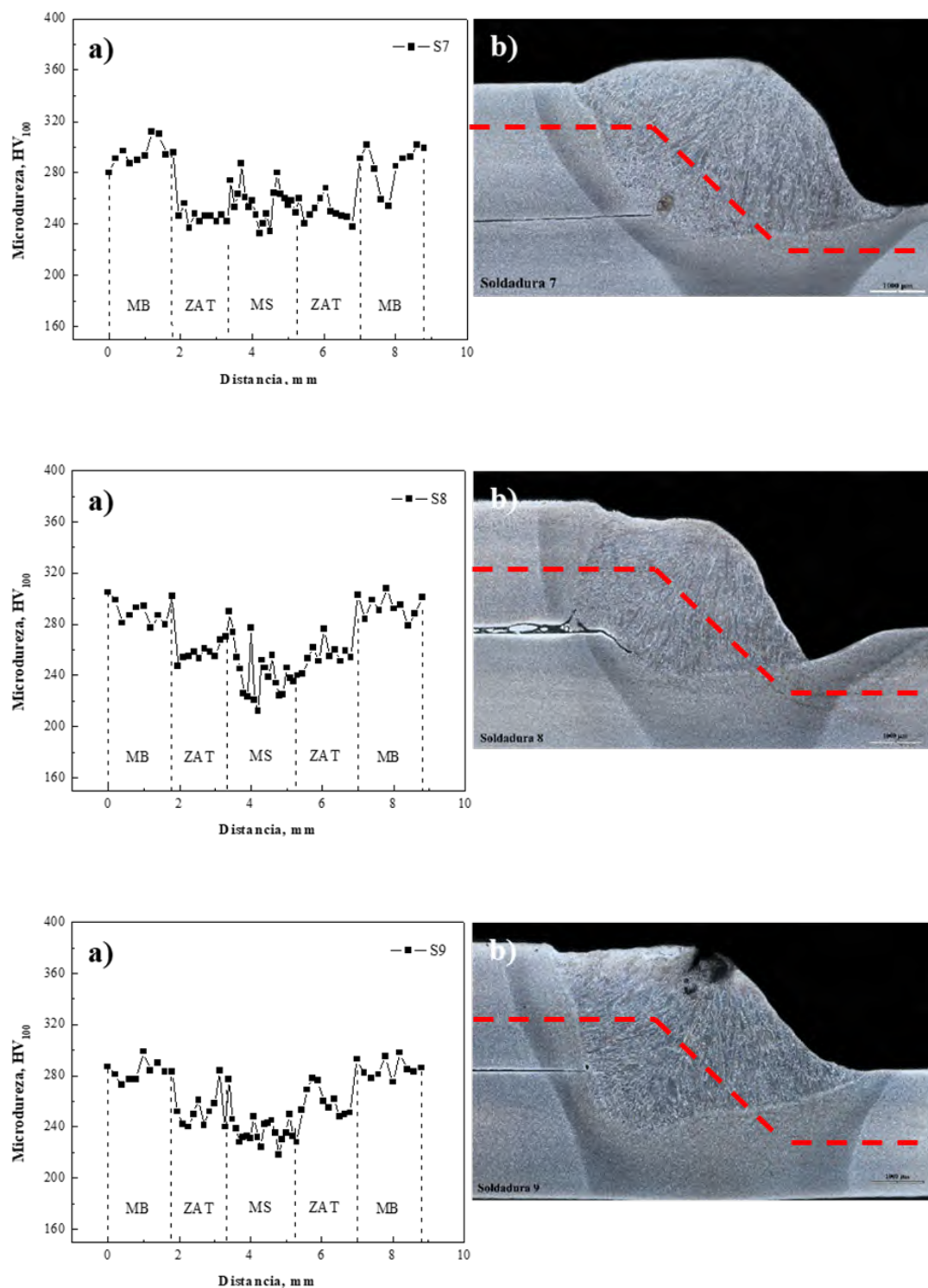


Figura 4.20 Perfiles de microdureza Vickers correspondientes a las soldaduras S6-S9 con presencia de porosidad en condiciones intermedias.

4.8.4 Impacto de los parámetros de soldadura optimizados mediante Taguchi (Soldaduras R1-R3)

Las soldaduras obtenidas con los parámetros optimizados mediante la metodología Taguchi ($I_p = 249\text{ A}$, $t_p = 10\text{ ms}$ y $f = 6\text{ Hz}$) muestran un comportamiento claramente diferenciado respecto a las soldaduras S1-S9. La **Figura 4.21** presenta los perfiles de microdureza correspondientes a las réplicas optimizadas (R1, R2 y R3), junto con sus macrografías asociadas. Los perfiles de microdureza de las soldaduras optimizadas se caracterizan por una alta uniformidad y excelente repetibilidad entre réplicas, lo que confirma la estabilidad del régimen térmico alcanzado bajo esta combinación paramétrica [13, 15].

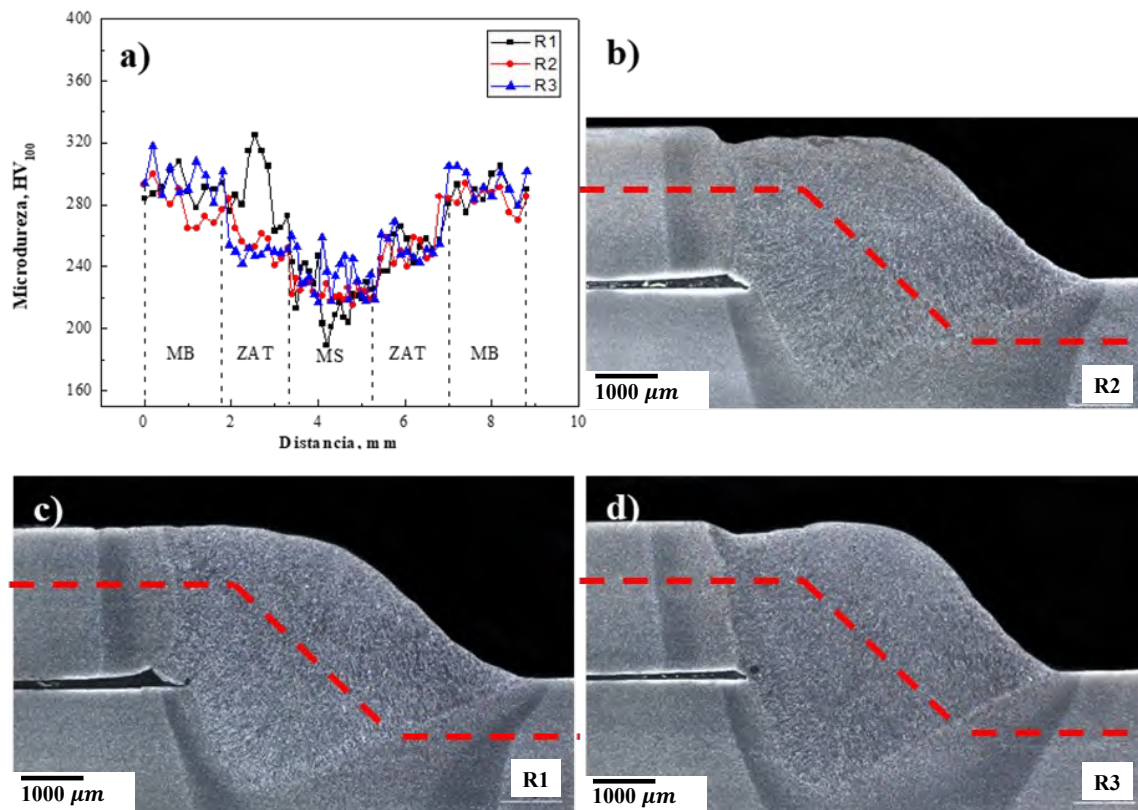


Figura 4.21 Perfiles de microdureza Vickers correspondientes a las soldaduras optimizadas R1-R3.

El metal base conserva valores elevados y estables ($\approx 285\text{-}295\text{ HV}$), coherentes con la microestructura original del acero CP780 [10, 11, 87, 89, 90, 91, 100]. La ZAT presenta una disminución moderada y progresiva de la dureza hasta valores del orden de $255\text{-}265\text{ HV}$, sin

caídas abruptas asociadas a sobrecalentamiento local. Este comportamiento es consistente con transformaciones térmicas controladas en aceros AHSS soldados por arco cuando el aporte térmico se mantiene dentro de una ventana óptima [15, 49, 84, 96].

La ZF muestra valores de dureza relativamente homogéneos, con promedios cercanos a 225-235 HV y ausencia de mínimos locales pronunciados. Esta uniformidad indica una solidificación más estable y una microestructura menos heterogénea, dominada por ferrita de solidificación relativamente refinada y fracciones moderadas de bainita, comportamiento reportado en soldaduras GMAW-P de aceros de alta resistencia bajo condiciones térmicas balanceadas [45, 87, 88,].

Las macrografías de las soldaduras R1-R3 evidencian cordones con geometría regular, transiciones suaves entre zonas y ausencia de porosidad macroscópica. Desde un punto de vista metalúrgico, este comportamiento se asocia al control del aporte térmico real dentro de la ventana óptima previamente identificada ($\approx 230\text{-}250\text{ J/mm}$), condición que no solo minimiza la formación de porosidad inducida por zinc, sino que favorece la estabilidad microestructural en la ZF y la ZAT [1, 2, 9].

4.8.5 Discusión global del apartado

El análisis comparativo entre las soldaduras S1-S9 y las soldaduras optimizadas R1-R3 demuestra que la distribución de microdureza en el acero CP780 galvanizado soldado mediante GMAW-P está fuertemente influenciada por el régimen térmico impuesto durante el proceso.

Las soldaduras con porosidad severa presentan perfiles de dureza más heterogéneos y variaciones locales en la ZF, mientras que las condiciones optimizadas conducen a distribuciones más uniformes y repetibles. Este comportamiento es coherente con estudios en aceros de fase compleja donde la estabilidad térmica del proceso se traduce en mayor homogeneidad microestructural y menor susceptibilidad a concentración local de deformación [11, 30, 32, 44]. En consecuencia, la optimización del proceso mediante la metodología Taguchi no solo permite reducir la porosidad inducida por zinc, sino también estabilizar la respuesta mecánica local de la unión soldada. La uniformidad observada en los perfiles de microdureza constituye un indicador indirecto de mejor integridad estructural, lo

cual se analiza de manera directa en la sección siguiente correspondiente al comportamiento mecánico bajo carga.

4.9 Comportamiento mecánico bajo carga de tensión

En este trabajo, el comportamiento mecánico de las uniones soldadas se evaluó mediante curvas carga,desplazamiento en lugar de curvas esfuerzo,deformación. Esta elección responde a la naturaleza heterogénea de las probetas soldadas en configuración traslape, donde coexisten metal base (MB), zona afectada por el calor (ZAT) y zona de fusión (ZF), además de variaciones geométricas del cordón y presencia potencial de porosidad. Bajo estas condiciones, la definición precisa de un área resistente efectiva resulta ambigua, por lo que la carga máxima y el desplazamiento constituyen parámetros más representativos del desempeño estructural real de la unión [1, 9, 33, 81, 112].

Este enfoque es consistente con criterios empleados en evaluación mecánica de uniones soldadas automotrices, donde el comportamiento global de la unión es más relevante que la respuesta local idealizada del material [113, 114].

4.9.1 Ensayos de tracción previas a la optimización (S1-S9)

Las uniones correspondientes al arreglo L9 mostraron una clara dependencia entre porcentaje de porosidad y comportamiento mecánico. A partir del análisis de las curvas carga-desplazamiento, se identifican tres tendencias generales:

- Soldaduras con porosidad elevada ($>10\%$) presentan reducción significativa de la carga máxima y caída prematura de la curva.
- Soldaduras con porosidad intermedia ($2-6\%$) muestran comportamiento estable, pero con menor desplazamiento final.
- Soldaduras con porosidad baja ($<1\%$) alcanzan mayores desplazamientos antes de la fractura.

Las Figuras correspondientes a las soldaduras S1-S9 integran tres fuentes de información complementarias:

i) radiografía del cordón,

ii) curva carga,desplazamiento, y

iii) morfología post-fractura (E1-E27).

Las radiografías muestran porcentajes de porosidad que varían aproximadamente entre 0.4% y 19.2%, lo que permite establecer una correlación directa con la respuesta mecánica.

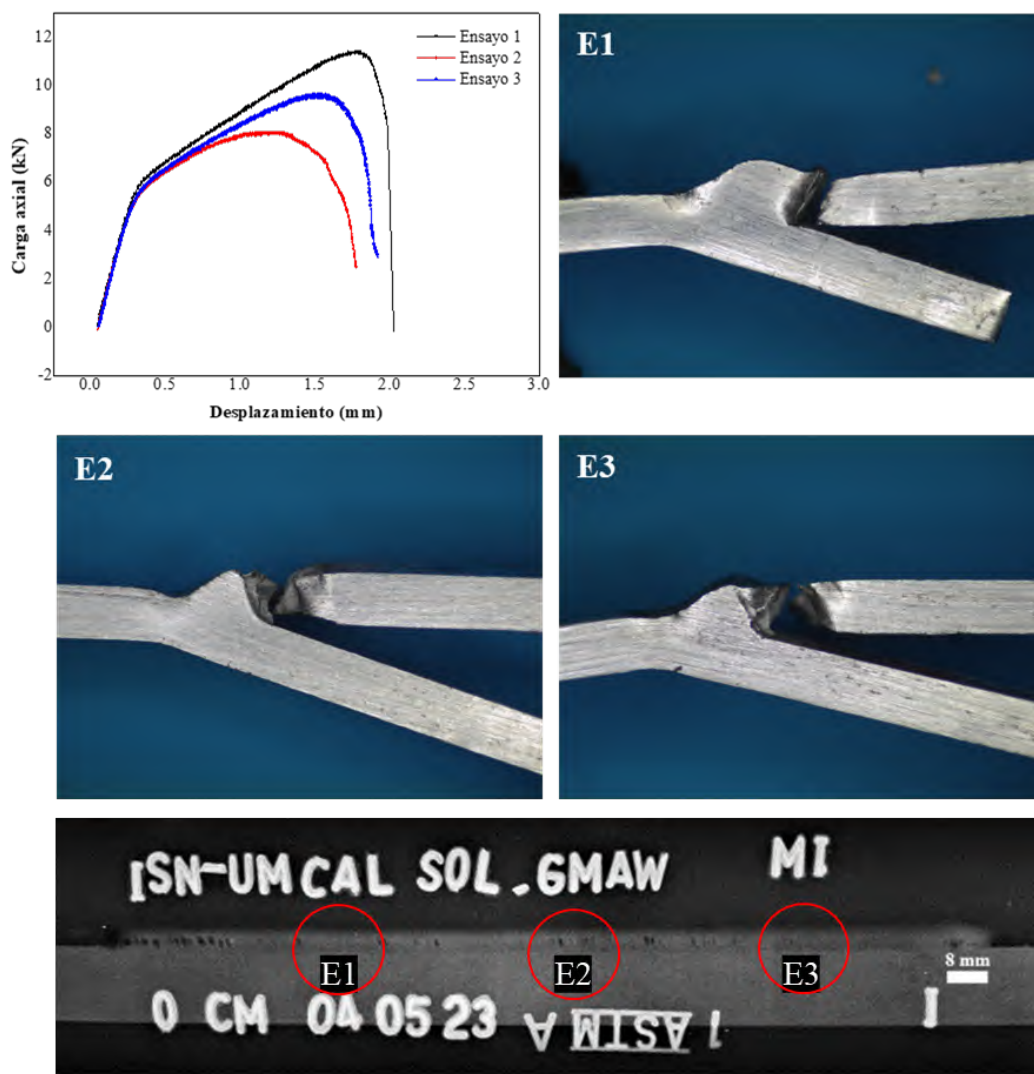


Figura 4.22 Comportamiento mecánico de la soldadura S1: curvas carga-desplazamiento, aspecto post-mortem y radiografía.

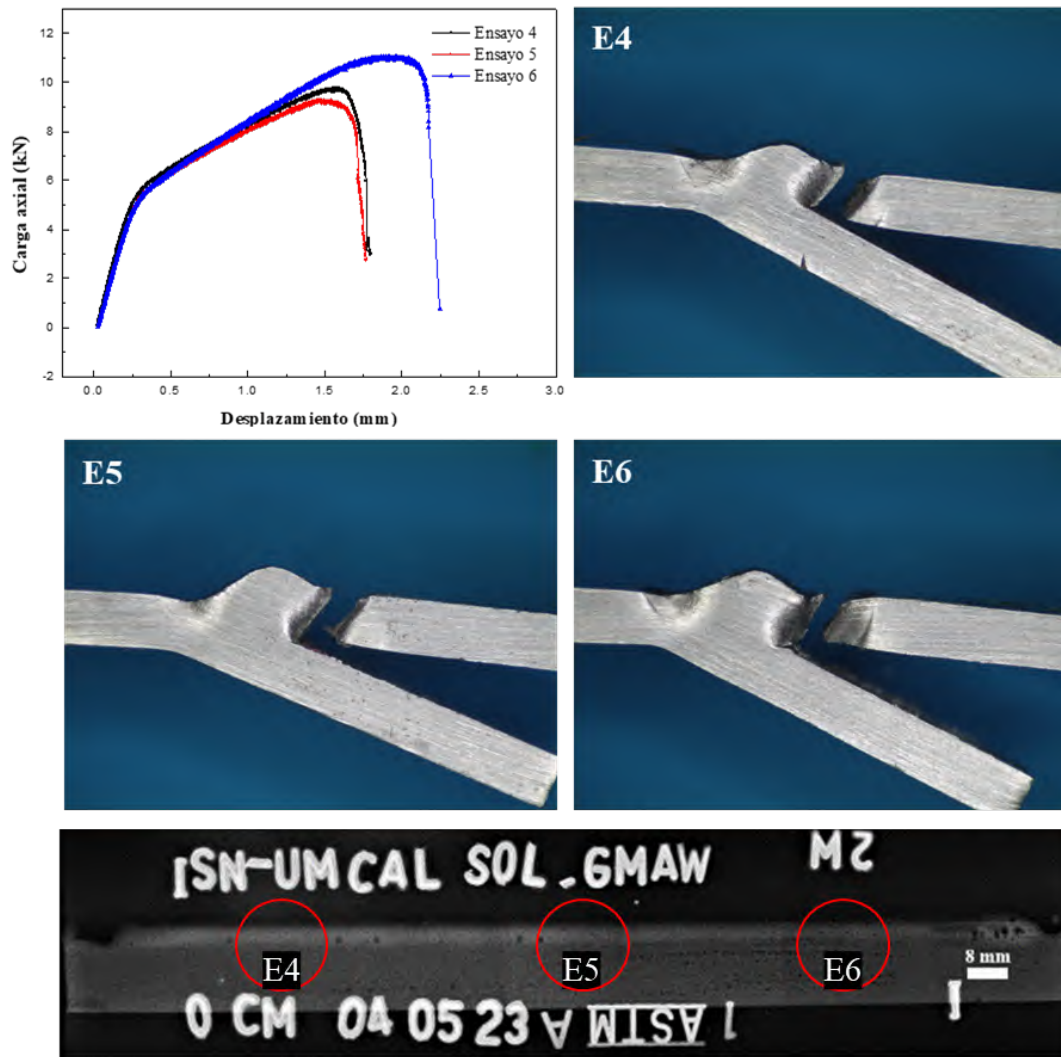


Figura 4.23 Comportamiento mecánico de la soldadura S2: curvas carga-desplazamiento, aspecto post-mortem y radiografía.

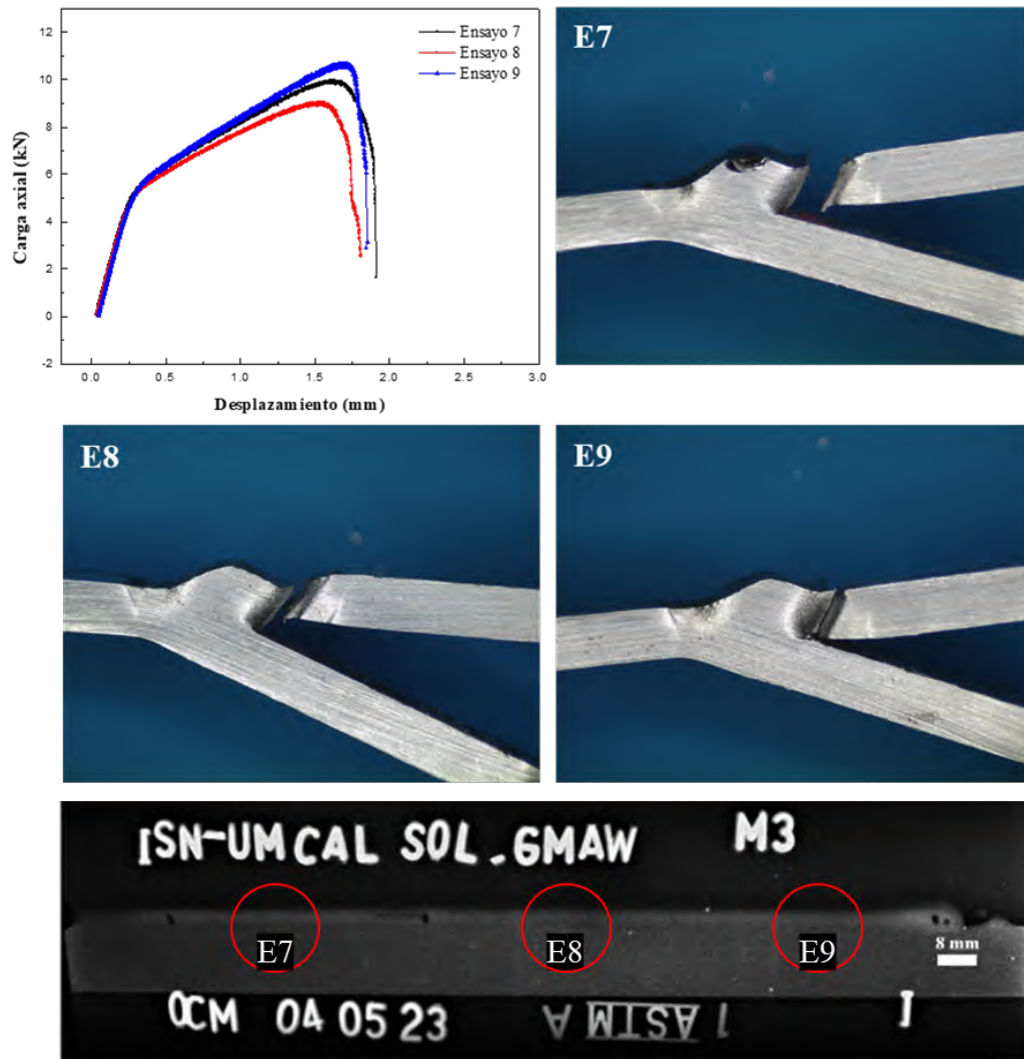


Figura 4.24 Comportamiento mecánico de la soldadura S3: curvas carga-desplazamiento, aspecto post-mortem y radiografía.

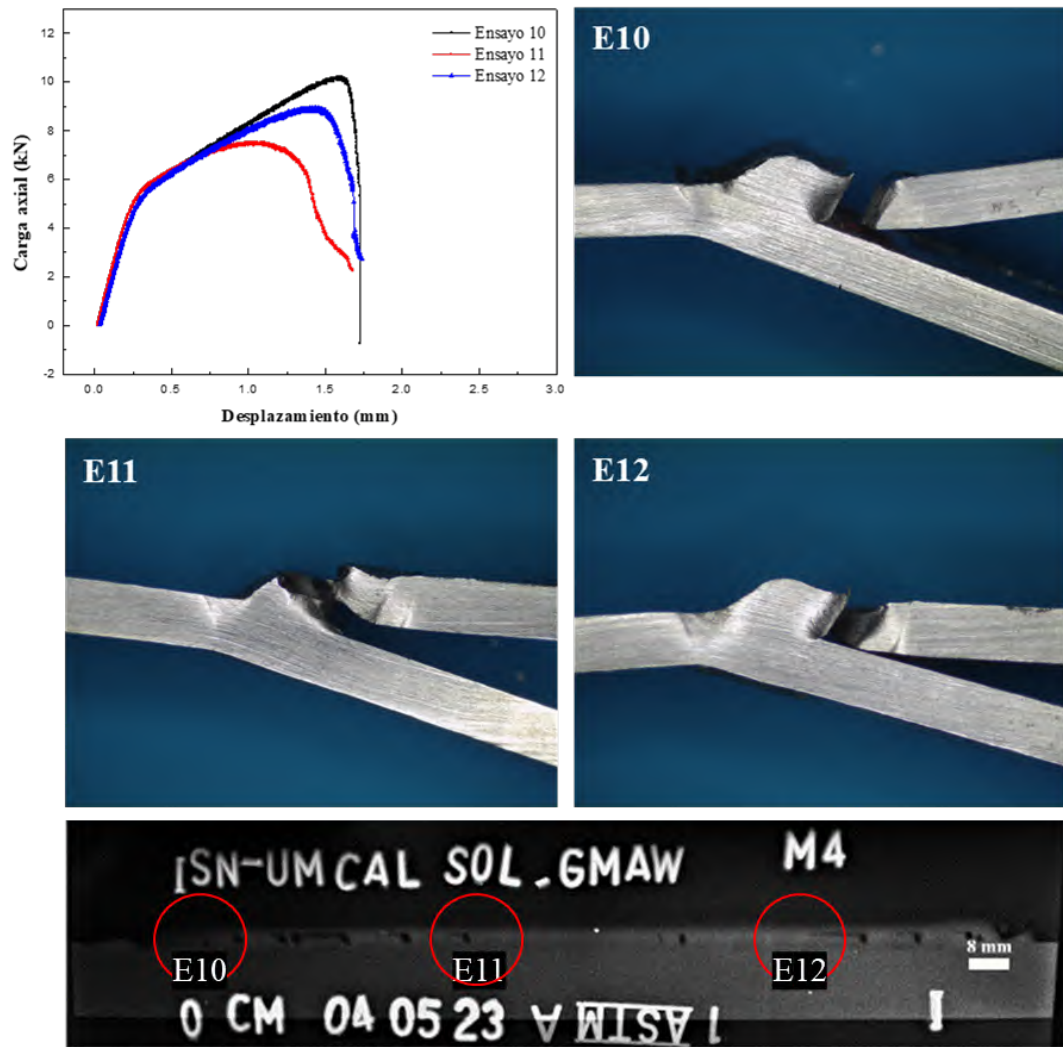


Figura 4.25 Comportamiento mecánico de la soldadura S4: curvas carga-desplazamiento, aspecto post-mortem y radiografía.

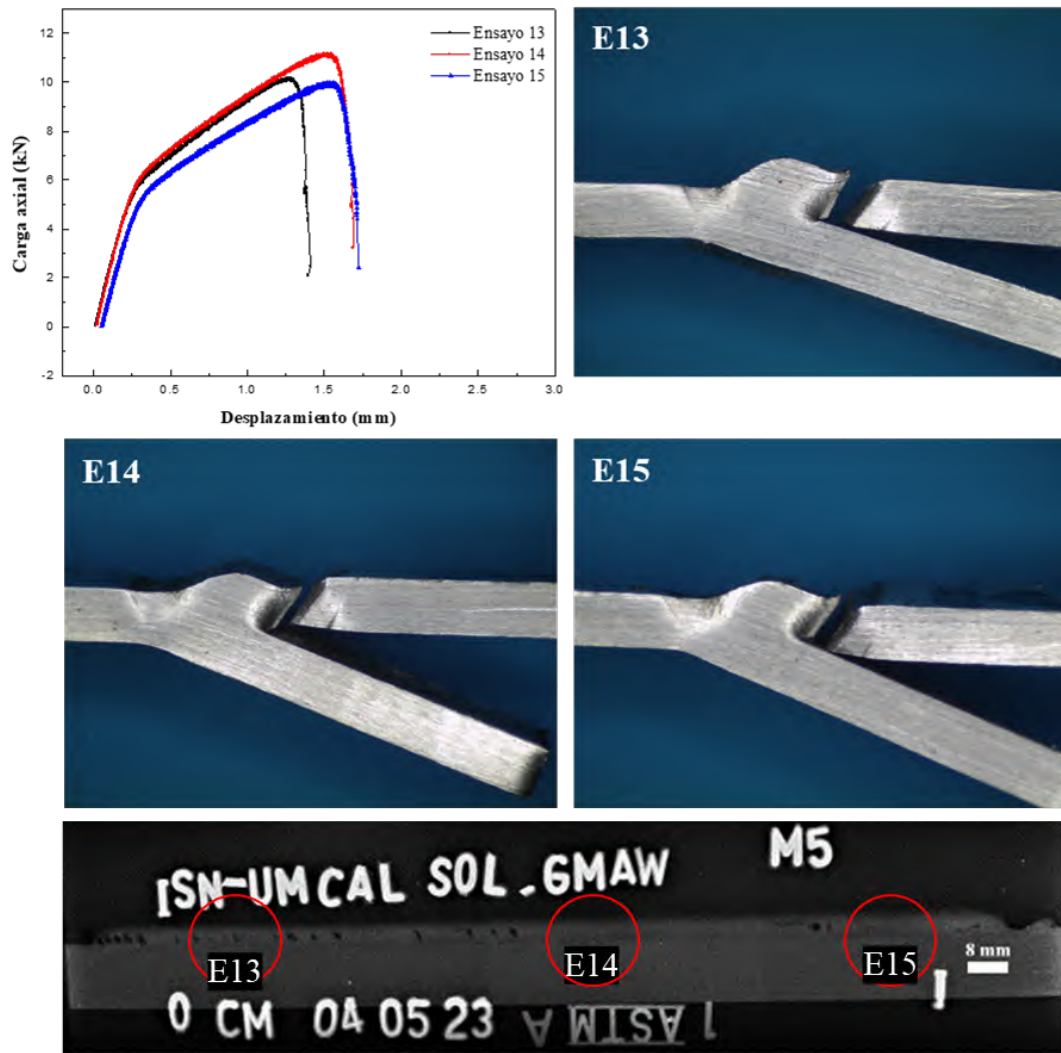


Figura 4.26 Comportamiento mecánico de la soldadura S5: curvas carga-desplazamiento, aspecto post-mortem y radiografía.

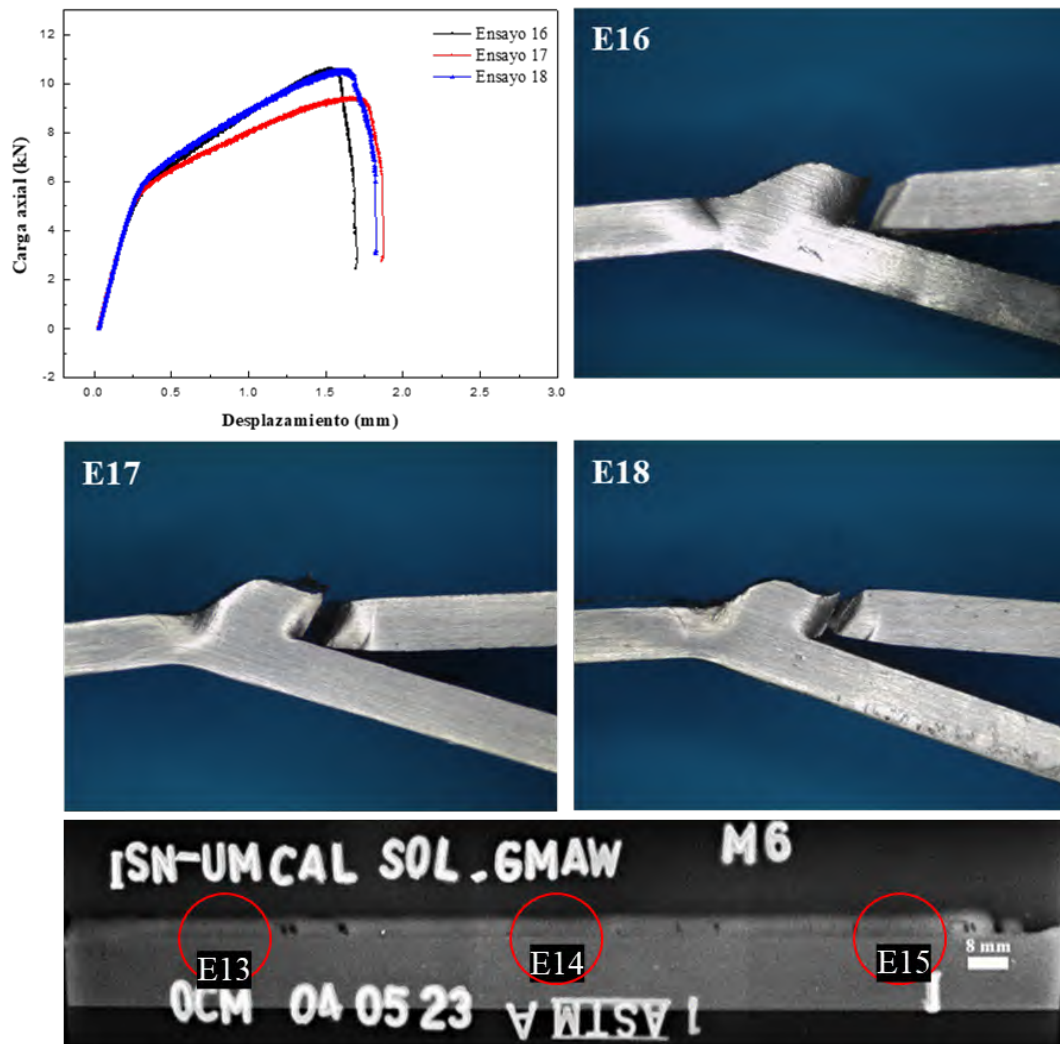


Figura 4.27 Comportamiento mecánico de la soldadura S6: curvas carga-desplazamiento, aspecto post-mortem y radiografía.

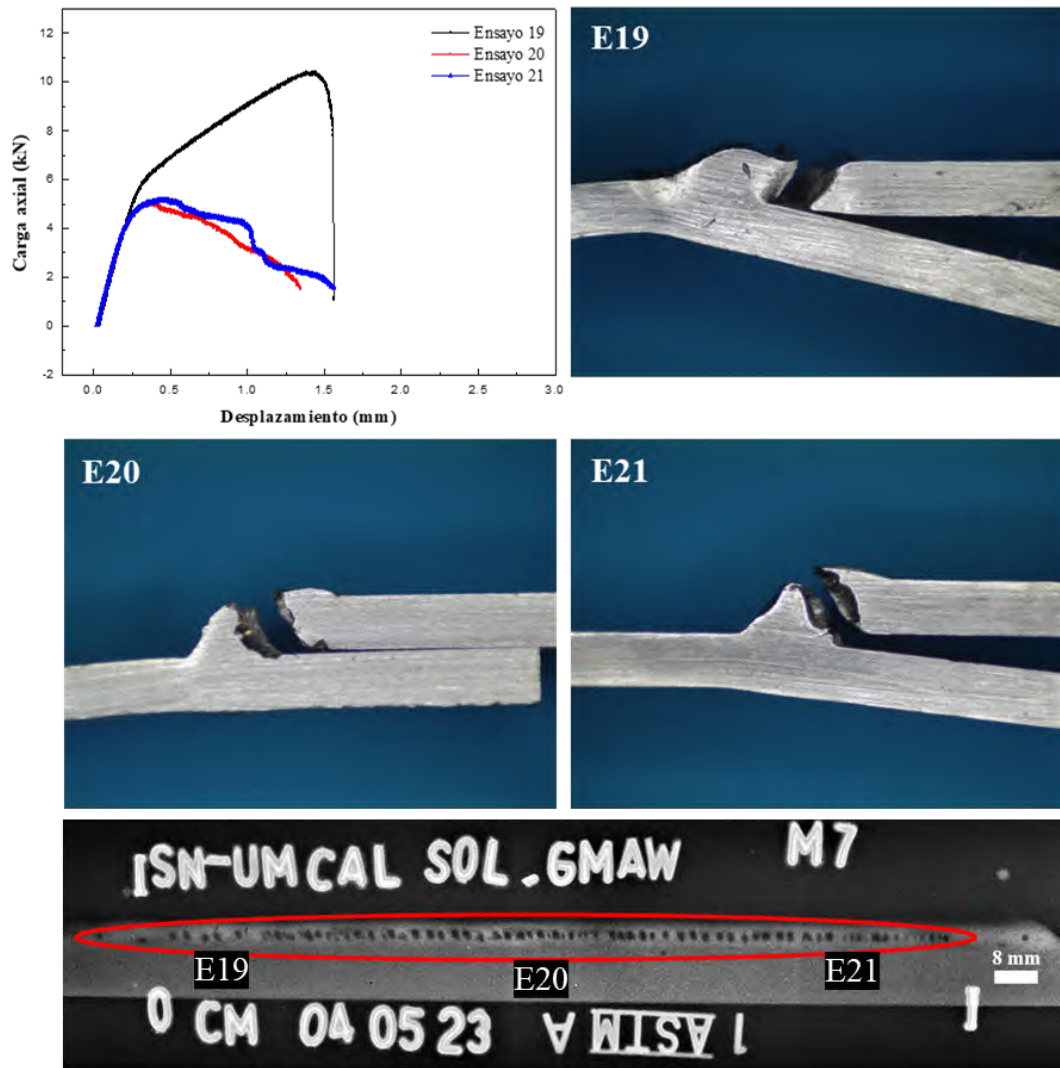


Figura 4.28 Comportamiento mecánico de la soldadura S7: curvas carga-desplazamiento, aspecto post-mortem y radiografía.

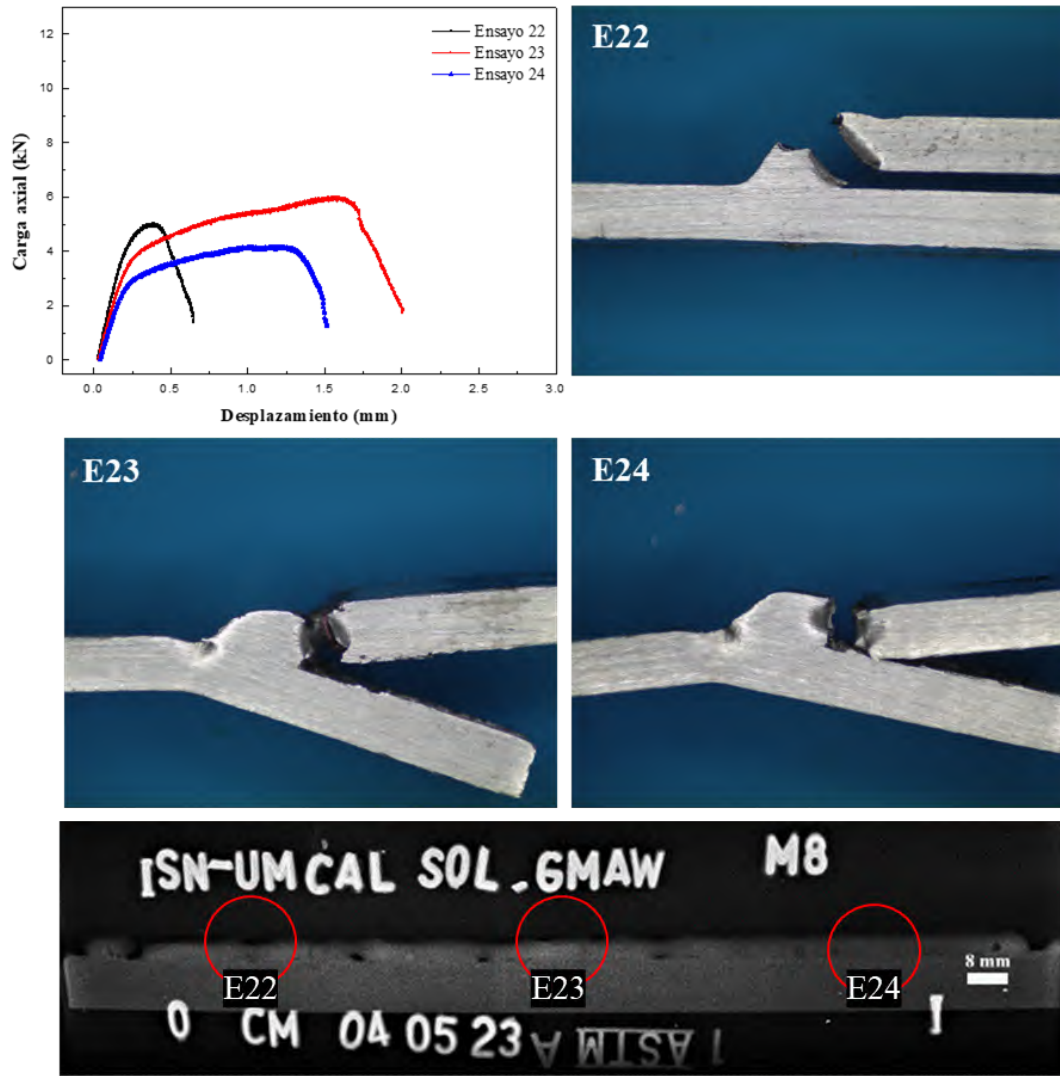


Figura 4.29 Comportamiento mecánico de la soldadura S8: curvas carga-desplazamiento, aspecto post-mortem y radiografía.

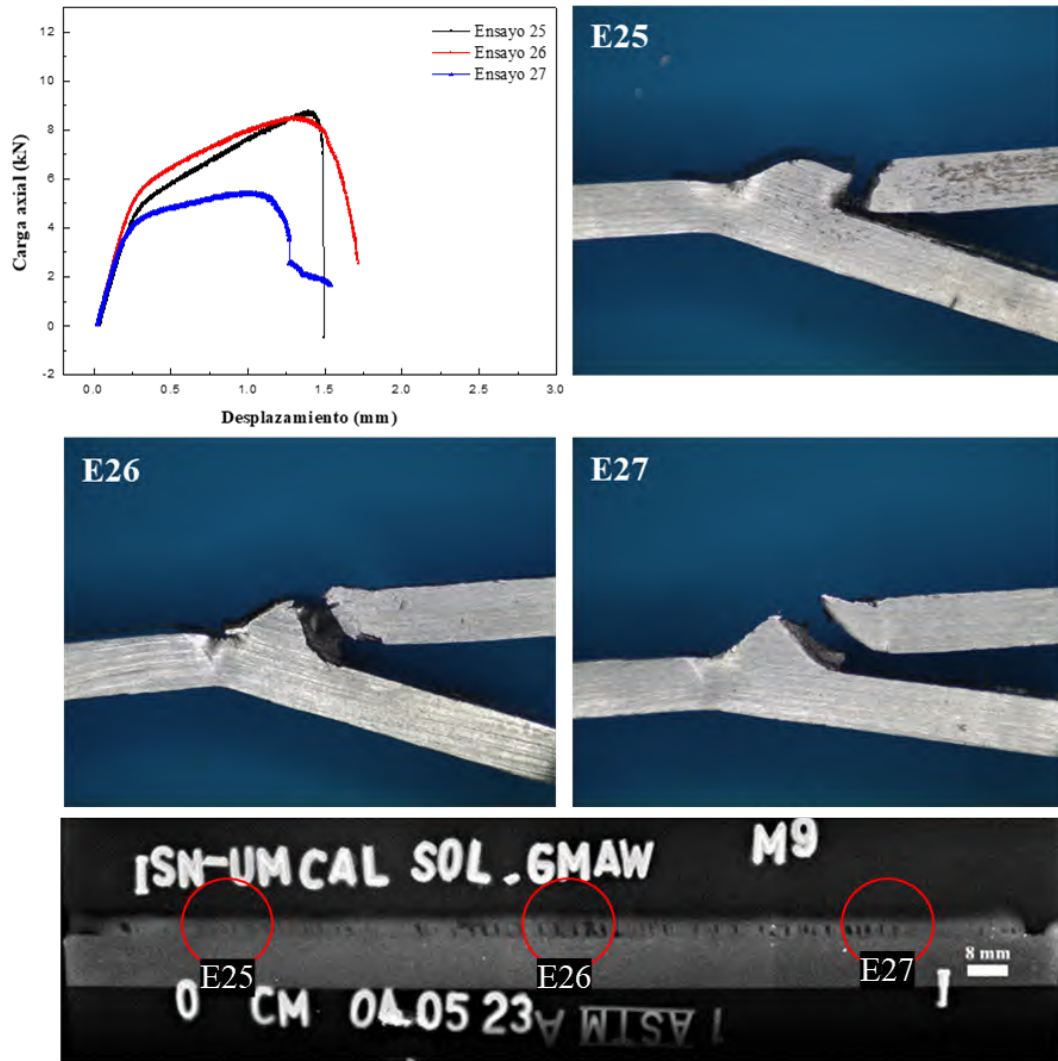


Figura 4.30 Comportamiento mecánico de la soldadura S9: curvas carga-desplazamiento, aspecto post-mortem y radiografía.

Los datos experimentales muestran una disminución sistemática de la carga máxima conforme aumenta el porcentaje de porosidad. Por ejemplo:

- Para porosidad del 19.2 % (E19-E21), la carga máxima cae hasta valores cercanos a 5 kN.
- Para porosidad intermedia (~6,7 %), la carga máxima oscila entre 8-11 kN.
- Para porosidad baja (<1 %), las cargas máximas se mantienen en torno a 9-10.7 kN, con mayor desplazamiento antes de la fractura.

Este comportamiento es consistente con lo reportado para uniones GMAW en aceros CP, donde el incremento del contenido de poros reduce la resistencia última y la capacidad de deformación [111, 115, 116]. Desde el punto de vista mecánico, la presencia de porosidad disminuye la carga última al reducir la sección efectiva de la unión; asimismo, incrementa la dispersión de los resultados entre las réplicas evaluadas bajo una misma condición nominal y, consecuentemente, reduce la capacidad de deformación plástica global del componente.

La soldadura S7 (19.2 % de porosidad) representa el caso más crítico, mostrando caída abrupta de carga y menor desplazamiento, comportamiento característico de una fractura dominada por defectos internos (**ver Figura 4.28**).

En contraste, condiciones como S3 (<1 % de porosidad) presentan curvas más estables y mayor capacidad de redistribución de esfuerzos antes de la fractura.

Adicionalmente, las imágenes post-fractura evidencian que, en las soldaduras con alta porosidad, la fractura se inicia preferentemente en la ZF, propagándose a partir de las cavidades internas; en contraste, en aquellas con baja porosidad, la deformación global es mayor antes de la separación final. Esta diferencia obedece a que la presencia de dichas cavidades internas favorece la concentración local de deformación y la nucleación temprana de grietas [110, 111, 112, 115, 116].

En conjunto, los resultados demuestran que, antes de la optimización, el desempeño mecánico está fuertemente controlado por el nivel de porosidad, de modo que la resistencia intrínseca del metal base no actúa como el factor limitante y la variabilidad del proceso se traduce directamente en una dispersión mecánica significativa.

La correlación entre porcentaje de porosidad, carga máxima, desplazamiento y modo de fractura (**Tabla 4.8**) indica que la calidad metalúrgica del cordón constituye el factor predominante en la integridad estructural de la unión soldada. En particular, el incremento en el contenido de poros se traduce en una disminución sistemática de la carga máxima y en una reducción de la capacidad de deformación global, evidenciando el efecto de las discontinuidades internas como concentradores de esfuerzo.

La porosidad observada se asocia al mecanismo de vaporización y atrapamiento de zinc previamente descrito para aceros galvanizados soldados mediante GMAW-P [22, 26], confirmando que el fenómeno metalúrgico identificado en las secciones anteriores tiene una manifestación directa en el desempeño mecánico bajo carga.

Tabla 4.8 Resultados de tracción: carga y desplazamiento de las soldaduras S1-S9.

Ensayo	Carga máxima (kN)	Desplazamiento máximo (mm)	Porosidad (%)
E1	11.44	1.86	6.7
E2	8.07	1.77	6.7
E3	9.65	1.91	6.7
E4	9.75	1.79	1.7
E5	9.29	1.76	1.7
E6	11.09	2.17	1.7
E7	9.96	1.90	0.4
E8	9.03	1.80	0.4
E9	10.70	1.84	0.4
E10	10.21	1.73	6.1
E11	7.51	1.67	6.1
E12	8.94	1.73	6.1
E13	10.14	1.40	3.5
E14	11.14	1.68	3.5
E15	9.98	1.71	3.5
E16	10.59	1.69	2.7
E17	9.43	1.86	2.7
E18	10.54	1.82	2.7
E19	10.38	1.57	19.2
E20	5.02	1.34	19.2
E21	5.18	1.56	19.2
E22	5.01	0.64	0.4
E23	5.98	2.00	0.4
E24	4.18	1.51	0.4

E25	8.73	1.48	12.2
E26	8.5	1.71	12.2
E27	5.44	1.53	12.2

4.9.2 Ensayos de tracción con parámetros optimizados (Soldaduras R1-R9)

Las soldaduras obtenidas mediante la combinación paramétrica optimizada por la metodología Taguchi muestran un comportamiento mecánico significativamente más estable y reproducible en comparación con las condiciones previas (S1-S9).

Las radiografías asociadas evidencian una reducción sustancial del porcentaje de porosidad, como se muestra en la **Tabla 4.9**, con valores comprendidos entre 0.2% y 1.9%, confirmando la efectividad del control del aporte térmico dentro de la ventana óptima identificada previamente [29, 36, 49].

El análisis de las curvas carga,desplazamiento muestra tres características consistentes:

1. Incremento general de la carga máxima soportada.
2. Mayor desplazamiento antes de la fractura.
3. Menor dispersión entre réplicas bajo una misma condición.

Este comportamiento es coherente con lo reportado para uniones GMAW en aceros CP cuando se reduce el contenido de porosidad [27, 30, 32, 44].

Tabla 4.9 Resultados de tracción: carga y desplazamiento de las soldaduras con los parámetros optimizados.

Ensayo	Carga max (kN)	Desplazamiento max (mm)	Porosidad (%)
R1	8.87	1.71	0.2
R2	11.92	2.56	0.2
R3	11.72	2.49	0.2
R4	12.03	2.53	1.9
R5	8.13	1.37	1.9
R6	11.19	1.93	1.9

R7	11.27	1.95	0.4
R8	11.07	1.95	0.4
R9	10.83	1.69	0.4

- R2 y R3 presentan las mayores cargas máximas (≈ 11.7 - 11.9 kN) y los mayores desplazamientos (≈ 2.5 mm), con porosidad de 0.2 %, como se muestra en la **Figura 4.31**.
- R7-R9 muestran comportamiento estable con cargas >10 kN y desplazamientos cercanos a 2 mm (porosidad ≈ 0.4 %).
- R4-R6, con porosidad cercana a 1.9 %, presentan mayor dispersión, destacando R5 con la menor carga del grupo.
- R1, pese a su baja porosidad (0.2 %), muestra un desplazamiento máximo inferior al de R2 y R3, indicando una menor capacidad de redistribución plástica antes de la falla.

Estos resultados refuerzan la relación previamente establecida entre contenido de porosidad y desempeño mecánico, particularmente en términos de resistencia última y capacidad de deformación [10, 27, 30, 32, 44, 89, 110, 111, 115, 116].

Las curvas muestran tres etapas claramente diferenciadas:

- Región lineal inicial asociada a la respuesta elástica global del conjunto.
- Región no lineal correspondiente a plastificación localizada en la ZF y la ZAT.
- Caída abrupta de carga asociada a la fractura de la unión.

En las condiciones R2 y R3 (**Figura 4.32 y 4.33**), la región plástica es más extensa, indicando mayor capacidad de redistribución de esfuerzos antes de la falla. Este comportamiento es característico de un modo de fractura predominantemente dúctil, consistente con una menor influencia de discontinuidades internas [111, 115, 116].

Adicionalmente, las imágenes post-ensayo muestran: Deformación apreciable en la región del traslape, fractura mixta tensión-corte y ausencia de iniciación dominante en cavidades macroscópicas.

En contraste con las soldaduras S1-S9 con alta porosidad, donde la fractura se iniciaba en defectos volumétricos, las condiciones optimizadas muestran una transición más progresiva hacia la falla.

Este cambio en el modo de fractura confirma que la reducción de porosidad inducida por zinc modifica directamente el mecanismo de falla estructural [115, 116].

Entre las condiciones evaluadas, la soldadura R2 se identifica como la combinación que presenta el mejor balance entre resistencia y capacidad de deformación, alcanzando la mayor carga máxima y el mayor desplazamiento antes de la fractura, con un contenido mínimo de porosidad y un modo de falla predominantemente dúctil. La mejora simultánea en resistencia, ductilidad y reproducibilidad confirma experimentalmente la validez de la predicción estadística obtenida mediante el diseño Taguchi. Estos resultados demuestran que el control del aporte térmico dentro de la ventana óptima previamente definida (230-250 J/mm) permite equilibrar la generación de vapor de zinc y la cinética de solidificación, reduciendo la formación de discontinuidades críticas y favoreciendo una transferencia de carga más eficiente a través del cordón de soldadura [29, 36, 49, 66, 96, 98].

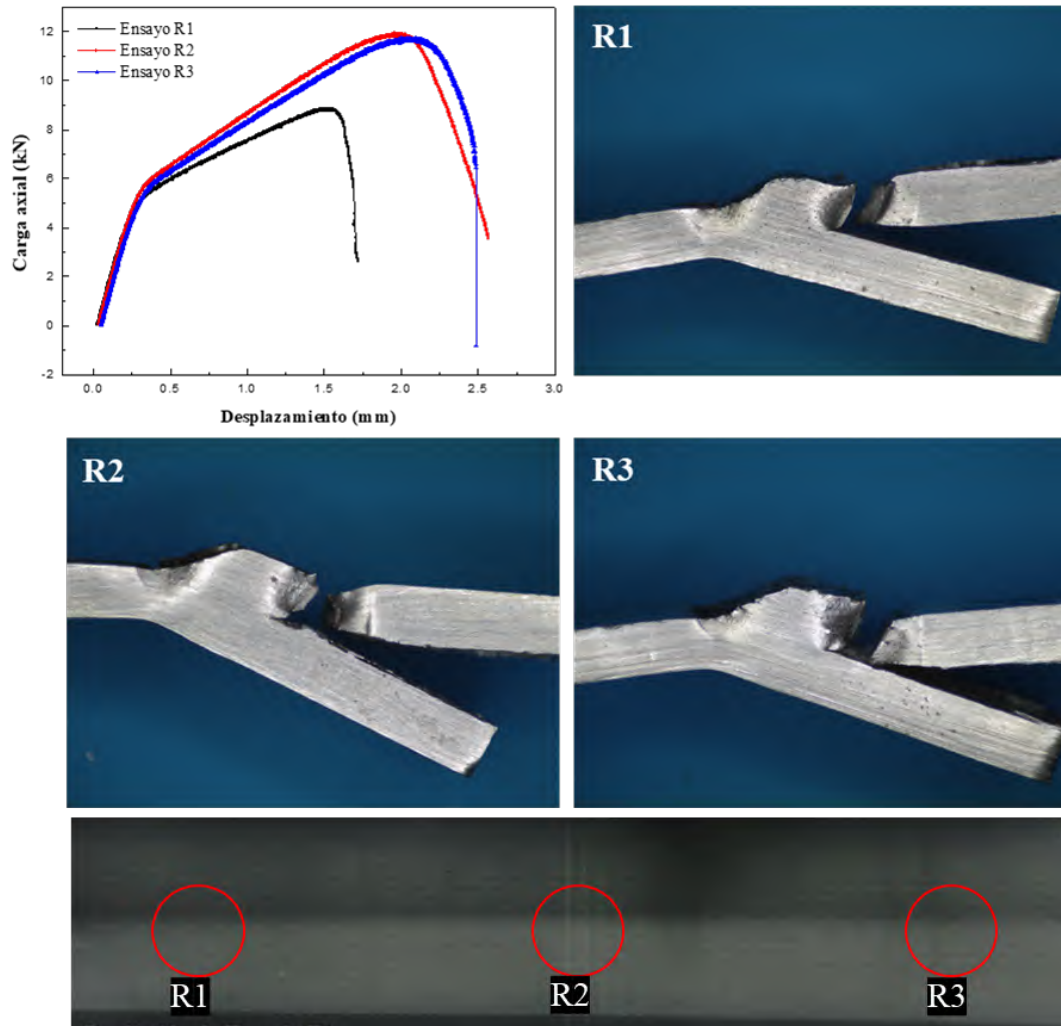


Figura 4.31 Comportamiento mecánico y modo de fractura de las probetas R1-R3 obtenidas con parámetros optimizados.

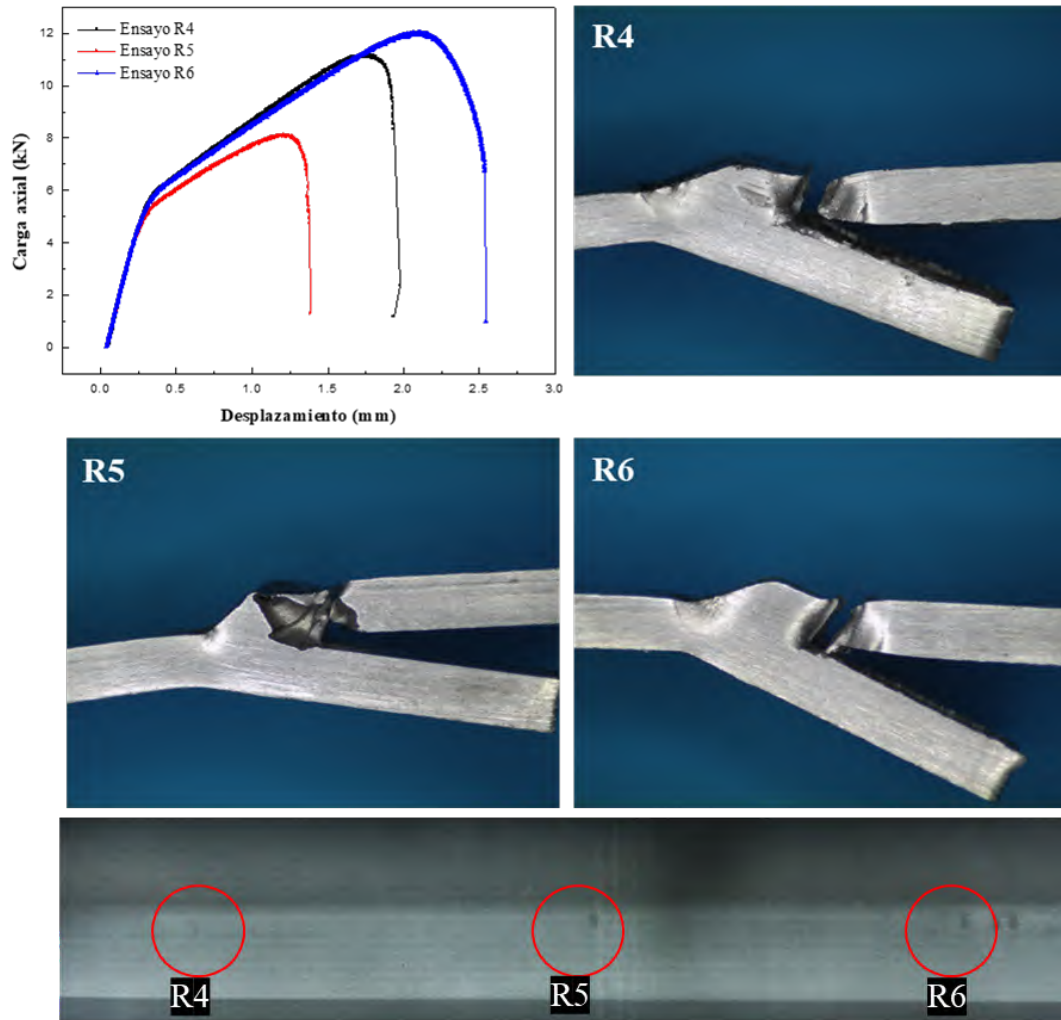


Figura 4.32 Comportamiento mecánico y modo de fractura de las probetas R4-R6 obtenidas con parámetros optimizados.

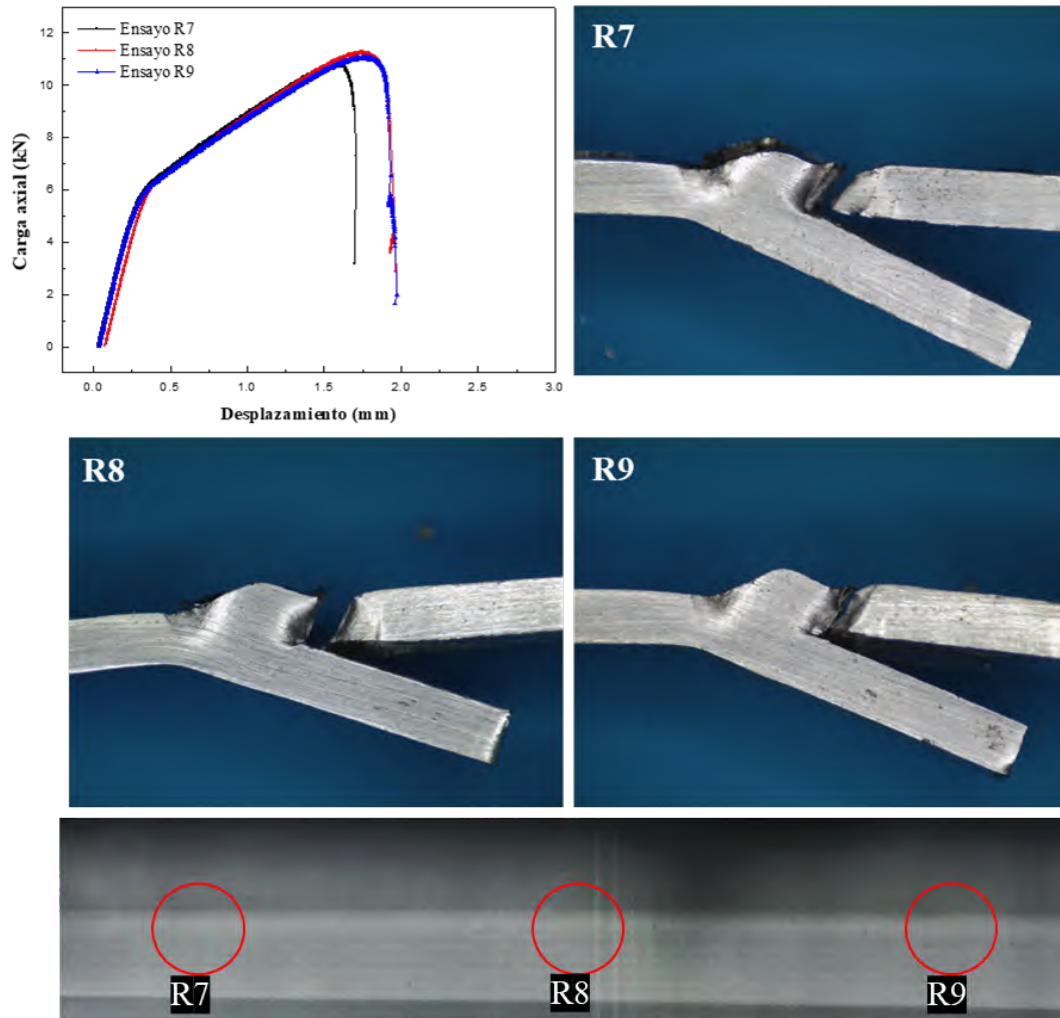


Figura 4.33 Comportamiento mecánico y modo de fractura de las probetas R7-R9 obtenidas con parámetros optimizados.

4.9.3 Análisis fractográfico mediante microscopía electrónica de barrido (MEB)

El análisis fractográfico mediante microscopía electrónica de barrido permitió identificar los mecanismos de falla dominantes en las uniones soldadas y establecer su relación directa con el contenido de porosidad inducida por zinc.

En las soldaduras correspondientes a condiciones no optimizadas, particularmente S7, la superficie de fractura muestra una topografía altamente irregular, caracterizada por cavidades de gran tamaño distribuidas en la zona fundida (**Figuras 4.34 y 4.35**). Estos poros macroscópicos actuaron como concentradores de esfuerzo y sitios preferenciales de

iniciación de grieta, favoreciendo una propagación temprana de la fractura y explicando la reducción observada en la carga máxima y el desplazamiento durante los ensayos mecánicos. A aumentos intermedios predomina la nucleación, crecimiento y coalescencia de microcavidades (microvoids), típico de fractura dúctil. Sin embargo, con alta porosidad, estas se interrumpen por discontinuidades mayores, provocando una pérdida prematura de continuidad del material. Esto concuerda con uniones GMAW en aceros CP, donde los poros influyen directamente en la evolución del daño [110, 111, 115, 116].

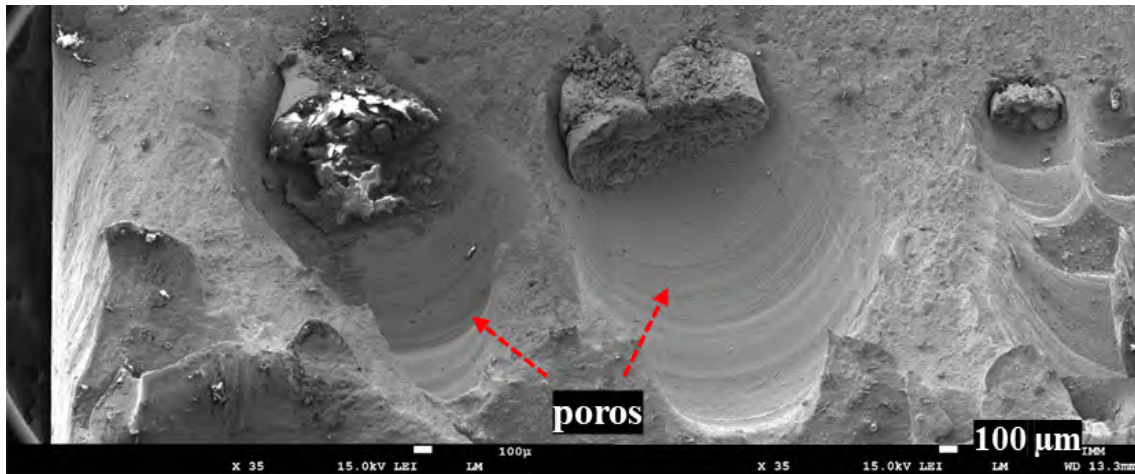


Figura 4.34 Superficie de fractura correspondiente a la soldadura S7 mostrando poros macroscópicos de gran tamaño en la zona fundida.

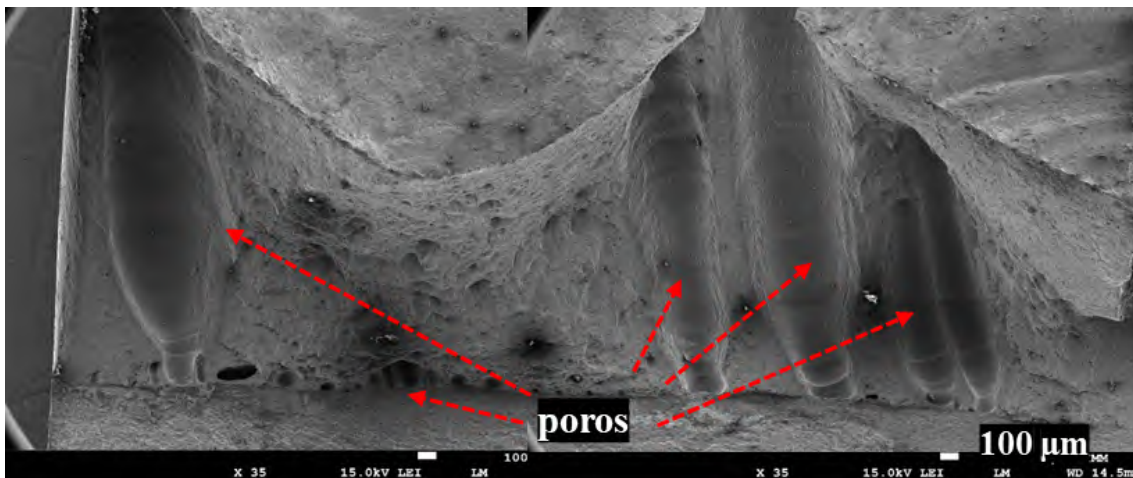


Figura 4.35 Superficie de fractura de la soldadura S7 con múltiples poros distribuidos a lo largo de la zona fundida.

En contraste, las soldaduras optimizadas (R2 y R3) presentan superficies de fractura con morfología predominantemente dúctil, caracterizada por dimples bien definidos y distribución más homogénea de microcavidades (**Figuras 4.36**). La ausencia de cavidades macroscópicas extensas permite una deformación plástica más uniforme antes de la coalescencia final, coherente con los mayores valores de carga máxima y desplazamiento registrados en estas condiciones.

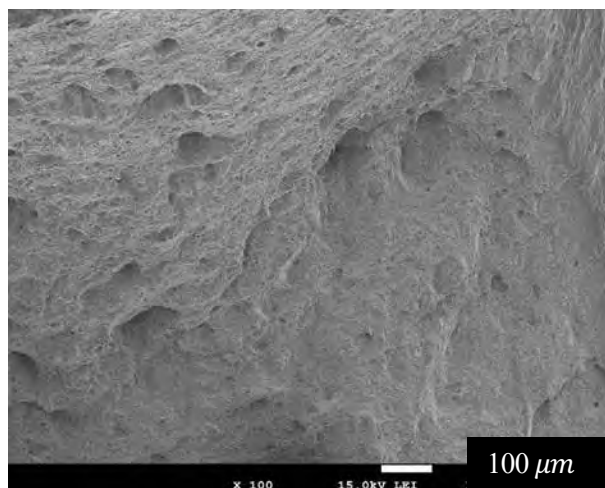


Figura 4.36 Superficie de fractura correspondiente a la soldadura S3 con morfología predominantemente dúctil.

La **Figura 4.37** muestra una micrografía MEB y mapeo elemental por EDS correspondiente a una condición previamente reportada en un estudio anterior [29], donde se analizó la formación de porosidad inducida por zinc en acero CP780 galvanizado soldado mediante GMAW-P. El análisis puntual por EDS realizado en distintas regiones de fractura muestra que la matriz es predominantemente rica en Fe, mientras que algunas partículas embebidas presentan concentraciones elevadas de O, Al, Si, Mn y Ti. Estas partículas corresponden a inclusiones no metálicas que actuaron como sitios de nucleación de microcavidades durante la deformación, fenómeno ampliamente descrito en aceros de fase compleja [99, 115, 116].

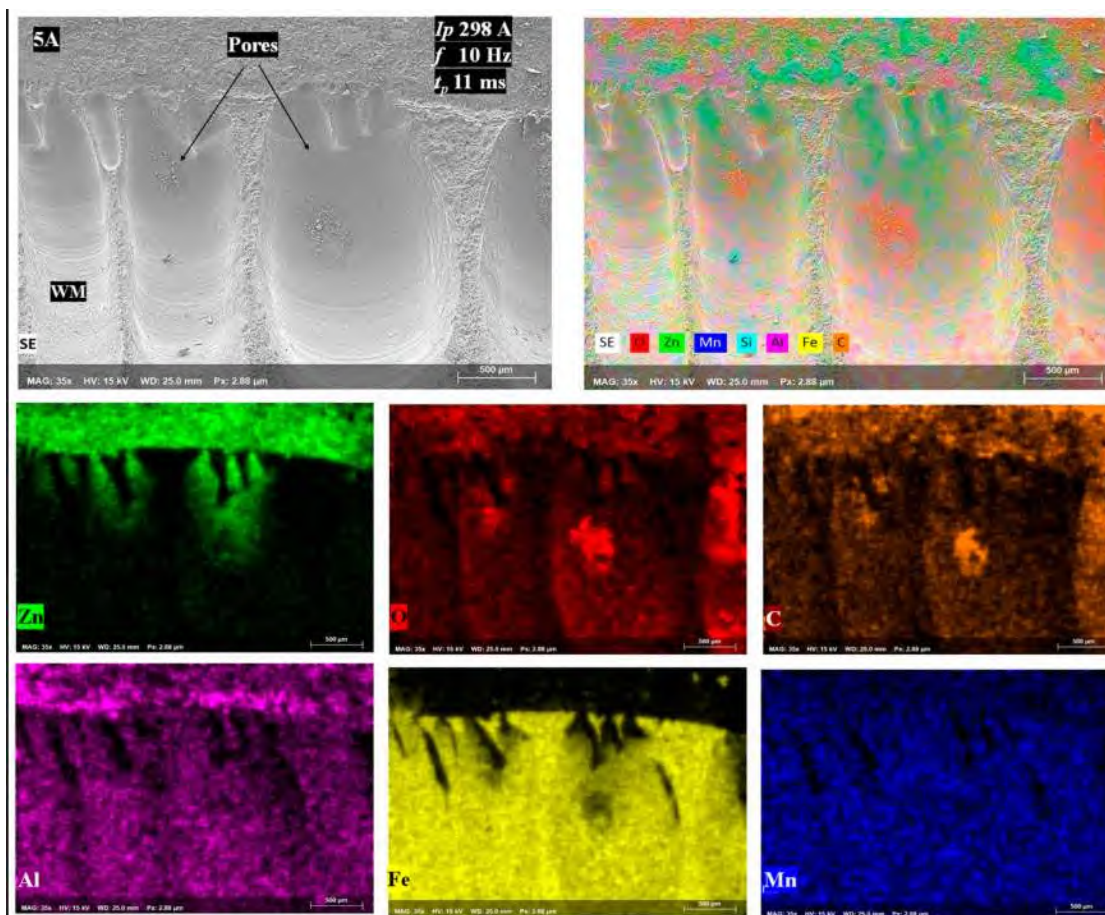


Figura 4.37 Micrografía MEB y mapas EDS correspondientes a una unión soldada GMAW-P [29].

El análisis puntual mediante EDS en las regiones señaladas en la **Figura 4.38** (zonas 1-3) muestra que la matriz está compuesta principalmente por Fe, con presencia de Mn, consistente con la composición del acero CP780. Sin embargo, en determinadas partículas embebidas dentro de estas microcavidades se detectan concentraciones elevadas de O, Al, Si, Ca y Ti, lo que sugiere la presencia de inclusiones no metálicas.

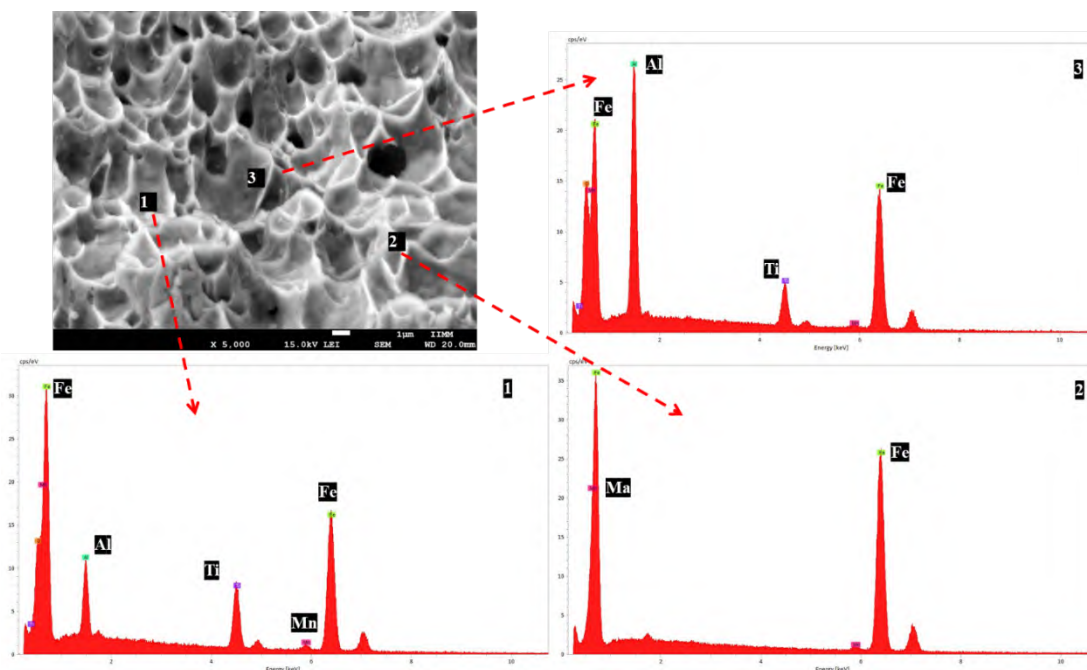


Figura 4.38 Micrografía MEB de la superficie de fractura con morfología predominantemente dúctil caracterizada por microcavidades.

Estas inclusiones actúan como sitios preferenciales de nucleación de microcavidades durante la deformación plástica, facilitando el crecimiento y posterior coalescencia de vacíos bajo carga de tensión. Este mecanismo es característico de aceros CP sometidos a deformación monótonica y ha sido descrito como dominante en la evolución del daño en este tipo de materiales [111, 115, 116].

Es importante destacar que, a diferencia de las condiciones con alta porosidad inducida por zinc, en estas muestras no se observa una contribución significativa de cavidades macroscópicas asociadas a defectos volumétricos preexistentes. La fractura se desarrolla principalmente a través de un proceso de daño progresivo en la matriz metálica, lo que explica la mayor capacidad de deformación registrada en las curvas carga,desplazamiento.

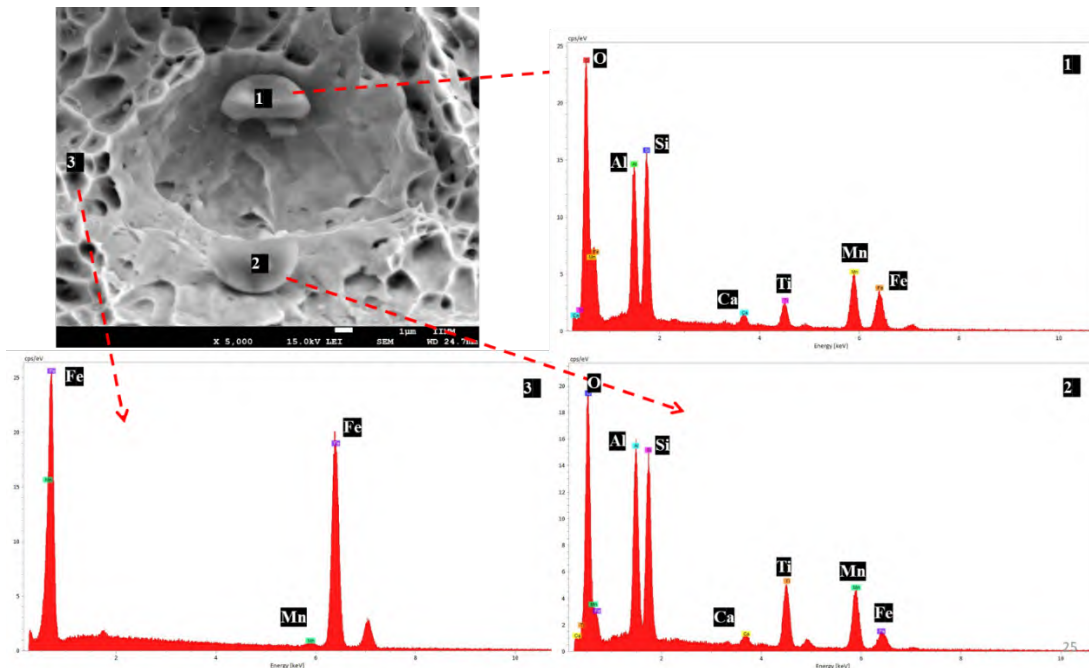


Figura 4.39 Micrografía MEB de la superficie de fractura mostrando morfología dúctil con microcavidades y partículas embebidas en la matriz.

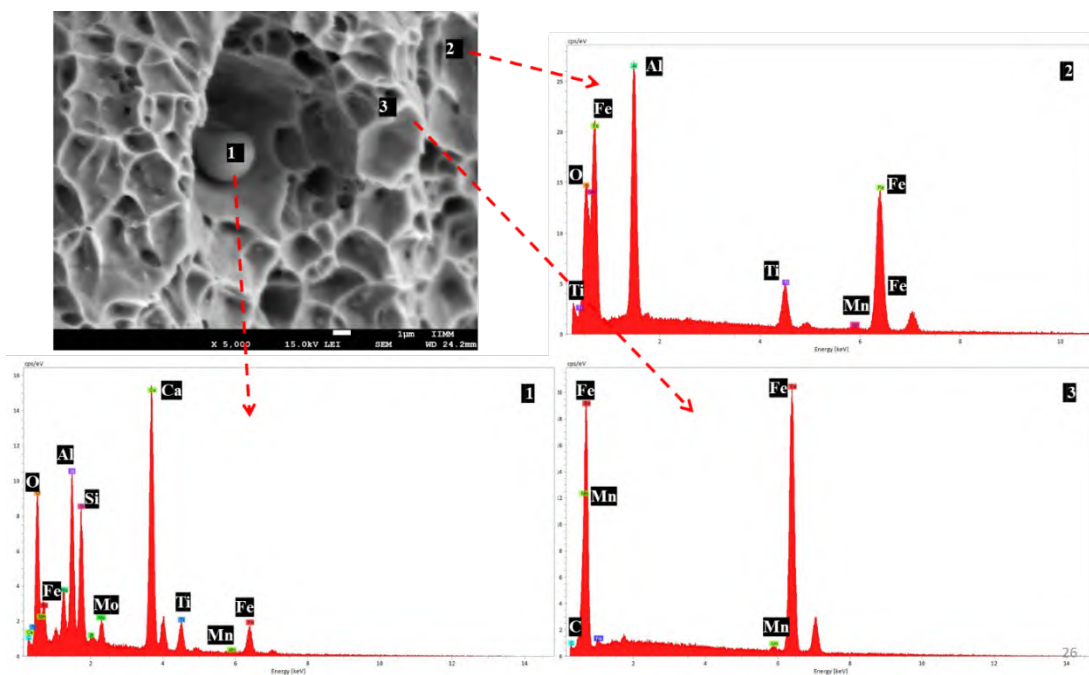


Figura 4.40 Micrografía MEB de la superficie de fractura mostrando morfología dúctil con microcavidades y partículas asociadas a la nucleación de microcavidades.

4.9.4 Correlación cuantitativa entre porosidad y desempeño mecánico

El análisis integrado de las curvas carga-desplazamiento, los valores de carga máxima, el desplazamiento máximo y el porcentaje de porosidad permite establecer una relación cuantitativa clara entre la integridad metalúrgica del cordón y el desempeño estructural de la unión soldada.

En las condiciones previas a la optimización (S1-S9), la carga máxima presentó una variabilidad significativa ($\approx 4\text{-}11$ kN), directamente asociada al contenido de porosidad inducida por la evaporación del zinc durante el proceso GMAW-P. Las soldaduras con porosidad superior al 12 % mostraron reducciones marcadas tanto en carga máxima como en desplazamiento, evidenciando una pérdida temprana de capacidad portante. En condiciones con porosidad intermedia ($\sim 3\text{-}6$ %), el comportamiento mecánico fue aceptable, aunque con indicios de inestabilidad prematura en la región plástica. Por el contrario, las soldaduras con porosidad inferior al 1 % exhibieron una mayor estabilidad de la curva y una capacidad de deformación global superior.

La aplicación de los parámetros optimizados mediante la metodología Taguchi (R1-R9) redujo la porosidad a valores comprendidos entre 0.2 y 0.4%, lo que se tradujo en un incremento sistemático de la carga máxima, alcanzando hasta 12.03 kN, y en un aumento del desplazamiento máximo, hasta 2.56 mm, además de una disminución notable en la dispersión entre réplicas. Estos resultados demuestran que la reducción de defectos volumétricos mejora tanto la resistencia última como la capacidad de redistribución plástica de la unión.

Desde el punto de vista mecánico, la porosidad actúa como concentrador de esfuerzos y sitio preferencial de nucleación de grietas, reduciendo el área resistente efectiva y acelerando la iniciación de la fractura. La evidencia fractográfica confirma esta relación: en las soldaduras con alta porosidad se observan cavidades internas de gran tamaño, zonas de fractura localmente planas y propagación iniciada en defectos preexistentes. En contraste, las soldaduras optimizadas presentan superficies dominadas por microcavidades (dimples) distribuidas de manera homogénea, indicativas de un mecanismo de fractura dúctil por nucleación y coalescencia de microcavidades.

La reducción de porosidad no solo incrementó la carga máxima alcanzada, sino que modificó el mecanismo dominante de fractura, desplazándolo de una iniciación prematura controlada por discontinuidades internas hacia un proceso de deformación plástica progresiva y estable. Este comportamiento es consistente con lo reportado para uniones GMAW en aceros galvanizados, donde el control del aporte térmico reduce la inestabilidad asociada a la vaporización del zinc y mejora la integridad estructural de la unión [110, 111, 115, 116].

En conjunto, los resultados demuestran que el desempeño mecánico de las uniones soldadas está directamente gobernado por el contenido y la morfología de la porosidad, y que la optimización estadística del proceso constituye una herramienta efectiva para mejorar la confiabilidad estructural en aplicaciones de aceros CP780 galvanizados.

4.10 Análisis del comportamiento frente a corrosión en cámara de niebla salina

El comportamiento frente a corrosión de las uniones soldadas se evaluó mediante exposición en cámara de niebla salina, con el objetivo de analizar el efecto del ciclo térmico de soldadura sobre la estabilidad del recubrimiento galvanizado y la localización del daño en la zona de fusión, la ZAT y el metal base.

El ensayo se planteó con un enfoque comparativo y descriptivo, orientado a examinar la morfología y composición de los productos de corrosión formados tras la exposición prolongada, así como su distribución espacial en relación con las heterogeneidades inducidas durante el proceso GMAW-P.

Dado que el estudio no incluyó mediciones electroquímicas ni determinaciones de pérdida de masa, el análisis no busca establecer tasas de corrosión, sino interpretar los mecanismos de degradación y su vínculo con la integridad metalúrgica del cordón, particularmente en presencia de porosidad y discontinuidades superficiales. En la **Figura 4.41** se ilustran las etapas consecutivas que conforman este proceso, las cuales se describen a continuación:

a) Etapa inicial: 24-48 h (iniciación del ataque)

En las primeras etapas se observa la formación de productos de corrosión de tonalidad clara, distribuidos preferencialmente sobre la superficie galvanizada y, con mayor intensidad, en la región del cordón de soldadura. Este comportamiento es consistente con la naturaleza

sacrificial del zinc, el cual se oxida preferentemente frente al acero base en ambientes salinos [118, 119, 120].

La localización temprana del ataque en la zona soldada sugiere que el ciclo térmico del proceso GMAW-P interrumpe localmente la continuidad del recubrimiento galvanizado, modificando su morfología y espesor efectivo [71, 118, 120]. La presencia de poros superficiales y heterogeneidades geométricas en el cordón favorece la retención de electrolito, facilitando la iniciación localizada del proceso corrosivo.

b) Etapa intermedia: 96-200 h (propagación localizada)

Con el incremento del tiempo de exposición, los productos de corrosión evolucionan hacia capas más heterogéneas y de tonalidad progresivamente más oscura, evidenciando un avance del proceso en regiones donde el recubrimiento galvanizado ha sido parcial o totalmente consumido.

Durante esta etapa, la corrosión se manifiesta de forma localizada, particularmente en la región del cordón y en zonas donde la porosidad superficial es más evidente. Estas discontinuidades actúan como sitios preferenciales de acumulación de productos de corrosión, promoviendo microambientes diferenciales que aceleran la degradación local.

Es importante señalar que la porosidad no constituye la causa primaria del fenómeno corrosivo; sin embargo, sí favorece su localización al facilitar la pérdida de continuidad del recubrimiento y la acumulación de especies agresivas. Este comportamiento ha sido reportado en estudios previos sobre aceros galvanizados soldados, donde la alteración térmica del recubrimiento incrementa la susceptibilidad al ataque localizado [71, 118, 119, 120].

c) Etapa avanzada: 300-500 h (agotamiento del zinc y exposición del acero)

A tiempos prolongados de exposición, se observa una mayor extensión superficial de los productos de corrosión y un cambio en su morfología y coloración, lo que sugiere el agotamiento local del comportamiento sacrificial del zinc y la participación progresiva del acero subyacente en el proceso corrosivo [118, 119, 120].

En esta etapa, el daño tiende a concentrarse en regiones específicas, principalmente en el cordón de soldadura y en áreas adyacentes previamente afectadas por el ciclo térmico. La secuencia observada es coherente con el mecanismo típico de corrosión en recubrimientos galvanizados: oxidación preferencial del zinc, consumo localizado del recubrimiento y posterior exposición del acero base cuando el zinc se agota [16, 47, 67, 71, 118, 119, 120].

En este contexto, el ensayo en cámara salina cumple una función descriptiva y comparativa, permitiendo identificar la secuencia temporal de formación de productos de corrosión, evidenciar el efecto del proceso de soldadura sobre la integridad del recubrimiento galvanizado y determinar zonas preferenciales de degradación asociadas a porosidad y discontinuidades superficiales.

Aunque no es posible establecer mejoras cuantificables en la resistencia a la corrosión, los resultados aportan información relevante sobre los mecanismos de degradación y su localización, proporcionando un marco sólido para la interpretación del análisis microestructural por MEB, donde se examina en detalle la morfología y naturaleza de los productos de corrosión formados.

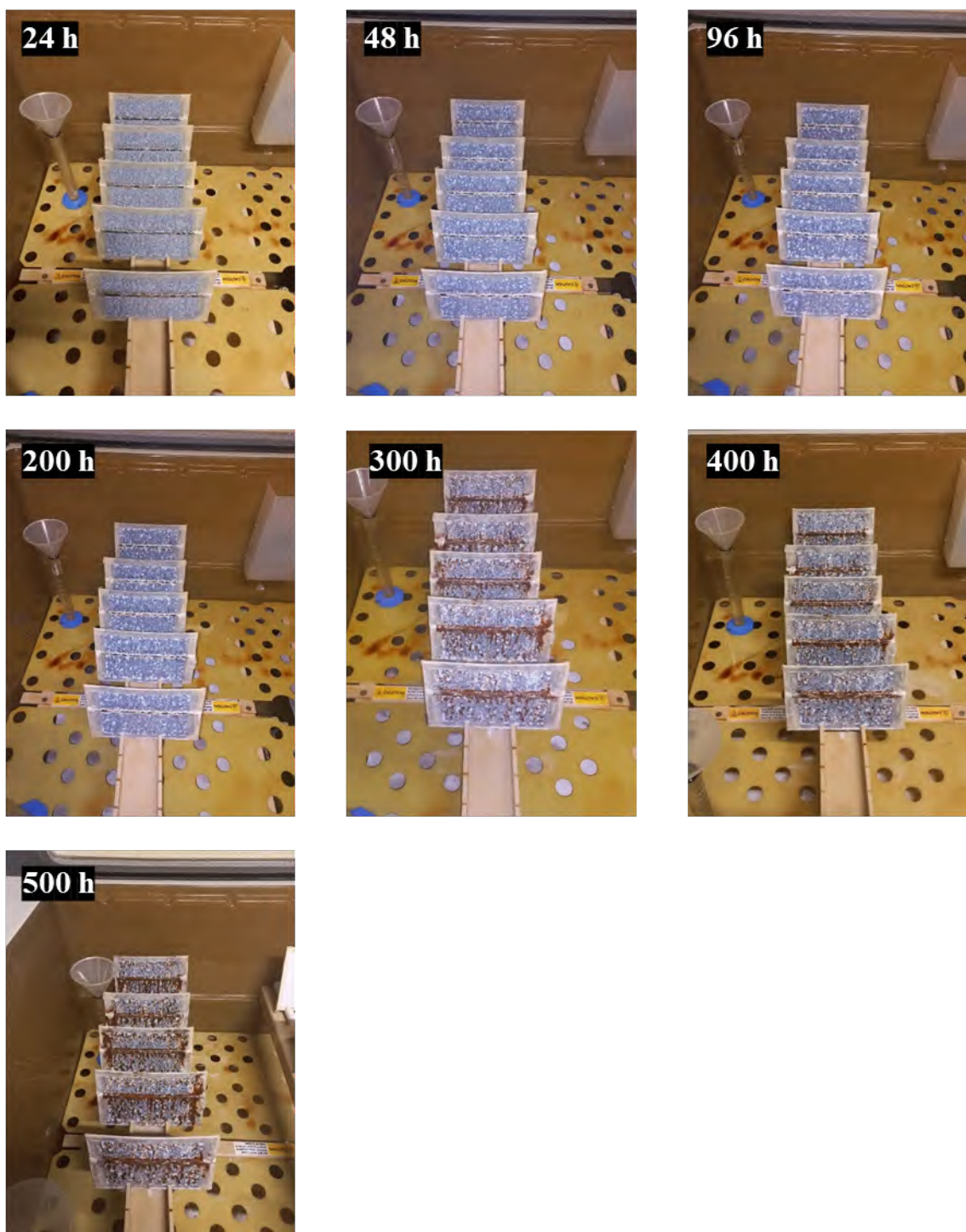


Figura 4.41 Evolución macroscópica del ataque corrosivo en cámara de niebla salina a 24, 48, 96, 200, 300, 400 y 500 h de exposición.

4.10.1 Influencia de la porosidad en el ataque corrosivo

Las micrografías MEB y los mapas por EDS tras 500 h de exposición en niebla salina (Figuras 4.42 - 4.44) permiten examinar la naturaleza de los productos de corrosión. En particular, la **Figura 4.42** muestra una morfología porosa y reticulada que favorece la retención local de electrolito. El análisis elemental confirma la formación de óxidos e hidróxidos de hierro (Fe y O), remanentes del recubrimiento galvanizado (Zn) y la incorporación de especies del medio salino (Na, Cl, Mg y Ca).

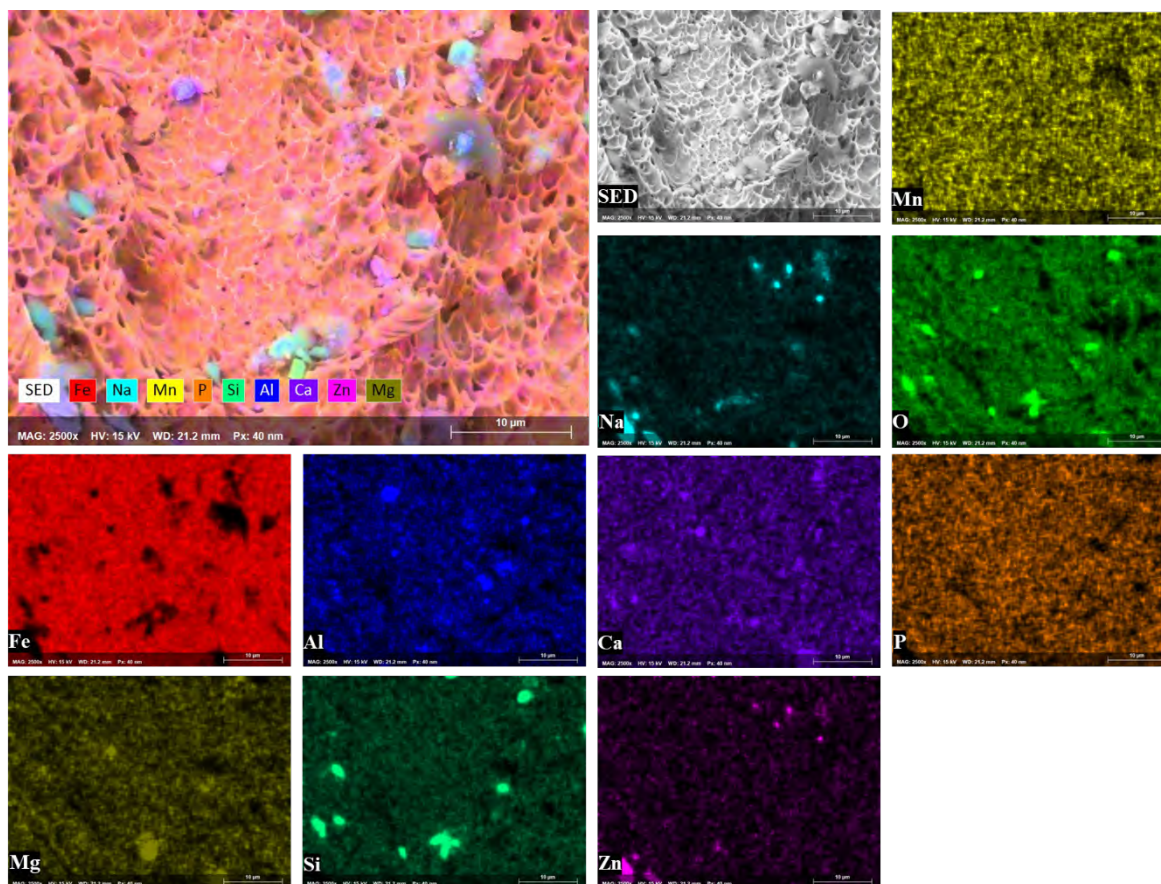


Figura 4.42 Micrografía MEB y mapeo elemental por EDS de los productos de corrosión formados tras la exposición en niebla salina.

En la **Figura 4.43** se aprecia una superficie más heterogénea, con zonas compactas intercaladas con regiones agrietadas. El análisis EDS muestra concentración localizada de Fe y O, junto con señales de Na y Cl que evidencian acumulación de cloruros en áreas específicas. La distribución no uniforme de Zn indica que el recubrimiento galvanizado ha

sido consumido de manera diferencial. Estas observaciones sugieren que la progresión del daño no es homogénea, sino controlada por discontinuidades superficiales y variaciones locales en la integridad del recubrimiento, particularmente en la región del cordón de soldadura.

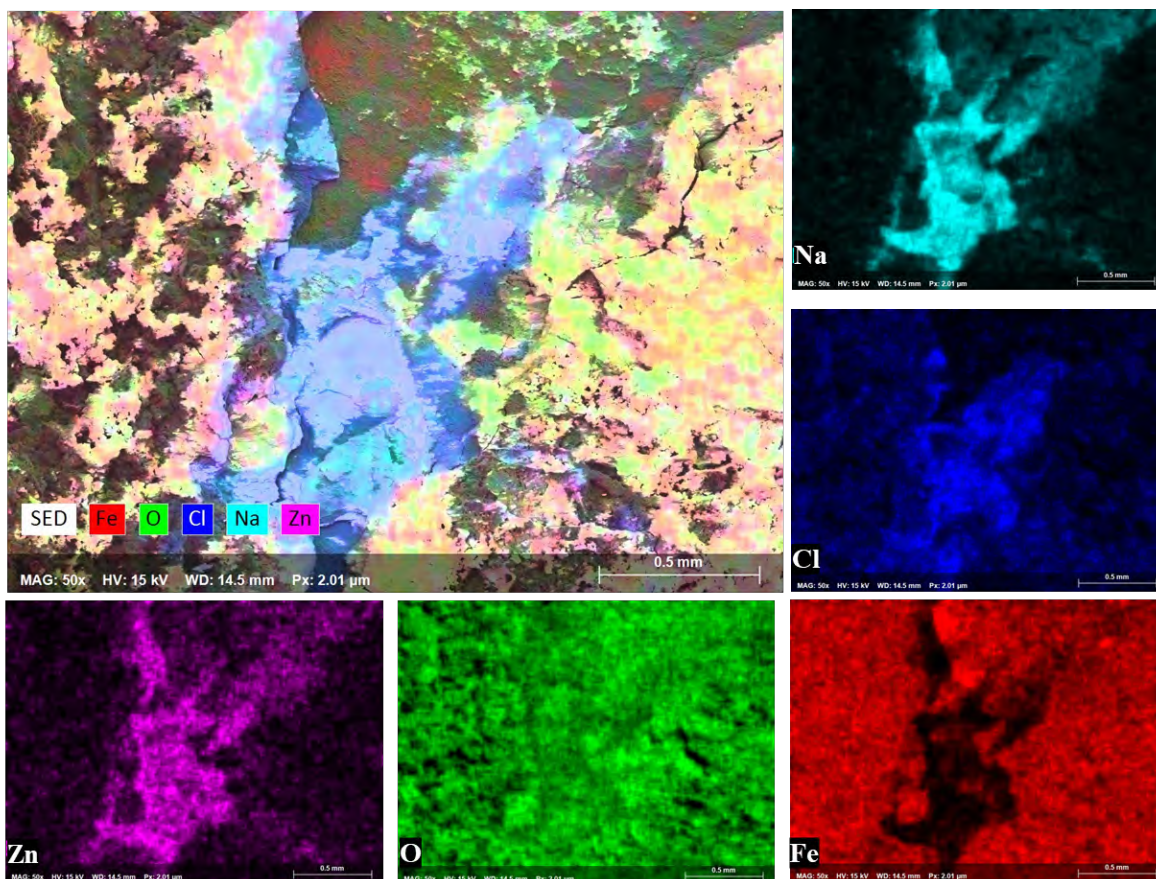


Figura 4.43 Micrografía MEB y mapas elementales por EDS de los productos de corrosión con morfología heterogénea.

En la **Figura 4.44** se identifica una morfología más compacta y nodular. La predominancia de Fe y O indica participación activa del acero base en la formación de productos de corrosión tras el consumo local del zinc. La presencia homogénea de Mn es consistente con la composición del acero CP, mientras que señales de Si, Al y Ca pueden asociarse a inclusiones o depósitos secundarios incorporados durante el proceso de corrosión. La coexistencia de Zn residual sugiere que el recubrimiento no se agota de manera uniforme en toda la superficie.

En conjunto, las tres imágenes evidencian que, tras 500 h de exposición, el sistema presenta una degradación heterogénea, donde coexisten regiones aún influenciadas por el comportamiento sacrificial del zinc y zonas donde el acero base participa activamente en la reacción electroquímica [47, 118, 120]. La porosidad inducida durante la soldadura influye en esta distribución espacial del daño al generar discontinuidades que favorecen la retención de electrolito y la formación de microceldas galvánicas locales [118, 119, 120].

De esta manera, la porosidad no determina el inicio del fenómeno corrosivo, pero sí condiciona su localización y severidad, especialmente en la región del cordón, reforzando la relación entre control térmico, integridad del recubrimiento y durabilidad del sistema soldado [66, 96, 98, 118].

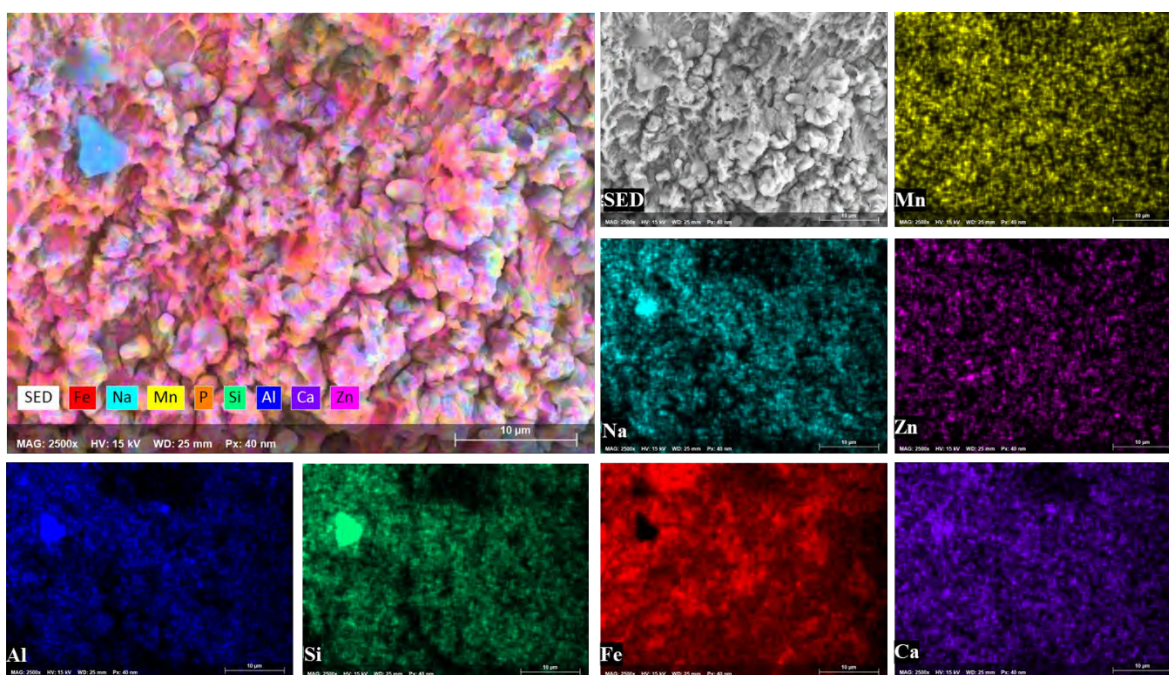


Figura 4.44 Micrografía MEB y mapas elementales por EDS de los productos de corrosión con morfología compacta y nodular característica de capas avanzadas.

CAPÍTULO 5. CONCLUSIONES

5.1 Conclusiones generales

Se optimizaron los parámetros del proceso GMAW-P aplicados a uniones por traslape de acero CP780 galvanizado, logrando una reducción significativa de la porosidad inducida por zinc. Los valores máximos de porosidad observados en condiciones no optimizadas ($\approx 19\text{-}20\%$) se redujeron a valores inferiores al 2% en las condiciones validadas.

La optimización permitió identificar una ventana de aporte térmico real comprendida entre 230 y 250 J/mm, dentro de la cual se obtuvo:

- Reducción consistente de porosidad.
- Mayor homogeneidad en los perfiles de microdureza.
- Incremento en la carga máxima (hasta 12.03 kN).
- Mayor desplazamiento antes de fractura (hasta 2.56 mm).
- Transición hacia modos de fractura predominantemente dúctiles.

5.2 Resultados en relación con los objetivos específicos

1. Identificación de parámetros críticos

Se confirmó que la corriente de pico (I_p), el tiempo de pico (t_p) y la frecuencia de pulso (f) influyen directamente en la dinámica del baño de fusión y en la capacidad de evacuación del vapor de zinc en la raíz del traslape. El análisis estadístico evidenció que el fenómeno no depende de un parámetro aislado, sino del aporte térmico real como variable integradora.

2. Diseño experimental basado en Taguchi

El arreglo ortogonal L9 permitió evaluar tres factores en tres niveles mediante nueve combinaciones experimentales. Las condiciones evaluadas mostraron porcentajes de porosidad comprendidos entre 0.4% y 19.2%, evidenciando alta sensibilidad del fenómeno a los parámetros del pulso.

3. Cuantificación de porosidad

La inspección radiográfica permitió cuantificar el porcentaje volumétrico de porosidad para cada condición de soldadura. Las condiciones con aporte térmico fuera de la ventana óptima presentaron confinamiento del vapor de zinc en la raíz del traslape y porosidad severa ($>12\%$). Las condiciones dentro del intervalo óptimo mostraron porosidad $\leq 1,2\%$.

4. Análisis estadístico mediante ANOVA

El análisis de varianza identificó al aporte térmico real como el factor con mayor contribución a la formación de porosidad. Se determinó una región óptima de operación entre 230 y 250 J/mm, en la cual la nucleación y atrapamiento de burbujas se minimiza de manera consistente.

5. Determinación y validación de la combinación óptima

La combinación óptima pronosticada fue:

- $I_p = 249\text{ A}$
- $t_p = 10\text{ ms}$
- $f = 6\text{ Hz}$

Las soldaduras de validación (R1-R3) confirmaron la reproducibilidad del modelo estadístico, obteniéndose niveles de porosidad de entre 0.2 % y 0.4 %, una geometría de cordón estable y perfiles de microdureza homogéneos; de igual manera, desde el punto de vista mecánico, se alcanzaron cargas máximas de hasta 11.92 kN y desplazamientos de hasta 2.56 mm.

6. Evaluación integral del desempeño

La reducción de porosidad se tradujo en una mayor estabilidad plástica bajo carga, una fractura con morfología dúctil caracterizada por la coalescencia de microvacíos, y una menor localización del ataque corrosivo en la región del cordón. De este modo, se confirmó que la evaporación descontrolada del zinc afecta simultáneamente la resistencia mecánica y la continuidad del recubrimiento galvanizado, mientras que el control preciso del aporte térmico permite mitigar ambos efectos de manera efectiva.

REFERENCIAS

- [1] Safari H, Nahvi H, Esfahanian MJ. Improving automotive crashworthiness using advanced high strength steels. *Int J Crashworthiness*. 2018;23(6):645-59.
- [2] Schmitt JH, Iung T. New developments of advanced high-strength steels for automotive applications. *CR Phys*. 2018;19(8):641-56.
- [3] Kuziak R, Kawalla R, Waengler S. Advanced high strength steels for automotive industry. *Arch Civ Mech Eng*. 2008;8(2):103-17.
- [4] Tisza M, Czinege I. Comparative study of the application of steels and aluminium in lightweight production of automotive parts. *Int J Lightweight Mater Manuf*. 2018;1(4):229-38.
- [5] Bai S, Y Chen, J Sheng. A comprehensive overview of high strength and toughness steels for automobile based on QP process. *J Mater Res Technol*. 2023;27:2216-36.
- [6] Fonstein N. *Advanced High Strength Sheet Steels: Physical Metallurgy, Design, Processing, and Properties*. Cham: Springer; 2015.
- [7] Sugimoto K, Mukherjee M. TRIP aided and complex phase steels. In: *Automotive Steels: Design, Metallurgy, Processing and Applications*. Cambridge: Woodhead Publishing; 2017. Chapter 8.
- [8] Demeri MY. *Advanced High-Strength Steels: Science, Technology, and Applications*. Materials Park, OH: ASM International; 2013.
- [9] Rajarajan C, P Sicaraj, T Sonar. Resistance spot welding of advanced high strength steel for fabrication of thin-walled automotive structural frames. *Mater Today Proc*. 2022;7:100084.
- [10] Pathak N, C Butcher, MJ Worswick. Damage evolution in complex-phase and dual-phase steels during edge stretching. *Metals*. 2017;10(3):346.
- [11] E Dias, L Horimoto, Martins MS. Microstructural characterization of CP steel used in automotive industry. *Mater Sci Forum*. 2013;775-776:141-6.
- [12] HS de Jesus, FGN Ferreira, JL Ferreira. Evaluation of the flange stretching capability of a 780 MPa class multiphase advanced high strength steel. *Tecnol Metal Mater Min*. 2024;21.
- [13] Salas Reyes AE, Lara Rodríguez GÁ, González Parra JR, Mercado Lemus VH. Microstructural characterization and corrosion behavior of similar and dissimilar welded advanced high-strength steels (AHSS) by rotary friction welding. *Materials*. 2024;17(4):918.

- [14] Yang K, et al. Influence of liquid metal embrittlement on the failure behavior of dissimilar spot welds with advanced high-strength steel. *Eng Fail Anal.* 2024;33:8321-8.
- [15] Romero-Orozco AJ, et al. Evaluation of microstructural and mechanical behavior of AHSS CP780 steel welded by GMAW-Pulsed and GMAW-Pulsed-Brazing processes. *Metals.* 2022;12(4):530.
- [16] De Bruycker E, De Cooman B, De Meyer M. Galvanizability of complex phase high strength steel. *Steel Res Int.* 2004;75(3):147-52.
- [17] Pouranvari M, Marashi SPH. Critical review of automotive steels spot welding: process, structure and properties. *Sci Technol Weld Join.* 2013;18(5):361-403.
- [18] Farabi N, Chen DL, Li J, Zhou Y, Dong SJ. Microstructure and mechanical properties of laser welded DP600 steel joints. *Mater Sci Eng A.* 2010;527(4-5):1215-22.
- [19] Šmak M, et al. The influence of hot-dip galvanizing on the mechanical properties of high-strength steels. *Materials.* 2021;14(18):5219.
- [20] Yu Z, Hu J, Meng H. A review of recent developments in coating systems for hot-dip galvanized steel. *Front Mater.* 2020;7:74.
- [21] Lara-Banda M, et al. A study of the corrosion behavior of AHSS Complex-Phase CP 780 employing an electrochemical noise technique analyzed by different methods. *Metals.* 2025;15(1):59.
- [22] Marder AR. The metallurgy of zinc coated steel. *Prog Mater Sci.* 2000;45(3):191-271.
- [23] MJ Zhang, ZJ Wang, ZQ Liu, ZZ Xie. Optimization of the fibre laser welding of galvanized steel in a lap joint configuration. *J Laser Appl.* 2020;47(2).
- [24] Kam DH, et al. Weld quality improvement and porosity reduction of zinc-coated steel using tandem GMAW. *J Mater Process Technol.* 2021;294:117127.
- [25] Yu J, Kim D. Effects of welding current and torch position on minimizing weld porosity of zinc-coated steel. *Int J Adv Manuf Technol.* 2018;95(1-4):551-67.
- [26] Ahsan M, et al. Porosity formation mechanisms in CMT-GMAW of zinc-coated steels. *Sci Technol Weld Join.* 2016;21(3):209-15.
- [27] Shin S, Rhee S. Porosity characteristics and effect on tensile shear strength of high-strength galvanized steel sheets after the gas metal arc welding process. *Metals.* 2018;8(12):1077.
- [28] Mei L, Chen G, Jin X, Zhang Y, Wu Q. Research on laser welding of high-strength galvanized automobile steel sheets. *Opt Lasers Eng.* 2009;47(11):1117-24.

- [29] García Ochoa CA, et al. Advanced porosity control of CP780 galvanized steel during gas metal arc welding with pulsed arc. *Metals*. 2025;15(5):513.
- [30] Sarpe M, Wesling V, Treutler K. Influence of classified pore contents on the dynamic strength of the welded joint in gas metal arc welding with different process variants made of galvanized and uncoated complex-phase (CP) steel. *Weld World*. 2024;68(8):2023-43.
- [31] Asfaw SB, et al. Influences of Induced Vibration During Welding Process on Mechanical Properties of Weld Joints: A Comprehensive State-of-the-Art Review. *J Manuf Process*. 2025;209-26.
- [32] Singh J, et al. Role of bead shape and dispersed intermetallic phases in determining the strength of CMT brazed DP780 lap joints. *J Manuf Process*. 2019;41:215-24.
- [33] Hayat Q, et al. Investigating impact of zinc vapor jet on keyhole dynamics and liquid ejection from molten pool during remote laser welding of zinc-coated steel in zero-gap lap joint configuration. *J Mater Process Technol*. 2024;124:579-84.
- [34] Deng X, et al. Direct measuring of heterogeneous bubble nucleation mediated by surface topology. *Proc Natl Acad Sci USA*. 2022;119(34):e2205827119.
- [35] Tesfaye FK. Parameter optimizations of GMAW process for dissimilar steel welding. *Int J Adv Manuf Technol*. 2023;126(9-10):4513-20.
- [36] García-Gómez M, et al. Reduction in porosity in GMAW-P welds of CP780 galvanized steel with ER70S-3 electrode using the Taguchi methodology. *Metals*. 2024;14(8):857.
- [37] Karadeniz E, Ozsarac U, Yildiz C. The effect of process parameters on penetration in gas arc welding processes. *Mater Des*. 2007;28(2):649-56.
- [38] Lazaro-Lobato G, et al. Taguchi methodology approach on microstructural and mechanical properties of bimetallic welded joints of API 5L X-52/AISI 316L-Si. *J Braz Soc Mech Sci Eng*. 2023;45.
- [39] Galán J, Samek L, Verleysen P, Verbeken K, Houbaert Y. Advanced high strength steels for automotive industry. *Rev Metal*. 2012;48(2):118-31.
- [40] Prijanovič U, et al. Remote fibre laser welding of advanced high strength martensitic steel. *Metals*. 2020;10(4):533.
- [41] B Somjeet, SD Satyaveer, S Satyam. *Microstructure and Texture in Steels and Other Materials*. London: Springer; 2009.
- [42] Bouaziz O, Allain S, Scott CP, Cugy P, Barbier D. High manganese austenitic twinning induced plasticity steels: A review of the microstructure properties relationships. *Curr Opin Solid State Mater Sci*. 2011;15(4):141-68.

- [43] De Cooman BC. Structure-properties relationship in TRIP steels containing carbide-free bainite. *Curr Opin Solid State Mater Sci*. 2004;8(3-4):285-303.
- [44] Calcagnotto M, Adachi Y, Ponge D, Raabe D. Deformation and fracture mechanisms in fine- and ultrafine-grained ferrite/martensite dual-phase steels. *Acta Mater*. 2011;59(2):658-70.
- [45] Koganti R, Orsette C. Resistance Spot Welding Evaluation of Complex Phase 780 (CP780) Steel for Automotive Body Structural Applications. *Proc ASME IMECE*. 2009;501-7.
- [46] Kania H, et al. Development of bath chemical composition for batch hot-dip galvanizing—A review. *Materials*. 2020;13(18):4168.
- [47] Li Z, et al. A review of physical properties of hot-dip galvanized coating layer by layer and their respective electrochemical corrosion behavior. *Corros Rev*. 2024;71:580-9.
- [48] Su X, Tang NY, Toguri JM. Thermodynamic evaluation of the Fe-Zn system. *J Alloys Compd*. 2001;325(1-2):129-36.
- [49] García-Guerrero JC, et al. Impact of welding parameters on porosity in CP800-XPf1000 dissimilar welds by GMAW-P. *Metals*. 2024;14(3):309.
- [50] Diniz PP, de Moraes WA. Impact of welding consumables strength level on metallurgical and mechanical properties homogeneity of welds obtained with a complex phase steel. *Unisantia Sci Technol*. 2020;8(2):105-13.
- [51] Belin CHE, Belin RCH. Synthesis and crystal structure determinations in the Γ and δ phase of the Fe-Zn system. *J Solid State Chem*. 2000;151(1):85-95.
- [52] Narayanan BK, Henry J, Liao YC, Galihir D. Solutions for welding zinc coated steels. In: *Sheet Metal Welding Conference XVI*. Cleveland, OH: Lincoln Electric; 2014.
- [53] Sejš P, et al. Influence of different hot-dip zinc coating types on the GMAW of galvanized steel sheets. *Surf Coat Technol*. 2025;34:10100-13.
- [54] Kam DH, Lee TH, Kim J. Porosity reduction through Ti particle-based gap-paste in arc welding of zinc-coated steel. *J Mater Process Technol*. 2018;258:211-9.
- [55] Yu J, Cho S. Metal-cored welding wire for minimizing weld porosity of zinc-coated steel. *J Mater Process Technol*. 2017;249:350-7.
- [56] Singh J, Arora KS, Shukla DK. Dissimilar MIG-CMT weld-brazing of aluminium to steel: A review. *J Alloys Compd*. 2019;783:753-64.
- [57] Singh J, Arora KS, Shukla DK. Lap weld-brazing of aluminium to steel using novel cold metal transfer process. *J Mater Process Technol*. 2020;286:116710.

- [58] Chen C, et al. Influence of welding angle on the weld morphology and porosity in laser-arc hybrid welding of AA2219 aluminum alloy. *J Mater Process Technol.* 2020;64:37-45.
- [59] Iqbal S, Gualini MMS, ur Rehman A. Dual beam method for laser welding of galvanized steel: Experimentation and prospects. *Opt Laser Technol.* 2010;42(1):93-8.
- [60] Mills KC, Keene BJ. Factors affecting variable weld penetration. *Int Mater Rev.* 1990;35(4):185-216.
- [61] Lu S, Fujii H, Nogi K. Weld Shape Variation in Ar-O₂ and Ar-CO₂ Shielded GTA Welding (Physics, Processes, Instruments & Measurements). *Mater Sci Eng A.* 2004;380(1-2):290-7.
- [62] Szczucka-Lasota B, Węgrzyn T, Jurek A. Formation of oxides and sulfides during the welding process of S700MC steel by using new electrodes wires. *Materials.* 2024;17(12):2974.
- [63] Han SC, et al. Role of silicon on formation and growth of intermetallic phases during rapid Fe–Zn alloying reaction. *Mater Today Commun.* 2023;18:100368.
- [64] Ghosh PK. *Pulse Current Gas Metal Arc Welding: Characteristics, Control and Applications.* Singapore: Springer; 2017.
- [65] Praveen P, Yarlagadda P, Kang MJ. Advancements in pulse gas metal arc welding. *J Mater Process Technol.* 2005;164-165:1113-9.
- [66] DuPont JN, Marder AR. Thermal efficiency of arc welding processes. *Weld J.* 1995;74(12):406s-16s.
- [67] Walunj MG, et al. Role of dew points and Fe pre-coats on the galvanizing and galvannealing of dual phase steel. *Surf Coat Technol.* 2021;422:127573.
- [68] Schuerz S, Fleischanderl M, Luckeneder GH, et al. Corrosion behaviour of Zn-Al-Mg coated steel sheet in sodium chloride-containing environment. *Corros Sci.* 2009;51(10):2355-63.
- [69] Pan Q, Mizutani M, Kawahito Y, Katayama S. High power disk laser-metal active gas arc hybrid welding of thick high tensile strength steel plates. *J Laser Appl.* 2016;28(1):012004.
- [70] Hong SM, et al. Effect of Current Waveform on Intermetallics Formation and the Weldability of Dissimilar Materials Welded Joints (AA5052 Alloy—GI Steel) in AC Pulse GMAW. *Metals.* 2021;11(4):561.
- [71] ASTM A653/A653M-23. Standard specification for steel sheet, zinc-coated (galvanized) or zinc-iron alloy-coated (galvannealed) by the hot-dip process. West Conshohocken, PA: ASTM International; 2023.

- [72] American Welding Society. AWS A5.18/A5.18M:2021 Specification for carbon steel electrodes and rods for gas shielded arc welding. Miami, FL: AWS; 2021.
- [73] Wu W, et al. Effect of different welding modes on morphology and property of SS316L stainless steel deposition by robotic metal-inert gas welding. *Materials*. 2024;17(18):4479.
- [74] Roy RK. A Primer on the Taguchi Method. 2nd ed. Dearborn, MI: Society of Manufacturing Engineers; 2010.
- [75] ASTM E407-07. Standard practice for microetching metals and alloys. West Conshohocken, PA: ASTM International; 2007.
- [76] Goldstein JI, Newbury DE, Michael JR, Ritchie NWM, Scott JHJ, Joy DC. Scanning Electron Microscopy and X-Ray Microanalysis. 4th ed. New York: Springer; 2018.
- [77] ISO 5817:2023. Welding — Fusion-welded joints in steel, nickel, titanium and their alloys (beam welding excluded) — Quality levels for imperfections. Geneva: International Organization for Standardization; 2023.
- [78] ASTM E1742-18. Standard practice for radiographic examination. West Conshohocken, PA: ASTM International; 2018. doi:10.1520/E1742-18
- [79] ISO 17636-2:2022. Non-destructive testing of welds — Radiographic testing — Part 2: X- and gamma-ray techniques with digital detectors. Geneva: International Organization for Standardization; 2022.
- [80] ASTM E384-22. Standard test method for microindentation hardness of materials. West Conshohocken, PA: ASTM International; 2022. doi:10.1520/E0384-22
- [81] American Welding Society. AWS D8.7M:2005 Recommended practices for automotive weld quality—Resistance spot welding. Miami, FL: AWS; 2005.
- [82] ASTM B117-19. Standard practice for operating salt spray (fog) apparatus. West Conshohocken, PA: ASTM International; 2019. doi:10.1520/B0117-19
- [83] Antonio S. Caracterización microestructural de un acero avanzado de alta resistencia de fase compleja tratado térmicamente. *Rev Tend Doc Investig Quím*. 2019.
- [84] Zúñiga Pineda M. Efecto del proceso termomecánico en la microestructura de un acero de fase compleja [tesis de maestría]. UANL; 2020.
- [85] Kawalek A, Rapalska-Nowakowska J, Dyja H, Koczurkiewicz B. Physical and numerical modelling of heat treatment of the precipitation-hardening complex-phase steel. *Metalurgija*. 2013;52(1):23-6.
- [86] Lorusso H, Burgueño A, Svoboda HG. Propiedades mecánicas y caracterización microestructural de diferentes aceros dual-phase. *CONAMET/SAM*. 2008.

- [87] Krauss G. Steels: Processing, Structure, and Performance. 2nd ed. Materials Park, OH: ASM International; 2015.
- [88] Bhadeshia H. Bainite in Steels: Theory and Practice. 3rd ed. Leeds: Maney Publishing; 2015. ISBN: 978-1-909662-74-2.
- [89] Tasan CC, Diehl M, Yan D, Bechtold M, Roters F, Schemmann L, et al. An overview of dual-phase steels: Advances in microstructure-oriented processing and micromechanically guided design. *Annu Rev Mater Res*. 2015;45:391-431.
- [90] Krauss G. Martensite in steel: strength and structure. *Mater Sci Eng A*. 1999;273-275:40-57.
- [91] Speich GR, Demarest VA, Miller RL. Formation of austenite during intercritical annealing of dual-phase steels. *Metall Trans A*. 1981;12(8):1419-28.
- [92] Suh DW, Park SJ, Lee TH, Oh CS, Kim SJ. Influence of Al on the microstructural evolution and mechanical behavior of low-carbon, manganese transformation-induced-plasticity steel. *Metall Mater Trans A*. 2010;41A:397-408.
- [93] Frommeyer G, Brück U, Neumann P. Supra-ductile and high-strength manganese-TRIP/TWIP steels for high energy absorption purposes. *ISIJ Int*. 2003;43(3):438-46.
- [94] Olson GB, Cohen M. Kinetics of strain-induced martensitic nucleation. *Metall Trans A*. 1975;6(4):791-5.
- [95] Hilditch TB, de Souza T, Hodgson PD. Properties and automotive applications of advanced high-strength steels (AHSS). In: Shome M, Tumuluru M, eds. *Welding and Joining of Advanced High-Strength Steels (AHSS)*. Cambridge: Woodhead Publishing; 2015. p. 9-28.
- [96] Pouranvari M, Marashi SPH. Failure mode transition in AHSS resistance spot welds. Part I: Controlling factors. *Mater Sci Eng A*. 2011;528(29-30):8337-43. DOI: 10.1016/j.msea.2011.08.017
- [97] Fernández Carbajal DA. Soldadura de aceros complejos termogalvanizados [tesis]. Monterrey: Universidad Autónoma de Nuevo León; 2005.
- [98] Datta S, Bandyopadhyay A, Pal PK. Application of Taguchi philosophy for parametric optimization of bead geometry and HAZ width in submerged arc welding using a mixture of fresh flux and fused flux. *Int J Adv Manuf Technol*. 2008;36(7-8):689-98. DOI: 10.1007/s00170-006-0865-z.
- [99] DebRoy T, David SA. Physical processes in fusion welding. *Rev Mod Phys*. 1995;67(1):85-112.
- [100] Kou S. *Welding Metallurgy*. 2nd ed. Hoboken, NJ: John Wiley & Sons; 2003.

- [101] Goldak JA, Akhlaghi M. Computational Welding Mechanics. New York: Springer; 2005.
- [102] Norrish J. Advanced Welding Processes. Cambridge: Woodhead Publishing; 2006.
- [103] Box GEP. Signal-to-noise ratios, performance criteria, and transformations. *Technometrics*. 1988;30(1):1-17.
- [104] Lin ML, Eagar TW. Influence of arc pressure on weld pool geometry. *Weld J*. 1985;64(6):163s-9s.
- [105] Lippold JC. Welding Metallurgy and Weldability. Hoboken, NJ: John Wiley & Sons; 2014.
- [106] Easterling KE. Introduction to the Physical Metallurgy of Welding. 2nd ed. Oxford: Butterworth-Heinemann; 1992.
- [107] Heiple CR, Roper JR. Mechanism for minor element effect on GTA fusion zone geometry. *Weld J*. 1982;61(4):97s-102s.
- [108] Pitscheneder W, DebRoy T, Mundra K, Ebner R. Role of sulfur and processing variables on the temporal evolution of weld pool geometry during multikilowatt laser beam welding of steels. *Weld J*. 1996;75(3):71s-80s.
- [109] Xia M, Biro E, Tian Z, Zhou YN. Effects of heat input and martensite on HAZ softening in laser welding of dual phase steels. *ISIJ Int*. 2008;48(6):809-14.
- [110] Bandyopadhyay K, Panda SK, Saha P, Baltazar Hernandez VH, Zhou YN. Microstructures and failure analyses of DP980 laser welded blanks in formability context. *Mater Sci Eng A*. 2016;652:250-63.
- [111] Sun X, Choi KS, Liu WN, Khaleel MA. Predicting failure modes and ductility of dual phase steels using plastic strain localization. *Int J Plast*. 2009;25(10):1888-909.
- [112] Anderson TL. Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications. 4th ed. Boca Raton, FL: CRC Press; 2017.
- [113] Pouranvari M. Susceptibility to interfacial failure mode in similar and dissimilar resistance spot welds of DP600 dual phase steel and low carbon steel. *Mater Sci Eng A*. 2012;546:129-38.
- [114] Khan MS, Bhole SD, Chen DL, Biro E, Boudreau G, van Deventer J. Welding behaviour, microstructure and mechanical properties of dissimilar resistance spot welds between galvanized HSLA350 and DP600 steels. *Sci Technol Weld Join*. 2009;14(7):616-25.
- [115] Tvergaard V, Needleman A. Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar. *Acta Metall*. 1984;32(1):157-69.

- [116] Pineau A, Benzerga AA, Pardoen T. Failure of metals I: Brittle and ductile fracture. *Acta Mater.* 2016;107:424-83.
- [117] Russo Spina P, De Maddis M, D'Antonio G, Lombardi F. Weldability and monitoring of resistance spot welding of Q&P and TRIP steels. *Metals.* 2016;6(11):270. DOI: 10.3390/met6110270.
- [118] Volovitch P, Vu TN, Allély C, Aal AA, Ogle K. Understanding corrosion via corrosion product characterization: II. Role of alloying elements in improving the corrosion resistance of Zn-Al-Mg coatings on steel. *Corros Sci.* 2011;53(7):2437-45.
- [119] Yadav AP, Nishikata A, Tsuru T. Electrochemical impedance study on galvanized steel corrosion under cyclic wet-dry conditions—influence of time of wetness. *Corros Sci.* 2004;46(1):169-81.
- [120] Dafydd H, Worsley DA, McMurray HN. The kinetics and mechanism of cathodic oxygen reduction on zinc and zinc-aluminium alloy galvanized coatings. *Corros Sci.* 2005;47(12):3006-18.

Formato de Declaración de Originalidad y Uso de Inteligencia Artificial

Coordinación General de Estudios de Posgrado
Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo



A quien corresponda,

Por este medio, quien abajo firma, bajo protesta de decir verdad, declara lo siguiente:

- Que presenta para revisión de originalidad el manuscrito cuyos detalles se especifican abajo.
- Que todas las fuentes consultadas para la elaboración del manuscrito están debidamente identificadas dentro del cuerpo del texto, e incluidas en la lista de referencias.
- Que, en caso de haber usado un sistema de inteligencia artificial, en cualquier etapa del desarrollo de su trabajo, lo ha especificado en la tabla que se encuentra en este documento.
- Que conoce la normativa de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, en particular los Incisos IX y XII del artículo 85, y los artículos 88 y 101 del Estatuto Universitario de la UMSNH, además del transitorio tercero del Reglamento General para los Estudios de Posgrado de la UMSNH.

Datos del manuscrito que se presenta a revisión		
Programa educativo	Doctorado en Ciencias en Metalurgia y Ciencias de los Materiales	
Título del trabajo	CONTROL DE LA POROSIDAD EN LA UNIÓN DEL ACERO GALVANIZADO CP780 SOLDADO CON EL PROCESO GMAW-P MEDIANTE METODOLOGÍA TAGUCHI: EVALUACIÓN MECÁNICA, MICROESTRUCTURAL Y DE CORROSIÓN	
	Nombre	Correo electrónico
Autor/es	Maleni García Gómez	
Director	Francisco Fernando Curiel López	francisco.curiel@umich.mx
Codirector	José Jaime Taha Tijerina	jose.taha@utrgv.edu
Coordinador del programa	Alberto Ruiz Marines	doc.cs.metalurgia.cs.materiales@umich.mx

Formato de Declaración de Originalidad y Uso de Inteligencia Artificial

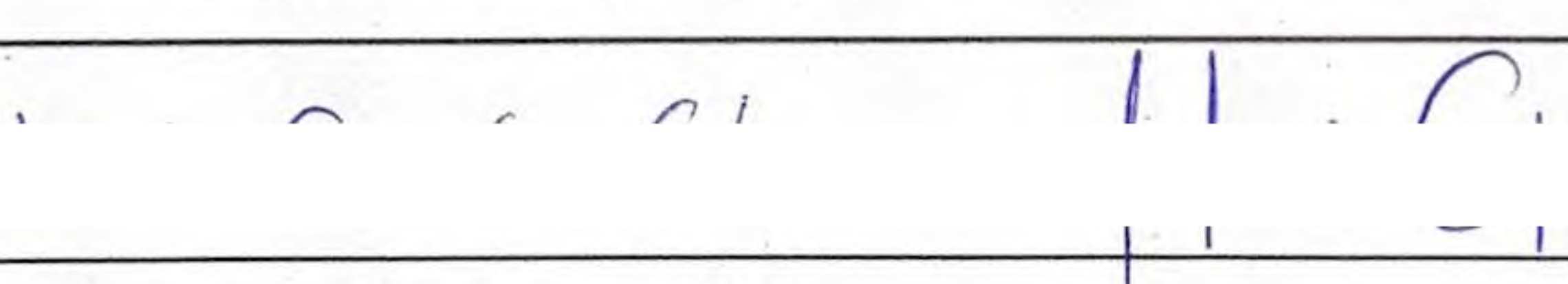
Coordinación General de Estudios de Posgrado

Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo



Uso de Inteligencia Artificial		
Rubro	Uso (sí/no)	Descripción
Asistencia en la redacción	SI	Se utilizaron herramientas de Inteligencia Artificial como apoyo para pulir y mejorar la redacción de los borradores originales escritos por mí. Su uso se limitó a la síntesis de información y al resumen de ideas a partir de la literatura técnica previamente seleccionada, manteniendo siempre la autoría y el sentido original de los conceptos.
Traducción al español	SI	Se emplearon asistentes gramaticales y de corrección (como Grammarly) de manera puntual para revisar, validar y asegurar la calidad ortográfica y sintáctica de los textos traducidos (abstract).
Traducción a otra lengua	NO	
Revisión y corrección de estilo	SI	Una vez concluido el manuscrito, se utilizó la IA para realizar un escaneo general del documento con el objetivo de identificar, revisar y eliminar ideas repetidas o redundantes, optimizando así la fluidez, cohesión y claridad narrativa del texto final.
Análisis de datos	NO	Todo el análisis de microdureza, tracción, corrosión y la optimización de parámetros GMAW-P mediante la metodología Taguchi se basó 100% en mi interpretación derivada del trabajo de laboratorio.
Búsqueda y organización de información	NO	La revisión del estado del arte y la selección de la literatura pertinente se realizó de manera manual mediante búsquedas rigurosas en bases de datos científicas como Google

		Académico, validando personalmente la veracidad de cada fuente.
Formateo de las referencias bibliográficas	SI	Se utilizó Inteligencia Artificial exclusivamente como herramienta de gestión de formato para unificar, limpiar y estandarizar la bibliografía al estilo Vancouver. Esto permitió corregir inconsistencias tipográficas y asegurar la secuencia numérica correcta de las citas, sin generar ni agregar referencias inventadas.
Generación de contenido multimedia	SI	Se empleó la herramienta Gemini para asistir en la traducción (del inglés al español) de los títulos y leyendas de figuras de autoría propia previamente presentadas en un congreso. Asimismo, se utilizó asistencia tecnológica para mejorar la calidad visual de una imagen referenciada y para componer en una sola figura el diagrama esquemático representativo de la metodología de medición de microdureza Vickers, con el fin de asegurar la claridad visual del procedimiento experimental.
Otro	-	

Datos del solicitante	
Nombre y firma	
Lugar y fecha	Morelia Michoacán a 10 de junio de 2026.

Maleni García Gómez

CONTROL DE LA POROSIDAD EN LA UNIÓN DEL ACERO GALVANIZADO CP780 SOLDADO CON EL PROCESO GMAW-P ...

 Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo

Detalles del documento

Identificador de la entrega

trn:oid:::3117:599257473

Fecha de entrega

11 jun 2026, 10:01 a.m. GMT-6

Fecha de descarga

11 jun 2026, 10:14 a.m. GMT-6

Nombre del archivo

CONTROL DE LA POROSIDAD EN LA UNIÓN DEL ACERO GALVANIZADO CP780 SOLDADO CON EL P....pdf

Tamaño del archivo

46.3 MB

149 páginas

35.218 palabras

209.905 caracteres

10% Similitud general

El total combinado de todas las coincidencias, incluidas las fuentes superpuestas, para ca...

Filtrado desde el informe

- Texto citado
- Texto mencionado
- Coincidencias menores (menos de 10 palabras)

Fuentes principales

- 10%  Fuentes de Internet
- 8%  Publicaciones
- 0%  Trabajos entregados (trabajos del estudiante)

Marcas de integridad

N.º de alerta de integridad para revisión

-  **Texto oculto**
5 caracteres sospechosos en N.º de página
El texto es alterado para mezclarse con el fondo blanco del documento.

Los algoritmos de nuestro sistema analizan un documento en profundidad para buscar inconsistencias que permitirían distinguirlo de una entrega normal. Si advertimos algo extraño, lo marcamos como una alerta para que pueda revisarlo.

Una marca de alerta no es necesariamente un indicador de problemas. Sin embargo, recomendamos que preste atención y la revise.