



UNIVERSIDAD MICHOACANA DE SAN NICOLÁS DE HIDALGO

INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y MATERIALES

PROGRAMA DE MAESTRÍA EN
METALURGIA Y CIENCIAS DE LOS
MATERIALES

EVALUACIÓN MICROESTRUCTURAL Y MECÁNICA DE UNA UNIÓN DISÍMIL DE LOS ACEROS AHSS CP 800 Y XPF 1000 SOLDADOS POR EL PROCESO DE SOLDADURA GMAW-PULSADO

Tesis para obtener el Grado de Maestro en Metalurgia y Ciencias de los Materiales

Presenta:
Ing. Julio César García Guerrero

Director de Tesis

Dr. Francisco Fernando Curiel López

MORELIA, MICHOACÁN ABRIL 2023.

**EVALUACIÓN MICROESTRUCTURAL Y MECÁNICA DE
UNA UNIÓN DISÍMIL DE LOS ACEROS AHSS CP 800 Y XPF
1000 SOLDADOS POR EL PROCESO DE SOLDADURA
GMAW-PULSADO**

Agradecimientos y dedicatorias

Agradezco al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por el financiamiento otorgado para el desarrollo de la presente tesis.

También quiero agradecer a mi tutor, el Dr. Francisco Fernando Curiel López por el conocimiento, orientación y amistad brindada durante el desarrollo de esta investigación y al Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales (IIMM) de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo.

Así también quiero agradecer al Dr. Ricardo Rafael Ambriz Rojas y al Centro de Investigación e Innovación Tecnológica (CIITEC-IPN) por el soporte técnico y académico brindado durante la materia de Aplicación del Elemento Finito a la Ingeniería.

Y a Paola Montserrat Flores Morales por su apoyo incondicional y lealtad en todo momento.

Finalmente quiero dedicar esta tesis a todos aquellos apasionados y soñadores, quienes, como yo desde hace muchos años, buscan un fin común, buscar y crear.

Todo aquello que es medible,
es controlable.
J.G.

ÍNDICE

Lista de abreviaturas y tabla de términos	ix
CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN.....	1
1.1 Generalidades.....	1
1.2 Justificación.....	2
1.3 Objetivos.....	3
1.3.1 <i>Objetivo general</i>	3
1.3.2 <i>Objetivos específicos</i>	3
1.4 Formulación de la hipótesis	3
CAPÍTULO 2. REVISIÓN Y DISCUSIÓN DEL ESTADO DEL ARTE	4
2.1 Aceros avanzados de alta resistencia (AHSS).....	4
2.1.1 <i>Acero de fase compleja 800 (CP 800)</i>	5
2.1.2 <i>Elementos aleantes en el acero de fase compleja 800 (CP800)</i>	6
2.1.3 <i>Proceso de fabricación del acero de fase compleja 800 (CP 800)</i>	8
2.1.4 <i>Acero XPF 1000</i>	9
2.2 Determinación de las propiedades mecánicas.....	12
2.3 Proceso de soldadura GMAW.....	13
2.3.1 <i>Modos de transferencia del proceso de soldadura GMAW</i>	14
2.3.2 <i>Proceso de soldadura GMAW pulsado.</i>	16
2.3.3 <i>Calor aportado durante el proceso GMAW-P.</i>	18
2.3.4 <i>Medición de la velocidad de enfriamiento</i>	19
2.3.5 <i>Agrietamiento por solidificación en uniones soldadas de aceros AHSS</i>	20
2.3.6 <i>Porosidades en uniones soldadas de acero AHSS con revestimiento galvanizado</i>	22
2.4 Arreglo ortogonal de Taguchi.	26
2.5 Análisis de distribución de temperatura por el método elemento finito.	27
2.6 Efecto de la morfología de la pileta de fusión en el crecimiento de grano.	31
CAPÍTULO 3. DESARROLLO EXPERIMENTAL	33
3.1 Caracterización de metales base	34
3.2 Evaluación de propiedades mecánicas de materiales base	34
3.3 Determinación de parámetros de soldadura.....	35

3. 4 Simulación de distribución de gradientes térmicos	35
3. 5 Diagramas de enfriamiento CCT	35
3. 6 Unión de cupones	35
3. 7 Medición de gradientes de temperatura	36
3. 8 Evaluación de la sanidad de cupones soldados	36
3. 9 Caracterización microestructural	36
3. 10 Evaluación de sanidad en raíz de uniones soldadas.	37
3.11 Medición de perfiles de microdureza de uniones soldadas	37
CAPÍTULO 4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN	38
4.1 Caracterización de metales base	38
4.2 Comportamiento mecánico de los materiales base	40
4.3 Fractografía de probetas de ensayo a tracción uniaxial	42
4.4 Análisis del revestimiento de Zinc	45
4.5 Análisis macroestructural de las soldaduras	47
4.6 Simulación del proceso de soldadura GMAW-P	52
4.7 Análisis de porosidades en la interface Metal de aporte – XPF 1000 por MEB..	56
4.7.1 Espectroscopia de rayos X de dispersión de energía (EDS)	58
4.8 Diagramas de enfriamiento CCT de los aceros XPF 1000 y CP 800.	62
4.9 Perfiles de dureza	68
CAPÍTULO 5. CONCLUSIONES	70
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	71

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1 Diagrama de porcentaje de elongación en función de la resistencia a la tracción de los aceros AHSS [5].....	4
Figura 2.2 Microestructuras desarrolladas durante los ciclos de enfriamiento de los aceros AHSS de primera generación [7].....	5
Figura 2.3 Microestructura del acero CP 800, a) micrografía por MEB, b) caracterización por EBSD [9].....	6
Figura 2.4 a) Ciclo de tratamiento termomecánico y b) diagrama TTT del acero CP 800 [16].....	8
Figura 2.5 Diagrama CCT del acero CP800 [18].....	9
Figura 2.6 a) Microestructura del acero XPF 1000, nanoprecipitados de Nb y V [24].....	10
Figura 2.7 a) Diagrama de fase binario Fe-Zn [27], b) porcentaje de Zn y Fe en las capas intermetálicas [26].....	11
Figura 2.8 Nacimiento de la fase ζ en la superficie de la δ después de 13s de solidificación [29]....	12
Figura 2.9 Diagrama del equipo para soldadura por arco de metal y gas [31].....	14
Figura 2.10 Formación y desprendimiento de la gota en función de la corriente pulsada [34].....	16
Figura 2.11 Influencia del perfil de pulso en la formación de la gota y el desprendimiento [35].....	17
Figura 2.12 Componentes de pulso del proceso GMAW-P [36].....	18
Figura 2.13 Microestructura sólido- líquido alrededor de la piletta de soldadura [46].....	20
Figura 2.14 Micrografía por MEB y análisis por EDS de la superficie de la soldadura, muestra inclusiones de óxido de aluminio, fosforo de hierro y nitruro de aluminio [44].....	21
Figura 2.15 a) Atrapamiento de burbuja de vapor de Zn, b) salida de burbuja de vapor de Zn [49]22	
Figura 2.16 Viscosidad de los metales líquidos [55].....	24
Figura 2.17 Análisis por EDS, a) porosidad, b) recubrimiento de zinc, c) interior de porosidad y d) soldadura [56].....	25
Figura 2.18 Películas radiográficas a) alto % de porosidad, b) bajo % de porosidad [48].....	26
Figura 2.19 Modelo de distribución de densidad de calor Gaussiano [65].....	27
Figura 2.20 Modelo de fuente de calor de doble elipse [65].....	28
Figura 2.21 a) Crecimiento epitaxial [82], b) columnar-equiaxial, c) crecimiento columnar en la cara de soldadura [83].....	32
Figura 3.1 Metodología experimental.....	33
Figura 3.2 Configuración de probeta rectangular para ensayo de tracción.....	34

Figura 3.3 Configuración de junta a soldar.....	36
Figura 3.4 Espécimen para ensayo de sanidad, a) vista superior, b) vista lateral.....	37
Figura 3.5 Esquema de mediciones de perfiles de microdureza en uniones soldadas.....	37
Figura 4.1 a) Microestructura del acero CP 800, b) mapeo elemental por EDS de partícula de TiC.....	38
Figura 4.2 a) Microestructura del acero XPF, b) mapeo elemental por EDS de partícula de TiC.	39
Figura 4.3 a) Textura deformada y bandas de deformación de los aceros b) CP y c) XPF.....	40
Figura 4.4 Curvas esfuerzo deformación unitaria de ingeniería CP 800 y XPF 1000	41
Figura 4.5 a) XPF 1000 transversal, b) XPF 1000 longitudinal.....	42
Figura 4.6 a) CP 800 transversal, b) CP 800 longitudinal.....	43
Figura 4.7 Análisis puntual por EDS de TiC.....	44
Figura 4.8 Mapeo elemental por MEB de TiC.....	44
Figura 4.9 Microestructura del revestimiento de zinc, a) M.O. y b) MEB.....	45
Figura 4.10 Mapeo elemental por MEB del revestimiento de zinc.....	46
Figura 4.11 Microestructura del revestimiento de zinc.....	46
Figura 4.12 Evaluación superficial por PT de las uniones a) P01, b) P02, c) P03 y d) P04.....	47
Figura 4.13 Macrografías de uniones soldadas a) P01, b) P02, c) P03 y d) P04.....	48
Figura 4.14 Diagramas de onda pulsada correspondientes a las uniones soldadas a) P01, b) P02, c) P03 y d) P04.....	49
Figura 4.15 Diagramas de onda pulsada a), b), c) y d) muestran el calor aportado por debajo de 250 J/mm.....	50
Figura 4.16 Histogramas de frecuencias de calor aportado de las uniones a) P01, b) P02, c) P03 y d) P04.....	51
Figura 4.17 Simulación del proceso de soldadura GMAW-P de las uniones a) P01, b) P04.....	52
Figura 4.18 Diagramas de tiempo de solidificación vs velocidad de enfriamiento de las uniones a) P01 y b) P04.....	53
Figura 4.19 Longitud solidificada de gota de metal de aporte de las uniones a) P01 y b) P04.....	54
Figura 4.20 Películas radiográficas de la sección transversal de las uniones, a) P01, b) P02, c) P03 y d) P04.....	55
Figura 4.21 Porosidades en interface soldadura – XPF 1000.....	56
Figura 4.22 Segundas fases de Al_2O_3 en interior de microporosidades.....	57

Figura 4.23 Sanidad volumétrica de las uniones soldadas a) P01, b) P02, c) P03 y d) P04.....	58
Figura 4.24 Análisis puntual por EDS de uniones soldadas a) P01, b) P02, c) P03 y d) P04.....	60
Figura 4.25 Análisis por mapeo elemental de Zn remanente en interior de porosidades a) P01, b) P02, c) P03 y d) P04.....	61
Figura 4.26 Diagrama calor aportado vs % e.p. en zinc vs % de área de soldadura con poros.....	62
Figura 4.27 Diagramas de enfriamiento (CCT), a) acero XPF 1000, b) CP 800 y c) metal de aporte.....	63
Figura 4.28 Micrografías de las interfaces a) Soldadura – XPF 1000 y c) Soldadura – CP 800 de la unión P01.....	64
Figura 4.29 Micrografías de las interfaces a) Soldadura – XPF 1000 y c) Soldadura – CP 800 de la unión P02.....	65
Figura 4.30 Micrografías de las interfaces a) Soldadura – XPF 1000 y c) Soldadura – CP 800 de la unión P03.....	66
Figura 4.31 Micrografías de las interfaces a) Soldadura – XPF 1000 y c) Soldadura – CP 800 de la unión P04.....	67
Figura 4.32 a) Diagrama de mediciones de dureza, b) perfiles de dureza en uniones soldadas.....	68
Figura 4.33 Análisis puntual por EDS de unión soldada P01.....	69

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 2.1 Propiedades mecánicas del acero CP 800 [11].....	6
Tabla 2.2 Composición química del acero CP 800.....	7
Tabla 2.3 Composición química (% e.p.) del acero XPF 1000.....	10
Tabla 2.4 Arreglos ortogonales de Taguchi de dos niveles.....	26
Tabla 3.1 Parámetros de soldadura y sus niveles en modo pulsado.....	35
Tabla 4.1 Composición química de los aceros CP y XPF.....	39
Tabla 4.2 Propiedades mecánicas de los aceros CP 800 y XPF 1000.....	41
Tabla 4.3 Composición química (% e.p.) del revestimiento de zinc del acero XPF 1000.....	45
Tabla 4.4 Parámetros resultantes del arreglo ortogonal L4 (2^3) para el proceso GMAW-P.....	47

Lista de abreviaturas y tabla de términos

AHSS	Aceros avanzados de alta resistencia
CP 800	Acero de fase compleja 800
DP	Acero de doble fase
TRIP	Plasticidad por transformación inducida
MS	Acero martensítico
TWIP	Acero de plasticidad inducida por maclado
L-IP	Acero de peso ligero con plasticidad inducida
XPF 1000	Acero de extraconformabilidad 1000
CCT	Diagramas de transformación bajo enfriamiento continuo
ZAC	Zona afectada por calor
AEF	Análisis por elemento finito
RSW	Soldadura por resistencia de puntos
HV	Dureza vickers
GMAW-P	Soldadura de arco pulsado con alambre continuo bajo protección gaseosa
GMAW-B	Soldadura brazing con alambre continuo bajo protección gaseosa
GMAW-CMT	Soldadura con transferencia en frío bajo protección gaseosa
EDS	Espectroscopia de rayos X de energía dispersiva
MEB	Microscopia electrónica de barrido
MO	Microscopia óptica
MPa	Megapascales
CE	Carbono equivalente
B _s	Temperaturas de inicio de la fase bainítica
M _s	Temperaturas de inicio de la fase martensítica
Ac ₁	Temperatura de inicio de la transformación austenítica
Ac ₃	Temperatura de finalización de la transformación austenítica
TMCP	Tratamiento termomecánico
T_{nr}	Temperatura de no recristalización
T_0	Temperatura homologa
TTT	Diagrama transformación tiempo temperatura

A	Ferrita alfa
P	Perlita
B	Bainita
K	Kelvin
C	Centígrado
s	Segundo
μm	Micrómetro
g	Gramo
mm	Milímetro
η	Fase eta
ζ	Fase zeta
δ	Fase delta
Γ	Fase gamma
$\text{HV}_{0.25\text{g}}$	Dureza vickers con una carga de 25 gramos
σ_{ing}	Esfuerzo ingenieril
ε_{ing}	Deformación ingenieril
F	Fuerza
A	Área
L	Longitud final
L_0	Longitud inicial
B	Factor de compresibilidad
v	Volumen final
v_0	Volumen inicial
A_0	Área inicial
σ_{real}	Esfuerzo real
ε_{real}	Deformación real
E	Módulo de Young
GPa	Giga Pascal

U_E	Energía elástica
σ_y	Esfuerzo de cedencia
ER70S-3	Electrodo sólido de bajo contenido de Silicio de 70000 psi de resistencia
MIG	Protección de gas inerte
MAG	Protección de gas activo
ER70S-6	Electrodo sólido de mediano contenido de Silicio de 70000 psi de resistencia
P	Periodo
F_p	Frecuencia
I_p	Corriente máxima
I_b	Corriente de fondo
T_p	Tiempo máximo
T_f	Tiempo de fondo
A	Amperaje
H	Calor de aporte
V	Voltaje
V_s	Velocidad de avance
h	Eficiencia térmica
kJ	Kilo Julio
C_r	Velocidad de enfriamiento
k	Conductividad térmica
p	Densidad
c	Calor específico
t	Espesor de la placa
T_c	Temperatura máxima
T_o	Temperatura final
F	Espesor del material
S	Dendritas sólidas
L	Líquido interdendrítico

$S+L$	Interface
P	Presión
ΔH_v	Entalpia de vaporización
R	Constante de los gases ideales
T	Temperatura
η	Viscosidad
u	Constante
C	Constante
t_s	Tiempo de solidificación
ΔT	Gradiente de temperatura
n	Factores
q	Densidad de calor
Q	Velocidad a la que se transfiere el calor
a	Radio efectivo de la fuente de calor
r	Distancia radial con respecto del origen
a, b, c	Parámetros dimensionales de la fuente de calor elipsoidal
x, y, z	Coordenadas sobre cada eje del punto de interés dentro de la elipse
r_f	Coficiente adimensional de la parte delantera
r_b	Coficiente adimensional de la parte trasera
c_f	Longitud frontal de la elipse
c_b	Longitud trasera de la pileta
CAD	Dibujo asistido por computadora
Q	Calor (cal)
m	Masa (g)
C_p	Calor especifico
C_{ps}	Calor especifico del sólido
h	Coficiente de transmisión de calor
Gr	Grashof

<i>Pr</i>	Prandtl
<i>Nu</i>	Nusselt
<i>Re</i>	Reynolds
MT	Inspección por partículas magnéticas
VT	Inspección visual
RT	Inspección por radiografía industrial
PT	Inspección por líquidos penetrantes
F	Ferrita
B	Bainita superior
M	Martensita
RA	Austenita retenida
UTS	Resistencia última a la tensión
YS	Esfuerzo de cedencia
MJ	Mega Julio
AWS	Sociedad americana de soldadura
J	Julio
FP	Ferrita poligonal
FA	Ferrita acicular
FAI	Ferrita alotriomórfica

Resumen

Este proyecto de investigación tiene como objetivo determinar los parámetros óptimos de corriente máxima (I_p), corriente de fondo (I_b) y frecuencia (F_p) durante el uso de un arreglo ortogonal de interacción L4 (2^3) para fabricar uniones soldadas a traslape usando el proceso de soldadura Gas Metal Arc Welding Pulsed (GMAW-P) libres de defectos que cumplan con los requerimientos mínimos de aceptación. El análisis térmico para determinar la distribución y dirección del flujo de calor fue mediante la ecuación de doble elipse de John Goldak.

De igual manera se logró determinar la longitud, la temperatura máxima (T_p) y la temperatura final (T_f) en la zona afectada por calor (ZAC), para disminuir el efecto del vapor de zinc en la formación de porosidades. Se definieron las velocidades de enfriamiento las cuales fueron asociadas con las transformaciones de fase que puedan presentarse tomando como base los diagramas de enfriamiento continuo (CCT por sus siglas en inglés) de los aceros, y mediante técnicas de caracterización corroborar las fases presentes, así como analizar el comportamiento mecánico de la unión soldada por medio de ensayos mecánicos.

Los resultados obtenidos muestran que para valores de calor aportado superiores a 0.28 kJ/mm y mediante el uso de la ecuación de Clausius Clayperon, la presión de vapor de las burbujas de Zn es de aproximadamente 3500 mm de Hg con un tiempo de solidificación de hasta 1.1 s cuando la temperatura es de 2015 K y la presión atmosférica es de 767.07 mm de Hg, en cambio, con rangos de calor aportado menores a 0.24 kJ/mm la presión de vapor de las burbujas de Zn disminuye hasta 1100 mm de Hg con un tiempo de solidificación de 0.75 s cuando la temperatura es de 1730 K con y la presión atmosférica es de 767.07 mm de Hg, favoreciendo el incremento en el porcentaje de porosidad.

Palabras clave: Soldadura, calor, solidificación, porosidad y microestructura.

Abstract

This research project aims to determine the optimal parameters of maximum current (I_p), background current (I_b) and frequency (F_p) throughout the use of an orthogonal arrangement of L4 interaction (2^3) to fabricate overlap welded joints using the Gas Metal Arc Welding Pulsed (GMAW-P) welding process free of defects that meet the minimum acceptance requirements. The thermal analysis to determinate the heat distribution and the direction of the heat flow was carried using the John Goldak double ellipse equation.

Similarly, it was possible to determine the length, the maximum temperature (T_p) and the final temperature (T_f) in the Heat Affected Zone (HAZ), to reduce the effect of zinc vaporizing in the formation of porosities. The cooling rates were defined, which were associated with the phase transformation that may occur based on the continuous cooling diagrams (CCT) of the steels and through characterization techniques to corroborate the phases present, as well as analyze the mechanical behavior of the welded joint by means of mechanical test.

The results obtained show that for values of heat input greater than 0.28 kJ/mm and by using Clausius Clayperon equation, the vapor pressure of the Zn bubbles is approximately 3500 mm Hg with a solidification time of up to 1.1 s when the temperature is 2015 K and the atmospheric pressure is 767.07 mm of Hg, on the other hand, with ranges of heat contributed less than 0.24 kJ/mm, the vapor pressure of the Zn bubbles decreases up to 1100 mm Hg with a solidification time of 0.75 s when the temperature is 1730 K and the atmospheric pressure is 767.07 mm of Hg, favoring the increase in the percentage of porosity.

Keywords: Welding, heat, solidification, porosity and microstructure.

CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN

1.1 Generalidades

Actualmente los aceros avanzados de alta resistencia (por sus siglas en inglés AHSS-Advanced High Strength Steels) y los aceros con extra conformabilidad (por sus siglas en inglés XPF) se emplean en el sector automotriz en compañías como General Motors, AUDI, DINA Camiones y Volkswagen, ya que estos aceros poseen características que los llevan a tener una alta resistencia con una elongación superior a los aceros convencionales. Son tan ligeros que al recibir un impacto presentan el fenómeno de transformación martensítica por deformación inducida, en el cual el acero absorbe la mayor cantidad de energía, reduciendo la cantidad de energía transmitida a los usuarios. De acuerdo al contenido de carbono equivalente que presentan estos aceros, los ubica con buen grado de soldabilidad, sin embargo, se presentan ciertos inconvenientes al momento de ser soldados, ya que llegan a tener recubrimientos galvanizados que, al ser sometidos a las altas temperaturas que se generan durante el proceso de fusión, se forman burbujas de gases de óxido de zinc (ZnO) o vapor de zinc, que no alcanzan a ser desplazados por la atmósfera de protección. Esto se debe a que, si la burbuja tiene una temperatura superior a la de la pileta de fusión, esta se desplaza dentro del líquido y tiende a salir de la pileta de fusión, pero si la temperatura de la pileta de fusión se encuentra entre las temperaturas del sólido y el líquido, la burbuja de gas no alcanza a desplazarse quedando atrapada en la pileta de fusión originando porosidades a nivel volumétrico [1], en consecuencia, cuando los componentes son sometidos a cargas cíclicas comienzan a originarse grietas.

Para minimizar la aparición de estos defectos, los investigadores han empleado metodologías de optimización para controlar el calor aportado durante el proceso de soldadura, una de estas metodologías es la desarrollada por el ingeniero Taguchi, quien establece que mediante el control de los factores que tienen impacto directo en las variables de respuesta y con la variación de diferentes niveles se llega a una optimización. Sin embargo, esto no ha sido suficiente, por lo cual los investigadores han optado por conocer la forma de la pileta de fusión y la distribución térmica en los metales base durante el proceso de soldadura mediante el empleo de métodos analíticos. Actualmente se cuenta con técnicas más sofisticadas, como el análisis por elemento finito (AEF), las cuales determinan aproximaciones más exactas de la pileta de fusión y los gradientes térmicos desarrollados en la zona afectada por calor (ZAC), permitiendo tener un mejor conocimiento de los fenómenos que se generan durante el proceso de soldadura.

1.2 Justificación

Con el desarrollo en la industria automotriz y el empleo de nuevos aceros para su manufactura, se han desarrollado a los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS por sus siglas en inglés), los cuales tienen una deformación promedio de 32% en una longitud de 50.8 mm, aunque actualmente se han estado utilizando los aceros XPF, que presentan deformaciones mayores al 45%, ofreciendo una mayor ductilidad con la misma resistencia que los aceros AHSS. Estos aceros son normalmente empleados en la manufactura de estribos, refuerzos o puntos de impacto de la carrocería de los carros tipo sedán. Uno de los principales problemas que se presentan al unir este tipo de componentes es la aparición de fisuras y microfisuras después del proceso de soldadura, una vez que el componente ha sido sometido a cargas cíclicas. Lo cual tiende a disminuir la vida útil del componente. Investigaciones recientes relacionan las zonas de fisuración con porosidades a nivel volumétrico en la soldadura.

En cambio, otras investigaciones mencionan que al realizar uniones soldadas de aceros AHSS por el proceso de soldadura por puntos de resistencia (RSW por sus siglas en inglés), los puntos de soldadura tienden a ser quebradizos, ya que presentan segregación de C y N, lo cual incrementa los gradientes de dureza en rangos de 600 a 700 HV, a diferencia de las uniones soldadas por el proceso GMAW, el cual tiende a favorecer la aparición de AlN en la soldadura cuando se utilizan mezclas de gases de protección Ar 50%/N 50% o N 90%/Ar 10%, los cuales tienden a fragilizar la unión soldada [2].

Con base en esto, y a los resultados obtenidos por un sin número de investigaciones sobre la aparición de grietas en frío en uniones soldadas y que han determinado que al emplear parámetros de soldadura inadecuados propician la aparición de la fase martensita, altos esfuerzos residuales y acumulación de hidrógeno en la zona fundida, lo cual ocasiona agrietamientos en frío [3]. Es por tal razón que la presente investigación se centra en determinar el efecto de los parámetros óptimos de corriente máxima, corriente de fondo y frecuencia en la sanidad y de transformaciones de fase en la unión disímil de los aceros CP 800 y XPF 1000 soldados por el proceso de soldadura GMAW-Pulsado empleando un modelo ortogonal propuesto por Taguchi mediante modelado térmico.

1.3 Objetivos

1.3.1 *Objetivo general*

Determinar el efecto de los parámetros óptimos de corriente máxima, corriente de fondo y frecuencia obtenidos de la metodología Taguchi en la sanidad y en las transformaciones de fase en la unión disímil de los aceros AHSS-CP800/500 y la serie TATA Steel XPF 1000 soldados por el proceso de soldadura GMAW-Pulsado con el metal de aporte ER80S-D2 empleando un análisis térmico.

1.3.2 *Objetivos específicos*

- Emplear un arreglo ortogonal L4 (2^3) que permita determinar los parámetros óptimos de soldadura a través de la variación de la corriente máxima, corriente de fondo y frecuencia en el proceso GMAW-P.
- Determinar la forma de la piqueta de soldadura y los ciclos térmicos a través de un software de simulación en la interface y ZAC empleando el modelo de fuente de calor con doble elipse propuesto por John Goldak.
- Determinar el efecto de los parámetros óptimos de corriente máxima, corriente de fondo y frecuencia en la sanidad y transformaciones de fase en la ZAC.
- Evaluar el comportamiento mecánico en las juntas disímiles por medio de ensayos de resistencia al cizallamiento por tracción y perfiles de microdureza.
- Determinar los cambios microestructurales en las uniones soldadas por medio de microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido y análisis por EDS.

1.4 Formulación de la hipótesis

Mediante el uso de un arreglo ortogonal L4 (2^3) se pueden determinar los parámetros óptimos de corriente máxima, corriente de fondo y frecuencia, que al ser empleados en un modelo de análisis térmico pueda evitar la formación de fases martensíticas, porosidades y grietas en la unión disímil del acero CP 800 y el acero galvanizado XPF 1000 soldados por el proceso de soldadura GMAW-Pulsado.

CAPÍTULO 2. REVISIÓN Y DISCUSIÓN DEL ESTADO DEL ARTE

2.1 Aceros avanzados de alta resistencia (AHSS)

Los aceros AHSS tienen una resistencia a la tensión igual o mayor a 500 MPa, sus complejas microestructuras les confieren un porcentaje de deformación mayor al 32% en 50.8 mm de longitud y están divididos en tres generaciones. La primera generación está conformada por cuatro grupos de aceros que tienen aplicación principal en la industria automotriz, los cuales incluyen el acero de doble fase (DP por sus siglas en inglés), fase compleja (CP por sus siglas en inglés), plasticidad por transformación inducida (TRIP por sus siglas en inglés) y aceros martensíticos (MS por sus siglas en inglés). En cambio, la segunda generación de aceros AHSS incluye los aceros de plasticidad inducida por maclado (TWIP por sus siglas en inglés), así como los aceros de peso ligero con plasticidad inducida (L-IP por sus siglas en inglés) y los aceros inoxidable austeníticos, finalmente, en el tercer grupo se encuentran los aceros TBF (TRIP asistido bainítico ferrítico), aceros Q&P (templado y partición), aceros asistidos por TRIP de medio contenido de Mn, lo aceros δ -TRIP[6] y aceros de nano precipitación que aún están bajo desarrollo como se observa en la **Figura 2.1** [4].

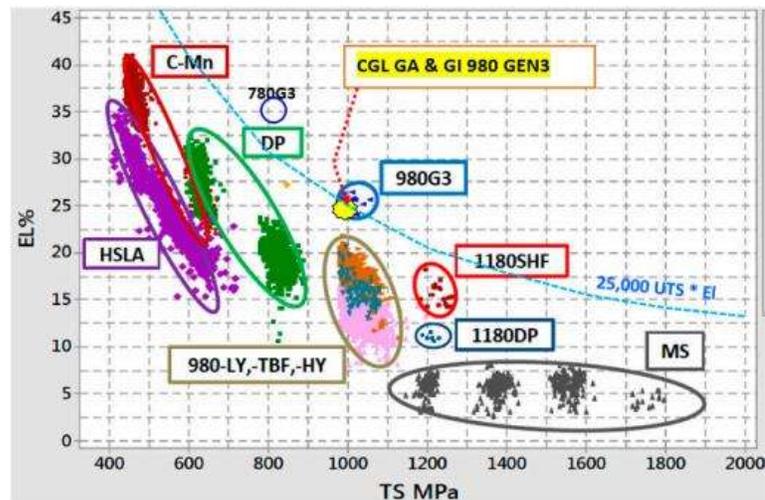


Figura 2.1 Diagrama de porcentaje de elongación en función de la resistencia a la tracción de los aceros AHSS [5].

Las propiedades mecánicas que presentan los aceros AHSS provienen de las fracciones de volumen de los microconstituyentes de ferrita, bainita, martensita, perlita y austenita retenida. Todas las fases

se obtienen a partir de procesamientos termomecánicos, así como por la adición de elementos aleantes. Estos aceros son sometidos a procesos de recocido y tratamiento de transformación isotérmica para obtener una aleación de grano fino como lo ilustra la **Figura 2.2** [6]. La austenita retenida suele presentarse en bajos porcentajes en estos aceros, los contenidos en peso de Si, Al y C suelen estabilizar esta fase, conforme se somete a laminación en caliente, esta fase tiende a incrementar su % en C hasta en 1.4% en peso. Al laminarse en frío, los contenidos de carbono tienden a disminuir por efecto de la difusión originándose una austenita retenida inestable que, al ser sometida a esfuerzos de tensión, esta transformara a martensita inmediatamente.

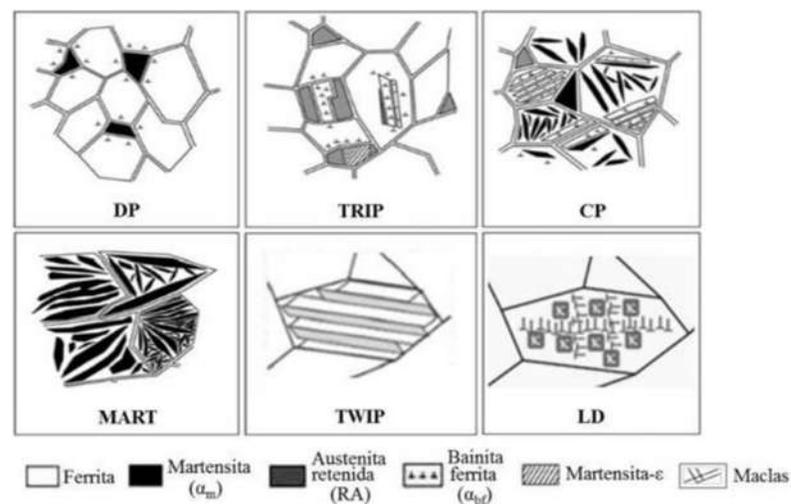


Figura 2.2 Microestructuras desarrolladas durante los ciclos de enfriamiento de los aceros AHSS de primera generación [7].

2.1.1 Acero de fase compleja 800 (CP 800)

El acero de fase compleja (CP 800) presenta una muy fina matriz de ferrita y bainita con pequeñas fracciones de volumen de perlita y austenita retenida como se observa en la **Figura 2.3 a**), tiene contenidos de carbono menores al 0.15% en peso, así como pequeñas cantidades de Nb, Ti y V para favorecer la formación de finos precipitados.

Suele presentar un 42% de fase ferrítica, 40% de fase bainítica, 13% de fase martensítica y 5% de austenita retenida, las cuales varían en función de la velocidad de enfriamiento (**Figura 2.3 b**) [8].

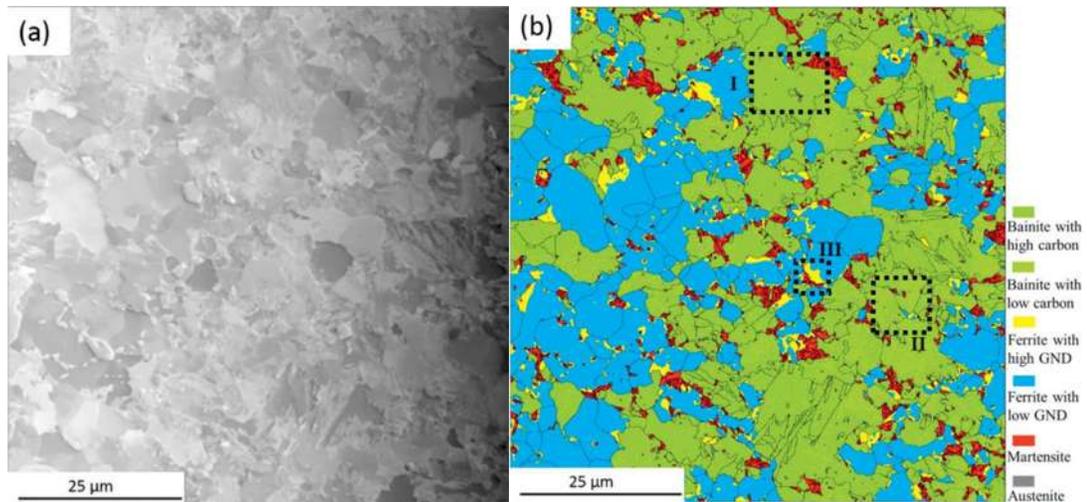


Figura 2.3 Microestructura del acero CP 800, a) micrografía por MEB, b) caracterización por EBSD [9].

Estos aceros están reforzados por solución sólida, precipitación, refinamiento de grano y mecanismos de transformación de fases, a fin de proveer al acero una resistencia a la tensión de 800 MPa (**Tabla 2.1**). Este acero tiene una alta deformabilidad y energía absorbida, la cual lo hace un acero ideal para la manufactura de parachoques y refuerzos de carrocerías [10].

Tabla 2.1 Propiedades mecánicas del acero CP 800 [11].

Acero CP 800	Esfuerzo de cedencia min (MPa)	Resistencia a la tensión (MPa)	Elongación en 50 mm (% mínimo)
800T/500Y	500	800	10

Los aceros CP principalmente se deforman por el deslizamiento de las dislocaciones, que ocurre en la matriz ferrita-bainita. El endurecimiento de las fases de martensita, austenita retenida y perlita obstruyen el deslizamiento de las dislocaciones causando un incremento en el nivel de esfuerzo. El acero CP suele presentar un % de alargamiento total de 15 al 28%, así como resistencias a la tensión que van desde 420 a 1030 MPa [12].

2.1.2 Elementos aleantes en el acero de fase compleja 800 (CP800)

El acero CP 800, es un acero microaleado de bajo contenido de carbono, el Cu, Mn y Ni cumplen la función de estabilizar la austenita. Con contenidos mayores al 0.4% en peso de Cu, el acero

presenta mayor susceptibilidad al agrietamiento, en cambio, el Ni endurece el acero. Los elementos como Si, Al, Mo y el Cr promueven la formación de la fase ferrítica, además, el Mo incrementa la resistencia y disminuye la soldabilidad, en cambio, el Al es un fuerte desoxidante y refinador de grano. De igual manera el Si tiende a desoxidar las uniones soldadas reduciendo la ductilidad, e incrementa el riesgo de agrietamiento por contracción. Elementos microaleantes como Nb y V mejoran las propiedades mecánicas del acero a través del refinamiento de grano y endurecimiento por precipitación [13]. El Mn, Si y Cr incrementan la templabilidad, el Si y Al previenen el proceso de precipitación de carburos [10]. La adición de Nb mejora la formación de bainita e incrementa la temperatura de recocido cuando la bainita está presente como microestructura, también se agrega Nb y Ti para favorecer la formación de NbC y TiC, para generar endurecimiento por precipitación. De igual manera estos carburos actúan como sitios de nucleación heterogénea, permitiendo el refinamiento de grano [14]. Con base en la composición química del acero CP 800 presentada en la **Tabla 2.2** y mediante el empleo de la ecuación 1 se determinó que el acero CP 800 presenta un carbono equivalente (CE) de 0.22, lo cual indica que tiene buena soldabilidad [10].

$$CE=C+\frac{Mn}{6}+\frac{Si}{24}+\frac{Ni}{40}+\frac{Cr}{5}+\frac{Mo}{4} \quad (1)$$

Tabla 2.2 Composición química del acero CP 800.

C	Mn	Si	Cr	S	P	Nb	Ti	N	Al	Mo	Ni	Cu	V	Fe
0.08	1.43	0.49	0.34	0.003	0.001	0.005	0.90	0.002	0.03	0.004	0.19	0.002	0.01	91.6

Por otra parte, mediante el uso de las ecuaciones 2, 3, 4 y 5 propuestas por Stevens, Payson y Andrews [15] y mediante el uso del análisis de composición química se pueden determinar las temperaturas de inicio de las fases bainítica (*B_s*) y martensítica (*M_s*), así como *Ac1* y *Ac3*.

$$B_s (^{\circ}C) = 830-270C-90Mn-37Ni-70Cr-83Mo \quad (2)$$

$$M_s (^{\circ}C) = 499-308C-32.4Mn-16.2Ni-27Cr-10.8Mo-10.8Si-10.8W+10Co \quad (3)$$

$$Ac1 (^{\circ}C) = 727-10.7Mn-16.9Ni+29.1Si+16.9Cr+6.38W+290As \quad (4)$$

$$Ac3 (^{\circ}C) = 910-203C^{\frac{1}{2}}-15.2N-30Mn+44.7Si+104V + 31.5Mo + 13.1W \quad (5)$$

2.1.3 Proceso de fabricación del acero de fase compleja 800 (CP 800)

El acero CP 800 es manufacturado por tratamiento termomecánico (TMCP), el cual consiste en calentar el acero a una velocidad de 6 °C/s hasta llegar a una temperatura de 1270 °C, se mantiene esa temperatura durante 1 hora con la finalidad de asegurar la completa disolución de segundas fases, posteriormente, se aplica una deformación en caliente a una temperatura de 1150 °C, estando está por encima de la T_{nr} (temperatura de no recristalización) mediante el uso de rodillos en hornos de inducción al vacío con protección de argón para favorecer la recristalización y cinco deformaciones a las temperaturas de 1080 °C, 1045 °C, 990 °C, 950 °C y 900 °C, hasta llegar a un espesor de 1.5 mm para generar endurecimiento [16],

$$T_{nr} = 887 + 464C + 890Ti + 363Al - 357Si + 6445Nb - 644\sqrt{Nb} + 732V - 230\sqrt{V} \quad (6)$$

y mediante la ecuación 7, se determina la temperatura homologa (T_0), donde, si $T_0 > 0.4$ la deformación es en caliente, en cambio, si $T_0 < 0.4$ la deformación es en frío.

$$T_0 = \frac{T_{trabajo}}{T_{fusión}} \quad (7)$$

Finalmente, mediante el uso de diagramas TTT se dan mantenimientos isotérmicos a 720 °C, 680 °C y 550 °C por un tiempo de 1000 s para favorecer la transformación α , P y B (Figura 2.4 b) [17].

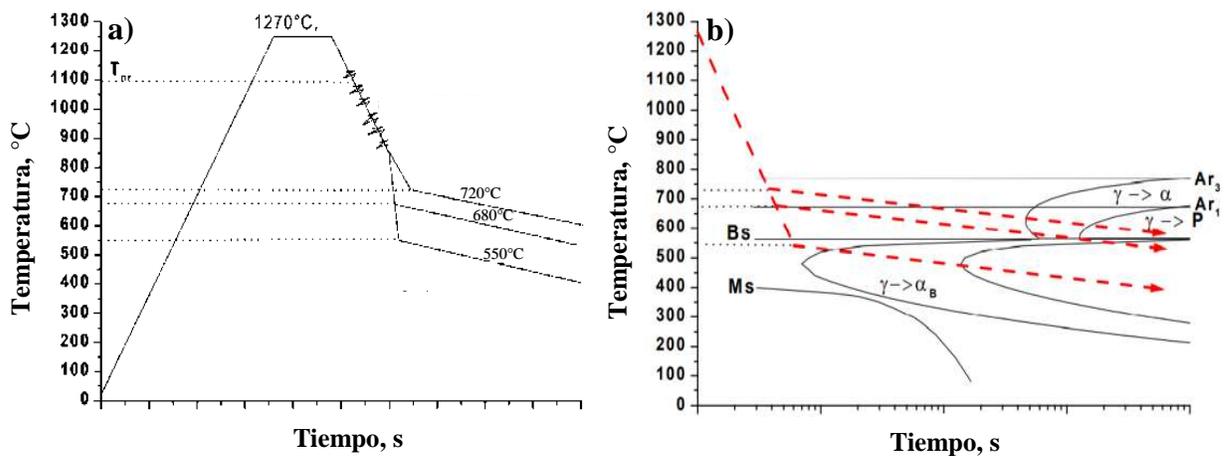


Figura 2.4 a) Ciclo de tratamiento termomecánico y b) diagrama TTT del acero CP 800 [16].

Una vez terminado el proceso, el acero consiste de un 59% de ferrita y bainita, 30% de martensita, 6% de austenita retenida y un 5% de perlita como se observa en la **Figura 2.5** [18].

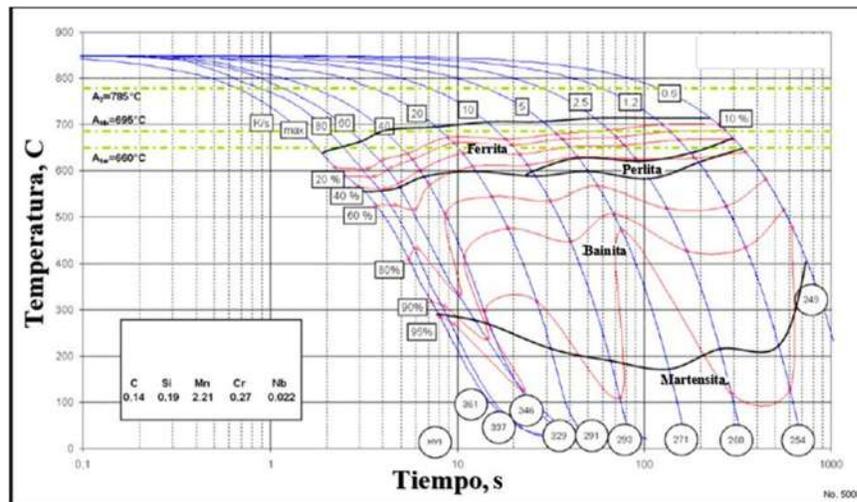


Figura 2. 5 Diagrama CCT del acero CP800 [18].

Las transformaciones de fase como la ferrita alotriomórfica, ferrita idiomórfica, perlita, austenita retenida y segundas fases siguen los regímenes de transformación reconstructiva que se da a alta temperatura e involucra la difusión y crecimiento a lo largo de la interface de transformación, en cambio, la ferrita widmanstätten, bainita, ferrita acicular y martensita [19] siguen la transformación displasiva, que se presenta a bajas temperaturas y ocurre por la deformación del plano invariante con grandes esfuerzos de corte y con morfologías de delgadas placas, involucrando poca o nula difusión de los átomos. Las segundas fases suelen ser TiC y VC con un tamaño aproximado de 0.1 a 0.2 μm [20], así como NbC que tienden a favorecer el refinamiento del grano austenítico [21] e incrementar la resistencia al desplazamiento de las dislocaciones [22].

2.1.4 Acero XPF 1000

El acero XPF (Extra Processing Formability por sus siglas en inglés), es un acero galvanizado microaleado rolado en caliente para manufacturar componentes del chasis y elementos de suspensión en la industria automotriz. La serie de aceros XPF está conformada por XPF 650, XPF 800 y XPF 1000, tienen una resistencia a la tensión de entre 650 a 1000 MPa y mayor elongación que los aceros AHSS. Su alta resistencia se debe a los contenidos de Nb, V, Ti y en algunos casos B como se observa en la **Tabla 2.3**. El carbono permite la formación de precipitados de carburo

VC, NbC o MoC para asegurar una microestructura de ferrita de fase única y maximizar el fortalecimiento de la precipitación. La importancia del Nb proviene del hecho de que con su adición aumenta la resistencia de los aceros XPF. El Nb se usa en aceros con bajo contenido de carbono, ya que impide el crecimiento excesivo del grano al formar precipitados de NbC en los límites de los granos. Además, ayuda a que la austenita no recristalizada se transforme en ferrita [23].

En cambio, el V fortalece la precipitación y refinamiento de granos, además promueve la nucleación intergranular de ferrita acicular. La adición de Mn reduce la temperatura de transformación austenita-ferrita, evitando el crecimiento de carburos finos. La adición de una pequeña cantidad de Mo retrasa la acumulación tanto de perlita como de cementita grande en los límites de los granos. Además, la adición de más del 0.09% en peso de Ti aumenta tanto la resistencia a la tracción como a la fluencia. Como resultado de la adición de elementos de microaleación, la resistencia aumenta indirectamente debido al refinamiento del grano de ferrita [24].

Tabla 2.3 Composición química (% e.p.) del acero XPF 1000.

C	Mn	Si	P	S	Al	Ti	Nb	V	Mo	Ni	Cu	Fe
0.11	0.889	0.196	0.002	0.003	0.005	0.1	0.044	0.238	0.261	0.003	0.009	92.15

El acero XPF 1000 tiene una microestructura de ferrita monofásica reforzada con nanoprecipitados de vanadio, como se observa en la **Figura 2.6** y un contenido de carbono equivalente (CE) de 0.39,

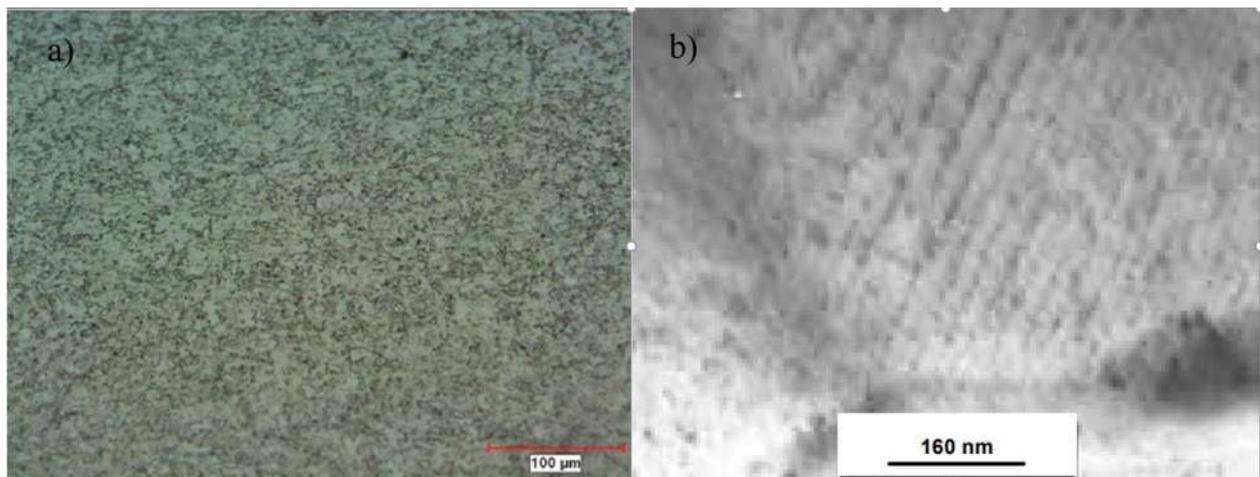


Figura 2.6 a) Microestructura del acero XPF 1000, nanoprecipitados de Nb y V [24].

tiene un recubrimiento de barrera a base de zinc que al exponerse a la atmósfera forma una capa de óxido que transforma a hidróxido de zinc en la presencia de humedad. Este, al entrar en contacto con dióxido de carbono se genera una reacción que origina carbonato de zinc, el cual tiende a inhibir la corrosión [25]. El acero XPF 1000 se sumerge en el Zn líquido cuando este se encuentra a una temperatura de entre 450 y 490 °C por un tiempo superior a 300 s.

Después de solidificar, el recubrimiento tiene 20 µm de espesor con 0.5 g/mm² de masa y consiste en una capa externa de 99.97% de Zn conocida como fase η (eta) seguida de otras capas que consisten en fases intermetálicas de Fe-Zn tales como la fase ζ zeta (94%Zn - 6%Fe), fase δ delta (90%Zn - 10%Fe), y fase Γ gamma (75%Zn - 25%Fe) [26] como se observa en la **Figura 2.7**.

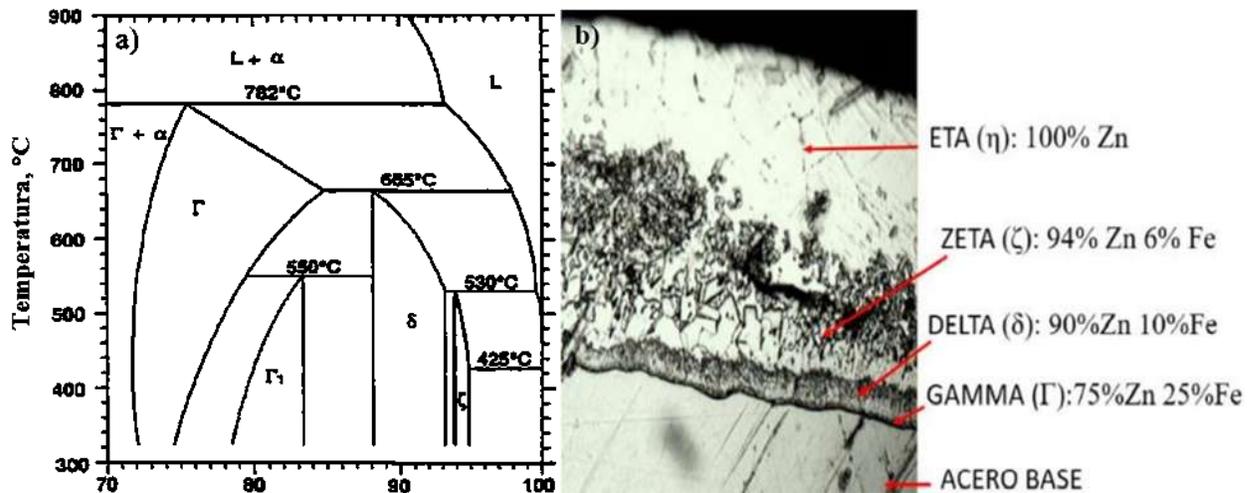


Figura 2.7 a) Diagrama de fase binario Fe-Zn [27], b) porcentaje de Zn y Fe en las capas intermetálicas [26].

La fase η (Eta) es una solución sólida de Fe en Zn con 0.03% en peso, tiene una estructura cristalina HCP con una dureza promedio de 41 HV_{0.25g}. En cambio, la fase ζ (Zeta) suele presentar de un 5 a 6% e.p. de Fe, su estructura cristalina es monoclinica y tiene una dureza de 118 HV_{0.25g}. Finalmente, las fases δ y Γ1 (Delta y Gamma) presentan un contenido en Fe de 7 a 11.5% y de 17 a 19.5% como se observa en la **Figura 2.7 a)** [28]. Investigaciones realizadas por E. Guzik [29] muestran que los intermetálicos pueden ser detectados por medio de MEB y escaneo lineal por EDS, donde se tiende a cuantificar la fracción de masa de Zn existente desde el sustrato hasta el final del revestimiento en función de la distancia como se observa en la **Figura 2.8**.

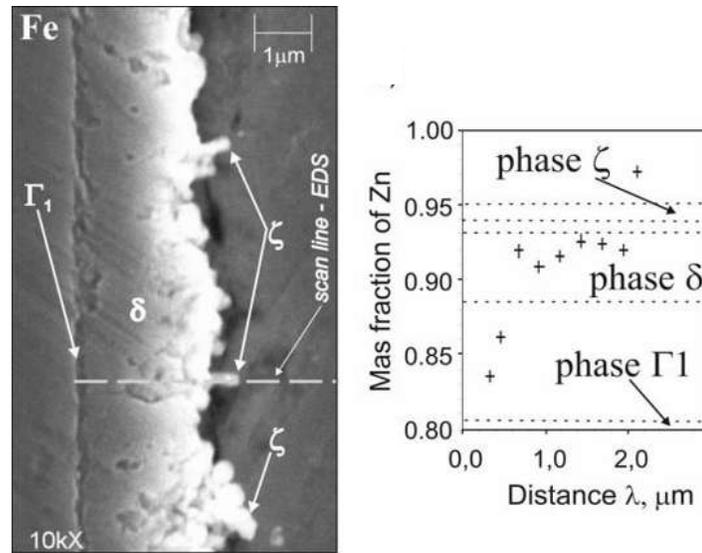


Figura 2.8 Nacimiento de la fase ζ en la superficie de la δ después de 13s de solidificación [29].

2.2 Determinación de las propiedades mecánicas

Con la finalidad de comprender el efecto que genera una carga sobre un material, los investigadores han desarrollado curvas de esfuerzo y deformación que les permiten conocer las propiedades mecánicas de los materiales. Donde, la curva esfuerzo (σ_{ing}) deformación unitaria (ε_{ing}) de ingeniería suele determinarse con las ecuaciones 8 y 9, en donde las unidades del σ_{ing} suelen ser los MPa y la ε_{ing} es adimensional [30].

$$\sigma_{ing} = \frac{F}{A_0} \quad (8)$$

$$\varepsilon_{ing} = \frac{L - L_0}{L_0} \quad (9)$$

En tanto que la curva esfuerzo deformación unitaria verdadera suelen determinarse mediante las ecuaciones 10 y 11 [31], donde el esfuerzo verdadero ($\sigma_{verdadero}$) toma en cuenta la reducción del área que desarrolla la probeta después del límite elástico y la deformación verdadera ($\varepsilon_{verdadera}$) considera el incremento de la deformación como el cociente de un incremento secuencial de

desplazamiento (dl) respecto de la longitud inicial de la muestra. Además, dado que antes de presentarse la formación del cuello de estricción la deformación es uniforme, los cambios en volumen son tan pequeños que son despreciables, por lo cual se parte del supuesto que el volumen se mantiene constante. Siendo así que estas ecuaciones solo pueden ser utilizadas hasta la deformación a la cual se comienza a formar el cuello de estricción [32].

$$\sigma_{verdadero} = \sigma_{ing} (\varepsilon_{ing} + 1) \quad (10)$$

$$\varepsilon_{verdadera} = \ln(\varepsilon_{ing} + 1) \quad (11)$$

2.3 Proceso de soldadura GMAW

El proceso de soldadura por arco metálico con gas de protección, denominado por sus siglas en inglés “GMAW”, es un proceso automático o semi-automático, el cual es empleado en la unión de aceros AHSS y series XPF. Metales de aporte como el ER70S-3 son más recomendables, ya que presentan contenidos de Si de 0.48% e. p., que al usarse con atmósferas de protección de 75% Ar y 25% CO₂ incrementa la penetración por el fenómeno de ionización. El proceso GMAW consiste en un cable de trabajo llamado antorcha con o sin sistema de refrigeración, un circuito conmutador de la pistola, gas de protección, cable de trabajo a tierra, cilindro de gas protector, cable de potencia, unidad de alimentación del electrodo y entrada de potencia primaria (**Figura 2.9**) [33].

En sus primeras aplicaciones, este proceso fue empleado para realizar uniones de aluminio y se ha sugerido que la fuerza de gravedad y efecto “pinch” pueden ser responsables de regular la transferencia de las gotas del metal de aporte. En el cual el efecto “pinch” es un cuello momentáneo de la gota líquida desde el electrodo que transporta la corriente que ocurre como resultado del efecto electromagnético de la corriente, siendo clave para la transferencia por aspersion y corto circuito, en tanto que la transferencia globular se caracteriza por el efecto predominante de la fuerza de gravedad.

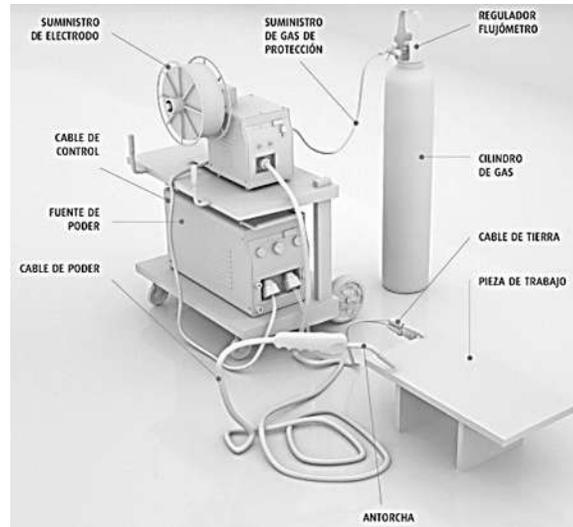


Figura 2.9 Diagrama del equipo para soldadura por arco de metal y gas [33].

El proceso GMAW se divide en dos procesos, el MIG (Metal Gas Inert) y MAG (Metal Gas Active). El proceso de soldadura MIG suele ser aquel en el que se emplean gases inertes como son Ar o He los cuales darán una mayor limpieza a la soldadura minimizando la generación de chisporroteo y dando una mayor estabilidad al arco. En el caso del proceso de soldadura MAG suelen emplearse gases activos como el CO_2 y O_2 , estos suelen generar contaminantes en la cara de la soldadura, disminuyendo la estabilidad del arco [33].

2.3.1 Modos de transferencia del proceso de soldadura GMAW

Los cuatro modos de transferencia básicos que suelen emplearse en el proceso de soldadura GMAW son: aspersion, globular, arco pulsado y corto circuito.

i) Aspersion

Es la transferencia por rocío de hasta 100 pequeñas gotas del metal de aporte por segundo a la pileta de fusión generando un alto aporte de calor al metal base, por tal razón se recomienda emplear este modo de transferencia para realizar uniones soldadas en placas con espesores mayores a 5 mm. Para generar esta transferencia, es necesario utilizar una mezcla de gas que contenga un 85% de gas inerte como el Ar o He, acompañado de un 15% de un gas activo como CO_2 u O_2 , o 98%Ar y

2% O₂ [34], con la finalidad generar una atmósfera protectora, incrementar la velocidad de enfriamiento de la soldadura y generar una mayor penetración en el metal base debido a la alta ionización que generan los gases inertes, y así, evitar la aparición de porosidades. Normalmente, se emplean longitudes de arco de 9.5 mm a 12.7 mm, con diámetros de boquilla de 9.5 mm a 12.7 mm y rangos de flujo de gas de 11 a 24 litros por minuto, empleando una corriente directa electrodo positivo, siendo esta ideal para uniones de juntas de penetración parcial o completa [33].

ii) Globular

Este tipo de transferencia se genera por debajo de un valor crítico de corriente de transición, con corriente directa electrodo positivo, a rangos de voltaje de 22 a 26 volts con 75% Ar/25% CO₂, con una longitud de arco entre 12.7 mm y 19 mm, se transfiere el metal de aporte en forma de gotas más grandes de 2 a 4 veces que el diámetro del electrodo, seguidas con una forma irregular [34].

iii) Arco pulsado

Este modo de transferencia se caracteriza por pulsación de la corriente entre el fondo de bajo nivel corriente y la corriente máxima de alto nivel de tal manera que la corriente media siempre está por debajo del nivel de umbral de transferencia por aspersion. El propósito de la corriente de fondo es mantener el arco, mientras que las corrientes máximas son lo suficientemente largas para asegurar el desprendimiento de la gota fundida [22].

iv) Corto circuito

El calor aportado en la transferencia por corto circuito es bajo, empleándose en la soldabilidad de láminas de espesores menores a 4.5 mm. Las gotas fundidas del metal de aporte son transferidas una a una dentro del área de fusión generándose chisporroteos al momento que impacta en la junta. Este proceso puede repetirse hasta 200 veces por segundo, si la corriente de la transferencia por corto circuito es muy alta se generará demasiado chisporroteo. Una frecuencia alta de transferencia por corto circuito resultará en pequeñas gotas transferidas a la pieza de trabajo. El gas de protección en este tipo de transferencia es 75% Ar y 25% CO₂, el dióxido de carbono por ser un gas activo produce altos niveles de salpicadura, ocasionando un alto desperdicio de metal aportado en comparación con los gases inertes, es por esta razón que se usan mezclas de Ar y CO₂, con el fin

de obtener una buena penetración y control en la transferencia del metal aportado [34].

Normalmente, se emplean longitudes de arco de 12.7 mm a 15.8 mm, con diámetros de boquilla de 12.7 mm a 15.8 mm y rangos de flujo de gas de 11 a 15 litros por minuto, empleando una corriente directa electrodo positivo [33].

2.3.2 Proceso de soldadura GMAW pulsado.

El proceso GMAW-P, es un proceso de transferencia por aspersión modificado con la menor entrada de calor de la transferencia globular y de cortocircuito. Esencialmente, la forma de onda de la corriente GMAW-P consiste en un patrón repetitivo de pulsos de corriente superpuestos a un nivel de corriente de fondo más bajo y tiene como objetivo lograr la transferencia de una gota por pulso a la pileta líquida de soldadura. En este proceso la fuente de alimentación cambia entre una corriente o voltaje máximo alto y un voltaje o corriente de fondo bajo entre 30 y 400 veces por segundo. Durante este cambio, la corriente máxima pellizca una gota de alambre y la impulsa hacia la unión soldada. Al mismo tiempo, la corriente de fondo mantiene el arco, con una entrada de calor tan baja que no se puede producir la transferencia de metal, lo que permite que el baño de soldadura se congele ligeramente y evite que se derrita como se observa en la **Figura 2.10** [35].

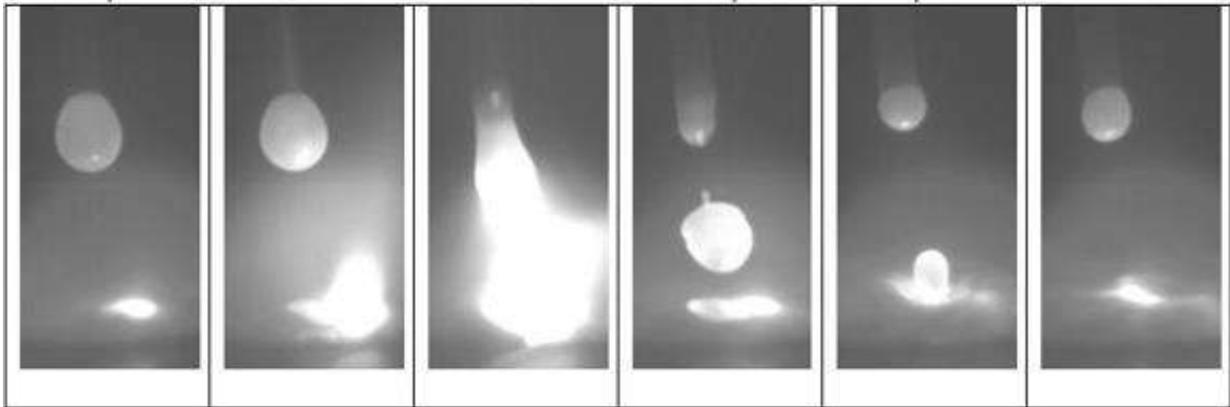


Figura 2.10 Formación y desprendimiento de la gota en función de la corriente pulsada [36].

En 2016, Dos Santos [37] analizó el efecto que tiene la alta frecuencia pulsada en el proceso GMAW utilizando un electrodo sólido ER70S-6 con una mezcla de gas de protección 85% Ar/15% CO₂ y una velocidad de flujo de 18.9 L/min en placas de acero 1020 de 4.75 mm de espesor.

Utilizaron una corriente máxima de 550 A y una corriente de fondo de 50 A, la frecuencia de la corriente pulsada varió de 300 a 600 Hz, en pasos de 100 Hz y el ciclo de trabajo para cada frecuencia fue de 45.4, 45.9, 46.2, y 47.1%, la velocidad de avance fue de 0.76 m/min y las velocidades de alimentación fueron variadas desde 3.81 a 7.62 m/min. Se investigó la diferencia en la transferencia de metal para un perfil casi cuadrado y uno de decaimiento más lento desde el máximo a la corriente base. Se determinó que la gota alcanza su forma redonda y se desprende para un perfil de decaimiento desde el máximo hasta la corriente base antes de llegar a la corriente de fondo que se muestra en el perfil casi cuadrado como se observa en la **Figura 2.11**.

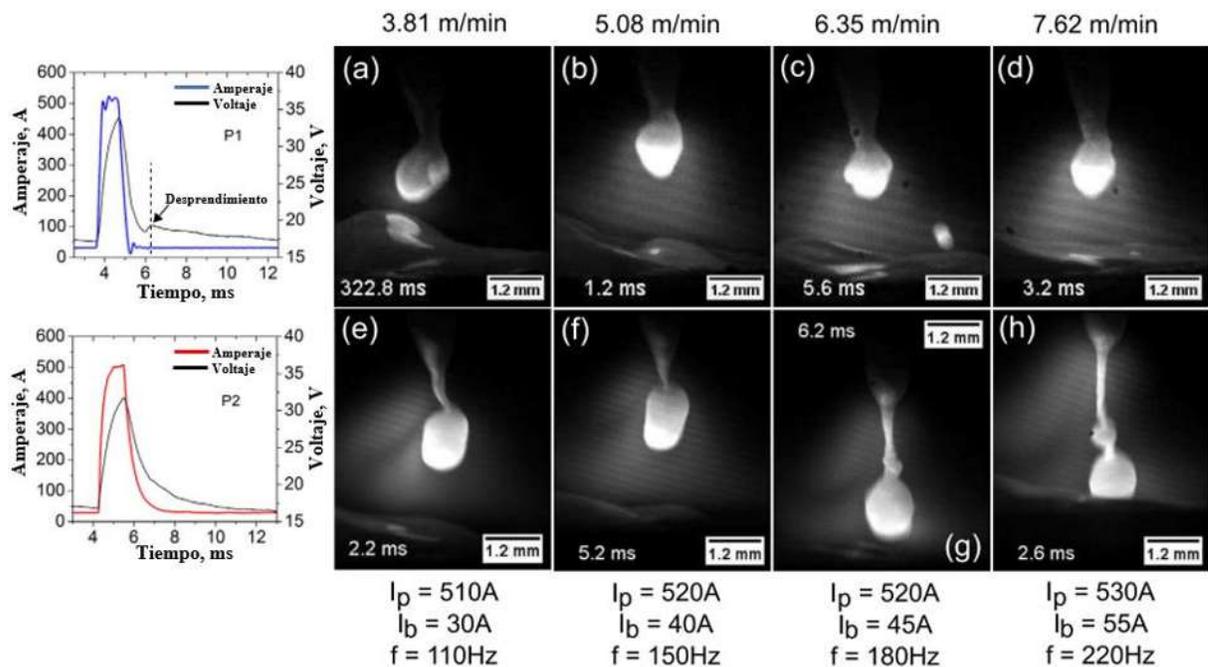


Figura 2.11 Influencia del perfil de pulso en la formación de la gota y el desprendimiento [37].

además de las variables antes mencionadas, cada pulso suele tener otras componentes como se muestra en la **Figura 2.12** [38], las cuales controlan la frecuencia de transferencia de cada gota y el calor específico de cada una de estas.

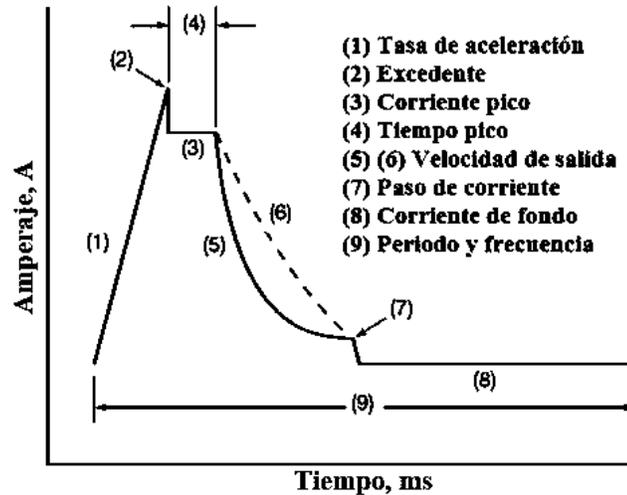


Figura 2. 12 Componentes de pulso del proceso GMAW-P [38].

2.3.3 Calor aportado durante el proceso GMAW-P.

Una de las variables más importantes a controlar en los procesos de soldadura por arco, es el calor aportado a la junta durante el proceso de soldadura y se define como la energía suministrada a la junta para generar coalescencia de los metales base [39]. Normalmente del 100% del calor suministrado por conducción se llega a perder un 22.2%, por los fenómenos de convección y radiación, presentando una eficiencia térmica de un 77.8 en promedio [40]. Aún con esta eficiencia térmica, se genera un alto aporte de calor que ocasiona distorsión en el componente, así como la aparición de fases martensíticas y altas concentraciones de esfuerzos residuales que en conjunto ocasionan agrietamientos. Se ha encontrado que altos aportes de calor en aceros de fase compleja (CP) suelen generar ablandamiento que disminuyen la vida a la fatiga del componente.

De igual manera, refuerzos de corona menores a 1.5 mm disminuyen la concentración de esfuerzos en el pie de la soldadura, en cambio, con refuerzos de corona de 3.1 mm las concentraciones de esfuerzos incrementan [41]. Algunas discontinuidades suelen actuar como muescas de iniciación y propagación de grietas en condiciones de fatiga, así como por los esfuerzos residuales [42]. A fin de medir el calor aportado en una unión soldada por el proceso de soldadura GMAW-P, Martínez y colaboradores [43] proponen las siguientes ecuaciones:

$$P = \frac{I}{F_p} \quad (12)$$

$$T_f = P - T_p \quad (13)$$

$$A = ((I_b T_f) + (I_p T_p)) / T_f + T_p \quad (14)$$

$$H = \frac{VA}{V_s} h \quad (15)$$

Donde:

- P : periodo (s)
- F_p : frecuencia (Hz)
- T_f : tiempo de fondo (ms)
- T_p : tiempo máximo (ms)
- A : corriente (A)
- I_b : corriente de fondo (A)
- I_p : corriente máxima (A)
- H : calor aportado (kJ/mm)
- V : voltaje (V)
- V_f : velocidad de avance (mm/s)
- h : eficiencia térmica (77.8)

2.3.4 Medición de la velocidad de enfriamiento

Otra de las variables a tomar en cuenta, es la velocidad de enfriamiento, la cual indica la cantidad de calor que se extrae del sistema por segundo. Resultados de investigaciones han mostrado que las láminas acumulan el calor debido a su bajo espesor, provocando el engrosamiento del grano y disminuyendo las propiedades del componente [44]. Una alternativa para disminuir la cantidad de calor aportado, es la transferencia pulsada, la cual genera un menor ciclo térmico que normalmente consiste de un calentamiento muy rápido en lapsos de milésimas de segundo, seguido de solidificaciones en la pileta de soldadura que van de 1 a 1.5 segundos a temperatura ambiente y velocidades de enfriamiento que van desde 50 K/s hasta 816.86 K/s [45], originando transformaciones reconstructivas y displasivas en la ZAC. Sen y col. [45] recomiendan usar las ecuaciones 16 y 17 para determinar la velocidad de enfriamiento en placas y láminas. Y mediante el uso de la ecuación 18 determinar si el espesor a soldar es de placa o lámina. Al aplicar la ecuación 18 se determinó que el acero a usar es lámina, ya que se obtuvo un valor de 0.50, el cual es menor a 0.75.

$$C_r = \frac{2pk(T_c - T_o)^2}{H} \quad (16)$$

$$C_r = \frac{2\pi k p c t^2 (T_c - T_o)^3}{H^2} \quad (17)$$

Donde:

C_r : velocidad de enfriamiento (K/s)	t : espesor de la placa 0.00225 (m)
k : conductividad térmica 43 (W/m K)	T_c : temperatura máxima 1523 (K)
p : densidad 7850 (kg/m ³)	T_o : temperatura final 300 (K)
c : calor específico 510 (J/kg K)	H : calor aportado 0.39 (kJ/mm)

$$F = t \sqrt{\frac{pc(T_c - T_o)^3}{H^2}} \quad (18)$$

2.3.5 Agrietamiento por solidificación en uniones soldadas de aceros AHSS

El agrietamiento por solidificación en uniones soldadas se presenta al llevar a su punto de fusión y solidificación los metales base en cuestión de segundos. El agrietamiento por solidificación suele iniciar en la zona pastosa como se observa en la **Figura 2.13**, como un resultado de la tensión – deformación relacionados con los coeficientes de dilatación térmica [46]. Si se toma en cuenta que la temperatura máxima de fusión es de 1523 K y la temperatura del medio ambiente es de 300 K, el coeficiente de dilatación local en la soldadura es de 0.01419 y en el metal base es de 6.45×10^{-6} cm/cm K el cual restringirá la dilatación en todas las direcciones, permitiendo solo la dilatación en la superficie soldada. Al enfriarse, una cantidad de dilatación se vuelve permanente, ocasionando contracción desigual [47].

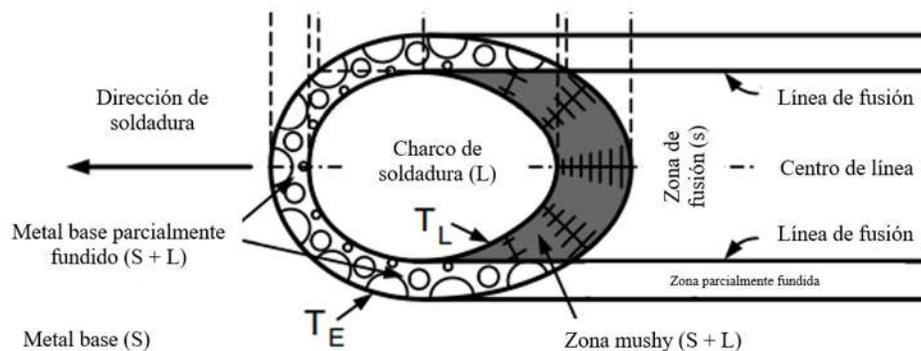


Figura 2.13 Microestructura sólido- líquido alrededor de la piletta de soldadura [48].

La zona pastosa detrás de la parte posterior del límite de la pileta de soldadura consta de dendritas sólidas (S) y líquido interdendrítico (L). El acero parcialmente fundido alrededor de la pileta presenta una coexistencia granos sólidos parcialmente derretidos y líquido intergranular [48]. Durante esta etapa se presenta enriquecimiento de soluto en el líquido, por delante de la interface sólido-líquido. Si existen suficientes deformaciones térmicas, se produce agrietamiento en el límite de los granos, donde las películas líquidas actúan como películas quebradizas.

Éste fenómeno suele presentarse al realizar uniones de aceros XPF y AHSS de alto contenido de fósforo, aunque influyen otros factores como la temperatura de solidificación, la segregación de solutos, la tensión superficial y la viscosidad del líquido interdendrítico, así como la morfología de solidificación del grano, las inclusiones y la velocidad de crecimiento de la interface S+L denominada zona pastosa, en donde la difusividad térmica afecta directamente la forma de la pileta de soldadura [46].

En la pileta de fusión se suelen formar inclusiones debido a las altas temperaturas que se generan durante el proceso de fusión. Estas segundas fases suelen generar fragilización en las uniones soldadas disminuyendo sus propiedades mecánicas. M. Sen y col. en 2018 [46], analizaron las zonas con agrietamiento por MEB, donde identificaron la presencia de Al_2O_3 (óxido de aluminio), Fe_3P (fosfuro de hierro) y AlN (nitruro de aluminio) en los límites de grano como se observa en la **Figura 2.14**, donde estas inclusiones se formaron a 1321 K, 2080 K y 1939 K.

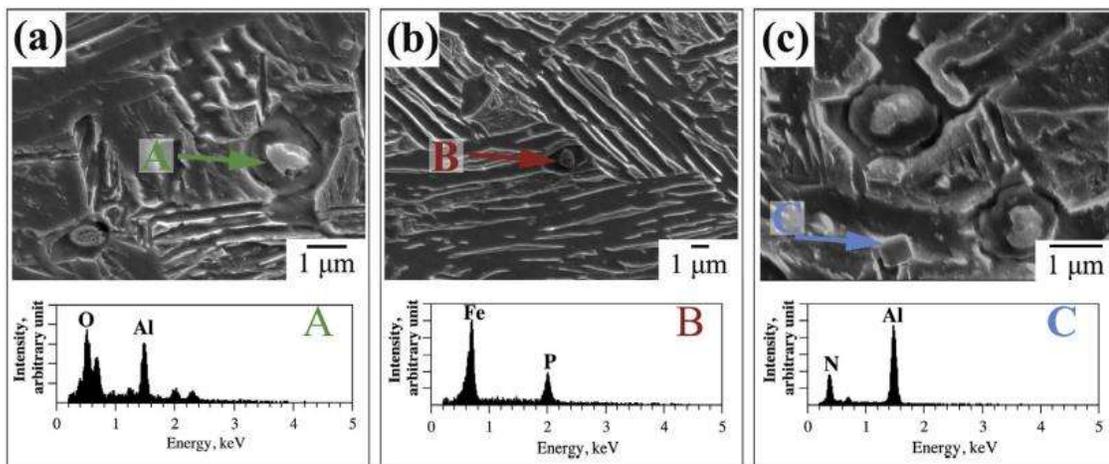


Figura 2.14 Micrografía por MEB y análisis por EDS de la superficie de la soldadura, muestra inclusiones de óxido de aluminio, fosfuro de hierro y nitruro de aluminio [46].

2.3.6 Porosidades en uniones soldadas de acero AHSS con revestimiento galvanizado

Actualmente los aceros microaleados con revestimiento de Zn tienden a favorecer la formación de cavidades redondas o alargadas en la raíz, a nivel volumétrico o en la cara de la soldadura. Esto se debe a que el zinc tiene una temperatura de vaporización de 906 °C, mientras que en la pileta de la soldadura se alcanzan temperaturas superiores a 1536 °C, facilitando el cambio de estado sólido a vapor de zinc en milisegundos [49], como resultado, el vapor de zinc entra en la pileta de fusión, tomando forma de burbuja, quedando atrapada y generando porosidad. La burbuja desarrolla presiones de vapor de hasta 7500 mm de Hg cuando se aporta un calor de 250 J/mm y se desarrollan temperaturas de hasta 1600 °C en la pileta de fusión con viscosidades de aproximadamente 4.09×10^{-3} kg m/s presentándose la solidificación de la pileta en menos de 1 s, facilitando su atrapamiento como se observa en la **Figura 2.15** [50].

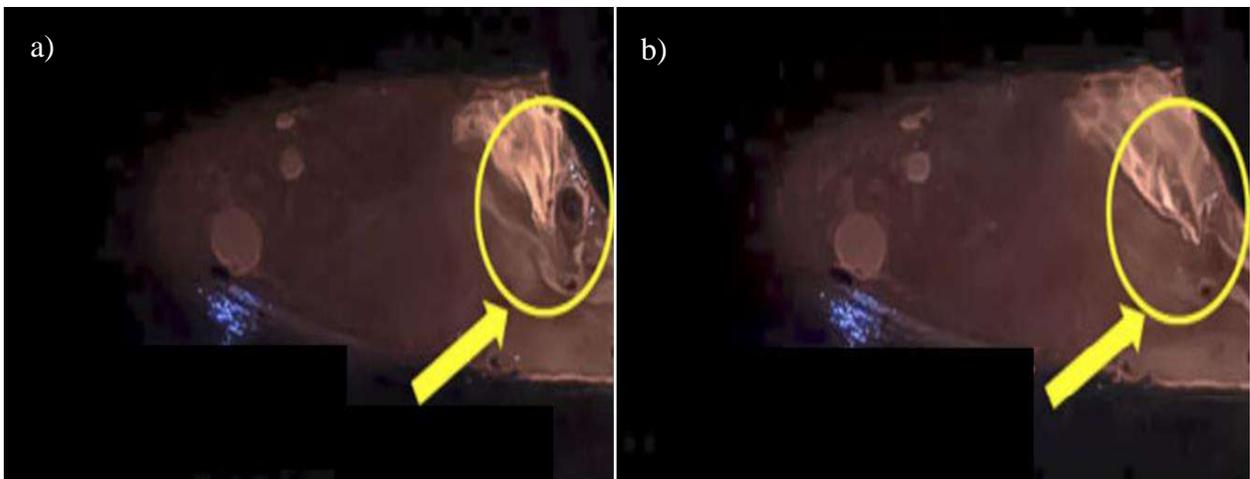


Figura 2.15 a) Atrapamiento de burbuja de vapor de Zn, b) salida de burbuja de vapor de Zn [51].

Artículos recientes recomiendan dar una abertura de raíz de 0.5 mm para facilitar el escape de las burbujas de vapor, así como usar electrodos con contenidos de silicio menores a 0.55% e.p. para evitar que se incremente la viscosidad y tensión superficial en la pileta de fusión [52], en tanto que otras investigaciones mencionan que mediante la aplicación de un metal de aporte ER-CuAl-A2 por medio del proceso GMAW-B los porcentajes de porosidad disminuyen hasta un 0.2% [53]. Actualmente una de las mejores opciones para reducir la porosidad en el área de soldadura, es el proceso de soldadura GMAW-Pulsado, donde la frecuencia mínima recomendable es de 5 Hz [54].

Por otra parte, una correcta aproximación de la presión de vapor de la burbuja de Zn (P) puede determinarse con la ecuación 19 de Clausius clayperon [55],

$$\int_{P_1}^{P_2} \frac{dP}{P} = \frac{\Delta H_v}{R} \int_{T_1}^{T_2} T^{-2} dT \quad (19)$$

donde:

ΔH_v : entalpia de vaporización (cal/mol)

R : constante de los gases ideales (cal/mol K)

P : presión (mm de Hg)

T : temperatura (K)

en tanto, que la viscosidad de la pileta de fusión puede aproximarse mediante la adecuación de la ecuación 20, resultando la ecuación 21.

$$\mu = \mu_0 e^{\frac{E_\mu}{RT}} \quad (20)$$

En donde esta propiedad tiene una alta dependencia con la temperatura, el coeficiente de viscosidad y la viscosidad a la temperatura de referencia [56]. Además, con el incremento de la temperatura, la viscosidad y la densidad de la pileta de fusión tienden a disminuir, favoreciendo el flujo del fluido. Estas condiciones tienden a impactar directamente en la presión de vapor y la flotabilidad de las burbujas de Zn [57].

$$\eta = C e^{u/RT} \quad (21)$$

donde C y u son constantes, en tanto que R representa la constante de los gases ideales y T la temperatura. Al linealizar la ecuación anterior, se obtienen la ecuación 22.

$$\ln(\eta) = \ln(c) + \left(\frac{u}{R} \frac{1}{T}\right) \quad (22)$$

donde:

$$m = \frac{u}{R}, b = \ln(c), y = \ln(\eta) \text{ y } x = 1/T$$

Obteniéndose la ecuación 23, la cual representa la ecuación de la recta.

$$y = \frac{u}{R}(x) + \ln(c) \quad (23)$$

Con la cual se obtiene un gráfico de una línea recta del $\ln(\eta)$ contra $1/T$, que muestra los valores de la viscosidad en función de la temperatura como se muestra en la **Figura 2.16**.

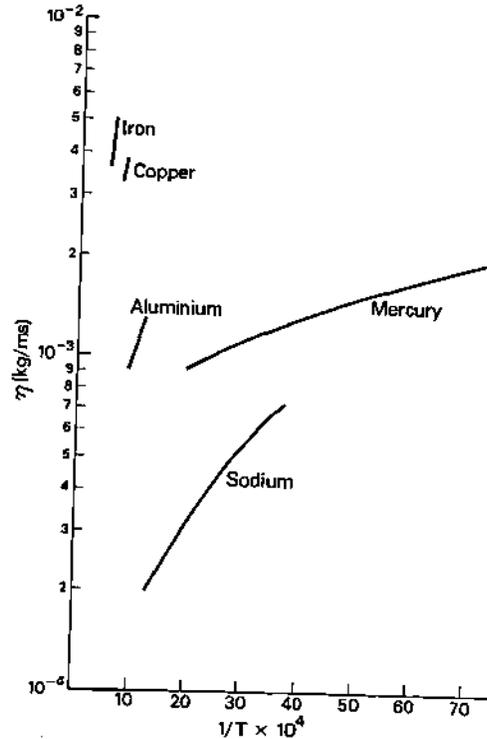


Figura 2.16 Viscosidad de los metales líquidos [57].

Y finalmente para determinar el tiempo de solidificación de la pileta de fusión o tiempo de escape que tienen las burbujas de zinc para salir de la pileta de fusión, M. Manikandan [51] propone usar la ecuación 24,

$$t_s = \frac{\Delta T}{C_r} \quad (24)$$

donde:

t_s : tiempo de solidificación (s)

ΔT : gradiente de temperatura (K)

C_r : velocidad de enfriamiento (K/s)

Otra variable a tomarse en cuenta es el % en peso de Zn remanente que tiende a quedar concentrado en el interior de las cavidades, ya que S. Shin y colaboradores [58] mencionan que los análisis por EDS del interior de las porosidades confirman la presencia de zinc remanente en el rango de 2.77 a 5.02 % e.p. (**Figura 2.17**), el cual tiende a formar porosidades mayores a 2 mm, cuando se aplican rangos de calor aportado de 0.197 a 0.210 kJ/mm con una abertura de raíz de 0.5 mm.

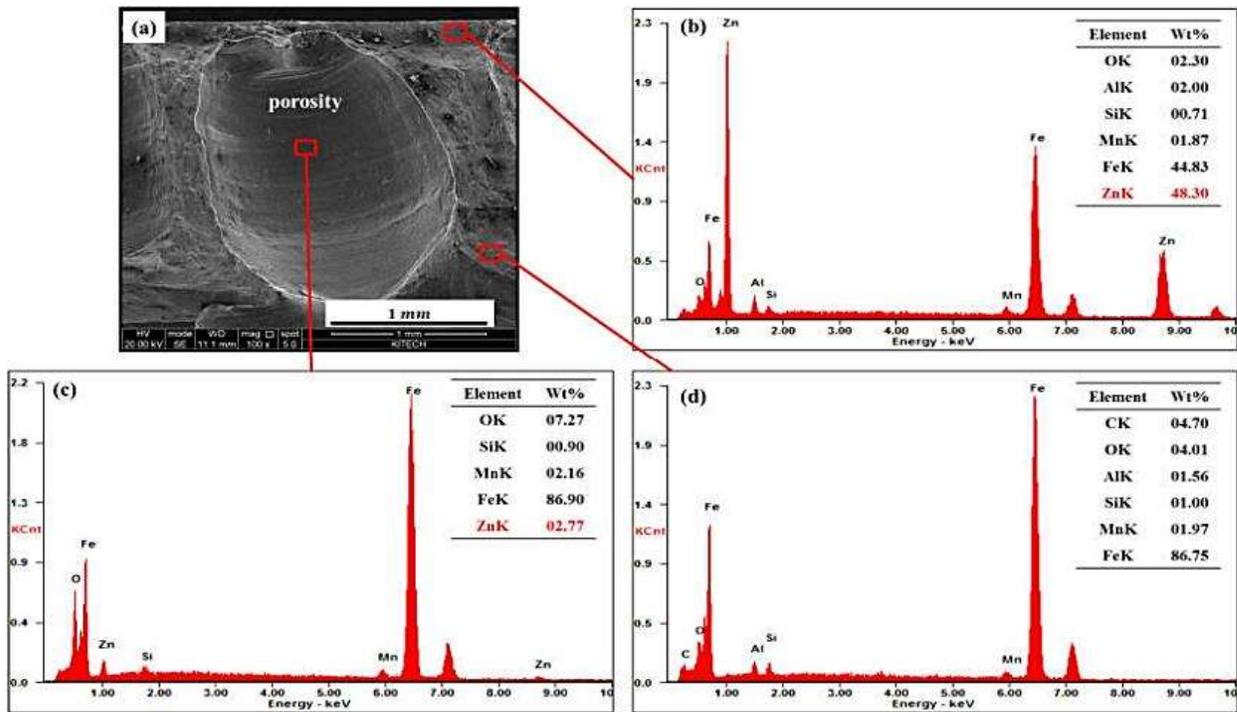


Figura 2.17 Análisis por EDS, a) porosidad, b) recubrimiento de zinc, c) interior de porosidad y d) soldadura [58].

Pero al aplicar el proceso GMAW-P con un rango de corriente de 129 a 99 A con un voltaje de 32.2 a 29 y una velocidad de avance de 7.5 mm/s se obtienen soldaduras con un porcentaje de porosidad menor al 2% [59]. Otros procesos como el GMAW-CMT, clasifican el calor aportado como bajo en el rango de 160 a 250 J/mm, medio de 250 a 350 J/mm y alto cuando este es mayor a 350 J/mm, en donde al aplicar un calor aportado superior a 500 J/mm, el porcentaje de porosidad en el área de la soldadura disminuye hasta 1% [49], lo cual fue corroborado por U. AHSAN [50], quien después de aplicar un calor de entrada por encima de los 350 J/mm, solo el 2% del área de la soldadura presentó porosidad como se observa en la **Figura 2.18 b**, en cambio, Y. Jiyoun [53] determinó que las uniones a traslape con metales base de 2.3 mm de espesor y con un espesor de revestimiento de Zn de 10 μm se obtienen soldaduras con bajo % de porosidad al utilizar un amperaje de 170 A, con un ángulo de recorrido de 30° y ángulo de trabajo de 60°.

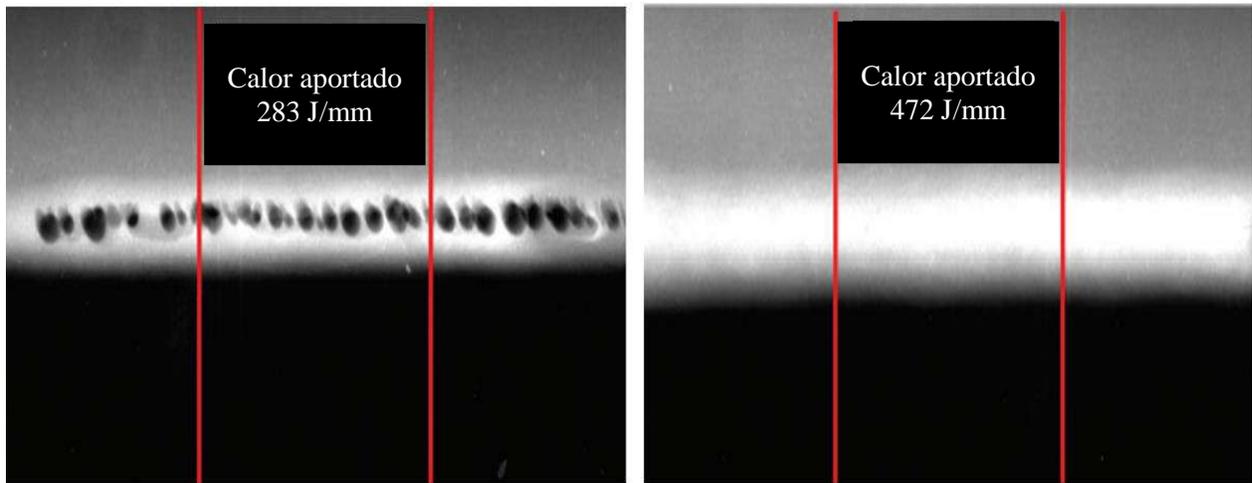


Figura 2.18 Películas radiográficas a) alto % de porosidad, b) bajo % de porosidad [50].

2.4 Arreglo ortogonal de Taguchi.

El modelo de Taguchi es un diseño experimental que emplea arreglos ortogonales donde se definen apropiadamente los factores de control con diferentes niveles [60]. Este método tiende a reducir el número de experimentos y determina la combinación óptima de los parámetros de control generando un proceso robusto y el análisis de varianza permite conocer la contribución de cada factor y cuál de estos tiene mayor influencia sobre el proceso [61]. La **Tabla 2.4** muestra los arreglos ortogonales de Taguchi con diferentes niveles y una cantidad de “*n*” factores que puede manejar cada arreglo [62].

Tabla 2. 4 Arreglos ortogonales de Taguchi de dos niveles.

Número de factores a analizar	Arreglo ortogonal	Número de corridas
Entre 2 y 3	L4	4
Entre 4 y 7	L8	8
Entre 8 y 11	L12	12
Entre 12 y 15	L16	16
Entre 16 y 31	L32	32
Entre 32 y 63	L64	64

En la actualidad, la aplicación de arreglos ortogonales es constante en la definición de parámetros de soldadura [63], por ejemplo, P. Yao [64] definió como factores a la velocidad de avance, el amperaje, la frecuencia y el tiempo pico con tres niveles resultando en un arreglo ortogonal L9 para

el proceso de soldadura GMAW-P, donde determinó que el factor que mayor efecto tiene es la frecuencia de pulso, siendo la corrida 5 (L5) la que presentó mejores resultados, en tanto que, A. Ahmad aplicó la metodología para optimizar los parámetros de soldadura del proceso GTAW-P [65], donde determinó cómo factores la corriente pico, corriente base, frecuencia pulsada y tiempo de pulso con 5 niveles para un arreglo ortogonal L25, donde el análisis de varianza le permitió identificar que el factor más importante es la corriente pico, determinando como parámetros óptimos una corriente pico de 180 A, 100 A de corriente base, una frecuencia pulsada de 12 Hz y 40% del tiempo en pulso.

2.5 Análisis de distribución de temperatura por el método elemento finito.

Actualmente, los modelos de distribución de densidad de calor que mayor aproximación tienen con respecto a los análisis térmicos experimentales, son el modelo gaussiano propuesto por Pavelic, en donde la piletta de fusión tiene una forma de elipse y el modelo de fuente de calor de doble elipse propuesto por J. Goldak que representa la piletta de fusión con forma de elipse alargada, el cual es más preciso que el modelo gaussiano [66].

Por un lado, el modelo Gaussiano de Pavelic (**Figura 2.19**) analiza la distribución de densidad de calor desde la fuente hasta el metal base en dos dimensiones con la ecuación 25,

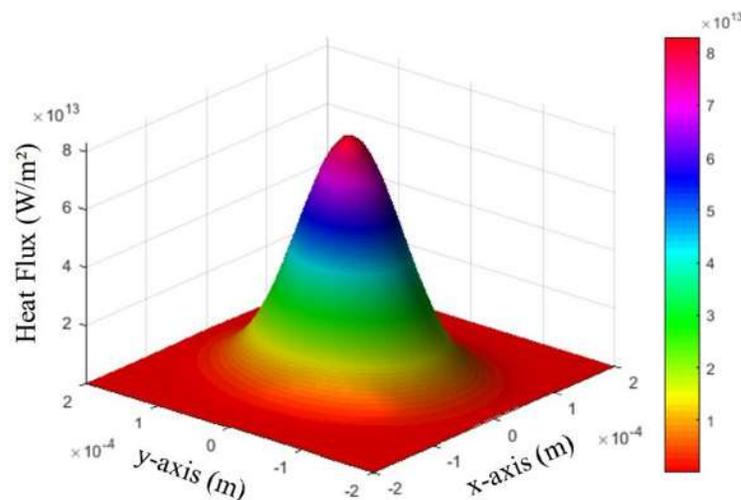


Figura 2.19 Modelo de distribución de densidad de calor Gaussiano [67].

donde (q) representa la densidad de calor y sus unidades son (W/mm^2), (Q) representa la velocidad a la que se transfiere el calor y sus unidades son los (W), finalmente, (a) es el radio efectivo de la fuente de calor y (r) representa la distancia radial con respecto del origen y sus unidades son los mm [68].

$$q = \frac{3Q}{\pi a^2} \exp\left(-\frac{r^2}{a^2/3}\right) \quad (25)$$

En cambio, el modelo de doble elipsoide propuesto por J. Goldak analiza la distribución de la densidad de calor en tres dimensiones que actúa dentro de la pileta de fusión combinando dos fuentes, la mitad delantera y la mitad trasera como se observa en la **Figura 2.20** [69].

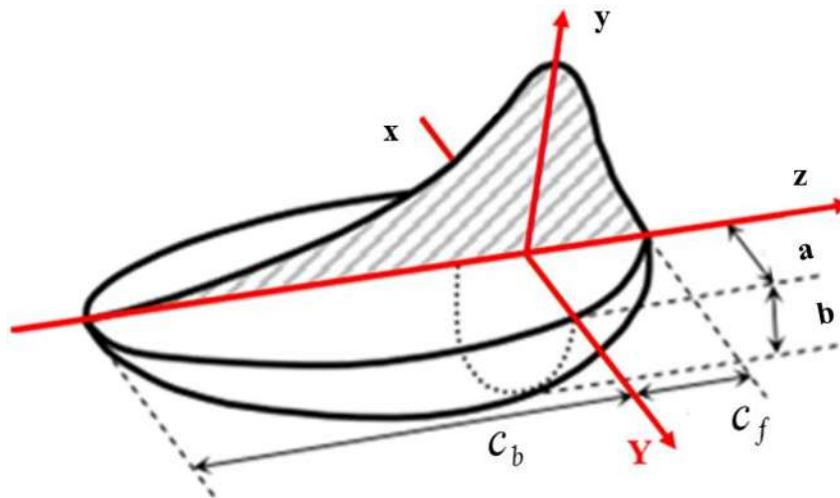


Figura 2.20 Modelo de fuente de calor de doble elipso [67].

Los puntos que se encuentran dentro del cuarto de elipsoide frontal, son representados por la ecuación 26:

$$q(x, y, z) = \frac{6\sqrt{3}r_f Q}{abc_f \pi \sqrt{\pi}} e^{\left(-\frac{3x^2}{a^2} - \frac{3y^2}{b^2} - \frac{3z^2}{c_f^2}\right)} \quad (26)$$

y para los puntos dentro del cuarto elipsoide trasero se usa la ecuación 27:

$$q(x, y, z) = \frac{6\sqrt{3}r_b Q}{abc_b \pi \sqrt{\pi}} e^{\left(-\frac{3x^2}{a^2} - \frac{3y^2}{b^2} - \frac{3z^2}{c_b^2}\right)} \quad (27)$$

Donde:

a, b, c : parámetros dimensionales de la fuente de calor elipsoidal (m)

x, y, z : coordenadas sobre cada eje del punto de interés dentro de la elipse (m)

Q : potencia térmica efectiva del arco (W)

$Z = z + v(\tau t)$

r_f y r_b : coeficientes adimensionales en la parte delantera y trasera de la fuente, donde $r_f + r_b = 2$ y se determinan con la ecuación 28.

$$r_f = \frac{2c_f}{c_f + c_b} \quad r_b = \frac{2c_b}{c_f + c_b} \quad (28)$$

Estos modelos suelen ser implementados en técnicas de análisis por elemento finito (AEF) con la finalidad de determinar los gradientes de distribución térmica resultantes de la densidad de calor aportado durante el proceso de soldadura [70].

El método consiste en diseñar la configuración de la unión soldada en CAD, dividirlo en un sistema equivalente de elementos finitos de línea, área o volumen, interconectados por nodos y mediante la solución del modelo matemático que obedece a dicho fenómeno, se lleva a cabo la simulación de la piqueta de fusión aplicando las correctas condiciones de carga o frontera [71].

Donde, el tamaño y forma de los elementos suelen impactar directamente en la convergencia de los resultados, es por esta razón que H. Maribel recomienda usar elementos hexaédricos con un tamaño menor a 0.5 mm largo y 1 mm de ancho para simular el proceso GMAW siempre y cuando no haya circunferencias [72], en tanto que A. Morejón recomienda utilizar elementos de 0.625 mm de longitud para simular el proceso GTAW [73] y K. Venkateswarlu [74] y G. Casalino [75] también recomiendan usar elementos hexaédricos con una longitud de 0.5 mm para simular los procesos GMAW y GTAW.

Por otra parte, la determinación de las propiedades termofísicas como la conductividad térmica, el calor específico, la densidad y el coeficiente de convección suelen ser esenciales para obtener aproximaciones más exactas cuando se realiza el análisis térmico de las juntas soldadas.

Investigadores como Y. Raó [53] se apoyan en la ecuación 29 para determinar el calor transferido (C_p) y que, al ser empleada en un análisis de equilibrio térmico entre un sólido y un líquido,

$$Q = mC_p(T_f - T_0) \quad (29)$$

Donde

Q : calor (cal)

m : masa (g)

C_p : calor específico (cal/g °C) - (J/kg K)

T_f : temperatura final (°C)

T_0 : temperatura inicial (°C)

donde, el sistema queda expresado con la ecuación 30,

$$-Q_s = Q_l \quad (30)$$

que al ser despejada con respecto al C_{ps} se puede determinar el calor específico del sólido, en tanto que la densidad (ρ) de los metales base puede ser determinada por el principio de Arquímedes y la ecuación 31:

$$\rho = \frac{m}{v} \quad (31)$$

Donde

ρ : densidad (g/mm³)

m : masa del metal base (g)

v : volumen del líquido (mm³)

Finalmente, la pérdida de calor desde la superficie externa hacia el entorno está representada con la ecuación 32 y se conoce como ley de enfriamiento de Newton [76],

$$\frac{dT}{dt} = h(T - T_0) \quad (32)$$

donde:

T : temperatura de la superficie (°C)

T_0 : temperatura del fluido (°C)

h : coeficiente de transmisión de calor (W/ m²°C)

t : tiempo (s)

y el coeficiente de transmisión de calor (h) relaciona la componente normal de densidad de flujo de calor en la interface sólido-fluido con la temperatura de la superficie (T) y la temperatura del

fluido T_0 permitiendo determinar la temperatura de la capa límite [77]. El coeficiente de convección natural suele estar en el rango de 3 a 20 W/ m²°C y de 20 a 300 W/ m²°C para convección forzada y suele aproximarse con los números de Grashof (Gr), Prandtl (Pr), Nusselt (Nu) (ecuación 35) y Reynolds (Re) mediante la ecuación 33 para convección natural y la ecuación 34 para convección forzada, donde (L) representa una relación entre el área (A) y el perímetro (P).

$$Nu = C(GrPr)^m \quad (33)$$

$$Nu = C(Re^n Pr^m) \quad (34)$$

$$Nu = \frac{hL}{k} \quad (35)$$

$$L = \frac{A}{P} \quad (36)$$

y la conductividad térmica puede ser determinada resolviendo la ecuación 37 que corresponde a la ley de conducción de calor de Fourier

$$\frac{dQ}{dt} = -kA \frac{\partial T}{\partial x} \quad (37)$$

Donde:

Q : calor transferido (W)

t : tiempo (s)

k : conductividad (W/m K)

A : área (m²)

T : temperatura (°C)

L : longitud del material (m)

2.6 Efecto de la morfología de la piletta de fusión en el crecimiento de grano.

Por otra parte, las piletas de fusión suelen tener morfologías de elipse o elipsoide [78], suelen estar constituidas solo por el metal base o ser una mezcla del metal base y el metal de aporte, donde el metal de aporte tiende a favorecer el crecimiento epitaxial siempre y cuando cumpla con las reglas de Hume-Rothery [79]. Por otra parte, el modo de transferencia juega un papel importante, por ejemplo, la transferencia pulsada genera un subenfriamiento que favorece la formación rápida de granos, los cuales tienden a ser fragmentados por la alta convección generada en la piletta de fusión debido a las altas transferencias de gotas/s [80], favoreciendo la formación de granos aciculares

dispersados homogéneamente en la soldadura [81]. Tomando las condiciones antes mencionadas como constantes y mediante la aplicación de bajas velocidades de avance, la morfología de la pileta de fusión tiende a ser una elipse [82] que favorece el crecimiento columnar de granos ferríticos correctamente definidos por ferrita poligonal y en su interior suelen estar presentes granos de ferrita alotriomórfica, ferrita idiomórfica, ferrita widmanstätten primaria o secundaria [83], en cambio, si se aplican altas velocidades de avance, la morfología de la pileta de fusión cambia a elipsoide y tienden a aparecer altas concentraciones de granos equiaxiales en el centro de la soldadura cuando se usan electrodos ferríticos como se observa en la **Figura 2.21** [84].

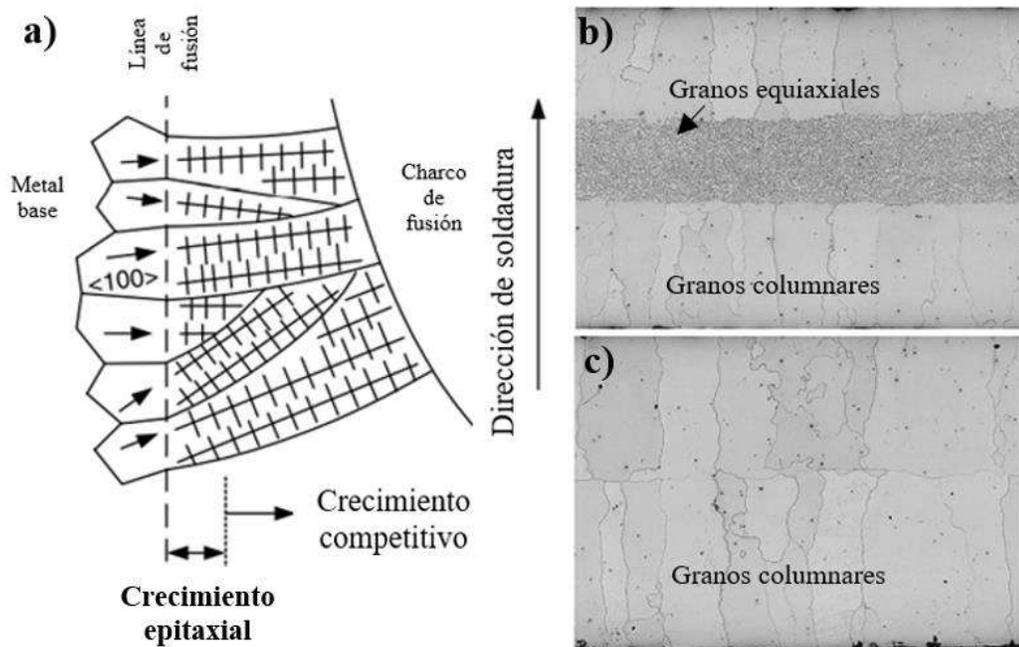


Figura 2.21 a) Crecimiento epitaxial [84], b) columnar-equiaxial, c) crecimiento columnar en la cara de soldadura [85].

CAPÍTULO 3. DESARROLLO EXPERIMENTAL

La metodología propuesta para el desarrollo experimental se presenta en la **Figura 3.1**, la cual busca evitar la aparición de porosidades, disminuir en un 15% el tamaño de la ZAC, evitar la aparición de fases martensíticas mediante la determinación de las velocidades de enfriamiento, así como favorecer el crecimiento de grano epitaxial con el empleo de un alto calor aportado y determinar el comportamiento mecánico y transformaciones de fase en la unión soldada.

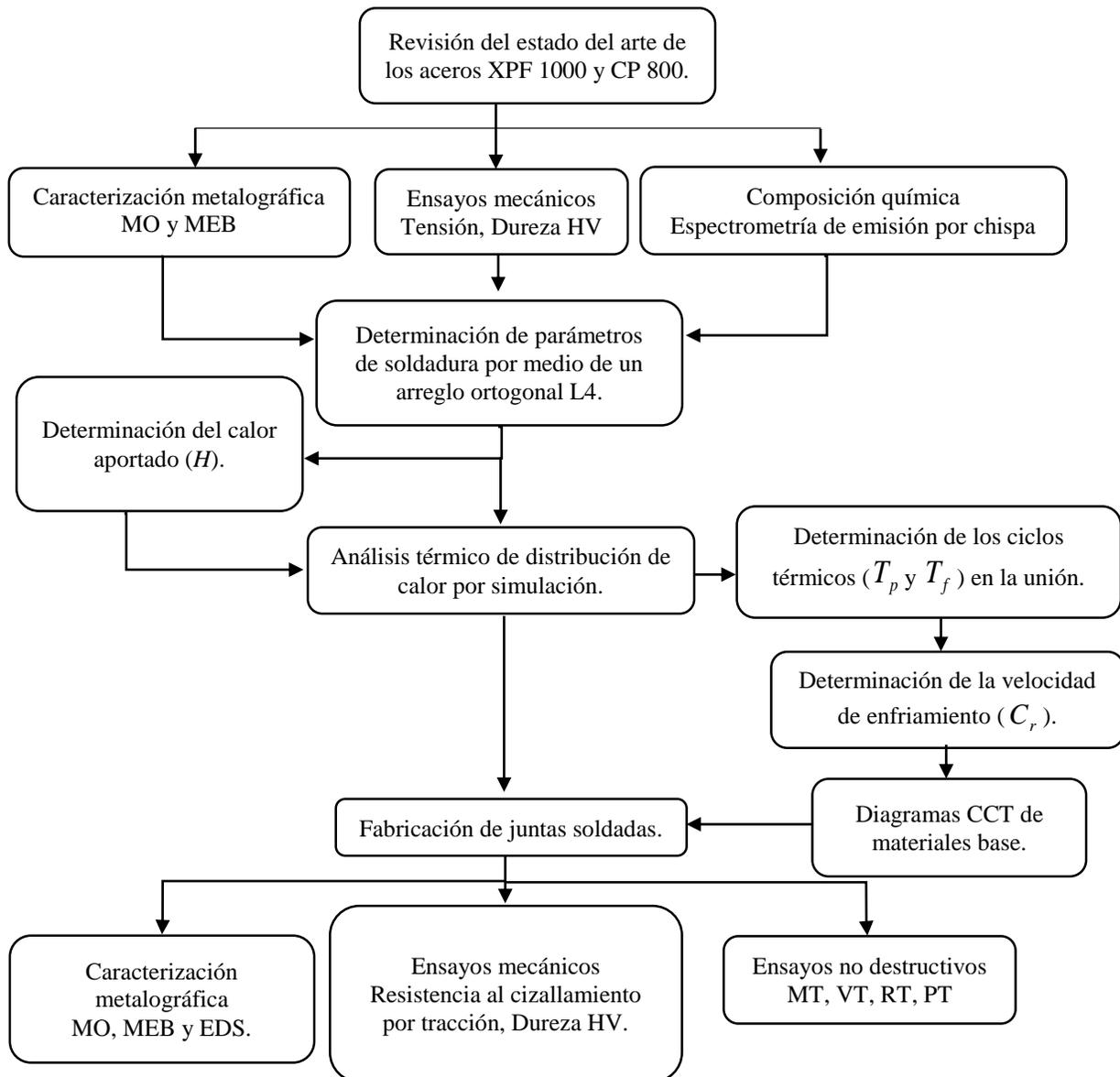


Figura 3.1 Metodología experimental.

3. 1 Caracterización de metales base

La revisión del estado del arte y marco teórico de los aceros XPF 1000 y CP 800, así como el desempeño que presentan al ser sometidos a procesos de soldadura es esencial para el entendimiento de tales materiales.

Posterior a esto, se realizó la caracterización metalográfica de los metales base por microscopía óptica y MEB en un equipo marca JEOL JSM-7600F equipado con espectroscopía de energía dispersiva de rayos X (EDS) mediante el empleo de las técnicas de análisis puntual por difracción de rayos X, mapeo elemental por microscopía electrónica de barrido y escaneo lineal por difracción de rayos X.

Por otra parte, la composición química fue evaluada por espectrometría de emisión atómica de chispa, bajo el estándar B.S. CA 316-2.

3. 2 Evaluación de propiedades mecánicas de materiales base

Las propiedades mecánicas se determinaron por medio de ensayos de tracción uniaxial bajo el estándar ASTM E8-13a, usando probetas rectangulares “subsize”, con las dimensiones mostradas en la **Figura 3.2**, con una tasa de esfuerzo de 0.015 mm/mm/min.

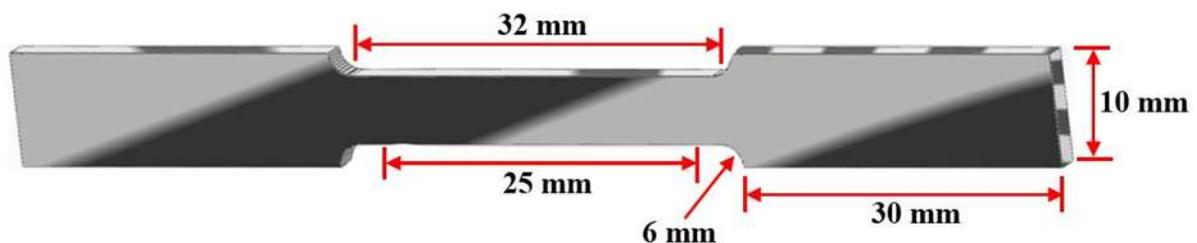


Figura 3.2 Configuración de probeta rectangular para ensayo de tracción.

La microdureza de los metales base fue evaluada bajo el estándar ASTM E384-17 usando un indentador tipo Vickers con una carga de 100 g, durante un tiempo de 10 s y una distancia entre indentación de 250 micrómetros.

3. 3 Determinación de parámetros de soldadura

Los parámetros óptimos de soldadura se determinaron por medio de un diseño de experimentos basado en la metodología Taguchi, delimitando el estudio a tres factores; (I) frecuencia de pulso (F_p), (II) corriente máxima (I_p) y (III) corriente de fondo (I_b). Cada factor será manipulado en dos niveles diferentes, lo cual se muestra en la **Tabla 3.1**. Lo cual implicó que solo se realizaran 4 experimentos, habiéndose generado así un arreglo L4 (2^3).

Tabla 3.1 Parámetros de soldadura y sus niveles en modo pulsado.

Factor	Notación	Unidades	Niveles	
			(1)	(2)
Frecuencia de pulso	F_p	Hz	8	5
Corriente máxima	I_p	A	98	94
Corriente de fondo	I_b	A	87	83

3. 4 Simulación de distribución de gradientes térmicos

Mediante el uso del software Ansys academic®, empleo de las propiedades físicas de los materiales, el calor aportado y el modelo de fuente de calor de doble elipse de J. Goldak, se realizó la simulación de la distribución térmica en la ZAC, donde se determinaron los ciclos térmicos (T_p y T_f).

3. 5 Diagramas de enfriamiento CCT

Mediante el uso del software JMAT-pro® se elaboraron los diagramas de enfriamiento CCT de los aceros XPF 1000 y CP 800.

3. 6 Unión de cupones

Se soldaron 4 juntas a traslape de láminas de acero CP 800 y XPF 1000 con dimensiones de 115 mm de largo y 125 mm de ancho como se muestra en la **Figura 3.3**, mediante el uso de una máquina OTC Welbee P400, con el proceso GMAW-Pulsado con los parámetros mostrados en la **Tabla 3.1**, con un voltaje de 23.1 V, un stick-out de 12.7 mm, una velocidad de avance de 6.674 mm/s y un flujo de gas de 25 l/min.

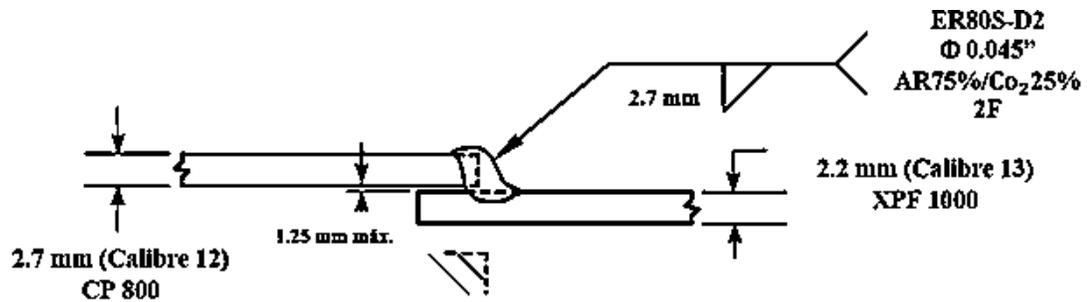


Figura 3.3 Configuración de junta a soldar.

3.7 Medición de gradientes de temperatura

Los gradientes de temperatura fueron medidos con el empleo de termopares tipo K a una distancia de 2, 4, 6 y 8 mm tomando como referencia el pie de la soldadura, se empleó una tarjeta de adquisición de datos marca OMEGA y el software Pico Log®.

3.8 Evaluación de la sanidad de cupones soldados

Finalmente, la sanidad superficial y volumétrica fue evaluada por medio de inspección visual, líquidos penetrantes y radiografía industrial usando como fuente de radiación Iridio 192 con una sensibilidad nivel 3, con pantallas de plomo de 0.127 a 0.254 mm a una distancia de la fuente de la película de 254 mm y un punto focal de 3.1 mm en películas de 70 mm.

3.9 Caracterización microestructural

El desbaste de las muestras se realizó manualmente usando lijas de tamaño de grano 80, 300, 500, 800, 1000, 2000 y el pulido final con un paño de 1 μ m, pasta diamante de 5 y 3 μ m, así como alúmina (Al₂O₃) de 1 μ m diluida en alcohol respectivamente. Para revelar la microestructura del metal de aporte y ZAC se utilizó una solución de Nital al 5% (5% HNO₃) por un tiempo de 2 segundos, en cambio para revelar el espesor del revestimiento de zinc se utilizó el reactivo de Palmerton, constituido por una solución de 20 ml de agua destilada (H₂O), 0.3 gr de sulfato de sodio (Na₂SO₄) y 4 gr de óxido de cromo (Cr₂O₃), sumergiendo la pieza por un tiempo de 180 segundos con agitación. Finalmente, las muestras fueron caracterizadas en un MEB marca JEOL JSM-7600F equipado con espectroscopia de energía dispersiva de rayos X (EDS).

3.10 Evaluación de sanidad en raíz de uniones soldadas.

Las sanidades en las raíces de las uniones soldadas fueron evaluadas por MEB bajo el estándar ISO 14273:2016, en la zona de transferencia del metal de aporte semi-estable como se observa en la **Figura 3.4**.

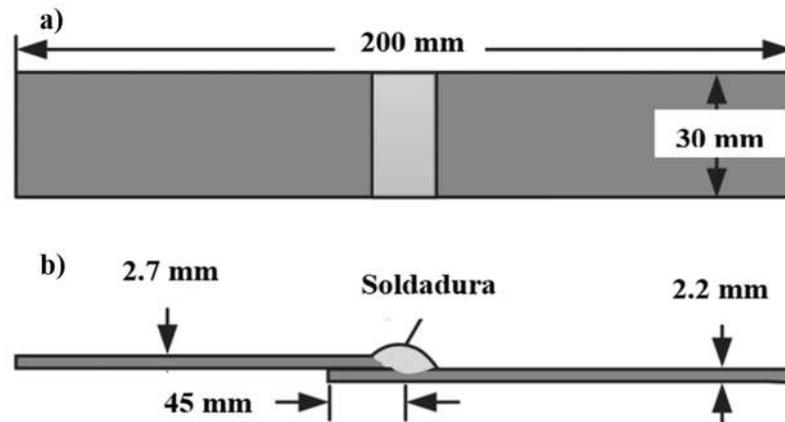


Figura 3.4 Especimen para ensayo de sanidad, a) vista superior, b) vista lateral.

3.11 Medición de perfiles de microdureza de uniones soldadas

Los perfiles de microdureza fueron realizados de acuerdo a la norma ASTM E384-17, con un durómetro marca Mitutoyo HM 210. Para todos los especímenes se aplicó una carga de 100 g, durante 15 s, donde las muestras previamente fueron preparadas mediante caracterización metalográfica. Los perfiles de microdureza se realizaron en 3 zonas: el primero fue en el metal base con una distancia de 0.300 mm entre indentaciones, el segundo en la ZAC con una distancia de 0.150 mm entre indentaciones, y el tercero en el cordón de soldadura con una distancia de 0.100 mm entre indentaciones. La **Figura 3.5** muestra la trayectoria de las indentaciones en las diferentes uniones soldadas.

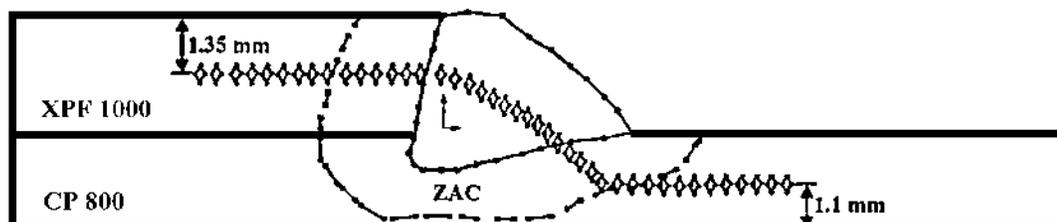


Figura 3.5 Esquema de mediciones de perfiles de microdureza en uniones soldadas.

CAPÍTULO 4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1 Caracterización de metales base

El acero CP tiene un tamaño de grano ASTM 9 con un contenido de carbono equivalente (CE) de 0.22 y una dureza promedio de 281 HV_{0.1}. Tiene una fina matriz de ferrita granular (F) estabilizada a partir de elementos como Si, Mo, Al, Cr y Cu, con longitudes de grano que van desde los 2 hasta los 9 μm y una dureza de 250 HV_{0.1}, así como granos bainíticos (B) estabilizados a partir de elementos como Mn, Si, Ni, Mo y Cr que consisten de finas placas de ferrita con una longitud aproximada de 10 μm con finos precipitados de cementita de 500 nm de longitud que tienen una dureza de hasta 960 HV_{0.1}, con pequeñas islas de martensita de listón (M) formadas a partir de granos ferríticos sobresaturados en C, que le confieren una dureza de hasta 885 HV_{0.1} y austenita retenida (RA) en los límites de grano ferríticos como se observa en la **Figura 4.1 a)** con TiC embebidos en la matriz como se observa en la **Figura 4.1 b)**, que favorecen el refinamiento de grano e incrementan la resistencia mediante endurecimiento por precipitación.

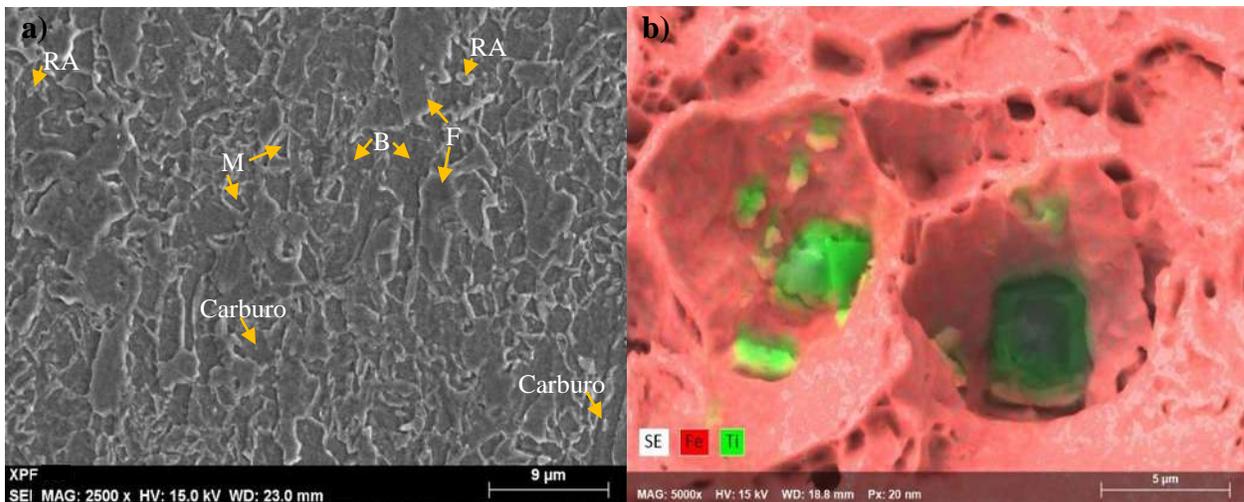


Figura 4.1 a) Microestructura del acero CP 800, b) mapeo elemental por EDS de partícula de TiC.

En tanto que, el acero XPF tiene un tamaño de grano ASTM 11, un contenido de carbono equivalente (CE) de 0.39 y una dureza promedio de 352 HV_{0.1}, su microestructura es mayormente ferrítica (F) con una longitud de grano aproximada de 5.4 μm, con pequeñas islas de perlita (P) como se observa en la **Figura 4.2 a)** y carburos de Ti compuestos por átomos de C mantenidos en

solución sólida en la matriz del Ti, confiriéndoles una dureza aproximada de 4000 HV_{0.1} y un punto de fusión y vaporización de 3140 °C y 4820 °C respectivamente como se observa en la **Figura 4.2 b)**. Con base en la literatura se tiene que la resistencia a la tracción de la fase ferrita es de 28 Kg / m² e incrementa hasta 80 Kg / m² para la fase perlita, a diferencia de las fases bainita y austenita retenida que tienen una resistencia a la tracción de 100 Kg / m² y finalmente la fase martensita tiene un rango que va desde 170 a 250 Kg / m² con lo cual se corrobora que ambos materiales desde un punto de vista microscópico son anisotrópicos, ya que no son continuos ni homogéneos y mucho menos tienen la misma dirección y orientación de crecimiento.

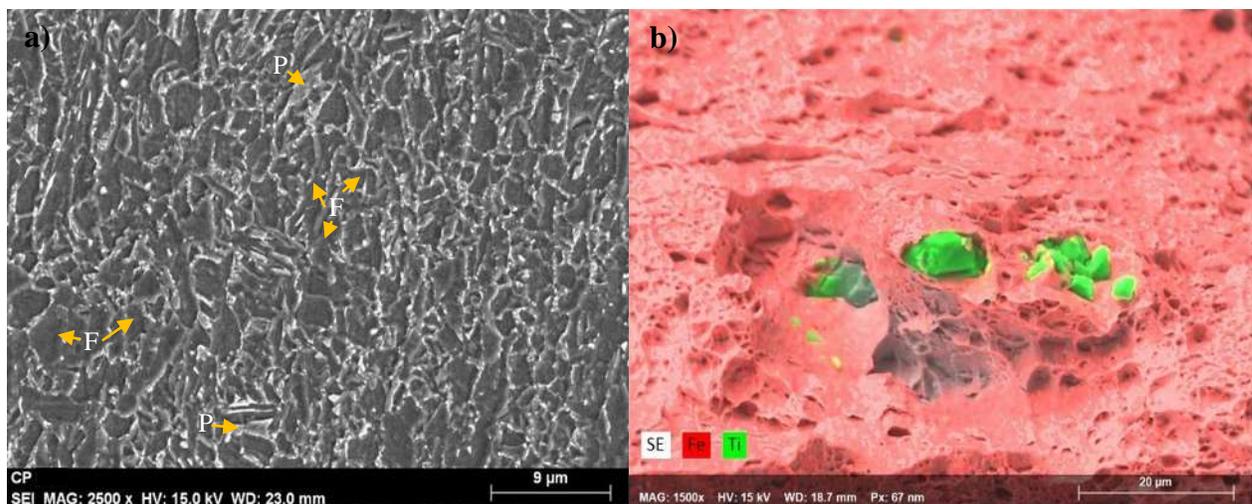


Figura 4.2 a) Microestructura del acero XPF, b) mapeo elemental por EDS de partícula de TiC.

Finalmente, ambos aceros presentan como principal elemento de aleación al Mn con 1.43 % e.p. y 0.88 % e.p. respectivamente, con el cual se busca inhibir la precipitación de Fe₃S que tienden a reducir las propiedades mecánicas de ambos aceros. Por otra parte, tienen como principales elementos aleantes al Nb, Ti y V que favorecen la formación de segundas fases al asociarse con los bajos porcentajes de C en peso presentes en cada aleación como se muestra en la **Tabla 4.1**.

Tabla 4.1 Composición química de los aceros CP y XPF.

Acero	C	Mn	Si	Cr	S	P	Nb	Ti	Al	Mo	Ni	Cu	V
CP	0.08	1.43	0.49	0.34	0.003	0.001	0.005	0.09	0.03	0.004	0.19	0.002	0.01
XPF	0.11	0.88	0.19	-	0.002	0.002	0.04	0.1	0.005	0.26	0.003	0.009	0.23

4.2 Comportamiento mecánico de los materiales base

El comportamiento mecánico de ambos materiales se muestra mediante las curvas esfuerzo deformación unitaria ingenieril de la **Figura 4.4**, que corroboran que ambos aceros presentan anisotropía planar o por orientación [86], generada por los procesos de recristalización dinámica y deformación plástica [16], en el cual el grano cristalino rota a medida que se alarga haciendo que ciertas direcciones y planos cristalográficos se alineen con la dirección en la cual el estrés es aplicado, resultando en una textura deformada preferencialmente orientada y bien definida por bandas de deformación [87], que recorren la muestra en dirección del flujo plástico como se observa en la **Figura 4.3**. Estas texturas están constituidas de un 32 % de F, 55 % de B y un 13 % de M y RA con resistencias de 450, 725 y 1950 MPa [16], que le confieren al acero CP una resistencia de 796 MPa, la cual es cercana a la resistencia que tiene en su sección transversal.

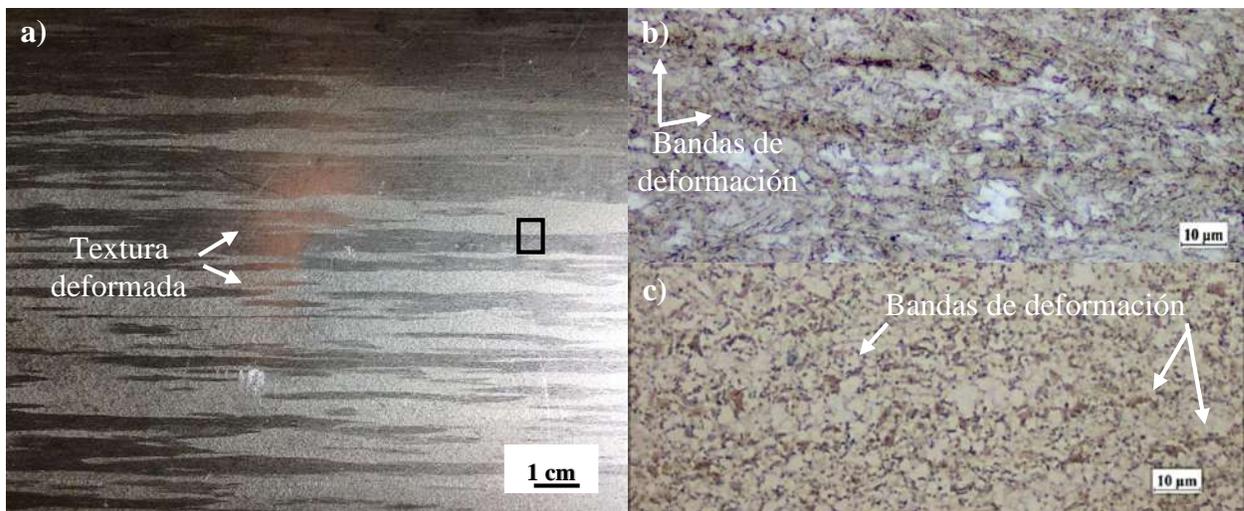


Figura 4.3 a) Textura deformada y bandas de deformación de los aceros b) CP y c) XPF.

Además, a las bandas de deformación se les atribuye la anisotropía de ambos materiales [88], ya que en sentido longitudinal son alargadas y más dúctiles cuando se someten a una carga, debido a que siguen una orientación de deformación previamente establecida, oponiendo una baja resistencia a la deformación, en cambio, su sección transversal es angosta y tiene una alta resistencia a la deformación debido al alto % de deformación al cual previamente fueron sometidas, siendo esta la razón por la cual las secciones longitudinales y transversales presentan variaciones en las propiedades mecánicas como se observa en la **Tabla 4.2**.

Tabla 4.2 Propiedades mecánicas de los aceros CP 800 y XPF 1000.

Propiedades mecánicas	CP Transversal	XPF Transversal	CP Longitudinal	XPF Longitudinal
Módulo de Young [GPa]	176	204	219	174
Esfuerzo de cedencia [MPa]	790	990	700	740
Esfuerzo máximo [MPa]	814.8	1042.6	834	833.5
Esfuerzo de ruptura [MPa]	528.8	594.5	576.5	576.9
deformación unitaria	0.19	0.19	0.21	0.21
% de reducción de área	47	47	54	56

Por otra parte, las zonas con comportamiento lineal muestran que el esfuerzo es directamente proporcional a la deformación unitaria con sus respectivos módulos de elasticidad, los cuales fueron determinados por ajustes de recta por medio de análisis de regresión lineal, que arrojaron que los módulos de elasticidad son de 204 y 176 GPa con energías de deformación elástica de 1.12 y 2.40 MJ/m³, teniendo un límite elástico de 760 y 910 MPa respectivamente.

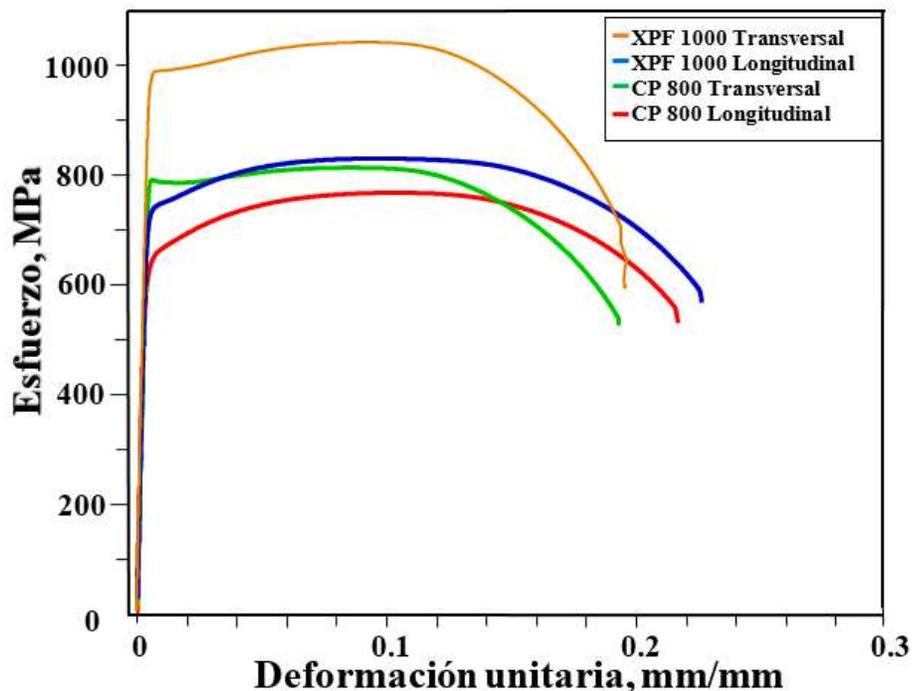


Figura 4.4 Curvas esfuerzo deformación unitaria de ingeniería CP 800 y XPF 1000.

4.3 Fractografía de probetas de ensayo a tracción uniaxial

Las superficies de los aceros XPF y CP presentaron un modo de fractura por cizallamiento dúctil [89] y propagación de agrietamiento por semi clivaje [90], el inicio de la fractura se presentó en el centro de la región de estricción, se propago hacia las lateras fallando en esas zonas [91]. Las **Figuras 4.5 b y d** evidencian una superficie con hoyuelos que se formó a partir de segundas fases después de superar los 790 y 990 MPa, los cuales coalescieron debido al enlace de corte a lo largo de la dirección del esfuerzo cortante máximo [92].

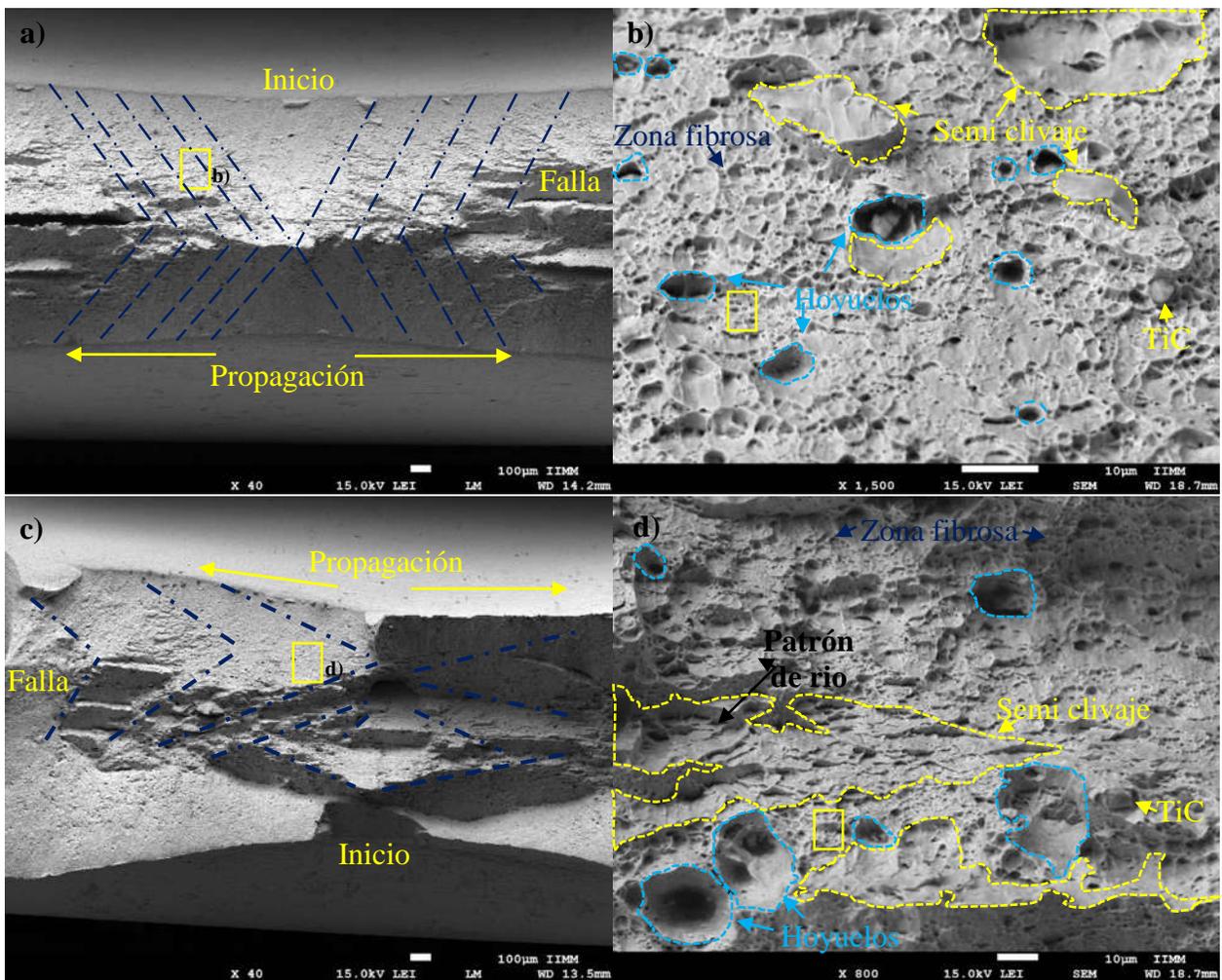


Figura 4.5 a) XPF 1000 transversal, b) XPF 1000 longitudinal.

El análisis por fractografía muestra altas concentraciones de zonas fibrosas con finos y grandes hoyuelos que en su interior evidencian la presencia de segundas fases esféricas como se observan en la superficie de la **Figura 4.5 c y d**, las cuales son características de un comportamiento dúctil

[93], además, presentan una morfología de cono profundo y suelen desarrollarse por efecto del desgarro por cizallamiento en los límites de grano, así como zonas con semi-clivaje que representan el desplazamiento de microgrietas de baja energía a lo largo de los granos al mismo tiempo que la grieta general [94] y patrones de río [95].

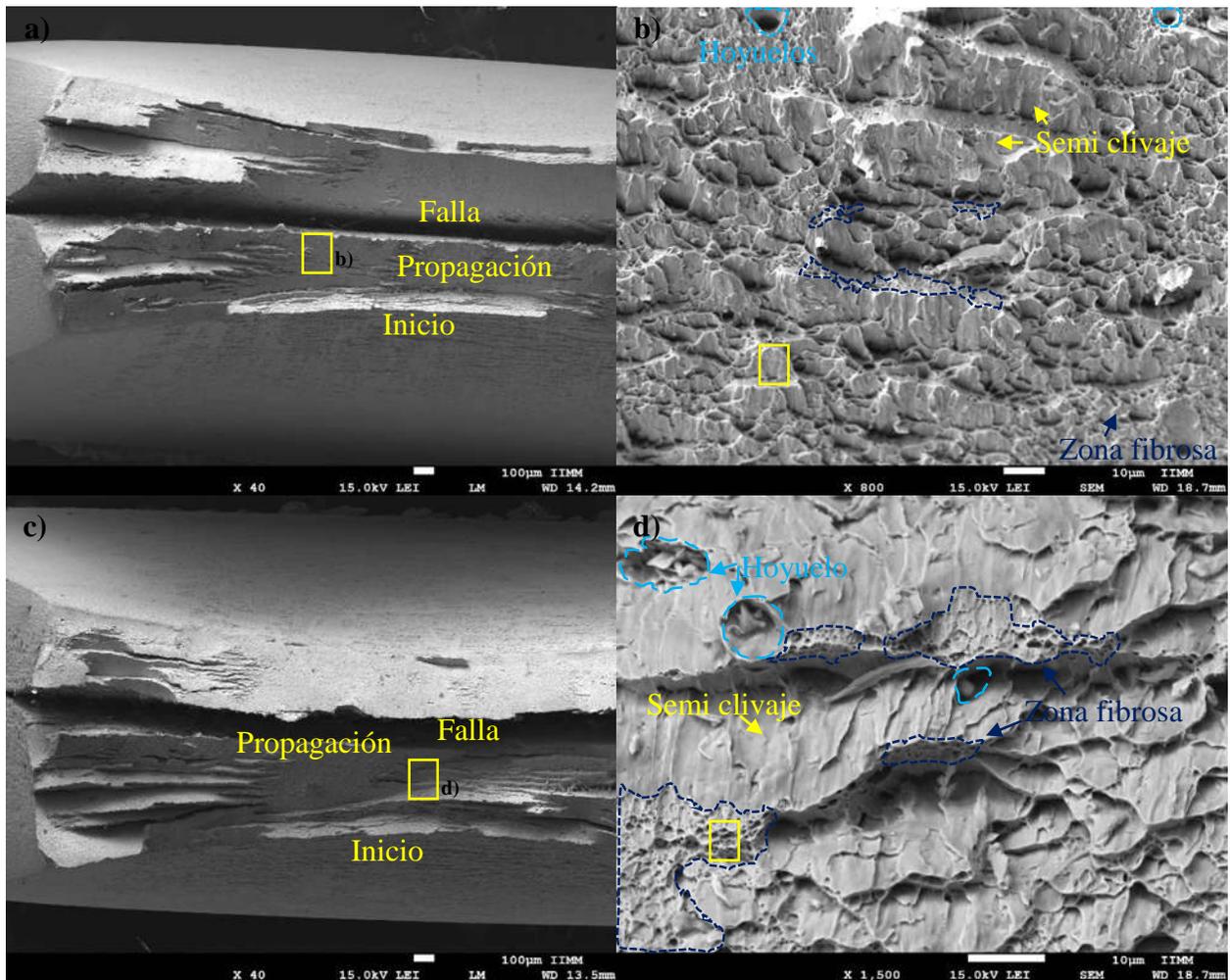


Figura 4.6 a) CP 800 transversal, b) CP 800 longitudinal.

Por otra parte, la fractografía de los aceros CP mostrados en las **Figuras 4.6 c y d** evidencian una mezcla de fractura dúctil frágil. En donde las zonas de semiclivaje prevalecen con pequeñas zonas fibrosas con finos y grandes hoyuelos que tienen en su interior segundas fases de carburos. Estudios de correlación entre la superficie de fractura y microestructura mencionan que las zonas pequeñas con semiclivaje corresponden a la fase martensítica y austenita retenida, en tanto que las zonas grandes con semi clivaje corresponden a fases bainíticas y las zonas fibrosas a la fase ferrita.

En donde, el agrietamiento por semiclivaje se debió a que los granos finos de martensita o austenita retenida contenidos dentro de los granos bainíticos actuaron como puntos de inicio de grieta, ya que son fases duras con alto enriquecimiento de carbono, a diferencia del grano bainítico que cumplió la función de conexión entre estos puntos. En tanto que las inclusiones de Nb, Ti y V dentro de los granos ferríticos son responsables de la aparición de hoyuelos finos y burdos [96]. Finalmente, el análisis puntual por EDS, corrobora la presencia de TiC y VC agrietados [95] en la probeta de acero XPF 1000 transversal como se observa en la **Figura 4.7**, a diferencia de las cavidades de acero CP 800 que muestra la presencia de TiC como se observa en la **Figura 4.8**.

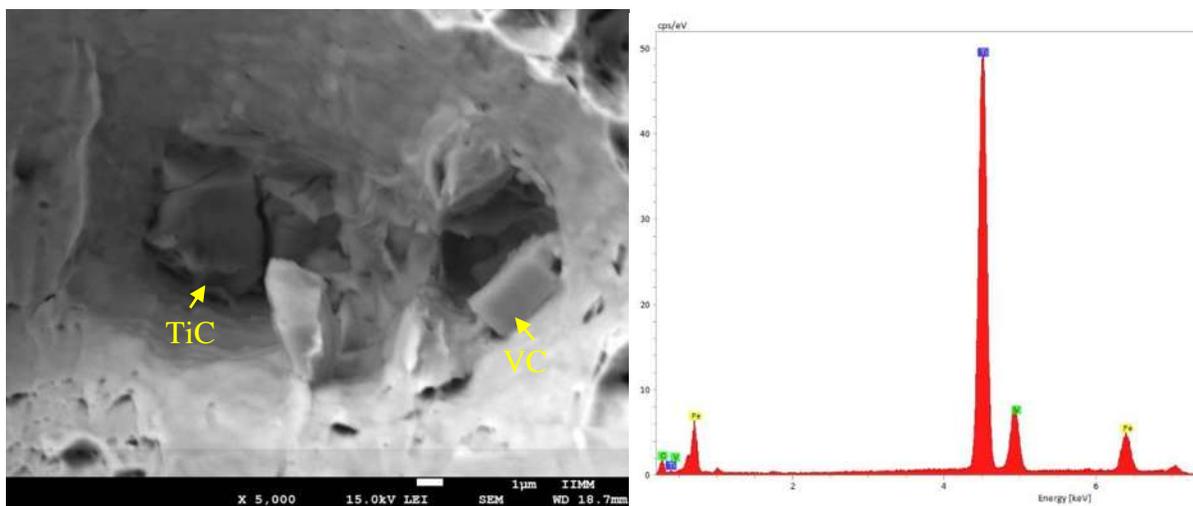


Figura 4.7 Análisis puntual por EDS de TiC.

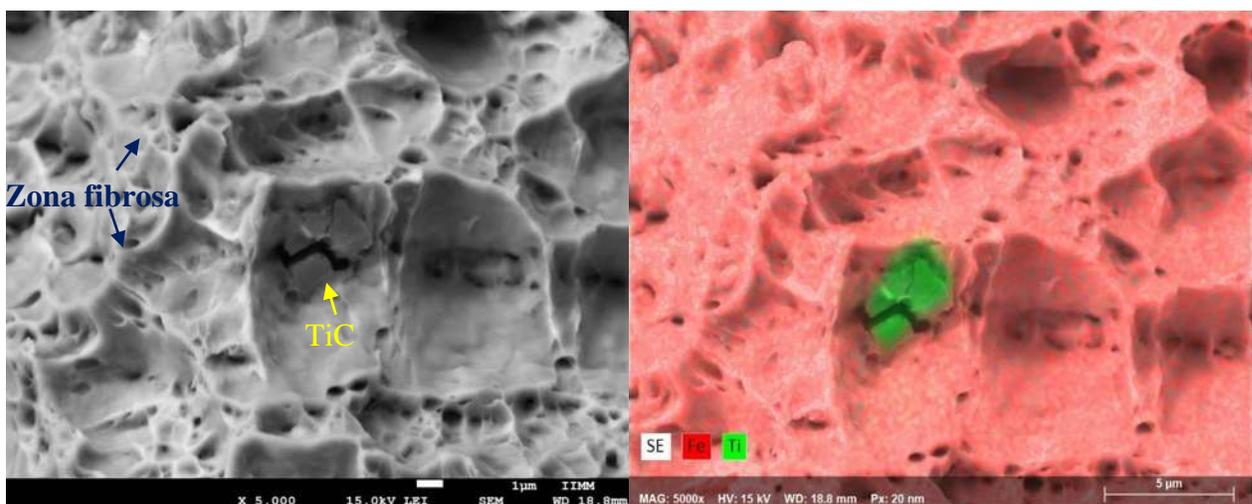


Figura 4.8 Mapeo elemental por MEB de TiC.

4.4 Análisis del revestimiento de Zinc

El acero XPF 1000 tiene un revestimiento de Zn con contenidos de Mg y Sn como se observa en la **Tabla 4.3**, donde el Cu reduce la ductilidad del recubrimiento, el Al reduce la oxigenación líquida del Zn, incrementa el brillo y la ductilidad del recubrimiento, en cambio el Pb promueve la adecuada apariencia la eliminación de escoria en el baño, el Fe es un elemento indeseable y el Mg tiende a mejorar la resistencia a la corrosión.

Tabla 4.3 Composición química (% e.p.) del revestimiento de zinc del acero XPF 1000.

Zn	Al	Mg	Pb	Sn	Cu	Fe
99.37	0.047	0.057	0.010	0.040	0.025	0.1

Cada mm² superficial del acero XPF 1000 tiene en promedio 0.52 g de masa de Zn con una dureza promedio de 205 HRT_{0.03} y un espesor de 8.165 hasta 19.459 μm, además el revestimiento presenta cavidades y grietas abiertas a la superficie como se observa en la **Figura 4.9**.

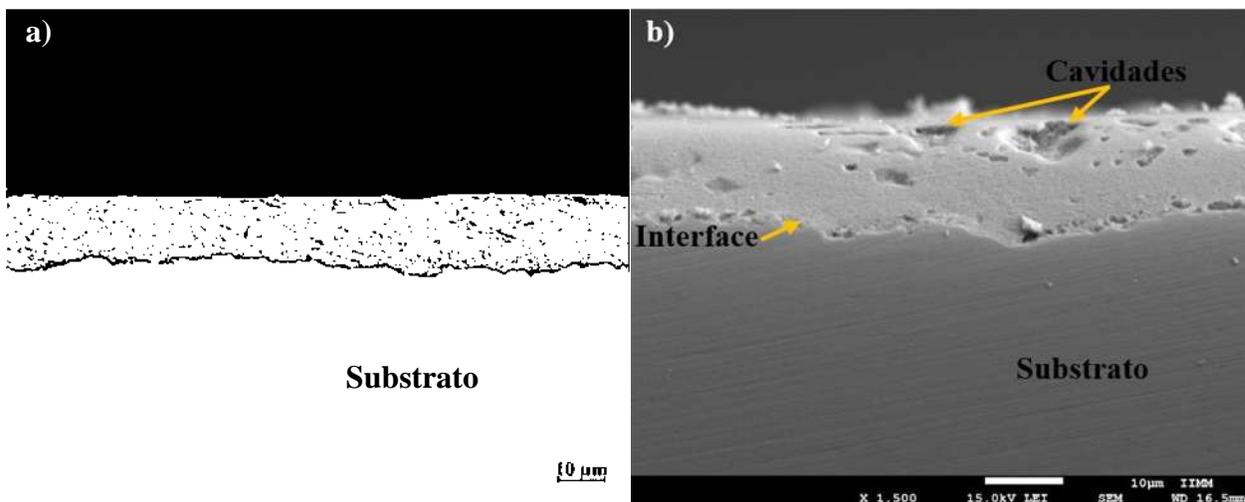


Figura 4.9 Microestructura del revestimiento de zinc, a) M.O. y b) MEB.

En tanto que el mapeo elemental por EDS mostrado en la **Figura 4.10**, corrobora la presencia de Zn en el revestimiento e indica que tiene un espesor aproximado de 17 μm, observándose la no homogeneidad en la superficie del sustrato y el revestimiento, que al analizar por escaneo lineal por EDS y con base en el diagrama de equilibrio Fe-Zn se determinó la redistribución de Zn en el

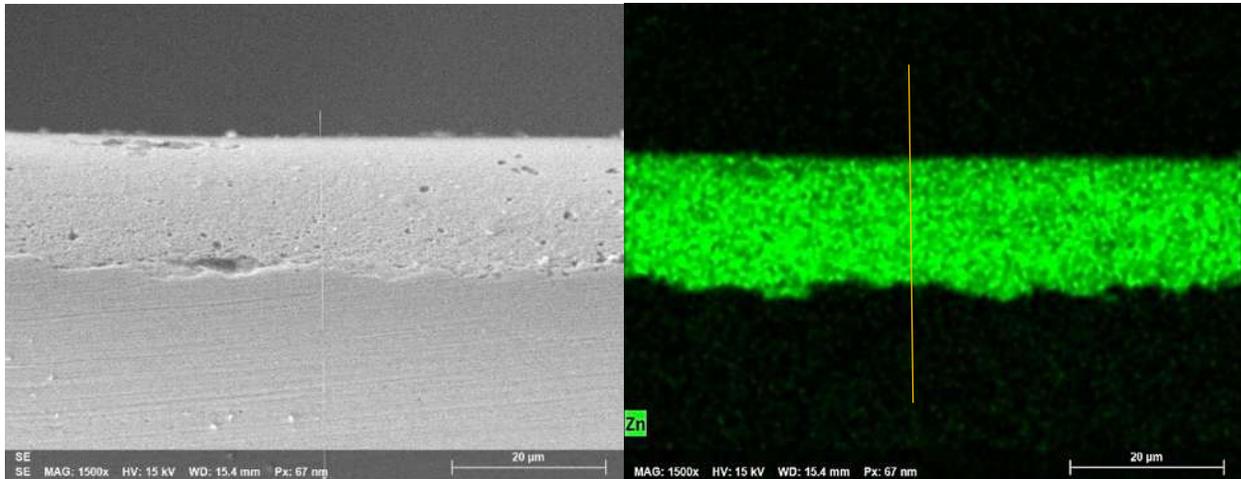


Figura 4.10 Mapeo elemental por MEB del revestimiento de zinc.

en el revestimiento (**Figura 4.11**), donde se observa que el intermetálico ETA (η) tienen un espesor de 0.57 μm , presenta una concentración cercana al 1% y se encuentra en la parte superior del revestimiento, en cambio, los intermetálicos ZETA (ζ) y DELTA (δ) tienen espesores de 14.61 y 1.0 μm y se encuentran en el volumen del revestimiento, finalmente el intermetálico GAMMA (Γ) se encuentra en la interface sustrato revestimiento y que tiene un espesor aproximado de 0.73 μm . Además, las fracciones de masa inferiores a 0.89 en la zona ζ corresponden a los límites de grano.

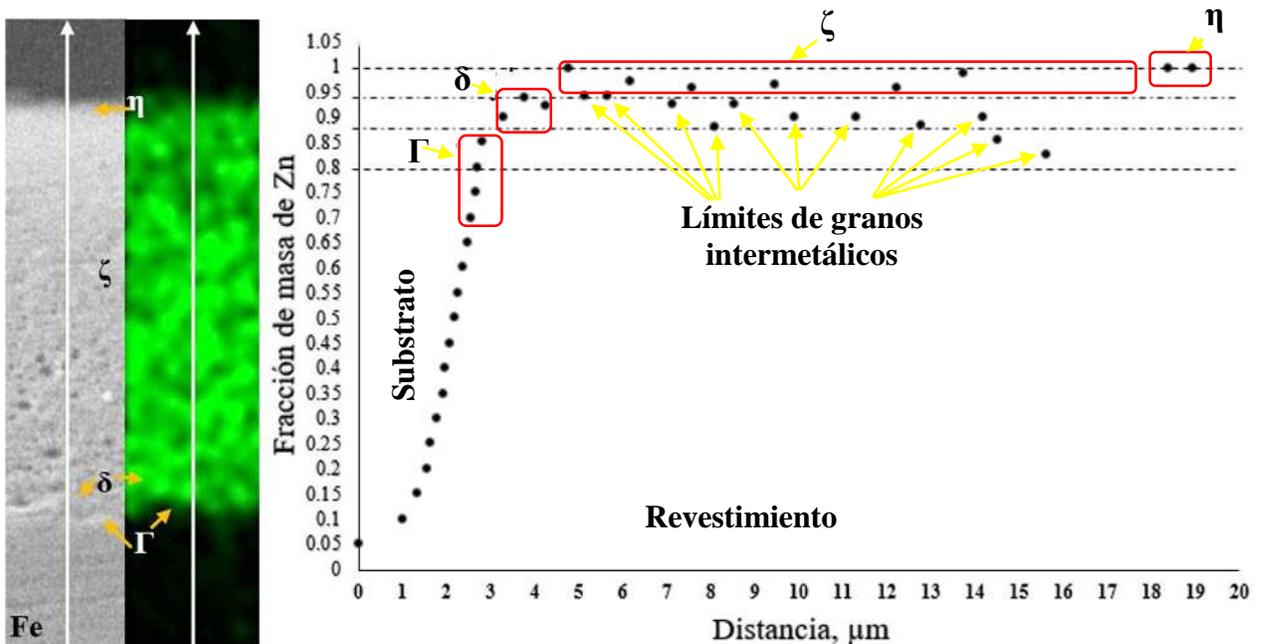


Figura 4.11 Microestructura del revestimiento de zinc.

4.5 Análisis macroestructural de las soldaduras

El análisis de varianza mostró que la frecuencia de pulso (F_p) es el factor que tiene más efecto, en tanto que los resultados del arreglo ortogonal L4 (2^3) mostrados en la **Tabla 4.4** permitieron identificar que las probetas 1 y 4 debieron soldarse con un aporte de 8 gotas/segundo, en cambio las probetas 2 y 3 solo con 5 gotas/segundo con un rango de calor de 238 a 245 J/mm.

Tabla 4.4 Parámetros resultantes del arreglo ortogonal L4 (2^3) para el proceso GMAW-P.

Probeta	I_p (A)	I_b (A)	F_p (Hz)	Calor aportado	Gotas aportadas
P01	98	87	8 g/s	250 J/mm	una gota cada 125 ms (136)
P02	98	83	5 g/s	245 J/mm	una gota cada 200 ms (95)
P03	94	87	5 g/s	238 J/mm	una gota cada 200 ms (83)
P04	94	83	8 g/s	236 J/mm	una gota cada 125 ms (122)

Por otra parte, las 4 uniones mostradas en la **Figura 4.12** fueron evaluadas por líquidos penetrantes, donde se observó claramente que en la probeta P01 no presenta indicaciones redondas abiertas a la superficie, además, en la longitud efectiva de soldaduras P03 y P04 muestran excesiva exudación, lo cual indica que las porosidades pueden llegar hasta la raíz. Finalmente, la probeta P02 muestra un cráter tipo estrella resultante de la contracción del metal de aporte durante la solidificación.

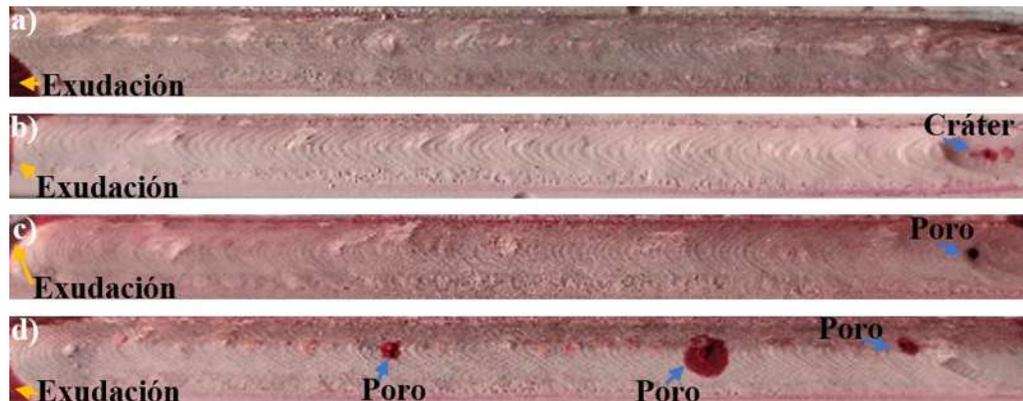


Figura 4.12 Evaluación superficial por PT de las uniones a) P01, b) P02, c) P03 y d) P04.

Las macrografías P01, P02 y P03 muestran una penetración de 1.04, 1.32 y 1.22 mm respectivamente con sanidad completa, en cambio, la probeta P04 presenta una penetración de 0.6 mm con una indicación redonda de 0.1 mm donde inicia una grieta y esta se propaga hacia la superficie. Las macrografías de la **Figura 4.13** muestran crecimiento columnar en la soldadura.

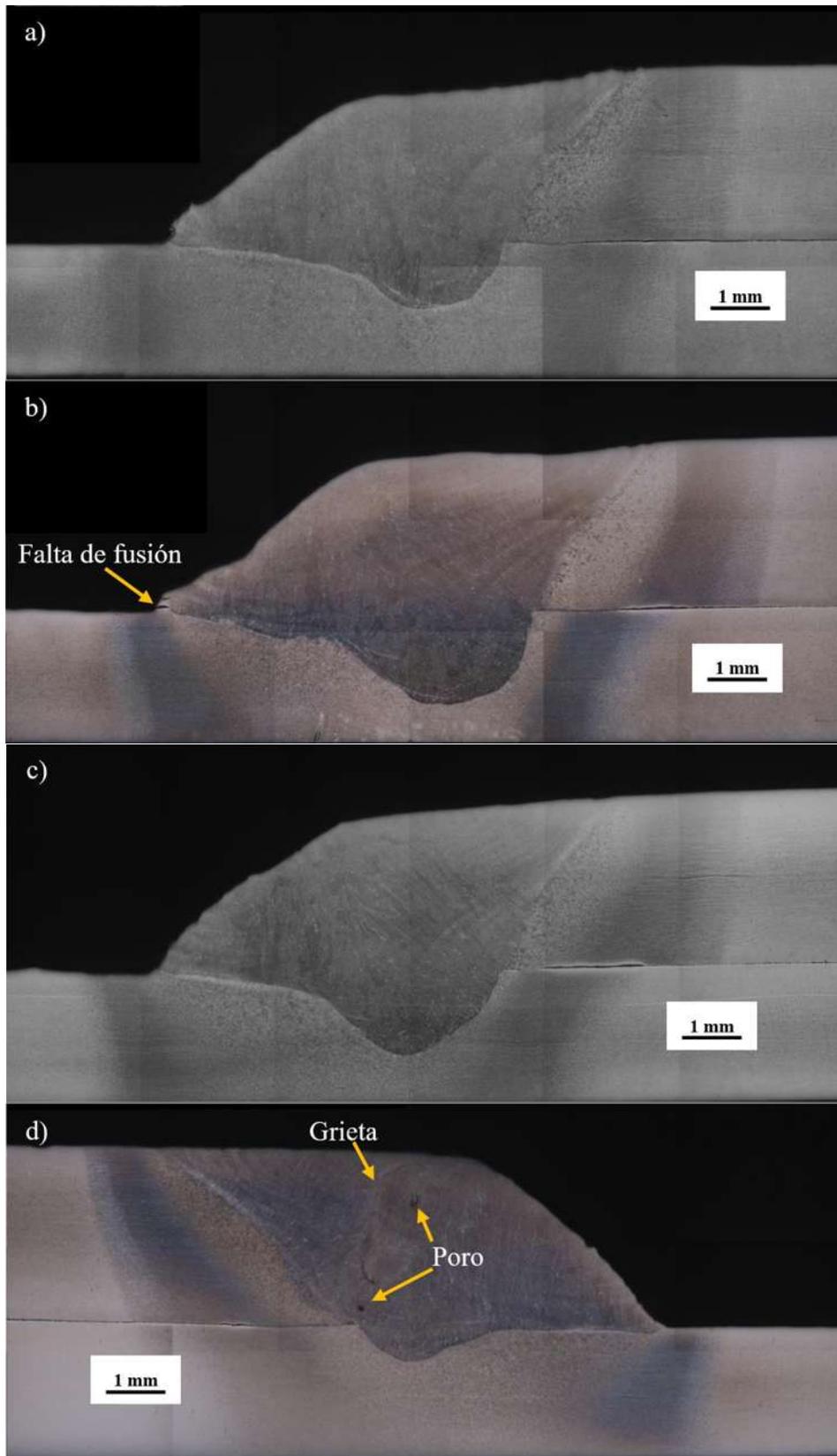


Figura 4.13 Macrografías de uniones soldadas a) P01, b) P02, c) P03 y d) P04.

Los diagramas de onda pulsada de corriente directa mostrados en la **Figura 4.14** muestran que el amperaje aplicado durante el primer pulso va desde los 300 hasta los 800 A, el cual permite romper fácilmente la capa del revestimiento de zinc. Por otra parte, el estado de cuasi-equilibrio para los diagramas a) y b) se alcanzó en el rango de 0.25 a 0.30 kJ/mm, donde el 70.8% y 71.5 % de calor aportado se concentró en ese rango, en cambio, para los diagramas c) y d) el estado de cuasi-equilibrio se alcanzó en el rango de calor aportado de 0.20 a 0.25 kJ/mm donde 42.9% y 86.7% de calor aportado estuvo en ese rango, observándose así una tendencia, en la cual el rango mínimo de calor aportado es de 0.25 kJ/mm.

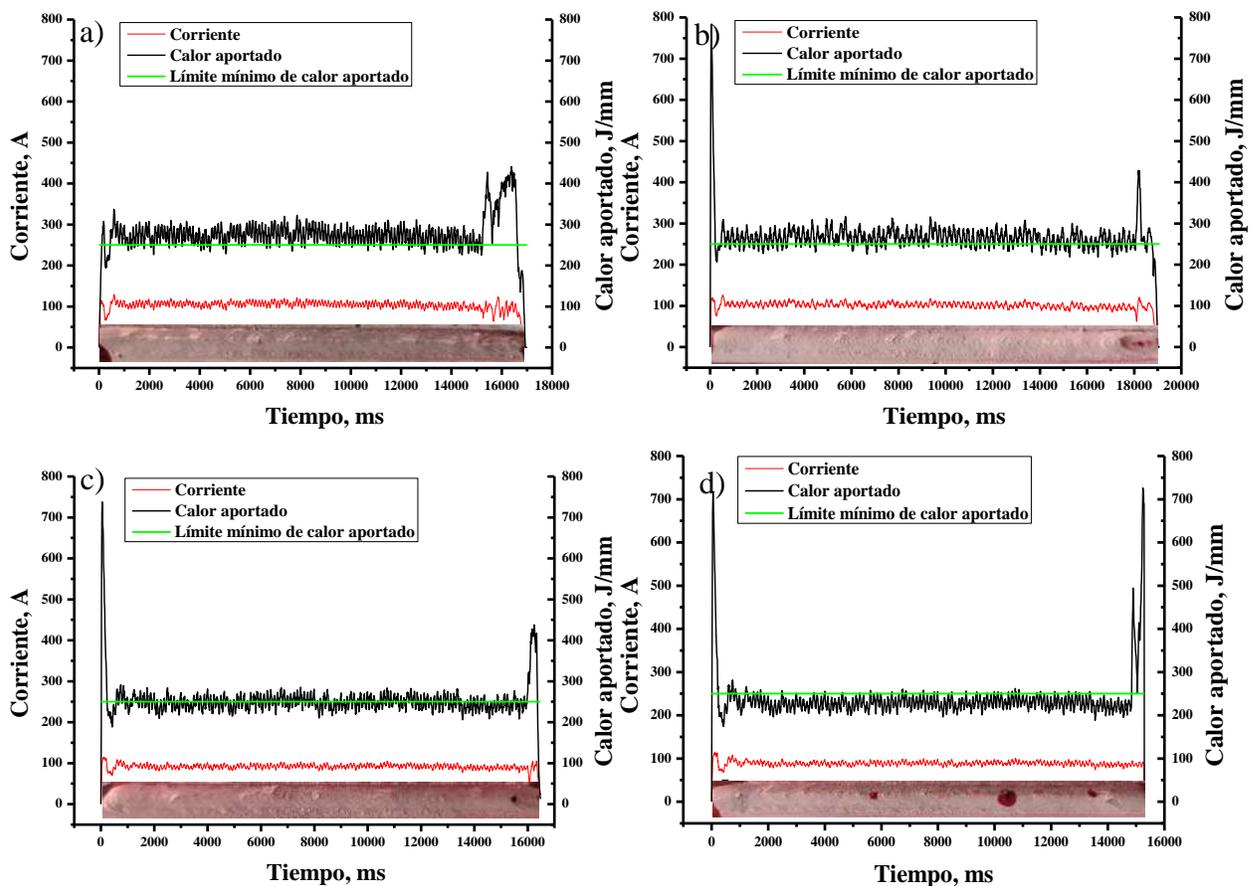


Figura 4.14 Diagramas de onda pulsada correspondientes a las uniones soldadas a) P01, b) P02, c) P03 y d) P04.

Además, los rangos de calor aportado en los diagramas de la **Figura 4.14 a) y b)** están por encima del límite mínimo de calor aportado 0.25 kJ/mm originando longitudes efectivas de soldadura libres de indicaciones abiertas a la superficie, en cambio para el diagrama c), se observa que la media de

calor aportado es de 0.25 kJ/mm, originando una indicación redonda abierta a la superficie en la cola de la gota de soldadura, y finalmente en el diagrama **d)** se observa la mayoría de calor aportado se encuentran por debajo de los 0.25 kJ/mm, la cara de la soldadura por su parte presenta 3 indicaciones redondas y una alta aglomeración de óxido de silicio el cual suele ser un indicativo de la presencia de altas concentraciones de atrapamiento de vapor de zinc a nivel volumétrico en la soldadura.

Por otra parte, los diagramas de la **Figura 4.15** muestran el porcentaje de calor aportado por debajo de los 250 J/mm, donde se observa que el 28 y el 30 % del calor aportado correspondiente a los diagramas a) y b) estuvo por debajo de los 250 J/mm y este incremento hasta un 43 y 86 % respectivamente para los diagramas c) y d).

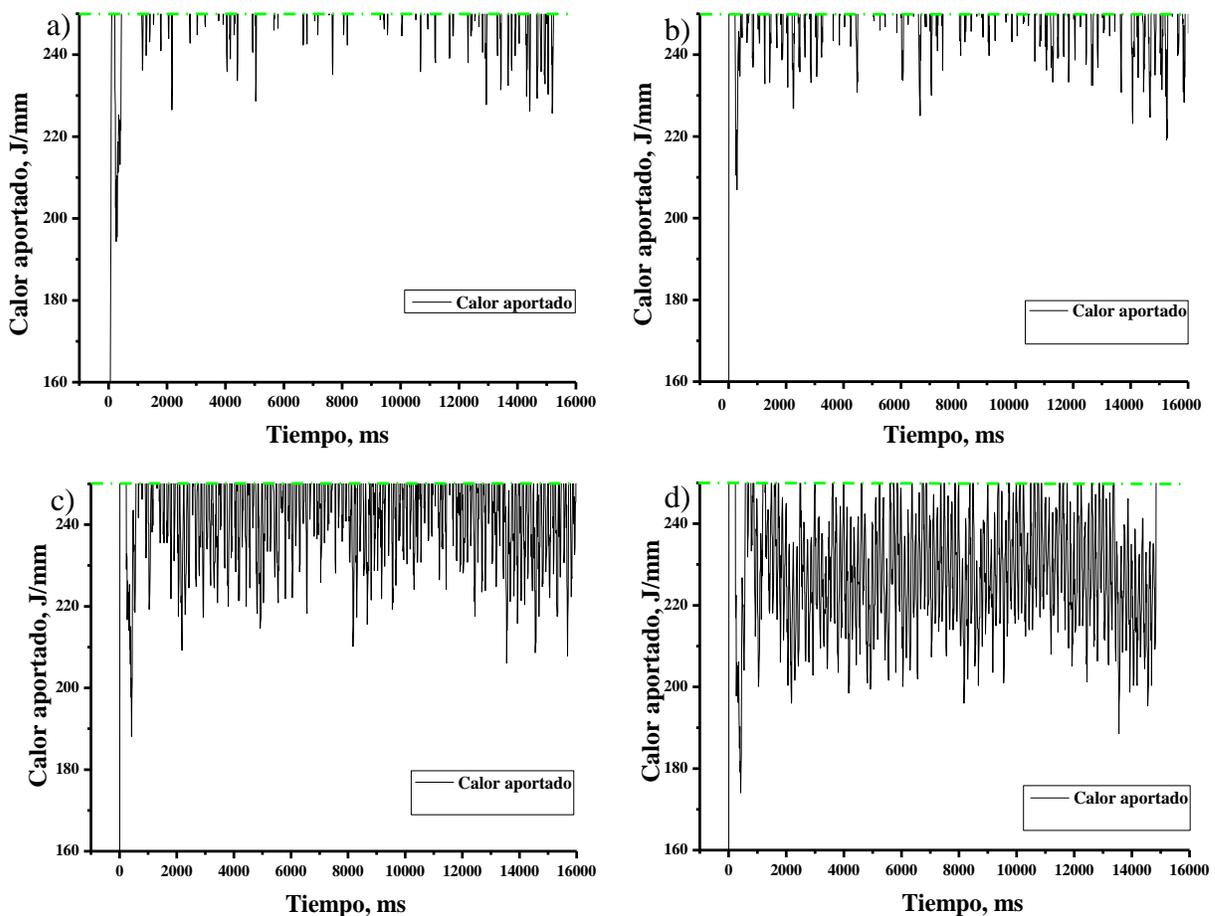


Figura 4.15 Diagramas de onda pulsada a), b), c) y d) muestran el calor aportado por debajo de 250 J/mm.

Al analizar la distribución del calor aportado con el uso de los histogramas de frecuencia mostrados en la **Figura 4.16**, se identificó que la mayor cantidad de calor aportado para la probeta a) estuvo en un rango de 0.25 a 0.31 kJ/mm, teniendo una frecuencia de 1200, en cambio, el histograma b) muestra una frecuencia de 1400 en el mismo rango de calor aportado y una frecuencia de 400 en el rango de 0.20 a 0.25 kJ/mm. En tanto que el diagrama c) muestra una frecuencia cercana a 900 en el rango de los 0.20 a 0.25 kJ/mm y disminuye hasta los 700 en el rango de 0.25 a 0.30 kJ/mm. Finalmente, el diagrama d) muestra una frecuencia de 1350 en el rango de 0.20 a 0.25 kJ/mm y 150 en el rango de 0.25 a 0.30, siendo la probeta P04 la que presenta una mayor cantidad de calor aportado por debajo de los 0.25 kJ/mm.

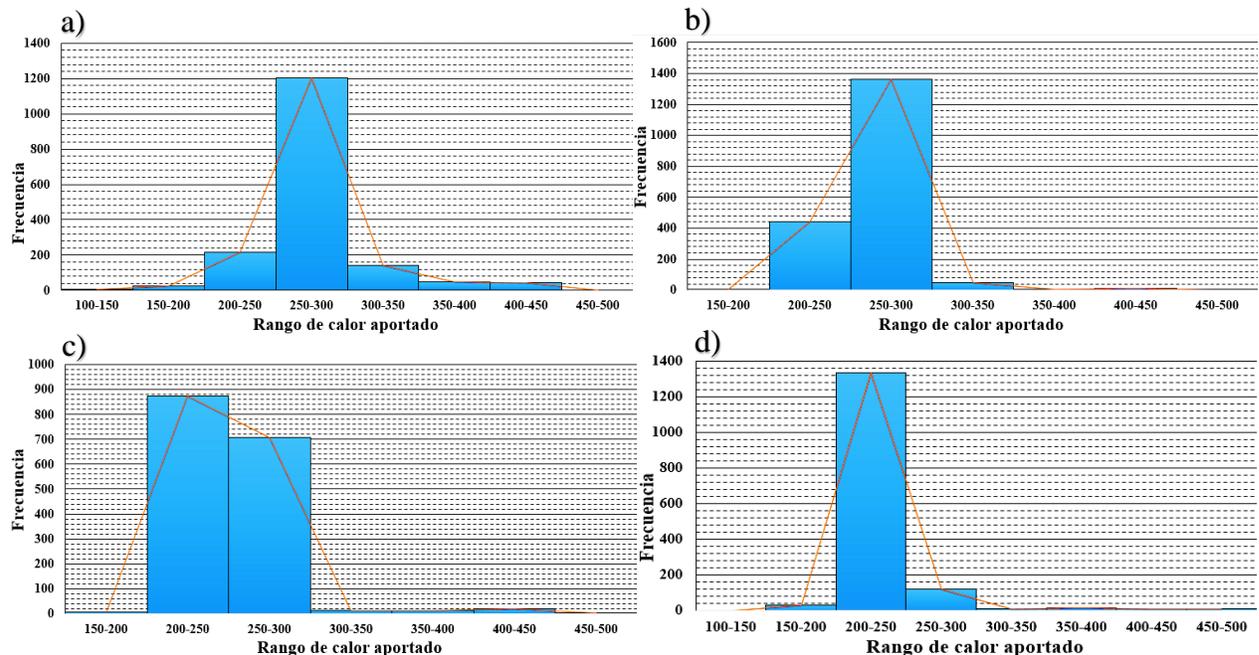


Figura 4.16 Histogramas de frecuencias de calor aportado de las uniones a) P01, b) P02, c) P03 y d) P04.

Con base en lo anterior, se puede esperar que la soldadura P04 presente un mayor porcentaje de porosidad, ya que hasta un 86 % de calor aportado está por debajo de los 0.25 kJ/mm, en tanto que la soldadura P01, se perfila a tener el menor porcentaje de porosidad, ya que solo el 28% del calor aportado se aplicó por debajo del límite especificado.

4.6 Simulación del proceso de soldadura GMAW-P

Las simulaciones de las soldaduras P01 y P04 mostradas en la **Figura 4.17** demostraron que el estado de cuasi-equilibrio térmico se presenta después de soldar una longitud de 6.674 mm/s, habiéndose aplicado específicamente 8 gotas/s para la soldadura P01 y 5 gotas/s para soldadura P04. Donde los primeros cuatro pulsos correspondientes a la soldadura P01, desarrollaron temperaturas de 720 K, 1100 K, 1380 K y 1820 K, generando falta de fusión entre el metal de aporte y el metal base, que bien se corrobora con la exudación presente al inicio del cordón mostrado en la **Figura 4.12 a)** y en el caso de los primeros dos pulsos, se identifica que estos no alcanzaron la temperatura suficiente para vaporizar el revestimiento de zinc con lo cual se esperaría la presencia de porosidad en los primeros 10 mm de soldadura, corroborándose la recomendación por AWS que menciona el descarte de 10 mm de soldadura de cada orilla en la unión soldada.

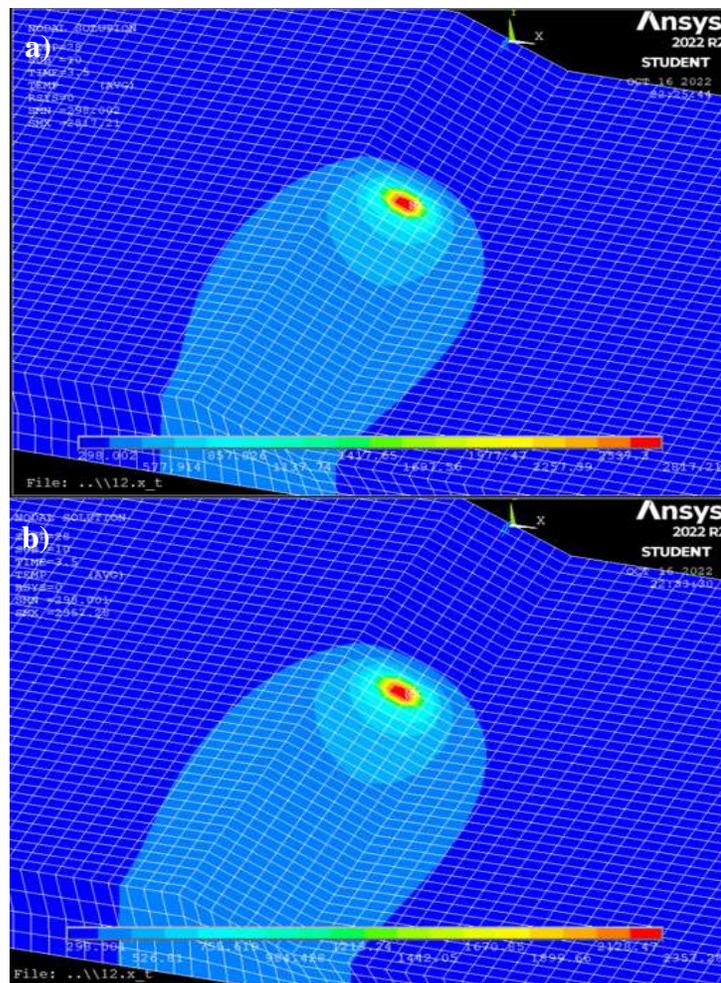


Figura 4.17 Simulación del proceso de soldadura GMAW-P de las uniones a) P01, b) P04.

En cambio, en el caso de la soldadura P04, los primeros cuatro pulsos correspondientes a la soldadura desarrollaron temperaturas de 3600 K, 2097 K, 2097K y 2283 K, generando fusión en los primeros 7 mm de soldadura aplicada y vaporizando adecuadamente el revestimiento de zinc, por lo cual no se espera encontrar porosidad en esa longitud de la soldadura. Finalmente se determinó que la exudación presente en la **Figura 4.12 d)** procede del traslape sin soldar, así como el estimar que las presiones de vapor de las burbujas de vapor de Zn en las piletas de fusión fueron de 3509.8 mm de Hg y 1107.1 mm de Hg para las soldaduras P01 y P04 respectivamente en el estado de cuasi-equilibrio.

Por otra parte, con el empleo de los gradientes térmicos generados por cada pulso se determinaron los diagramas tiempo de solidificación vs velocidad de enfriamiento mostrados en la **Figura 4.18**, los cuales muestran que el rango de tiempo de solidificación de la pileta de soldadura es de 0.85 a 1.18 s, con velocidades de enfriamiento que van desde los 0.27 K/s hasta los 0.37 K/s en la interface para la probeta P01, en tanto que este rango incrementa desde 0.39 K/s hasta 0.48 K/s y el tiempo de solidificación disminuye desde 0.55 hasta 0.78 s para la probeta P02 en el estado cuasi-estable, mostrando así que las zonas con tiempos de solidificación cercanas a 0.8 s son más propensas a desarrollar porosidades en las interfaces.

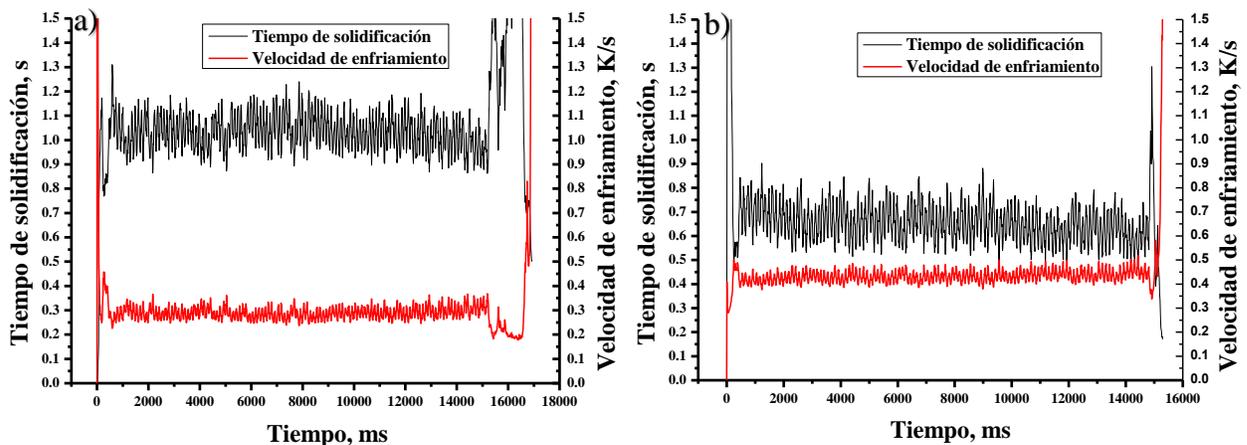


Figura 4.18 Diagramas de tiempo de solidificación vs velocidad de enfriamiento de las uniones a) P01 y b) P04.

Además, si el análisis se realiza por cada gota aportada y recordamos que cada una fue aportada cada 125 ms en el caso de las probetas P01 y P04, tendremos que la primera gota aplicada en estado cuasi-estable comenzará a solidificar después de haber aplicado 8 gotas más en el caso de la soldadura P01, teniéndose una velocidad de solidificación lenta de 4.568 mm/s, en cambio para la soldadura P04, la velocidad de solidificación incrementa a 5.100 mm/s, por lo cual, la primera gota comenzará a solidificar después de haberse aplicado 6 gotas como se observa en la **Figura 4.19**.

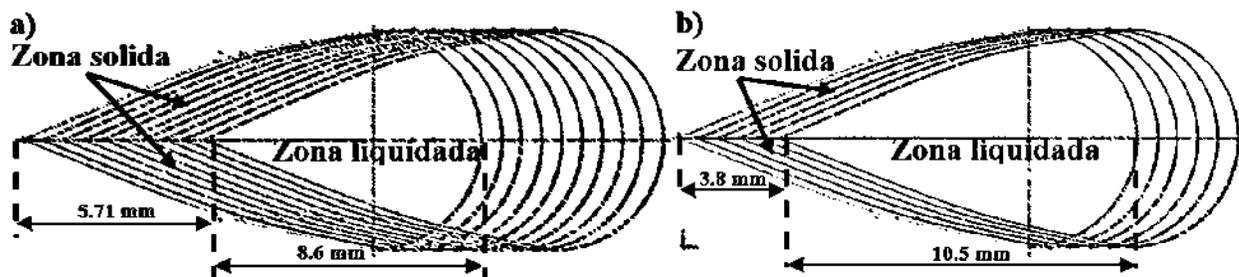


Figura 4.19 Longitud solidificada de gota de metal de aporte de las uniones a) P01 y b) P04.

Ahora bien, el aporte de calor superior a 0.30 kJ/mm generó una longitud solidificada de 5.71 mm después de un tiempo de 1.12 s y la presión de vapor de las burbujas de vapor de Zn presentes en la pileta de fusión fue aproximadamente de 3509.8 mm de Hg, lo cual indica que la soldadura P01 tiene bajos porcentajes de porosidad en el volumen de la soldadura, en cambio, hay mayores posibilidades de formación de porosidades en la interface soldadura – XPF 1000. Por otra parte, la presión de vapor de las burbujas de zinc en la soldadura P04 disminuyó hasta 1107.1 mm de Hg con un aporte de calor inferior a 0.25 kJ/mm, generando una longitud solidificada de 3.8 mm en un tiempo de 0.750 s, condiciones que favorecen la formación de altos porcentajes de porosidades.

Al evaluar la sanidad volumétrica de las uniones por medio de radiografía industrial usando como fuente de radiación Iridio 192 con una sensibilidad 3, con pantallas de plomo de 0.127 a 0.254 mm a una distancia de la fuente de la película de 254 mm y un punto focal de 3.1 mm en películas de 70 mm como se observa en la **Figura 4.20**, se corroboró que la soldadura P01 presenta bajo porcentaje de porosidad y la soldadura P04 altos porcentajes de porosidad.

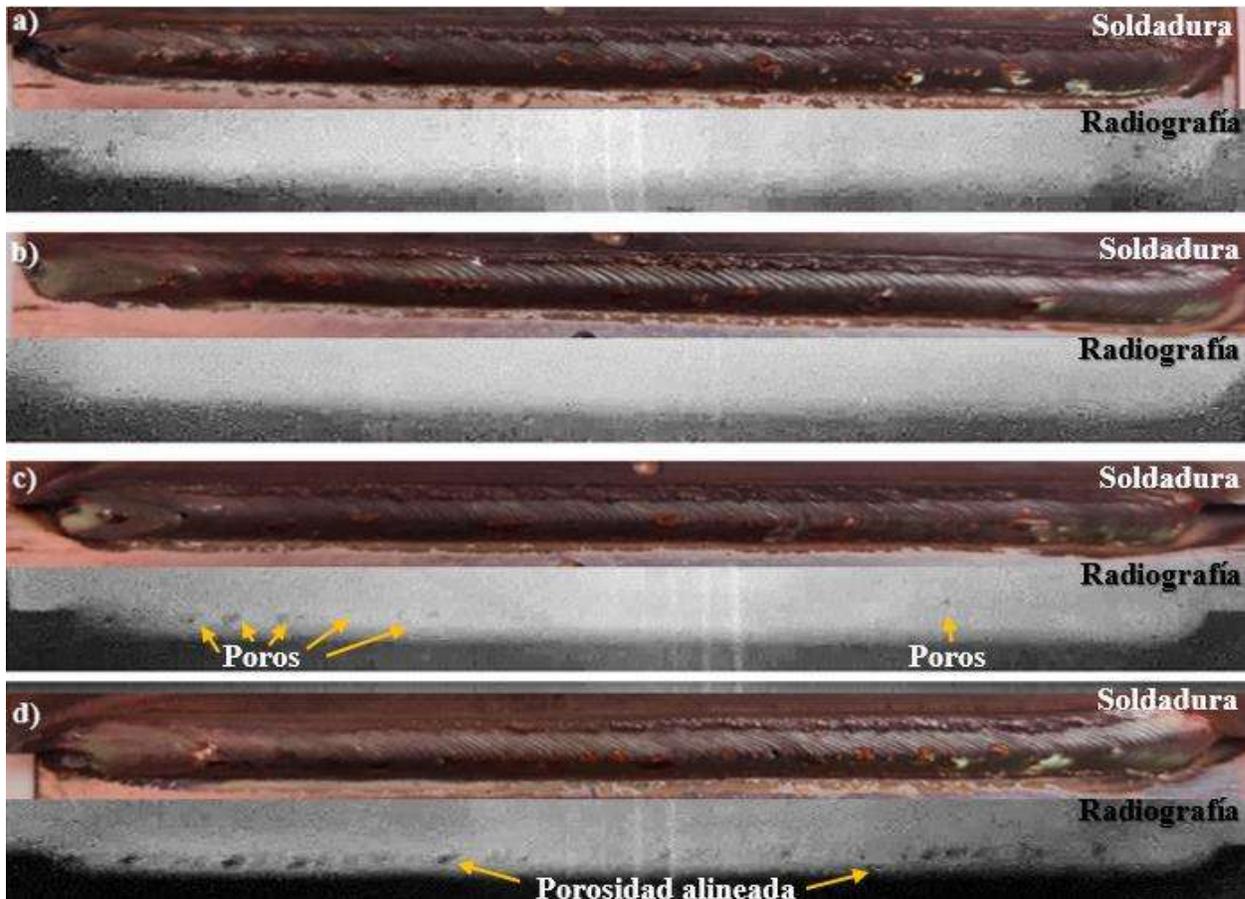


Figura 4.20 Películas radiográficas de la sección transversal de las uniones, a) P01, b) P02, c) P03 y d) P04.

Ya que la película radiográfica de la probeta P01 presenta una indicación redonda abierta a la superficie al final de la soldadura de 1 mm y dos indicaciones a nivel volumétrico de 0.26 mm, con lo cual solo el 0.32% de la soldadura presenta porosidad, porcentaje que está por debajo del 1% reportado por Md. Ahsan [11], donde usaron una transferencia CMT-GMAW con un aporte de calor de 550 J/mm y menor al 0.88% reportado por Jiyoung Yu [12] con un aporte de calor de 563

J/mm. En cambio, la película de la probeta P02 muestra una indicación redonda de 1 mm al final de la soldadura abierta a la superficie, la cual es menor a 1.15 mm y 8 indicaciones de 0.52 mm menores a 0.575mm de diámetro a nivel volumétrico distribuidas uniformemente generando un 0.83% de área con porosidad cumpliendo con AWS D 9.1 e ISO 5817. Finalmente, la probeta P03 muestra una indicación redonda abierta a la superficie de 1.3 mm de diámetro, cuatro indicaciones redondas a nivel volumétrico de 1mm y 15 indicaciones redondas de 0.4 mm de diámetro originando un área de soldadura con porosidad de 2% y la probeta P04 presenta porosidad lineal agrupada con un 28% del área de soldadura con poros.

4.7 Análisis de porosidades en la interface Metal de aporte – XPF 1000 por MEB.

El análisis por MEB donde se corroboró la presencia de microporosidades en la interface soldadura – XPF 1000 con diámetros de 3.15 y 1.82 μm como se observa en la **Figura 4.21**, en la unión P01, los cuales tienden a actuar como concentradores de esfuerzos cuando las uniones se someten a esfuerzos de corte, disminuyen las propiedades mecánicas a pesar de estar dentro de tolerancia.

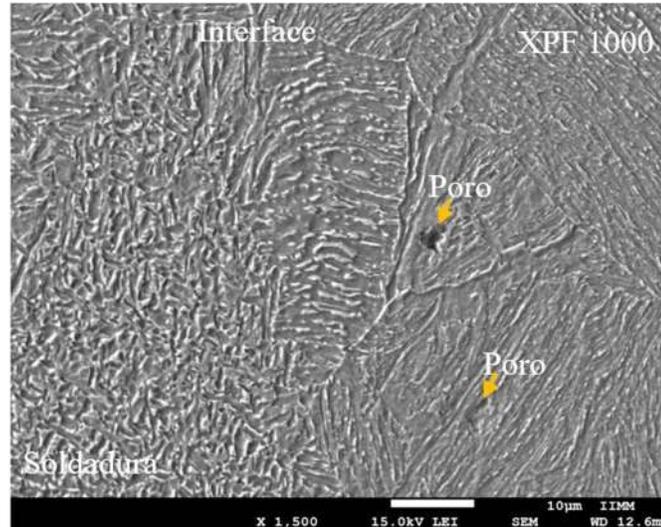


Figura 4.21 Porosidades en interface soldadura – XPF 1000.

En tanto, al analizar el interior de las microporosidades con análisis puntual por EDS se corroboró la presencia de óxido de aluminio Al_2O_3 como se observa en la **Figuras 4.22 a) y b)**. el cual tiende a mermar las propiedades mecánicas del componente y favorecer la aparición de microfisuras.

Diversas investigaciones mencionan que esta segunda fase suele desarrollarse por encima de los 1200 °C y tienden a fragilizar las uniones.

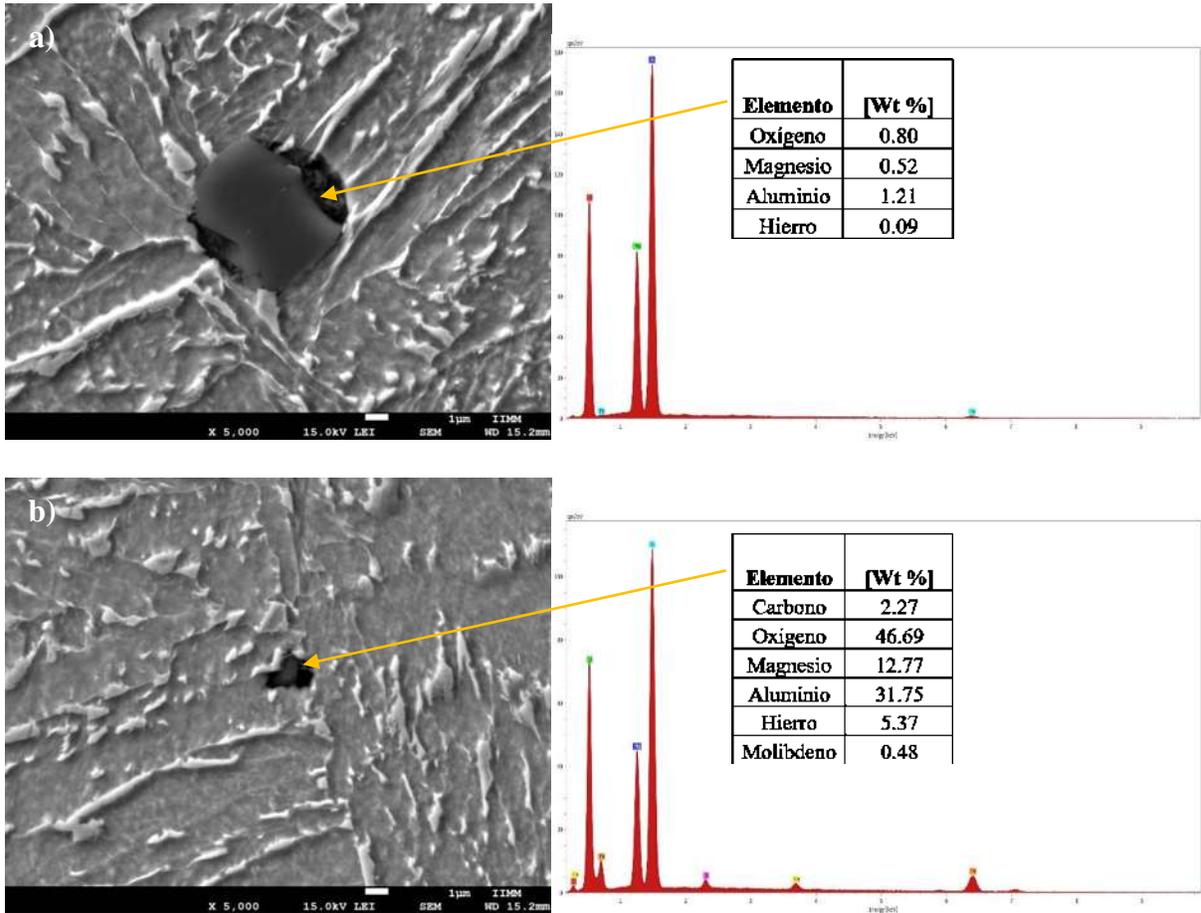


Figura 4.22 Segundas fases de Al_2O_3 en interior de microporosidades.

Por otra parte, la evaluación de la sanidad de las raíces de las soldaduras de la **Figura 4.23** muestran que las porosidades inician en la raíz, atraviesan la garganta de la soldadura y se desplazan hasta la cara de la soldadura. Las indicaciones de la **Figura 4.23 a) y b)** son redondas y muestran un diámetro de 0.26 y 0.63 mm respectivamente, en tanto que las indicaciones correspondientes a la **Figura 4.23 c) y d)** son alargadas con longitudes de 1.16 y 2.1 mm.

Además, se observa en la **Figura 4.23**, que las grietas inducidas por el ensayo de cincel se propagaron a través de las porosidades y la raíz de cada unión. Incluso la alta concentración de porosidades en la raíz de las probetas P03 y P04 facilitaron la fractura del componente, disminuyendo en automático la resistencia del metal de aporte.

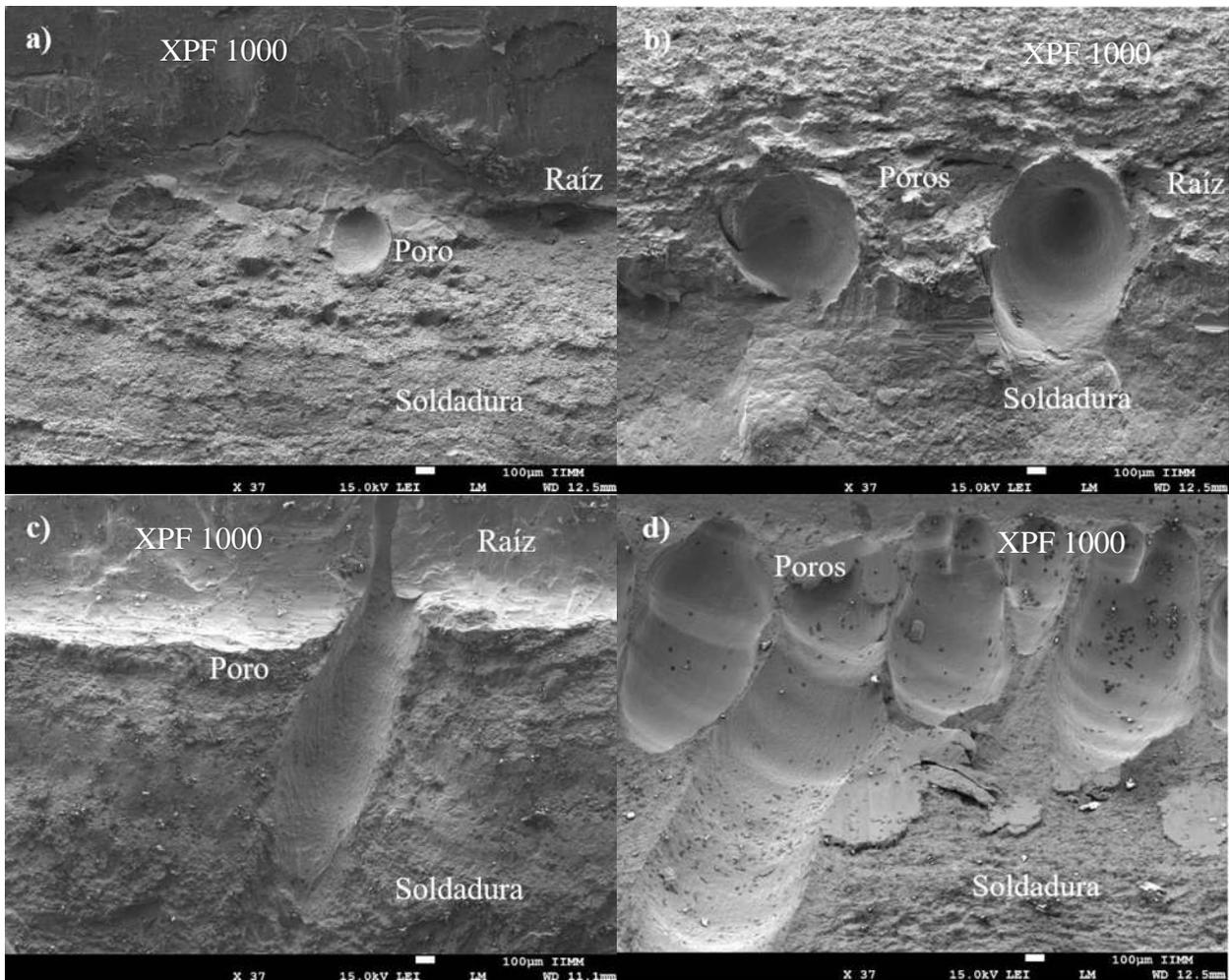
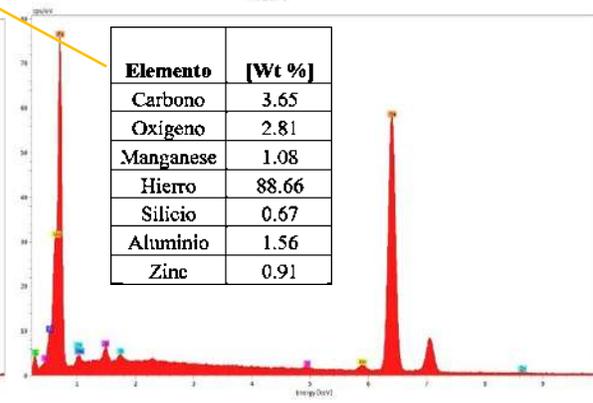
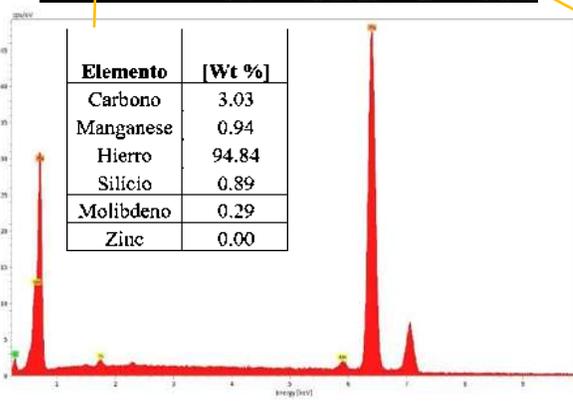
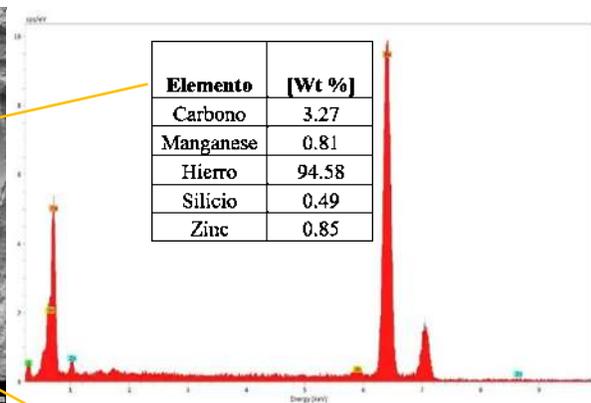
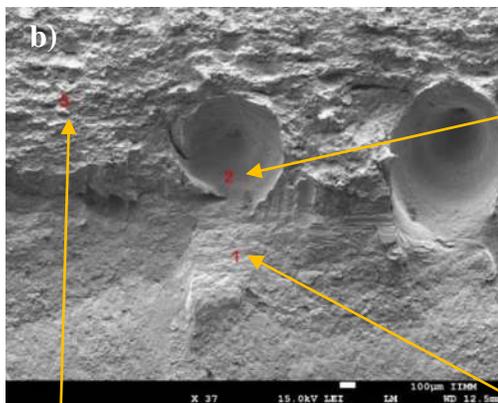
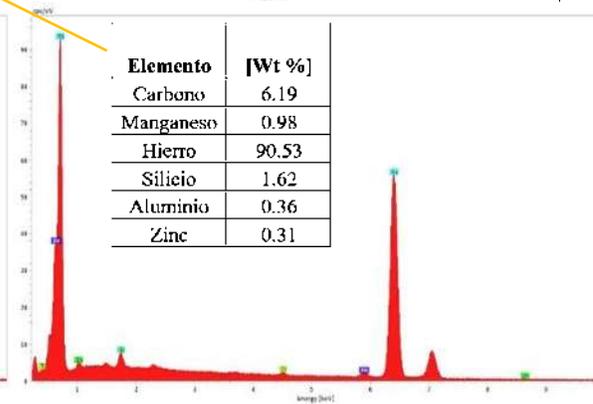
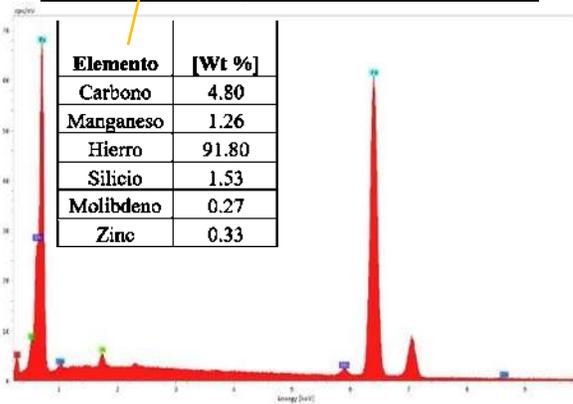
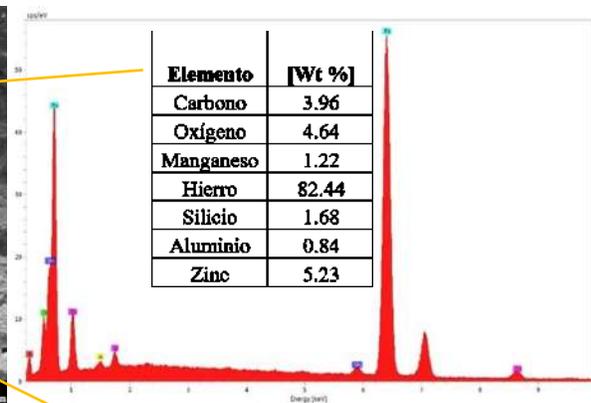
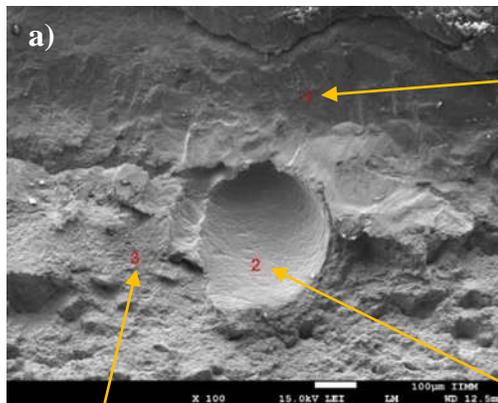


Figura 4.23 Sanidad volumétrica de las uniones soldadas a) P01, b) P02, c) P03 y d) P04.

4.7.1 Espectroscopia de rayos X de dispersión de energía (EDS)

Al analizar por espectroscopia de rayos X de dispersión de energía semicuantitativo (EDS) el interior de las porosidades, los resultados muestran que las raíces de las **Figuras 4.24 a), b), c) y d)** presentaron contenidos de 5.23%, 0.91%, 1.45% y 0.64% e.p. de Zn remanente. La **Figura 4.24 a)** muestra una porosidad de 260 μm con 0.31% e.p. de Zn remanente y 1.68% e.p. de Si con 0.33% e.p. de Zn en la soldadura, en cambio la **Figura 4.24 b)** muestra una cavidad con un diámetro aproximado de 520 μm , el punto 1 muestra contenidos de 0.91 % e.p. de zinc y 0.67 % e.p. de Si, sin contenidos de zinc en la soldadura. Finalmente, las cavidades de las **Figuras 4.24 c) y d)** tienen un diámetro de 400 μm y 620 μm , en el interior de la cavidad existe la presencia de un 0.96 % y 2.23 % e.p. de zinc remanente, así como 1.56 % y 0.1 % e.p. de Si.



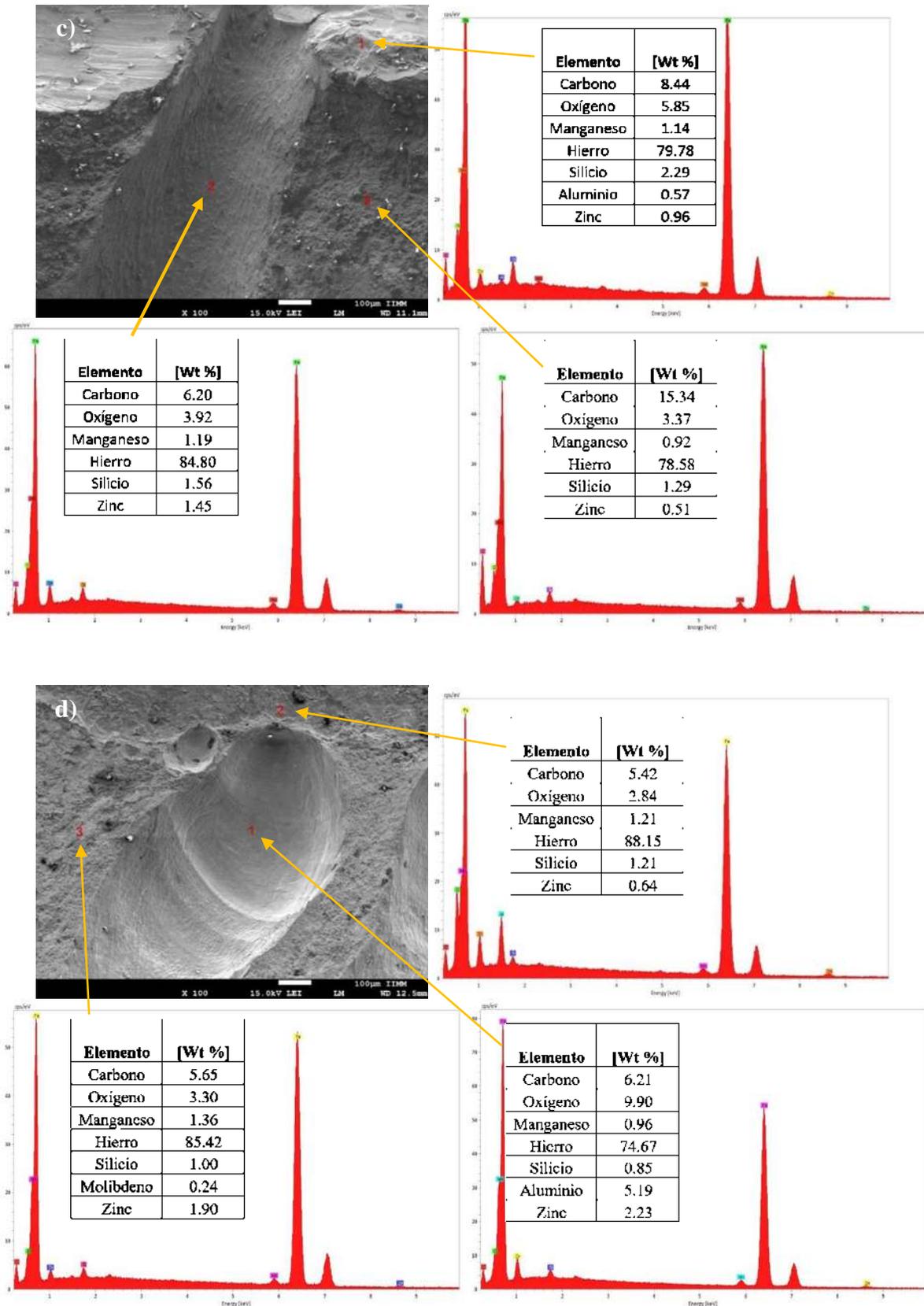


Figura 4.24 Análisis puntual por EDS de uniones soldadas a) P01, b) P02, c) P03 y d) P04.

Por otra parte, la **Figura 4.25 a)** evidencia que el bajo porcentaje en peso de Zn remanente en el interior de la cavidad, en cambio, las cavidades correspondientes a las **Figuras 4.25 b), c) y d)**, las concentraciones en Zn incrementan exponencialmente.

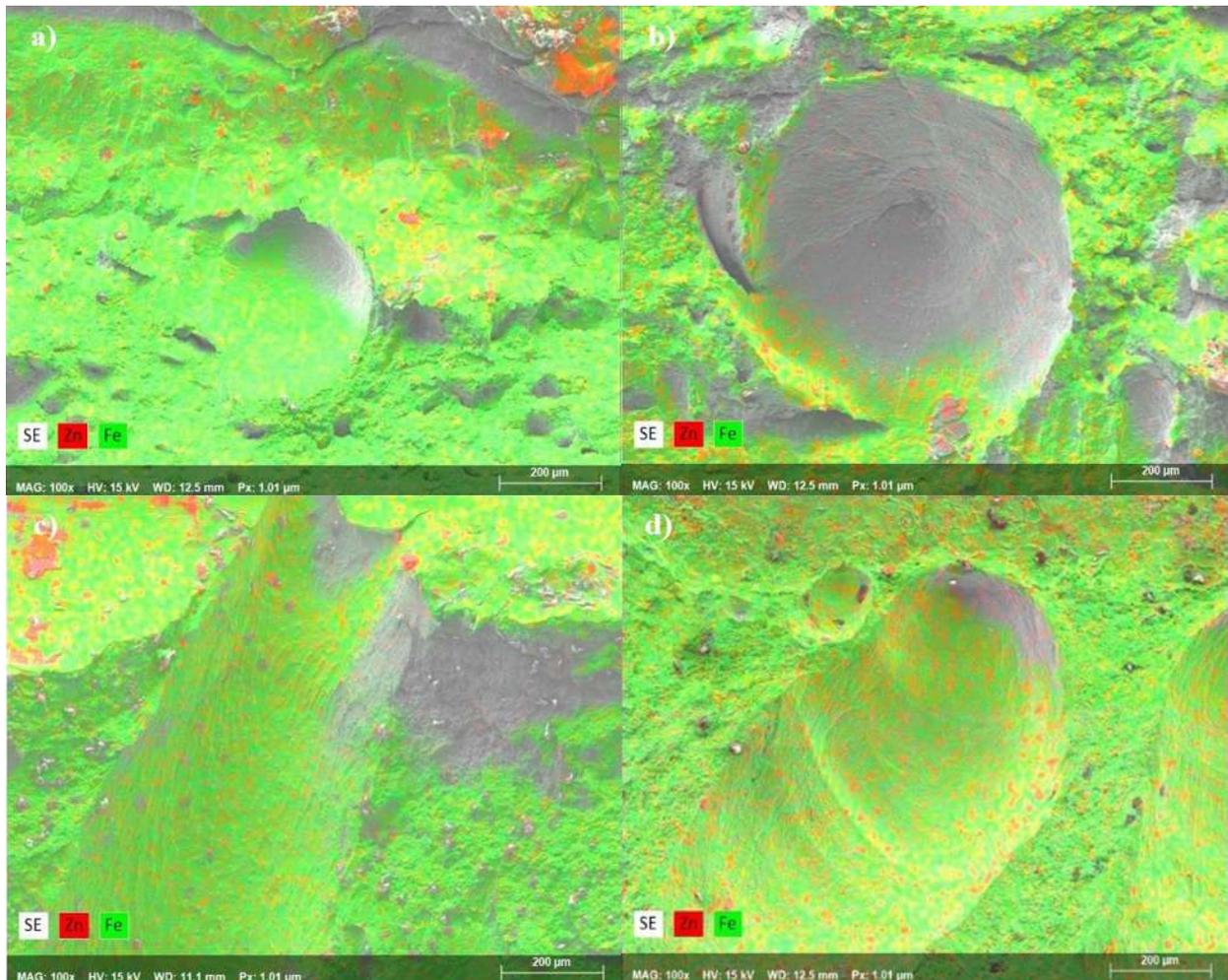


Figura 4.25 Análisis por mapeo elemental de Zn remanente en interior de porosidades a) P01, b) P02, c) P03 y d) P04.

Se puede deducir que el tamaño de la porosidad estará en función del % e.p. de Zn remanente en el interior de la porosidad y a su vez estos dos factores estarán influenciados por la cantidad de calor aportado durante la transferencia del metal por el proceso de soldeo.

Por otro lado, con los resultados de los análisis antes realizados, se elaboró el diagrama que relaciona la cantidad de calor aportado vs % e.p. en zinc remante vs % de área de soldadura con poros de la **Figura 4.26**, donde se observa que con un aporte de calor superior a 280 J/mm con una

frecuencia de pulso de 8 Hz, el porcentaje de área con porosidad es menor al 0.5% y el contenido en Zn remanente en el interior de las porosidades será menor al 0.5% e.p. en el estado cuasi-estable.

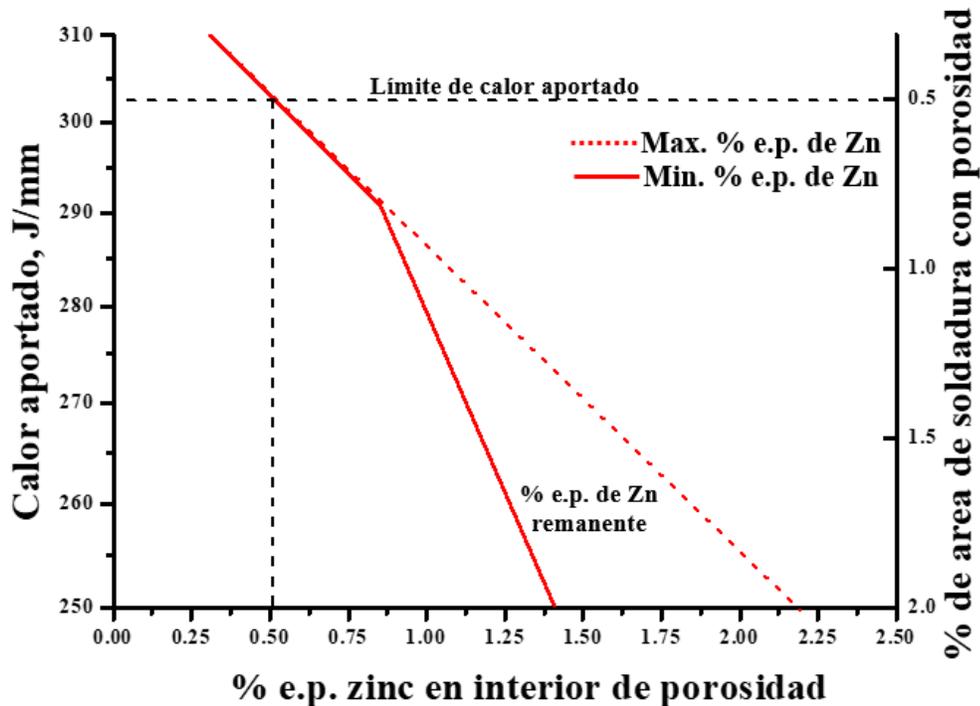


Figura 4.26 Diagrama calor aportado vs % e.p. en zinc vs % de área de soldadura con poros.

4.8 Diagramas de enfriamiento CCT de los aceros XPF 1000 y CP 800.

Los diagramas CCT de la **Figura 4.27**, evidencian que con velocidades de enfriamiento superiores a los 100 K/s se favorece la aparición de la fase martensita, aunque, también muestran que tal fase fragilizadora podría ser evitada con el empleo de precalentamientos superiores a los 300 y 450 C.

El diagrama de tiempo de solidificación vs velocidad de enfriamiento de las uniones a) P01 y d) P04 mostrado en la **Figura 4.18** muestra que el rango de velocidades de enfriamiento va desde los 0.27 hasta los 0.48 K/s, las cuales al asociarse con los diagramas de enfriamiento CCT correspondientes a los aceros CP 800 y XPF 1000 mostrados en la **Figura 4.27**, permiten predecir las transformaciones ferríticas, perlíticas y bainíticas en la interface soldadura – XPF 1000, por el contrario, en la interface soldadura – CP 800 se espera que prevalezcan las transformaciones bainíticas, ferríticas y perlíticas.

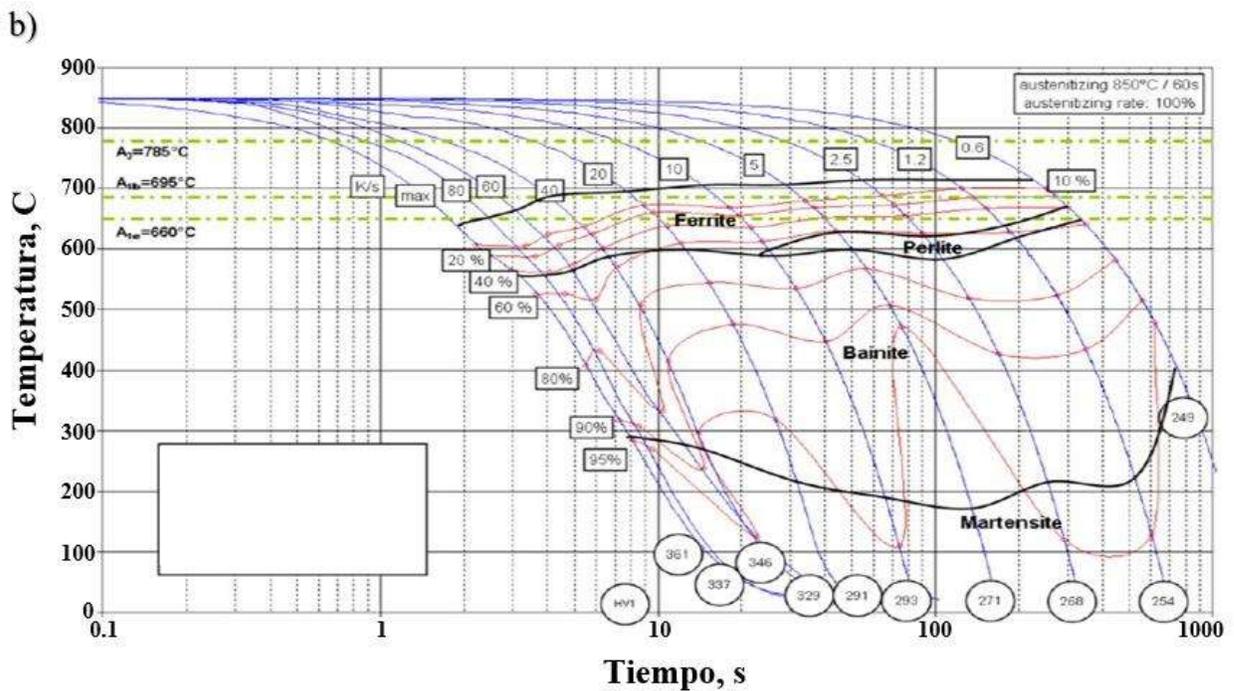
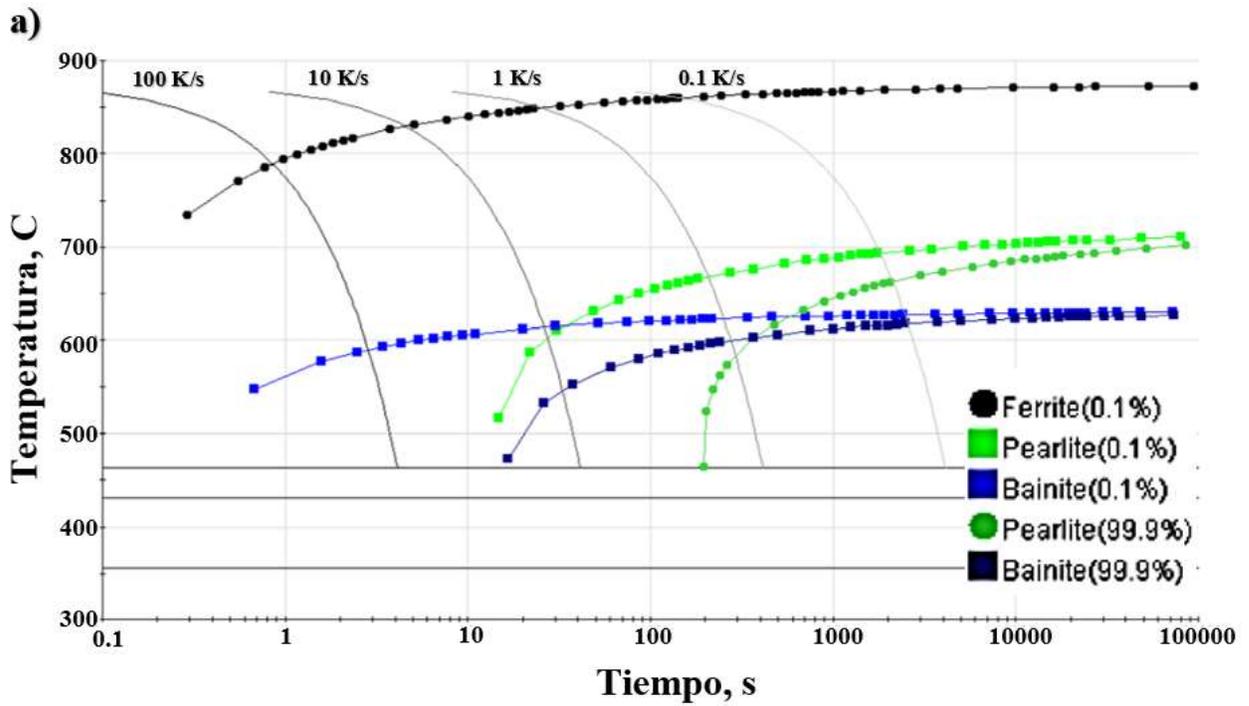


Figura 4.27 Diagramas de enfriamiento (CCT), a) acero XPF 1000, b) CP 800 y c) metal de aporte.

Las micrografías de la **Figura 4.28 a) y b)** corresponden a la interface soldadura – XPF 1000 de la probeta P01, donde se observa que la velocidad de solidificación de 4.568 mm/s favoreció el crecimiento epitaxial a partir de granos ferríticos – bainíticos, de granos equiaxiales bien definidos por ferrita poligonal (FP) y ferrita alotriomórfica (FAI), y en su interior tienen altas concentraciones de Ferrita acicular (FA), Ferrita idiomórfica (FI) y Ferrita widmanstätten idiomórfica (FWI) partir de granos ferríticos (F) – bainíticos (BI), en tanto que la interface soldadura – CP 800 presenta crecimiento epitaxial de granos columnares a partir de granos bainíticos (BI). Los granos columnares tienen en su interior concentraciones de pequeños granos de ferrita acicular (FA), ferrita idiomórfica (FI) y ferrita widmanstätten (FW) como se observa en la **Figura 4.28 c) y d)**.

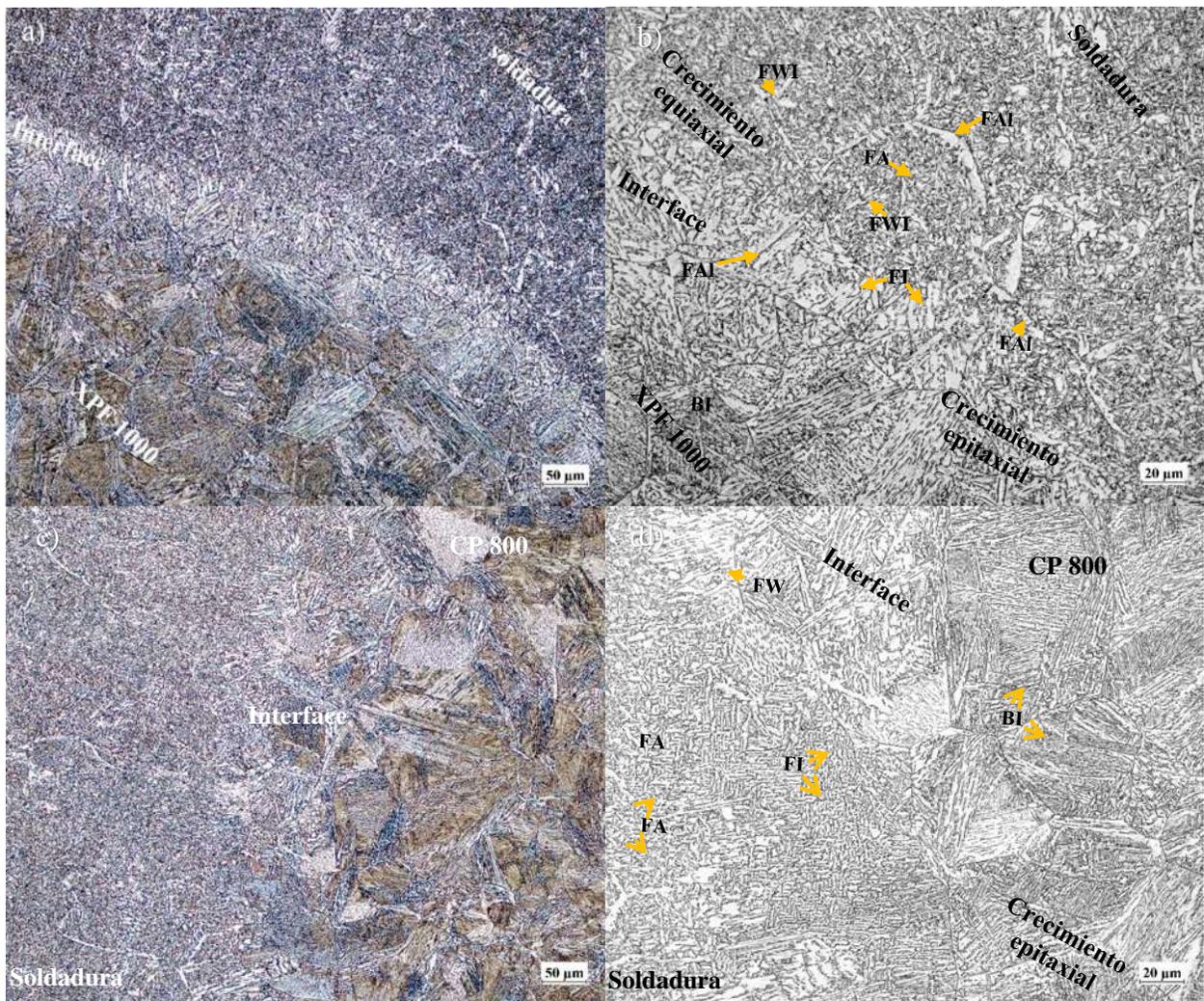


Figura 4.28 Micrografías de las interfaces a) Soldadura – XPF 1000 y c) Soldadura – CP 800 de la unión P01.

Por otra parte, la interface soldadura – XPF de la **Figura 4.29 a) y b)** muestra el crecimiento epitaxial de granos ferríticos bien definidos por ferrita poligonal (FP) y ferrita alotriomórfica (FAI), con una mezcla de granos de ferrita acicular (FA) y ferrita idiomórfica (FI), en cambio, la **Figura 4.29 c) y d)** muestra el crecimiento de granos de ferrita widmanstätten (FW) en la interface, con una mezcla de granos de ferrita alotriomórfica (FAI) e idiomórfica (FI) y ferrita acicular (FA) en el interior de los granos columnares.

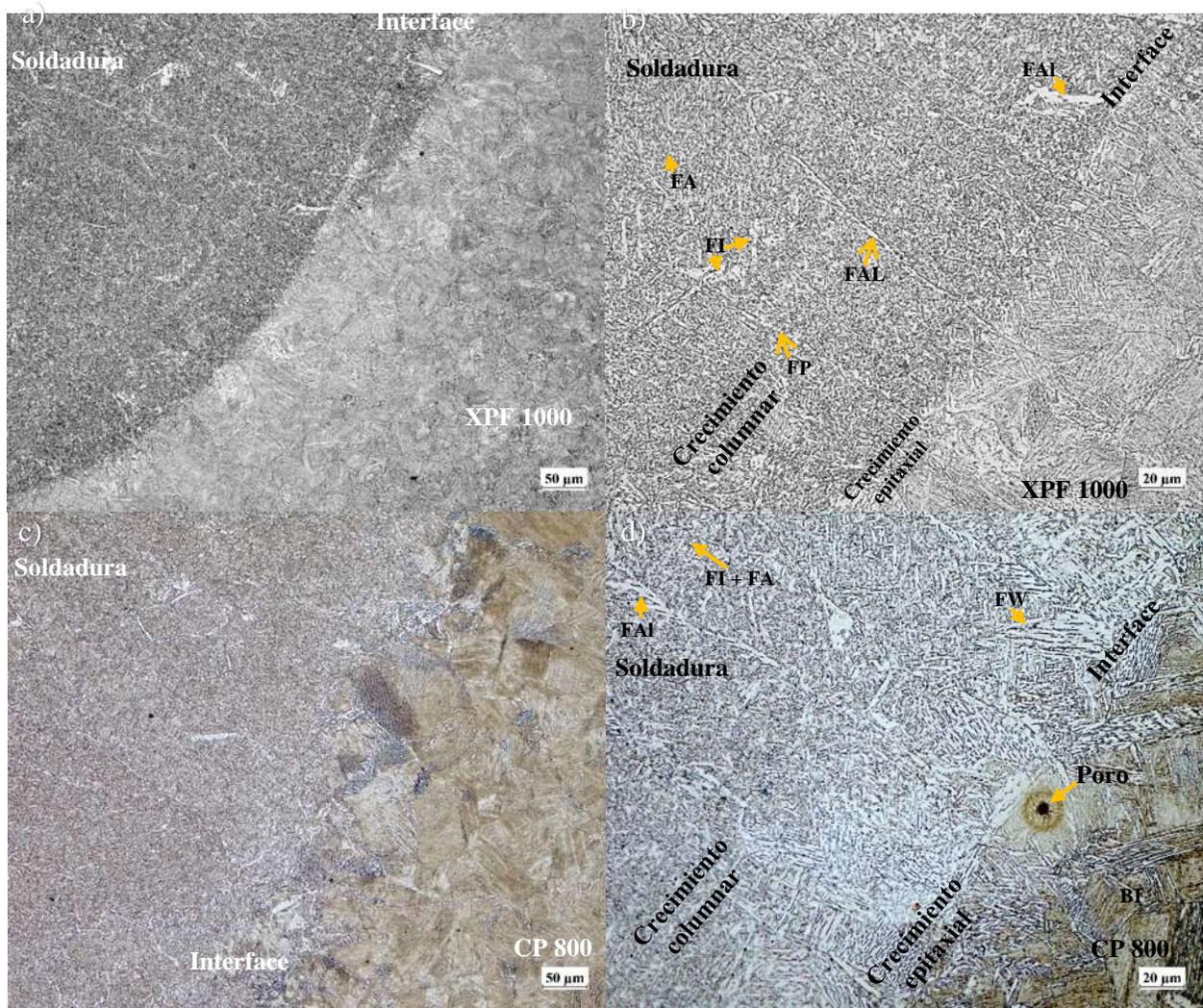


Figura 4.29 Micrografías de las interfaces a) Soldadura – XPF 1000 y c) Soldadura – CP 800 de la unión P02.

Aunque, la interface soldadura – XPF 1000 de la **Figura 4.30** también evidencia crecimiento epitaxial de granos columnares bien definidos con ferrita alotriomórfica (FAI) y que presentan en su interior granos de ferrita acicular (FA) y ferrita idiomórfica (FI) distribuidos homogéneamente, a diferencia de la interface soldadura – CP 800 que presenta granos burdos de ferrita widmanstätten (FW) en el interior de los granos columnares como se observa en la **Figura 4.30 c) y d)**.

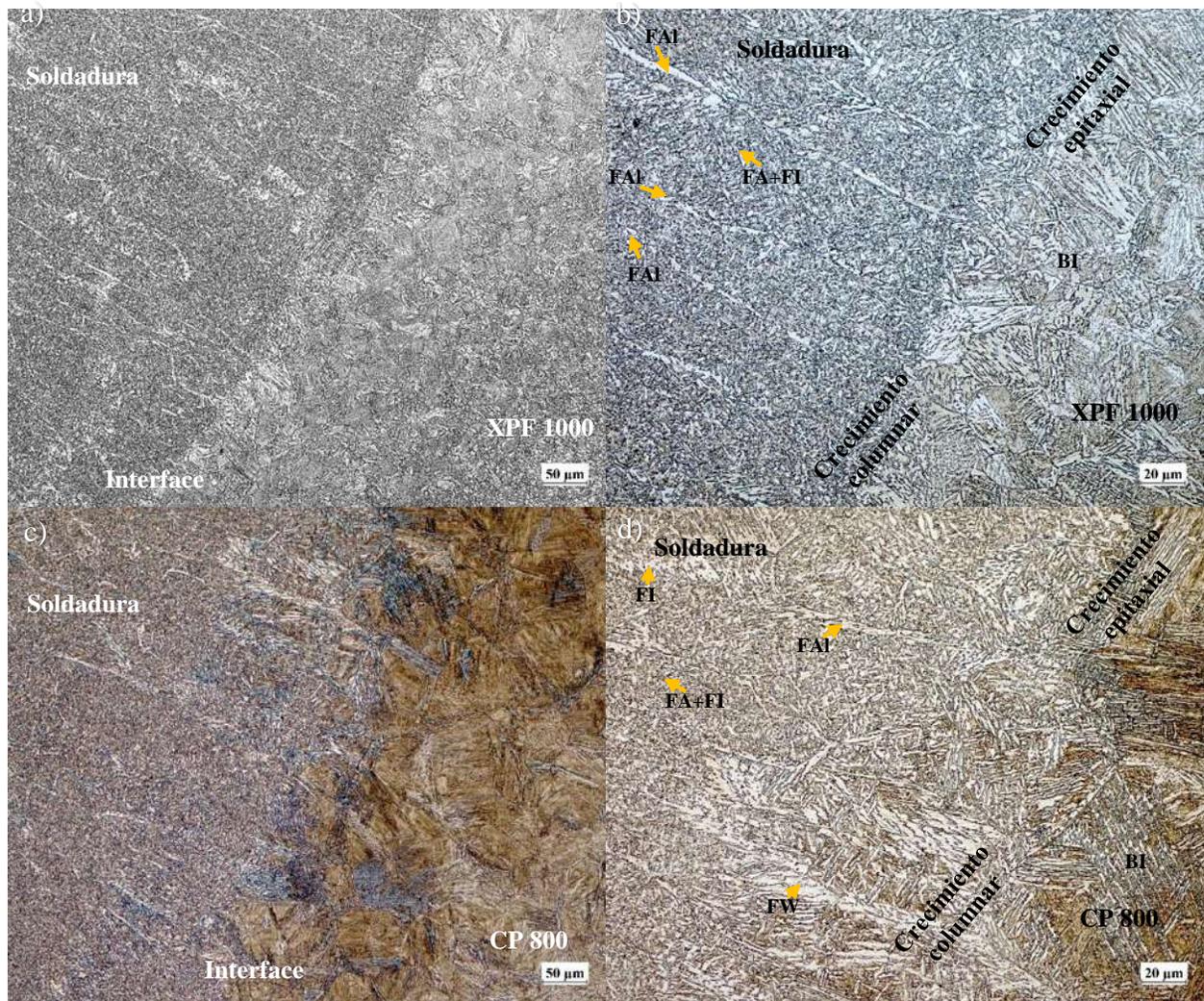


Figura 4.30 Micrografías de las interfaces a) Soldadura – XPF 1000 y c) Soldadura – CP 800 de la unión P03.

Las micrografías de la **Figura 4.31 a) y b)** muestran que la velocidad de solidificación de 5.1 mm/s, favoreció el crecimiento epitaxial de granos columnares, donde en la interface se observa el crecimiento de granos de ferrita widmanstätten (FW) con ferrita alotriomórfica (FAI), en cambio, la interface soldadura – CP 800 presenta crecimiento epitaxial de granos equiaxiales, con granos de ferrita widmanstätten (FW) y ferrita acicular (FA).

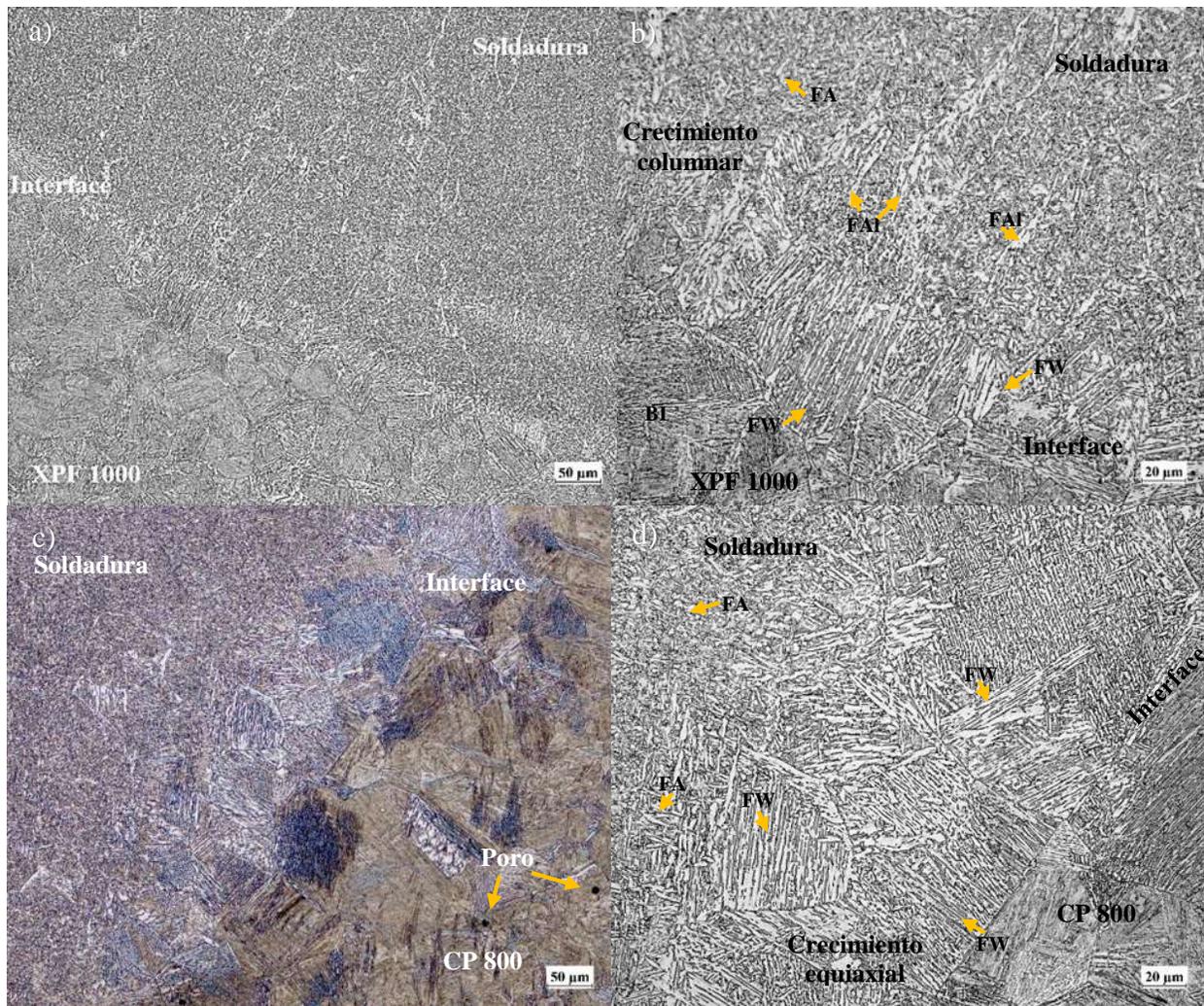


Figura 4.31 Micrografías de las interfaces a) Soldadura – XPF 1000 y c) Soldadura – CP 800 de la unión P04.

Las microestructuras antes mencionadas coinciden con las microestructuras mostradas en los diagramas CCT con un rango de velocidades de enfriamiento de 0.27 a 0.48 K/s, con lo cual se corrobora que el análisis predictivo funciona.

4.9 Perfiles de dureza

El rango de durezas predichas en las interfaces CP 800-soldadura de las uniones P01, P02, P03 y P04 con el uso del diagrama de enfriamiento CCT del acero CP 800 mostrado en la **Figura 4.27 b)**, para un rango de velocidades de enfriamiento de 0.27 a 0.48 K/s es de aproximadamente 249 HV, en tanto que el rango de durezas resultantes fue de 235 a 285 HV como se observa en la **Figura 4.32**, con lo cual se corrobora que la predicción de dureza cercana a los valores reales. Además, estas durezas bien se relacionan con los granos de ferrita alotriomórfica, ferrita widmanstätten y ferrita widmanstätten secundaria (FWs) que crecen a partir de granos bainíticos como se observa en las **Figuras 4.28 y 4.29**. Por otra parte, las interfaces soldadura – XPF 1000 están en el rango de durezas de 238 a 270 HV como se observa en la **Figura 4.32**, debido a las altas concentraciones de granos de ferrita widmanstätten y ferrita alotriomórfica que crecen a partir de granos ferríticos con precipitaciones de láminas de cementita. Además, ambas interfaces presentaron granos burdos de bainita inferior, originados por el fenómeno de canibalización, en cambio, el final de la ZAC presento altas concentraciones de granos parcialmente refinados como se observa en las **Figuras 4.30 y 4.31**. Finalmente, la soldadura presento un rango de durezas de 240 a 340 HV como se observa en la **Figura 4.32**, que bien se atribuye a la mezcla de granos de ferrita acicular con ferrita Widmanstätten y ferrita idiomórfica como se observa en las **Figuras 4.28 y 4.31**.

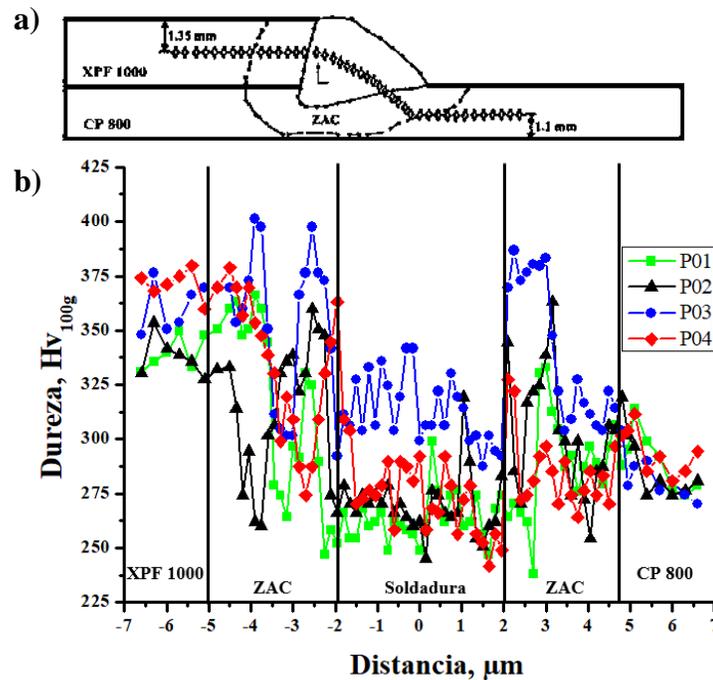


Figura 4.32 a) Diagrama de mediciones de dureza, b) perfiles de dureza en uniones soldadas.

Además, el análisis por MEB corroboró la presencia de altas concentraciones de ferrita, ya que la soldadura presentó un comportamiento de fractura dúctil morfologías copa cono, las cuales en su interior muestran la presencia de esferas de MnC como se observa en la **Figura 4.33**, los cuales tienden a incrementar la resistencia del metal de aporte por encima de los 275 HV.

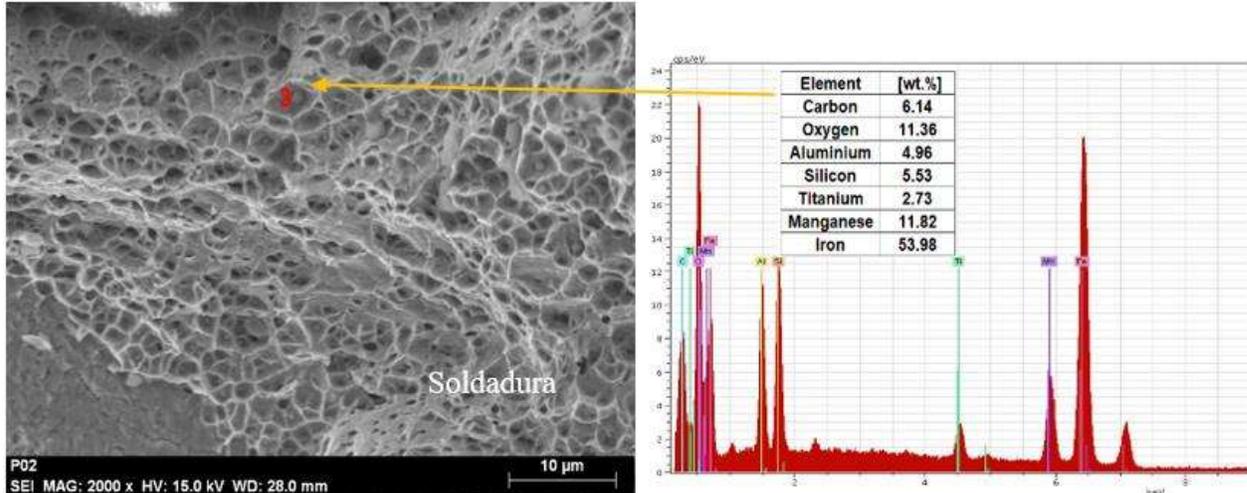


Figura 4.33 Análisis puntual por EDS de unión soldada P01.

CAPÍTULO 5. CONCLUSIONES

Del estudio realizado sobre las uniones disimiles de los aceros XPF-1000 y CP 780 con arco pulsado se han deducido las siguientes conclusiones:

El mínimo de calor de aporte para evitar la formación de porosidades en la soldadura es de 0.25 kJ/mm.

Un calor de aporte superior a 0.30 kJ/mm genera hasta 0.32% de porosidad en el área de la soldadura, la velocidad de enfriamiento es de 0.36 K/s y el tiempo de solidificación es de 0.9 s.

Un calor de aporte inferior a 0.25 kJ/mm genera hasta 28% de porosidad en el área de la soldadura, la velocidad de enfriamiento es de 0.51 K/s y el tiempo de solidificación es de 0.68 s.

En el estado semi-estable con un rango de calor de aporte de 0.25 a 0.30 kJ/mm, la primera gota de referencia comienza a solidificar después de haberse aplicado 7 gotas, en cambio, para un rango de calor aportado de 0.20 a 0.25 kJ/mm en el estado semi-estable, la primera gota comienza a solidificar después de haberse aplicado 5 gotas.

El calor de aporte en la soldadura P01 generó una mezcla de 12% de ferrita, 9.6 % de bainita y 3.8 % de perlita en la ZAC de acero XPF 1000, a diferencia de la ZAC del acero CP que presento un 21.2 % de bainita, 6.2 % de ferrita y 4.2 % de perlita. Por otra parte, la interface soldadura-XPF presento un 33.8 % de granos ferríticos con un 9.1 % de pequeñas islas de perlita, en tanto que solo un 17.8 % de granos ferríticos con un 7.6 % de perlita se presentaron en la interface soldadura-CP y finalmente un 24.9 % de ferrita y 6.8 % de perlita en la soldadura.

El perfil de microdureza promedio del acero XPF 1000 es de 370 HV y este disminuyo a 318 HV en la ZAC de la unión P04 y 325 HV en la unión P01, además, este continuo disminuyendo hasta 273 y 263 HV en la soldadura para las uniones P04 y P01 y al pasar por la ZAC del metal base CP 800 el gradiente de durezas incremento hasta 287 HV para la unión P04 y 295 HV para la unión P01.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] W. Cho, “Numerical simulation of molten pool dynamics in high power disk laser welding”, Elsevier, vol. 212, pp. 262–275, Germany, 2012.
- [2] Cs. Orosz, “Welding investigations of modern High Strength Dual Phase and TRIP steel for automotive industry application. Materials Science Forum, vol. 537-538, pp.431-438, Switzerland, 2007.
- [3] G. Magudeeswara, “Hydrogen induced cold cracking studies on armour grade high strength, quenched and tempered steel weldments”, Elsevier, vol. 33, pp. 1897-1908, India, 2008.
- [4] D. Frometa, Fracture resistance of advanced High strength steel sheets for automotive applications, Metallurgical and materials transaction A, vol. 52A, Spain, 2021.
- [5] Goodwin, F.E.; Silva, E.A. Current Priorities in Developing, Forming and Joining of Advanced Galvanized Sheet Steels. In Proceedings of the GALVATECH 2017: 11th International Conference on Zinc and Zinc Alloy Coated Steel Sheet, Tokyo, Japan, 12–16 November 2017.
- [6] M. Demeri, Advance high strength steels. Edición 1. Materials park, USA, Ohio. ASM internacional, capítulo 3, pp. 59, agosto de 2013.
- [7] S. Antonio, “Acondicionamiento microestructural de un acero AHSS de fase compleja microaleado con boro tratado vía Q&P”, revista tendencias en docencia e investigación en química 2020, UAM, vol.6, no. 6, México, 2020.
- [8] M. Demeri, Advance high strength steels. Edición 1. Materials park, USA, Ohio. ASM internacional, capítulo 6, pp. 107, agosto de 2013.
- [9] X. Li, Quantification of complex phase steel microstructure by using combined EBSD and EPMA measurements, Elsevier, Materials characterization, vol. 142, pp. 179-186, Germany, 2018.
- [10] ASTM international, ASTM A1079-17 Standard Specification for Steel Sheet, Complex Phase (CP), Dual Phase (DP) and Transformation Induced Plasticity (TRIP), Zinc-Coated (Galvanized) or Zinc-Iron Alloy-Coated (Galvannealed) by the Hot-Dip Process, 2017
- [11] ASTM international, ASTM A1079-17 Standard Specification for Steel Sheet, Complex Phase (CP), Dual Phase (DP) and Transformation Induced Plasticity (TRIP), Zinc-Coated (Galvanized) or Zinc-Iron Alloy-Coated (Galvannealed) by the Hot-Dip Process, 2017.
- [12] M. Y. Demeri, Advance high strength steels. Edición 1. Materials park, USA, Ohio. ASM internacional, capítulo 6, pp. 109, 2013.
- [13] ASM international handbook committee, ASM Handbook, Volume 1, Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys, Edition 10, USA, 1990.

- [14] B. Debanshu, Microalloyed steels for the automotive industry. Edition 1, East Chicago, Indiana, USA, ArcelorMittal Global R & D. E, vol. 11, no. 4, pp.371-383. 2014.
- [15] C. Mesplont, Phase transformations and microstructure – mechanical properties relations in complex phase high strength steels. Processing, pp. 28, 2002.
- [16] C. Mesplont, Phase transformations and microstructure – mechanical properties relations in complex phase high strength steels. Processing, pp. 38, 2002.
- [17] Z. Junjie, Thermodynamic Calculation and Experimental Study on Complex Phase Steel, Trans Tech Publications, Switzerland, vol. 716. Pp. 349-354, 2013.
- [18] W. M. Zeng, Continuous Cooling Transformation Characteristics of Ultra High Strength Micro Alloy Complex Phase Steel', Shanghai Metals, vol. 32, pp.19-22, 2010.
- [19] H. Bhadeshia, Possible Effects of Stress on Steel Weld Microstructures, Materials Science and Metallurgy, pp. 71-118, 1995, London.
- [20] A. Knaislová, Critical Assessment of Techniques for the Description of the Phase Composition of Advanced High-Strength Steels. Materials 2019, 12, 4033.
- [21] A. Critical Assessment of Techniques for the Description of the Phase Composition of Advanced High Strength Steels. Materials 2019, 12, 4033.
- [22] T. Ma, 2021. "Microband Induced Plasticity in a Nb Content Fe–28Mn–10Al–C Low Density Steel" Metals 11, no. 2: 345.
- [23] R. Venturini, (2020). Industry news -Automotive Metallurgical design and production of AHSS grades DP800 and CP800 ISP and ESP thin slab technology at Acciaieria Arvedi in Cremona, Italy, the Italian metallurgy, vol. 43, 2020.
- [24] E. Korkmaz, Mechanical properties and microstructure characterization of GTAW of micro alloyed hot rolled ferritic XPF800 steel, Elsevier, vol. 24, pp. 503-513, mayo 2020.
- [25] S. Yang, J. Wang, B. E. Carlson and J. Zhang: 'Vacuum-assisted laser welding of zinc-coated steels in a gap free lap joint configuration', Weld. J., 2013, 92, (7), 197-s–204-s.
- [26] M. Gallegos, Estructura y caracterización de recubrimientos de galvanizado por inmersión en caliente de aceros de bajo carbono sumergidos en medio ácido, Padi, vol. 8, no. 15, pp. 106-111, 2020.
- [27] A. Marder, (2000) The Metallurgy of Zinc-Coated Steel. Progress in Materials Science, 45, 191-271.
- [28] M. Gallegos, R. Garcia (2020). Estructura y caracterización de recubrimientos de galvanizado por inmersión en caliente de aceros de bajo carbono sumergidos en medio ácido, 8, 45, 106-111.

- [29] E. Guzik, Growth law for peritectic phases formation in the zinc coating. Archives of metallurgy and materials, vol. 60, april 2015.
- [30] N. Morita, Finite Element Programming in Nonlinear Geomechanics and Transient Flow, 1st edition, pages 347-392, 2021.
- [31] G. Dieter, Metalurgia mecánica, Aguilar, pp. 60, EUA.
- [32] D. Frómeta, Fracture resistance of advance high strength Steel sheets for automotive applications, Metallurgical and materials transactions, vol. 52, pp. 840-856 , Spain, 2021.
- [33] R. O'Brien, Person, Manual de soldadura, Tomo 1, Vol. 8, USA, AWS. 2010.
- [34] K. Weman, Welding processes handbook. Edition 2, Cambridge, United Kingdom, wood head publishing, 2003.
- [35] P. kha, Advanced gas metal arc welding processes, springer, no. 67, pp. 655-674, 2013.
- [36] A. Joseph, the influence of GMAW-P current waveforms on heat input and weld bead shape, Elsevier, vol. 1, 2013.
- [37] E. Dos Santos, High frequency pulsed gas metal arc welding (GMAW-P): The metal beam process, vol. 11, pp. 1-4, enero 2017.
- [38] A. Maulik, Optimization of Pulsed Gas Metal Arc Welding Parameters for Fabrication of Austenitic Stainless Steel, vol. 3, 2017.
- [39] L. Quintino, O. Liskevich, L. Vilarinho, A. ScottiHeat, Springer-Verlag, Heat input in full penetration welds in gas metal arc welding (GMAW). London. Int J Adv Manuf Technol, 2013.
- [40] T. L. Dos Santos, evaluation of welding reinforcement effect on autoparts made in complex phase steels, Brazil, October 2019.
- [41] M. Shome, Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS), Chapter 1, USA, Elsevier, 2015.
- [42] J. M. Martínez, Soldadura GMAW-PP disímil entre aceros inoxidable ASS, LDSS y DSS, Argentina, Julio, 2020.
- [43] Structural welding committee AWS, AWS D1.3/Da.3M:2008 Structural Welding code sheet Steel, edition 5, USA, 2008.
- [44] B.Y.K. Poorhaydari, Estimation of Cooling Rate in the Welding of Plates with Intermediate Thickness, AWS, pp. 149-155, October 2005.

- [45] M. Sen, Effect of double-pulsed gas metal arc welding (DP-GMAW) process variables on microstructural constituents and hardness of low carbon steel weld deposits, Elsevier, Vol. 31, pp. 424-439, December 2018.
- [46] G. Agarwal, Evaluation of solidification cracking susceptibility during laser welding in advanced high strength automotive steels, Elsevier, Vol. 183, December, 2019.
- [47] H. Horwitz, Soldadura aplicaciones y práctica, Edición 1, Boston Massachusetts, USA, SP, 1979.
- [48] S. Kou, Welding metallurgy, Edition 2, Wisconsin USA, Wiley-Interscience, 2003.
- [49] Md. R. U. Ahsan, Y. R. Kim, C. H. Kim, J. W. Kim, R. Ashiri & Y. D. Park (2016). Porosity formation mechanisms in cold metal transfer (CMT) gas metal arc welding (GMAW) of zinc coated steels, Science and Technology of Welding and Joining, 21:3, 209-215.
- [50] Md. R. U. Ahsan, Y. R. Kim, C. H. Kim, J. W. Kim, R. Ashiri & Y. D. Park (2016). Porosity formation mechanisms in cold metal transfer (CMT) gas metal arc welding (GMAW) of zinc coated steels, Science and Technology of Welding and Joining, 21:3, 209-215.
- [51] A. Mohammed, Effects of heat input on microstructure, corrosion and mechanical characteristics of welded austenitic and duplex stainless steels, vol. 7, Metals, 2017.
- [52] B. K. Narayanan, J. Henry, Y. Liao, D. Galiher, Lincoln Electric Company, Cleveland, OH; 2 Tower International, Livonia, MI.
- [53] J. Yu, & D. Kim, (2017). Effects of welding current and torch position parameters on minimizing the weld porosity of zinc-coated steel. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 95(1-4), 551–567.
- [54] P. kha, advanced gas metal arc welding processes, springer, no. 67, pp. 655-674, 2013].
- [55] Y. Rao, Stoichiometry and thermodynamics of metallurgical processes, Cambridge university, 1985.
- [56] Veroheven, J. Fundamentos de metalurgia física, Limusa, Iowa 1987.
- [57] F. Lancaster, The physics of welding, second edition, pergamon 1984, page 40.
- [58] S. Seungmin, Porosity Characteristics and Effect on Tensile Shear Strength of High-Strength Galvanized Steel Sheets after the Gas Metal Arc Welding Process, Metals, Seoul Korea, 2018.
- [59] A. Romero, Evaluation of Microstructural and Mechanical Behavior of AHSS CP780 Steel Welded by GMAW-Pulsed and GMAW-Pulsed-Brazing Processes, vol. 12, Metals, 2022.
- [60] T. Abhishek, Application of Taguchi approach to optimize the robot spot Welding parameters

of J5C590RN mild Steel, Springer, 2022.

[61] Y. Ping, Process and parameter optimization of the double-pulsed GMAW process, Vol. 9, Metals, 2019.

[62] D. Montgomery, Control estadístico de la calidad, 3ra Edición, Limusa, Wiley, Capítulo 13.

[63] S. Pratheesh, Optimization of Tungsten Inert Gas Welding Process Parameters on AA6013, Springer, 2022.

[64] J. Arivarasan, Optimization of process parameters in double-pulse MIG Welding of Inconel 617-SS 304H, Transactions of the institute of metals, vol. 75, 2022.

[65] A. Ahmad, Application of Taguchi Method in Optimization of Pulsed TIG Welding Process parameter, Quality control, Intechopen, 2021.

[66] J. Goldak, a new finite element model for Welding heat sources, Metallurgical transactions B, Springer, vol. 15, pp. 299-305, 1984.

[67] D. Moraes, Thermal modeling of 304 stainless steel for selective laser melting: laser power input evaluating, Proceedings of ASME 2017 International Mechanical Engineering Congress and Exposition, IMECE2017, November 3-9, Tampa, Florida, USA, 2017.

[68] S. Kou, Welding metallurgy, Edition 2, Wisconsin USA, Wiley-Interscience, pp. 57, 2003.

[69] J. A. Pozo, GTAW welding thermal analysis on AISI 316L steel plate using the finite elements method), Scielo, Sao Paulo, Vol.16, No. 3, pp.256-264, September 2011.

[70] M. Eva, Comparison of finite element methods in fusion Welding processes – A review, Metals, Portugal, 2019.

[71] R. Ambriz, Recovery of Mechanical Properties of a 6061-T6 Aluminum Weld by Heat Treatment After Welding, Metallurgical and material transactions A, Springer, vol. 47, pp. 3412-3422, 2016.

[72] M. Hernandez, the thermomechanical finite element analysis of 3003-H14 Plates joined by the GMAW Process, Metals, vol. 10, Mexico, 2020.

[73] J. Morejon, GTAW welding thermal analysis on AISI 316L steel plate using the finite elements method, Soldag. insp. São Paulo, Vol.16, No. 3, p.256-264, 2011.

[74] K. Venkateswarlu, Finite element simulation of temperature distribution, distortion and residual stresses of dissimilar welded joints, materials today: proceedings, vol. 5, pp. 11933-11940, 2018.

[75] G. Casalino, FEM model for TIG hybrid laser butt Welding of 6 mm thick austenitic to

martensitic stainless steels, *Procedia CIRP*, Elsevier, vol. 88, pp. 116-121, 2020.

- [76] R. Bird, fenómenos de transporte, segunda edición, USA, Limusa Wiley, 2006, página 382.
- [77] R. Bird, fenómenos de transporte, segunda edición, USA, Limusa Wiley, 2006, página 343.
- [78] S. Kou, *Welding metallurgy*, Edition 2, Wisconsin USA, Wiley-Interscience, pp. 176, 2003.
- [79] S. Kou, *Welding metallurgy*, Edition 2, Wisconsin USA, Wiley-Interscience, pp. 174, 2003.
- [80] S. Kou, *Welding metallurgy*, Edition 2, Wisconsin USA, Wiley-Interscience, pp. 180, 2003.
- [81] B. Sudarsanam, The mechanism of acicular ferrite in weld deposits, *Current opinion in solid state and materials science*, Elsevier, vol. 8, pp. 267-278, 2004.
- [82] *Welding metallurgy*, E. Muiyideen, second Edition, USA, 1986.
- [83] C. Macías, Análisis Micrográfico de una Unión Soldada con Postcalentamiento en un Acero AISI/SAE 1045 en Doble Fase, 2018.
- [84] S. Kou, *Welding metallurgy*, Edition 2, Wisconsin USA, Wiley-Interscience, pp. 176, 2003.
- [85] E. Gutierrez, An EBSD investigation on the columnar grain growth in non-oriented electrical steels assisted by strain induced boundary migration, *Materials letters*, Elsevier, vol. 252, pp. 42-46, 2019.
- [86] J. Pereira, Evaluación de la anisotropía en las propiedades mecánicas del acero inoxidable AISI 304 laminado en frío, *revista ingeniería UC*, vol. 19, no. 1, pp. 7-15, Venezuela, 2012.
- [87] ASTM E-1268-01, Standard practice for assessing the degree of banding or orientation of microstructures, USA, 2007.
- [88] R. Maksuti, Anisotropy of the mechanical properties of hot rolled steel coils for welded pipes, *International scientific journal "machines technologies materials"*, pp. 549-552, Republic of Macedonia, 2017.
- [89] Y. Lou, Prediction of ductile fracture for advanced high strength steel with a new criterion: Experiments and simulation, Elsevier, vol. 213, pp. 1284-1302, South Korea, 2013.
- [90] Y. Cho, Modeling of ductile fracture for SS275 Structural Steel Sheet, *Applied Sciences* 11, no. 12, South Korea, 2021.
- [91] D. Wulpi, understanding how components fail, second edition, *Materials park*, pp. 89, ASM international, Ohio, 2000.
- [92] Z. Lou, Revealing the Fracture Mechanism of Twinning-Induced Plasticity Steels, *steel*

research, china, 2018.

[93] X. Wang, Study on ferrite evolution and properties of laser fusion zone during post-weld heat treatment on Al-Si coated press-hardened steel, journal of materials research and technology, Elsevier, China, 2020.

[94] F. Nunez, a novel method of tracing the inception and progress of fatigue crack-growth in steel, construction engineering magazine, vol. 30, no. 2, Colombia, 2015.

[95] J. Sowards, Interpretation and significance of reverse chevron-shaped markings on fracture surfaces of API X100 pipeline steels, Elsevier, Materials science and engineering A, pp. 140-148, USA, 2012.

[96] S. Papaefthymiou, Experimental observations on the correlation between microstructure and fracture of multiphase steels, Germany, 2006.