



UNIVERSIDAD MICHOACANA DE
SAN NICOLÁS DE HIDALGO
INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN
METALURGIA Y MATERIALES



PROGRAMA DE MAESTRÍA EN METALURGIA Y CIENCIAS DE LOS MATERIALES

“INFLUENCIA DE LOS GASES DE PROTECCIÓN SOBRE LAS PROPIEDADES
METALÚRGICAS Y MECÁNICAS EN LA SOLDADURA DE UN ACERO INOXIDABLE
304L MEDIANTE EL PROCESO FCAW-G”

TESIS PARA OBTENER EL GRADO DE:
MAESTRO EN METALURGIA Y CIENCIA DE LOS MATERIALES

PRESENTA:
ING. ALÍ AVALOS GARCÍA

ASESOR:
DR. IGNACIO MEJÍA GRANADOS
Departamento de Metalurgia Mecánica UMSNH-IIMM.

Morelia Michoacán Agosto del 2018

100 años



Instituto de Investigación
en Metalurgia y Materiales

Of. Núm. IIM-ST-047-2C18.

Morelia, Mich., Julio 02 del 2018.

C. ING. ALI AVALOS GARCIA
Presente

Por medio de la presente, esta dirección del Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, tiene a bien informarle que para presentar su examen de grado de Maestría en Metalurgia y Ciencias de los Materiales, con la tesis titulada **"INFLUENCIA DE LOS GASES DE PROTECCION SOBRE LAS PROPIEDADES METALURGICAS Y MECANICAS EN LA SOLDADURA DE ACERO INOXIDABLE 304L MEDIANTE EL PROCESO FCAW-G"**, le ha sido asignada la siguiente mesa sinodal:

9300267-0	DR. IGNACIO MEJIA GRANADOS	(Presidente)
8900377-2	DR. CUAUHEMOC MALDONADO ZEPEDA	(Vocal)
0500269-9	DR. VICTOR HUGO LOPEZ MORELOS	(Vocal)
9700394-8	DR. ALBERTO RUIZ MARINES	(Vocal)
15010073	DRA. NOEMI ORTIZ LARA	(Vocal)
0300379-5	DR. HECTOR GUILLERMO CARREON GARCIDUEÑAS	(Suplente)

Agradeciendo de antemano las atenciones que se sirva prestar a la presente, aprovecho para enviarle un cordial saludo.

U. M. S. N. H.

Atentamente



Dr. Alberto Ruiz Marines
Director

Instituto de Investigación
en Metalurgia y Materiales

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

ARM/yalc

Agradecimientos

INSTITUCIONES:

Al Concejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por el apoyo económico brindado durante mis estudios de maestría.

A la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo (UMSNH) y al Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales (IIMM) por darme la oportunidad de superarme profesional y personalmente.

Al departamento de Ingeniería Mecánica de ésta universidad por haberme facilitado su laboratorio para la realización de los ensayos de impacto Charpy.

Agradezco a mis asesores, Dr. Ignacio Mejía Granados y Cuauhtémoc Maldonado Zepeda, por haberme adoptado dentro de su grupo de trabajo, por sus enseñanzas, motivación, disponibilidad y apoyo siempre que lo necesité.

A los integrantes de mi comité tutorial: Dra. Noemí Ortiz Lara, Dr. Víctor Hugo López Morelos, Dr. Alberto Ruíz Marín y Dr. Héctor Guillermo Carreón Garcidueñas. Por las correcciones y guía en mi trabajo de tesis.

A profesores, técnicos y amigos quienes, con sus clases impartidas, apoyo, consejos y amistad, me ayudaron a entender y a sobrellevar mi trabajo de maestría

PERSONAS:

Agradezco a Dios. Y a mi familia por su apoyo incondicional y paciencia durante el tiempo de mi maestría.

ÍNDICE

ÍNDICE.....	i
ÍNDICE DE FIGURAS.	vi
ÍNDICE DE TABLAS.....	ix
RESUMEN.....	xi
ABSTRACT.....	xii
INTRODUCCIÓN.....	xiii
JUSTIFICACIÓN.....	xv
HIPÓTESIS.....	xvi
OBJETIVOS.....	xvii
Objetivo general.....	xvii
Objetivos específicos.....	xvii
CAPITULO I: REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA.....	1
1.1 Generalidades de los aceros inoxidables.....	1
1.1.1 Clasificación de los aceros inoxidables.....	1
1.1.2 Propiedades de los aceros inoxidables.....	2
1.1.2.1. Propiedades físicas de los aceros inoxidables.....	4
1.1.2.2. Propiedades de resistencia a la corrosión de los aceros inoxidables.....	4
1.1.3. Aplicaciones de los aceros inoxidables.....	5
1.2 Aceros inoxidables austeníticos.....	5
1.2.1 Influencia de los elementos de aleación.....	6
1.2.1.1 Influencia del cromo.....	6
1.2.1.2 Influencia del níquel.....	7
1.2.1.3 Influencia del manganeso.....	7
1.2.1.4 Influencia del silicio.....	7
1.2.1.5 Influencia del molibdeno.....	8

1.2.1.6 Influencia del nitrógeno.....	8
1.2.1.7 Influencia del azufre.	8
1.2.1.8 Influencia del fósforo.....	9
1.2.2 Aplicaciones de los aceros inoxidable austeníticos.	9
1.2.3 Sistema Fe-Cr-Ni.....	9
1.2.3.1 Metalurgia de la soldadura de los aceros inoxidable austeníticos.	12
1.2.3.2 Evolución de la microestructura en la zona de fusión.	12
1.2.3.3 Tipo de solidificación AF.	13
1.2.3.4 Tipo de solidificación FA.	15
1.3 El acero inoxidable austenítico AISI 304L.	18
1.3.1 Límites de composición química.....	18
1.3.2 Propiedades mecánicas y de corrosión.	18
1.3.3 Aplicaciones del acero inoxidable austenítico AISI 304L.	19
1.4 Proceso de soldadura FCAW-G.	19
1.4.1 Equipo básico para el proceso de soldadura FCAW-G.....	20
1.4.2 Electrodo tubular con núcleo de fundente.....	21
1.4.3 El proceso FCAW-G presenta las siguientes ventajas [15].....	22
1.4.4 Limitaciones del proceso FCAW-G.....	22
1.4.5 Efecto de los parámetros de soldadura.	23
1.4.5.1 Corriente de soldadura.	23
1.4.5.2 Voltaje del arco.	24
1.4.5.3 Velocidad de avance.....	25
1.4.5.4 Posición de la unión a soldar.....	26
1.5 Aporte térmico.	26
1.6 Los gases de protección en el proceso de soldadura.	26

1.6.1	Clasificación general de los gases de protección.	27
1.6.2	Efecto de los gases de protección en la protección de la piqueta de soldadura.	27
1.6.3	Efecto de los gases de protección en la estabilidad del arco eléctrico.	28
1.6.4	Efecto de los gases de protección sobre la geometría del cordón de soldadura.	28
1.6.5	Efecto de los gases de protección sobre las propiedades de la unión soldada.	29
1.6.6	Efecto de los gases de protección sobre el potencial de oxidación.	29
1.7	Gases de protección utilizados en el proceso FCAW-G.	30
1.7.1	Argón.	30
1.7.2	Dióxido de carbono.	30
1.7.3	Oxígeno.	31
1.7.4	Mezcla argón – dióxido de carbono [32].	32
1.7.5	Flujo de gas de protección.	32
1.7.6	Costo de los gases de protección.	32
1.8.	Estado del arte.	33
	CAPITULO II: PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.	40
2.1.	Metal base.	40
2.1.1	Análisis de composición química en el metal base.	40
2.2.	Metal de aporte.	40
2.2.1	Modo de solidificación del metal de aporte.	41
2.3	Predicción de fases en equilibrio y diagramas de transformación mediante JMatPro®.	41
2.4	Gases de protección.	41
2.4.1.	Calculo del potencial de oxidación para los diferentes gases de protección.	42
2.5.	Tipo de junta y unión a soldar.	42
2.6.	Equipo de soldadura.	42

2.7. Extracción de probetas.	44
2.8. Caracterización metalográfica.	45
2.8.1 Caracterización mediante microscopía óptica.....	45
2.8.2 Caracterización mediante microscopía electrónica de barrido.....	46
2.9. Composición química de las uniones soldadas.	46
2.10. Ensayo de tensión uniaxial.	46
2.11. Ensayo de impacto Charpy.	48
2.12. Ensayo de macro dureza en el metal base y microdureza en las uniones soldadas.	49
2.13. Ensayo de dobléz.	51
CAPITULO III. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.	52
3.1 Composición química del metal base y metal de soldadura en uniones soldadas.	52
3.2. Diagramas simulados mediante JMatPro del metal base y metal de aporte.	53
3.2.1 Diagramas simulados para el metal base (AISI 304L).....	53
3.2.2 Diagramas simulados para el metal de aporte (E 308L T1-1/4).	59
3.3. Perfiles macrográficos de las uniones soldadas con los diferentes gases de protección.	64
3.4 Caracterización metalográfica del metal base y uniones soldadas.	66
3.4.1 Fases presentes en el metal base (acero inoxidable austenítico AISI 304L).....	66
3.4.2 Medición del tamaño de grano promedio.....	67
3.4.3 Fases presentes en las uniones soldadas y porcentaje de ferrita delta.....	70
3.4.3.1 Distancia de formación de ferrita delta en la zona afectada térmicamente.	74
3.5 Cuantificación y caracterización de inclusiones no-metálicas.	80
3.5.1 Cuantificación de inclusiones no-metálicas.	80
3.5.2 Caracterización de inclusiones no-metálicas en el metal base (AISI 304L).	82
3.5.3 Caracterización de inclusiones no-metálicas en las uniones soldadas.	83

3.6 Ensayo de tensión uniaxial.	87
3.6.1 Curvas esfuerzo deformación.	87
3.6.2 Fractografía de las probetas de tensión correspondientes a las uniones soldadas.	90
3.6.2.1 Fractografía de la unión soldada con 100% Argón.	90
3.6.2.2 Fractografía de la unión soldada con mezcla 75% argón – 25% CO ₂	92
3.6.2.3 Fractografía de la unión soldada con 100% CO ₂	93
3.7 Ensayo de Impacto.	95
3.7.1 Energía absorbida.	95
3.7.2 Fractografía de las probetas sometidas al ensayo de impacto.	96
3.7.2.1 Fractografía del metal base.	96
3.7.2.2 Fractografía de las distintas uniones soldadas.	98
3.8 Ensayo de macro dureza en el metal base y microdureza en las uniones soldadas. ...	99
3.8.1 Resultados del ensayo de dureza Vickers en el material base AISI 304L.	99
3.8.2 Resultados del ensayo de dureza Vickers en las uniones soldadas.	100
3.9 Ensayo de dobléz.	104
CAPITULO 4. CONCLUSIONES.	106
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS.	109
TRABAJO FUTURO	108

ÍNDICE DE FIGURAS.

CAPÍTULO I: REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA.

Figura 1.1. Tipos de aceros inoxidable [10].	2
Figura 1.2. Proyecciones líquidas (a) y sólidas (b) del sistema ternario Fe-Cr-Ni [8].	10
Figura 1.3. Secciones pseudobinarias del sistema ternario Fe-Cr-Ni con a) 70% Fe y b) 60% Fe [8].	11
Figura 1.4. Relación del tipo de solidificación con el diagrama de fases pseudobinario [8].	13
Figura 1.5. Microestructura de la zona de fusión resultante del tipo AF [8].	14
Figura 1.6. Microestructura de la zona de fusión resultante de la solidificación del tipo AF [8].	15
Figura 1.7. Modo de solidificación FA: (a) ferrita tipo esqueleto; (b) morfología de ferrita lenticular [8].	16
Figura 1.8. Microestructura de la zona de fusión resultante de la solidificación tipo FA: a) morfología de ferrita esquelética; b) Morfología de ferrita lenticular [8].	17
Figura 1.9. Equipo básico para el proceso FCAW-G [15].	20
Figura 1.10. Sección transversal de algunos electrodos tubulares con núcleo de fundente [24].	22
Figura 1.11. Velocidad de alimentación del electrodo contra rango de corriente de soldadura para un electrodo E70T-1 utilizando CO ₂ como gas de protección [24].	23
Figura 1.12. Efecto del voltaje del arco sobre la forma y penetración del cordón de soldadura.	24
Figura 1.13. Efecto de la velocidad de avance sobre la geometría del cordón de soldadura.	25
Figura 1.14. Propiedades físicas del argón, helio y CO ₂ a la presión atmosférica: (a) calor específico y (b) conductividad térmica [30].	29
Figura 1.15. Costo actual de los gases de protección utilizados en este proyecto (Gpo. Infra S.A. de C.V).	33

CAPÍTULO II: PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

Figura 2.1. Dimensiones de la placas de metal base (cotas en mm).	40
Figura 2.2. Tipo de junta utilizado (cotas en mm).	42
Figura 2.3. Preparación de la unión a soldar.	43
Figura 2.4. a) Antes de unir, y b) después de la aplicación de la soldadura.	44

Figura 2.5. Curva típica esfuerzo-deformación ingenieril obtenida de un ensayo de tensión [42].	47
Figura 2.6. Dimensiones de probeta para ensayo de tensión (cotas en mm).	48
Figura 2.7. Dimensiones de las probetas para ensayo de impacto Charpy (cotas en mm).	49
Figura 2. 8. Distribución de las indentaciones en las superficies longitudinal (a) y transversal (b) al sentido de laminación.	50
Figura 2.9. Probetas de uniones soldadas para ensayo de microdureza Vickers (cotas en mm).	50
Figura 2.10. Probetas para ensayo de doblez (cotas en mm).	51

CAPÍTULO III: RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

Figura 3.1. Diagrama de fases en equilibrio 0 – 100% peso.	53
Figura 3.2. Diagrama de fases en equilibrio de 0 – 6% peso.	54
Figura 3. 3. Diagrama de fases en equilibrio de 0 – 0.65% peso.	55
Figura 3.4. Diagrama de transformación isotérmica TTT del acero inoxidable AISI 304L.	56
Figura 3.5. Diagrama CCT del acero inoxidable AISI 304L.	57
Figura 3.6. Diagrama de resistencia a la corrosión por picadura para el metal base.	58
Figura 3.7. Diagrama de fases en equilibrio de 0 – 100 % peso, para el metal de aporte.	59
Figura 3.8. Diagrama de fases en equilibrio para el metal de aporte de 0 – 20 % peso.	60
Figura 3.9. Diagrama de fases en equilibrio 0 – 0.2% peso, para el metal de aporte.	61
Figura 3.10. Diagrama de transformación isotérmica TTT para el metal de aporte.	62
Figura 3.11. Diagrama de enfriamiento continuo CCT para el metal de aporte.	63
Figura 3.12. Diagrama de resistencia a la corrosión por picadura para el metal de aporte.	64
Figura 3.13. Perfiles macrográficos de las uniones soldadas con los diferentes gases de protección.	65
Figura 3.14. Microestructura del metal base (acero inoxidable austenítico AISI 304L).	66
Figura 3.15. Imagen de MEB del metal base.	67
Figura 3.16. Imagen representativa sobre la cual se midió el tamaño de grano promedio.	67
Figura 3.17. Zonas de refinamiento y crecimiento de grano en las diferentes uniones soldadas.	69
Figura 3.18. Fases presentes en el metal de soldadura de las diferentes uniones soldadas.	71
Figura 3.19. Porcentaje de ferrita delta en el metal de soldadura de las uniones soldadas.	72

Figura 3.20. Mapping en el centro del cordón de soldadura de la unión utilizando 100% CO ₂ .	73
Figura 3.21. Mapping Ni-Cr.	73
Figura 3.22. Mapping Si-Cr.	74
Figura 3.23. Formación de ferrita en la ZAT de las diferentes uniones soldadas.	76
Figura 3.24. Formación de ferrita en las zonas de la corona, centro y raíz de la unión soldada con 100% argón.	77
Figura 3.25. Formación de ferrita en las zonas de la corona, centro y raíz de la unión soldada con 75% argón – 25% CO ₂ .	79
Figura 3.26. Formación de ferrita en las zonas de la corona, centro y raíz de la unión soldada con 100% CO ₂ .	80
Figura 3.27. Inclusiones no-metálicas en el metal base y metal de soldadura de las uniones soldadas.	81
Figura 3.28. Inclusiones no-metálicas en el metal base.	83
Figura 3.29. Microestructura e inclusiones no metálicas en el metal de soldadura de las diferentes uniones soldadas: a) 100% argón, b) 75% Ar – 25% CO ₂ y c) 100% CO ₂ .	85
Figura 3.30. Inclusiones no-metálicas en el metal de soldadura de la unión con 100% argón.	85
Figura 3.31. Inclusiones no-metálicas en el metal de soldadura de la unión con 75% Ar – 25% CO ₂ .	86
Figura 3.32. Inclusiones no-metálicas en el metal de soldadura de la unión con 100% CO ₂ .	87
Figura 3.33. Curvas esfuerzo-deformación ingenieril características de los ensayos de tensión.	88
Figura 3.34. Resultados de resistencia a la cedencia para el metal base y uniones soldadas.	89
Figura 3.35. Resultados de resistencia máxima para el metal base y uniones soldadas.	89
Figura 3.36. Porcentajes de reducción de área obtenidos para el metal base y uniones soldadas.	90
Figura 3.37. Superficie de fractura de la probeta de tensión soldada con 100% argón.	91
Figura 3.38. Imágenes de la zona de fractura de la probeta de tensión soldada con mezcla.	92
Figura 3.39. Imágenes de la superficie de fractura de la probeta soldada con 100% CO ₂ .	94
Figura 3.40. Resultados obtenidos del ensayo de impacto Charpy.	96
Figura 3.41. Superficie de fractura del metal base.	97
Figura 3.42. Tamaño de inclusiones en la unión soldada con 100% argón.	98
Figura 3.43. Tamaño de inclusiones en la unión soldada con 75% Ar – 25% CO ₂ .	98

Figura 3.44. Tamaño de inclusiones en la unión soldada con 100% CO ₂	99
Figura 3.45. Perfiles de microdureza hacia la corona del cordón de soldadura.	101
Figura 3.46. Perfiles de microdureza hacia el centro del cordón de soldadura.	102
Figura 3.47. Perfiles de microdureza hacia la raíz del cordón de soldadura.	103
Figura 3.48. Probetas obtenidas de la realización del ensayo de dobléz.	105

ÍNDICE DE TABLAS

CAPÍTULO I: REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA.

Tabla 1.1. Composición química de algunos aceros inoxidables.	3
Tabla 1.2. Propiedades mecánicas de los aceros mostrados en la Tabla 1.1.	3
Tabla 1.3. Propiedades físicas de los aceros inoxidables.	4
Tabla 1.4. Modos de solidificación de los aceros inoxidables austeníticos.....	12
Tabla 1.5. Límites de composición química para el acero inoxidable austenítico AISI 304L (% peso).....	18
Tabla 1.6. Propiedades mecánicas del acero inoxidable austenítico AISI 304L [8].	19
Tabla 1.7. Elementos comúnmente utilizados en el relleno de alambres tubulares para FCAW [16].....	21
Tabla 1.8. Potencial de ionización y densidad de los gases de protección más comunes [5].....	28
Tabla 1.9. Parámetros de soldadura utilizados [35].....	36

CAPÍTULO II: PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

Tabla 2.1. Composición química del electrodo comercial E 308L –T1 – ¼ (% peso).....	40
Tabla 2.2. Propiedades mecánicas del electrodo comercial E 308L –T1 – ¼.	40
Tabla 2.3. Parámetros de soldadura.	43
Tabla 2.4. Voltajes y amperajes utilizados con los diferentes gases de protección.....	43
Tabla 2.5. Número de probetas extraídas para las diferentes caracterizaciones.....	44

CAPÍTULO III: RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

Tabla 3.1. Análisis químico del metal base (% peso).....	52
Tabla 3.2. Composición química del metal de soldadura en las diferentes uniones soldadas (% peso).....	53
Tabla 3.3. Tamaño de grano promedio en el metal base.	68
Tabla 3.4. Tamaño de grano promedio en la zona de refinamiento de grano de las diferentes uniones soldadas.	69
Tabla 3.5. Porcentaje de ferrita delta en el metal de soldadura de las diferentes uniones soldadas.	72
Tabla 3.6. Distancia de formación de ferrita delta en las diferentes uniones soldadas.	75
Tabla 3.7. Inclusiones no-metálicas cuantificadas en una imagen tomada a 100x.....	81
Tabla 3.8. Composición química de las inclusiones no-metálicas y matriz, en el metal base.	83
Tabla 3.9. Composición química de las inclusiones no-metálicas en la unión con 100% argón.	86
Tabla 3.10. Composición química de las inclusiones no-metálicas en la unión con 75% Ar – 25% CO ₂	86
Tabla 3.11. Composición química de las inclusiones no-metálicas en la unión con 100% CO ₂	87
Tabla 3.12. Resultados de los ensayos de tensión.	88
Tabla 3.13. Resultados de los análisis químicos puntuales.	92
Tabla 3.14. Resultados de los análisis puntuales en las inclusiones no metálicas y matriz.	93
Tabla 3.15. Resultados de los análisis puntuales en las inclusiones señaladas en la Figura 3.39 (d).	94
Tabla 3.16. Resultados de los ensayos de impacto.....	95
Tabla 3.17. Composición química de las inclusiones encontradas en la superficie de fractura del metal base.	97
Tabla 3.18. Resultados del ensayo de dureza en el metal base.....	99

RESUMEN.

En el presente trabajo de investigación se estudió la influencia de los gases de protección sobre las propiedades mecánicas y metalúrgicas de una unión soldada de un acero inoxidable austenítico 304L mediante el proceso de soldadura FCAW-G. Con este propósito se realizaron tres uniones soldadas, con tres diferentes gases de protección: en la primera se utilizó 100% argón, en la segunda una mezcla de 75% Ar - 25% CO₂ y en la tercera 100% CO₂. El metal base y las secciones transversales de las uniones soldadas con los diferentes gases de protección, se caracterizaron metalográficamente mediante microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido, con el fin de analizar su microestructura e inclusiones no-metálicas. Así mismo, se realizaron ensayos mecánicos de tensión, impacto Charpy, doblez y dureza en el metal base y uniones soldadas con el fin de determinar sus propiedades mecánicas y sanidad. En general, los resultados obtenidos muestran que el gas de protección tiene una fuerte influencia sobre la microestructura y propiedades mecánicas de la unión soldada. Así, al aumentar la cantidad de CO₂ en el gas de protección, aumenta considerablemente la cantidad y el tamaño de las inclusiones no-metálicas formadas por la reacción del oxígeno disociado del CO₂ con elementos de aleación y elementos desoxidantes añadidos en el fundente del metal de aporte. Consecuentemente, la resistencia a la tensión, dureza, y resistencia al impacto se ven afectadas cuando la cantidad de CO₂ en el gas de protección es mayor a 25%. Cabe señalar que en el presente trabajo de investigación, con el uso de 100% CO₂ como gas de protección se obtuvieron valores de resistencia al impacto superiores a los reportados por otros investigadores, por lo cual el uso de 100 % CO₂ como gas de protección en la soldadura de acero inoxidable austenítico AISI 304L será una opción viable, cuando en aplicación o especificación de la unión soldada no se requiera una resistencia al impacto mayor a 88.5 J.

PALABRAS CLAVE SOLDADURA, 304L, GASES DE PROTECCION, PROPIEDADES MECANICAS, PROPIEDADES METALURGICAS

ABSTRACT

In this research project, the shielding gas influence on mechanical and metallurgical properties of 304L austenitic stainless steel weldments by FCAW-G processes was studied. For this aim three plates with different shielding gases were welded: The first one with 100% argón, in the second one a mixture of 75% argón – 25% CO₂, and in the third one 100% CO₂. The base metal and weldments were metallographically characterized using optical (LOM) and scanning electron microscopy (SEM) with the purpose of analyze their microstructure and non-metallic inclusions. Also, mechanical testing as uniaxial tensile, Charpy V-notch impact, bending and hardness tests were performed with the purpose of measure the mechanical properties and cleanness of the different welded joints. Results obtained showed that the shielding gas plays an important role on microstructure and mechanical properties of the weldments. Thus, as the CO₂ increases in the shielding gas, the density and size of non-metallic inclusions generated by the reaction between the dissociated oxygen from CO₂ with the alloying and desoxidant elements added in the filler metal, increases too. Consequently, tensile strength, hardness and absorbed energy were adversely affected when the amount of CO₂ was higher than 25% in the shielding gas. It worth noting that in the present research work, using 100% CO₂ as shielding gas, higher values in absorbed energy were obtained than that reported by other researchers. Therefore, the use of 100% CO₂ as shielding gas in the weld of AISI 304L austenitic will be a viable option only if the welding in-service conditions and its specification don't require an absorbed energy to impact higher than 88.5 J.

INTRODUCCIÓN.

Los aceros inoxidable austeníticos, representan la mayor parte de los aceros inoxidable utilizados. Contienen entre un 16-25% de cromo y 7-35% de níquel. Son llamados así por su estructura cristalina FCC, la cual está presente a temperatura ambiente y es llamada austenita. Los aceros inoxidable austeníticos tienen excelente resistencia a la corrosión atmosférica, por gases industriales y ambientes químicos. La resistencia a la corrosión de un tipo especial de acero inoxidable austenítico, dependerá del ambiente al que esté expuesto y del contenido de la aleación. Algunos de estos aceros son susceptibles a la precipitación de carburos o fases intermetálicas bajo condiciones adversas de uso o fabricación.

El acero inoxidable austenítico 304L, es ampliamente utilizado en la fabricación de una gran variedad de equipos, como son: recipientes para el almacenamiento y manipulación de productos químicos y/o alimenticios, tuberías, válvulas, componentes y recipientes criogénicos, componentes de intercambiadores térmicos, y aplicaciones arquitectónicas y estructurales que no estarán expuestas a atmósferas marinas [1].

El bajo contenido de carbono del acero inoxidable 304L (0.03% máximo) minimiza el riesgo de precipitación de carburos en la zona afectada térmicamente al aplicarse un proceso de soldadura por fusión. La precipitación de carburos puede originar corrosión intergranular por el empobrecimiento de cromo dentro de los granos austeníticos [2].

El proceso de soldadura FCAW-G (soldadura de arco con electrodo tubular y núcleo de fundente con protección gaseosa) es ampliamente utilizado en la soldadura de aceros inoxidable, debido a que ofrece una alta tasa de deposición (peso de material depositado / unidad de tiempo) en comparación con los procesos SMAW (soldadura de arco con electrodo revestido de fundente) y GTAW (soldadura de arco con electrodo de tungsteno y protección gaseosa).

El principal propósito del gas de protección en cualquier proceso de soldadura por arco y protección gaseosa, es proteger el arco y la piqueta de soldadura de los efectos contaminantes de la atmósfera, ya que la contaminación del metal de soldadura ocurre mientras éste pasa a través del arco y/o dentro de la piqueta antes de su solidificación. El alto contenido de nitrógeno y oxígeno de la atmósfera, al entrar en contacto con el metal de soldadura fundido, causarán porosidad y fragilidad [3, 4].

El gas de protección también provee un medio conveniente para la operación estable del arco sostenido. Además tiene control sobre la geometría del cordón de soldadura y propiedades mecánicas [5]. Una mezcla de argón y dióxido de carbono es ampliamente utilizada en el proceso de soldadura FCAW-G [6].

Los gases de protección tienen diferentes costos de adquisición y dado que uno de los principales objetivos de los usuarios de procesos de soldadura es tener un proceso que les proporcione altos niveles de calidad, productividad y con el menor costo posible, el tipo de gas de protección utilizado es un factor importante a tomar en cuenta.

JUSTIFICACIÓN

Dada la alta aplicación en la industria del acero inoxidable 304L y el uso del proceso FCAW-G en la soldadura del mismo, es indispensable contar con la información que permita conocer las propiedades mecánicas y metalúrgicas que se obtendrán al utilizar un determinado gas o mezcla de gases de protección (impacto científico).

Ésta información, al ser considerada en los criterios de diseño de fabricación, contribuye a asegurar el buen desempeño de los equipos formados con uniones soldadas (impacto tecnológico).

El conocimiento de los resultados obtenidos de este trabajo, permitirá elegir un gas o mezcla de gases que sea económico y que proporcione los requerimientos necesarios de la unión soldada, evitando así, problemas como el rechazo de equipos o componentes ya fabricados (impacto social/económico).

Dada la alta tasa de deposición de soldadura que se puede alcanzar con el proceso de soldadura FCAW-G, genera ahorros considerables de energía eléctrica y tiempo de manufactura, además de que se produce un desperdicio mínimo del material de aporte, ya que el electrodo es alimentado continuamente y es utilizable prácticamente al 100% (impacto ecológico).

Debido a la ventaja económica que resulta de utilizar CO₂ como gas de protección en la soldadura del acero inoxidable 304L en comparación con otros gases o mezclas, ha sido tomado como una alternativa (impacto económico).

HIPÓTESIS

La cantidad de inclusiones no-metálicas formadas en el metal de soldadura de una unión soldada de acero inoxidable austenítico mediante el proceso FCAW-G, está en función del potencial de oxidación del gas de protección utilizado y del aporte térmico generado.

Las propiedades mecánicas, principalmente la resistencia al impacto, se ven afectadas con el aumento de inclusiones no-metálicas en el metal de soldadura de una unión soldada.

Utilizando un bajo aporte térmico y un gas de protección con un bajo potencial de oxidación en la soldadura de un acero inoxidable austenítico AISI 304L, se podrán mejorar las propiedades mecánicas de las uniones soldadas.

OBJETIVOS.

Objetivo general.

- Determinar el efecto del gas de protección sobre la microestructura y propiedades mecánicas de la unión soldada del acero inoxidable austenítico 304L.

Objetivos específicos.

- Calcular diagramas de equilibrio y transformación para el material base (AISI 304L) y metal de aporte (E 308L T1-1/4).
- Desarrollar los procesos de soldadura FCAW-G con gas de protección de 100% Ar, 75% Ar - 25% CO₂ y 100% CO₂.
- Caracterizar las fases presentes en las uniones soldadas.
- Caracterizar inclusiones no-metálicas de los cordones de soldadura.
- Determinar las propiedades mecánicas de las uniones soldadas mediante el ensayo de tensión uniaxial.
- Determinar las propiedades de resistencia al impacto de las uniones soldadas mediante el ensayo de impacto Charpy "V".
- Determinar los perfiles de dureza las uniones soldadas mediante microdureza Vickers.
- Determinar ductilidad y porosidad o presencia de defectos, mediante el ensayo de doblez.

CAPITULO I: REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA.

1.1 Generalidades de los aceros inoxidables.

Un acero con por lo menos 10.5% de cromo es tradicionalmente designado como un acero inoxidable. Sus características más sobresalientes son: ser resistentes a la corrosión en muchos ambientes, buenas propiedades mecánicas en un amplio rango de temperaturas, y su alta resistencia a la oxidación y descamación a altas temperaturas [7]. Mientras más agresivo sea el ambiente, será necesaria una mayor cantidad de adición de cromo [8]. Aunque se debe ser cuidadoso, ya que en una aleación Fe-Cr con un contenido de cromo de 25 a 42 % y de 48 a 65 % a temperaturas comprendidas entre 600 y 820 °C aparece una fase intermetálica llamada fase sigma (σ), la cual se caracteriza por su baja ductilidad y resiliencia, además de ser extremadamente dura y frágil [9].

1.1.1 Clasificación de los aceros inoxidables.

La categorización de los aceros inoxidables está basada sobre la naturaleza de su estructura metalográfica. Los términos usados denotan el arreglo atómico, el cuál forma los granos del acero. Para los aceros inoxidables, dependiendo de la composición exacta de la aleación, la estructura puede estar formada de fases estables tales como austenita, ferrita, o austenita y ferrita para el caso de los dúplex; martensita, la cual es creada cuando algunos aceros son enfriados rápidamente desde una alta temperatura, o una estructura endurecida por precipitación de micro-constituyentes [10].

Por lo tanto los aceros inoxidables se clasifican en:

- Aceros inoxidables austeníticos.
- Aceros inoxidables ferríticos.
- Aceros inoxidables martensíticos.
- Aceros inoxidables dúplex.
- Aceros inoxidables endurecidos por precipitación.

En la Figura 1.1, se muestra la relación entre los diferentes tipos de aceros inoxidable, de acuerdo con su contenido de cromo y níquel.

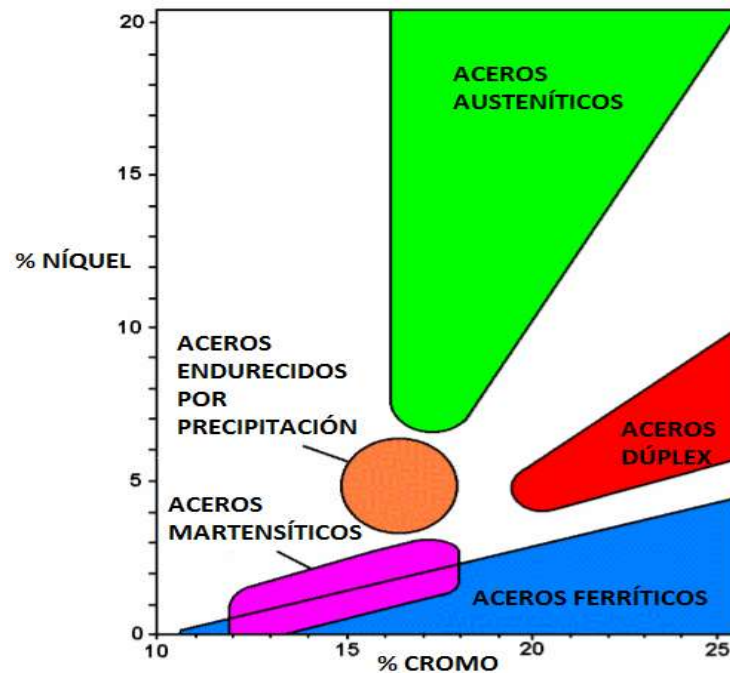


Figura 1.1. Tipos de aceros inoxidables [10].

1.1.2 Propiedades de los aceros inoxidables.

Las propiedades mecánicas, resistencia a la corrosión y de soldabilidad de los aceros están determinadas en gran parte por su microestructura, la cual está determinada principalmente por la composición química del acero. En las Tablas 1.1 y 1.2 [11] se muestran la composición química y propiedades mecánicas de algunos aceros inoxidables, clasificados de acuerdo a su microestructura predominante.

Los aceros inoxidables austeníticos tienen muy buenas propiedades a altas temperaturas y buena resistencia al impacto a bajas temperaturas. Los aceros inoxidables no pueden ser endurecidos mediante tratamiento térmico, solo mediante trabajo en frío se puede incrementar su dureza y resistencia mecánica. Son suministrados después de ser templados y recocidos, lo cual los hace dúctiles y altamente deformables. Los aceros inoxidables ferríticos tienen ligeramente mayor resistencia a la cedencia ($\sigma_{y(0.2)}$) en comparación con los austeníticos, pero tienen menor deformación a la fractura y endurecen menos con la deformación.

Los aceros ferrítico-austeníticos tienen mayor resistencia a la tensión y a la cedencia que los aceros inoxidables ferríticos y austeníticos, por lo cual son utilizados frecuentemente para la fabricación de partes de máquinas las cuales deberán resistir cargas dinámicas.

Los aceros inoxidables martensíticos tienen mayor resistencia mecánica y al desgaste, pero también la menor resistencia a la corrosión en comparación con los demás tipos de aceros inoxidables [11].

Tabla 1.1. Composición química de algunos aceros inoxidables (% en peso).

Microestructura	Tipo	% C (máx.)	% Cr (máx.)	% Ni (máx.)	% Mo (máx.)	% de otros elementos.
Ferrítico	430	0.1	16.0-18.0	0.5 máx.	–	–
	S44400	0.025	17.0 - 19.0	0.5 máx.	2.0 - 2.5	Ti - estab.
Ferrítico-austenítico (dúplex)	329	0.1	24.0 - 27.0	4.5 - 6.0	1.3 - 1.8	
	S31803	0.03	21.0 - 23.0	4.5 - 6.5	2.5 - 3.5	N = 0.10 - 0.20
Austenítico	304	0.05	17.0 - 19.0	8.0 - 11.0	–	
	321	0.08	17.0 - 19.0	9.0 - 12.0	–	Ti - estab.
	316	0.05	16.0 - 18.5	10.5 - 14.0	2.5 - 3.0	
	304L	0.03	17.0 - 19.0	9.0 - 12.0	–	
	316L	0.03	16.0 - 18.5	11.5 - 14.5	2.5 - 3.0	
	310S	0.08	24.0 - 26.0	19.0 - 22.0		
	317L	0.03	17.5 - 19.5	14.0 - 17.0	3.0 - 4.0	
	N08904	0.025	19.0 - 21.0	24.0 - 26.0	4.0 - 5.0	Cu = 1.2 - 2.0
Martensítico	420	0.4	12.0 - 14.0	5.0 - 6.0	–	–

Tabla 1.2. Propiedades mecánicas de los aceros mostrados en la Tabla 1.1.

Microestructura	Tipo	Límite elástico con 0.2% de elongación. MPa (mín.)	Resistencia a la tensión MPa	% de elongación (mín.)	Dureza HV (máx.)
Ferrítico	430	250	440 - 640	18	200
	S44400	340	440 - 640	25	210
Ferrítico-austenítico (aceros dúplex)	329	440	590 - 780	20	260
	S31803	480	680 - 880	25	290
Austenítico	304	210	490 - 690	45	200
	321	210	490 - 690	40	210

	316	220	490 - 640	45	200
	304L	190	460 - 640	45	190
	316L	210	490 - 690	45	200
	310S	–	780 máx.	–	220
	317L	220	490 - 640	45	200
	N08904	220	500 - 750	35	220
Martensítico	420	450	650 - 850	15	220

1.1.2.1. Propiedades físicas de los aceros inoxidable.

Los aceros inoxidable difieren de los aceros sin alea en cuanto a sus propiedades como expansión térmica, conductividad térmica y eléctrica. En la Tabla 1.3 [11] se muestran los valores de estas propiedades para algunos tipos de aceros inoxidable.

Tabla 1.3. Propiedades físicas de los aceros inoxidable.

Acero	Tipo	α *10⁻⁶/°C	λ W/m C	Ω nΩm
Aceros al carbono	1016	13	47	150
Acero inoxidable ferrítico	S44400	12.5	24	600
Acero inoxidable ferrítico-austenítico	329	13.5	20	850
Acero inoxidable austenítico	304	19.5	15	700
α = Coeficiente de expansión térmica a 20-800°C. λ = Conductividad térmica a 20°C. Ω = Resistencia eléctrica a 20°C.				

Debido a la alta expansión térmica y baja conductividad térmica de los aceros inoxidable austeníticos se generan mayores niveles de esfuerzos por compresión en la soldadura, en comparación con los ferríticos y aceros al carbono. Por lo tanto, si se utiliza un alto calor de aporte en la soldadura de aceros inoxidable austeníticos, las secciones soldadas se pueden deformar [11].

1.1.2.2. Propiedades de resistencia a la corrosión de los aceros inoxidable.

Los aceros inoxidable austeníticos se utilizan principalmente en ambientes húmedos. El agua de mar con su alto contenido de cloruros, agrede a los aceros inoxidable causando corrosión por picadura y por agrietamiento. Con el aumento de cromo y molibdeno en el acero, se incrementa su

resistencia a soluciones agresivas, a la corrosión por picaduras y por agrietamiento. Con la adición de níquel se reduce el riesgo a la fisuración por corrosión bajo tensión.

Los aceros inoxidable ferríticos son más resistentes a la fisuración por corrosión bajo tensión que la mayoría de los aceros inoxidable austeníticos. Si el ambiente contiene cloro, por ejemplo el agua de mar, hay riesgo de corrosión por picadura, se puede utilizar un acero altamente aleado, por ejemplo el S44635 (25Cr 4Ni 4Mo) [11].

1.1.3. Aplicaciones de los aceros inoxidable.

Las principales aplicaciones de los aceros inoxidable están en las áreas químicas, médicas, de generación de energía, de procesamiento de alimentos y bebidas, transporte, arquitectura, eléctrica, electrónica, componentes de accesorios domésticos y utensilios para el hogar. Todas estas aplicaciones incluyen un amplio rango de usos como recipientes de reactores nucleares, intercambiadores de calor, tuberías, válvulas y bombas para productos químicos, partes de hornos, y calderas usadas en plantas generadoras de energía eléctrica [12].

1.2 Aceros inoxidable austeníticos.

Los aceros inoxidable austeníticos representan la mayoría de los aceros inoxidable que se utilizan. Estos contienen de 16-25% en peso de cromo y entre 7-35% en peso de níquel. Estos aceros son llamados así por su estructura cristalina FCC, que está presente a temperatura ambiente y es llamada austenita [13]. Debido a esta estructura, los aceros inoxidable austeníticos tienen altos valores de tenacidad [14].

Los aceros inoxidable austeníticos pueden ser endurecidos mediante trabajo en frío, pero no por tratamiento térmico. Siendo aleados no son magnéticos, pero mediante trabajo en frío se vuelven parcialmente magnéticos. Los aceros inoxidable austeníticos tienen excelente resistencia a la corrosión, son resistentes al ataque atmosférico, a gases industriales y ambientes químicos. Son resistentes a la descamación a temperaturas tan altas como 1095°C. La resistencia a la corrosión u oxidación de un tipo especial de acero inoxidable austenítico, dependerá del ambiente al que esté expuesto y del contenido de aleación.

Los aceros inoxidable austeníticos tienen buena resistencia mecánica a elevadas temperaturas y también son de los primeros en ser elegidos para aplicaciones a temperaturas extremadamente bajas, dado que no se vuelven frágiles como otro tipo de aceros. Todos los aceros inoxidable austeníticos son sensibles en algún grado, al agrietamiento por corrosión bajo tensión en contacto con cloruro, y todos los aceros inoxidable austeníticos pueden ser sensibles al agrietamiento durante la solidificación. Algunos tipos de aceros inoxidable austeníticos son susceptibles a la precipitación de carburos o fases intermetálicas bajo condiciones adversas de uso o fabricación [7].

1.2.1 Influencia de los elementos de aleación.

Los elementos aleantes en los aceros inoxidable tienen la finalidad de mejorar sus propiedades mecánicas, su resistencia a la corrosión y para mantener o modificar su microestructura. Los principales elementos de aleación en los aceros inoxidable son el cromo, níquel, manganeso, silicio y molibdeno, los cuales se describen a continuación:

1.2.1.1 Influencia del cromo.

Al añadir cromo al acero se forma una película de óxido de estequiometría $(Fe, Cr)_2O_3$ en la superficie. La presencia de cromo estabiliza la película de óxido, ya que el cromo tiene mayor afinidad por el oxígeno que el hierro. Altos niveles de cromo harán más estable la película de óxido en ambientes más agresivos. Aunque se debe ser cuidadoso, ya que en una aleación Fe-Cr con un contenido de cromo de 25 a 42 % y de 48 a 65 % a temperaturas comprendidas entre 600 y 820 °C aparece una fase o compuesto intermetálico llamado fase sigma (σ), la cual se caracteriza por pérdida de ductilidad y resiliencia, es extremadamente dura y frágil.

Ya que el cromo es un elemento promotor de la ferrita, al aumentar el contenido de cromo en los diferentes tipos de aceros inoxidable, promoverá la formación y retención de la ferrita en su microestructura. El cromo también es un fuerte formador de carburos. El más común es el carburo de estequiometría $M_{23}C_6$, cuando se usa este término se entiende que el cromo es el elemento metálico predominante, aunque también puede tener alguna fracción de Fe y Mo. Otro carburo que también se puede formar es el Cr_7C_3 , pero no es tan común. El cromo fortalece al acero por solución sólida, ya que entra como átomo sustitucional en las estructuras cristalinas BCC y FCC.

1.2.1.2 Influencia del níquel.

La adición de níquel tiene como propósito fomentar la fase austenítica en la aleación. Añadiendo la cantidad suficiente de níquel, la microestructura de la aleación puede ser predominantemente austenítica o tener ambas fases: austenita y ferrita. La adición de níquel en los aceros inoxidables ferríticos mejora su resistencia a la corrosión en general. Aunque también se ha demostrado que un contenido de níquel en el rango de 8 a 12% en peso, afecta la resistencia a la fisuración por corrosión bajo tensión; fuera de este rango el níquel mejora esta propiedad. El níquel también es un elemento fortalecedor de la estructura cristalina por solución sólida, pero su principal ventaja es la de mejorar la tenacidad de las aleaciones.

1.2.1.3 Influencia del manganeso.

El manganeso también se considera un elemento promotor de la austenita. Los aceros inoxidables austeníticos contienen entre 1 y 2 % en peso de manganeso, mientras que los ferríticos y martensíticos tienen un contenido menor al 1% en peso. Se utiliza para prevenir la fisuración durante la solidificación, este tipo de fisuración se asocia con la formación de sulfuros de hierro de constitución eutéctica. Ya que el manganeso, en comparación con el hierro, se combina más fácilmente con el azufre; se formarán sulfuros de manganeso (MnS) estables, eliminando el problema de fisuración. El manganeso estabiliza la austenita a bajas temperaturas, previniendo así su transformación a martensita. También se añade en algunas aleaciones para incrementar la solubilidad del nitrógeno en la fase austenítica.

1.2.1.4 Influencia del silicio.

El silicio se añade a los aceros inoxidables principalmente por su efecto desoxidante durante la fundición de la aleación. Se encuentra presente en la mayoría de las aleaciones en un rango entre 0.3 y 0.6% en peso, ya que segrega durante la solidificación, formando constituyentes eutécticos de bajo punto de fusión, principalmente en combinación con níquel. El silicio mejora la fluidez del acero fundido. Por lo cual, puede ser añadido en cantidades mayores en metales de aporte para soldadura. El silicio aumenta significativamente la fluidez de los aceros austeníticos en el estado fundido.

1.2.1.5 Influencia del molibdeno.

En los aceros inoxidable austeníticos, el molibdeno mejora su resistencia mecánica a elevadas temperaturas. Por ejemplo, la adición de 2% en peso de molibdeno a una aleación estándar 18Cr-8Ni incrementa su resistencia a la tensión en un 40% a una temperatura de 760°C. Sin embargo, las aleaciones que contienen molibdeno son más difíciles de trabajar en caliente. El molibdeno es un elemento promotor de la ferrita, por lo cual, su presencia promoverá la formación y retención de la ferrita en la microestructura. Esto puede ser un problema en el caso de los aceros inoxidable martensíticos, ya que la presencia de ferrita en su microestructura a temperatura ambiente, puede reducir su tenacidad y ductilidad [8].

1.2.1.6 Influencia del nitrógeno.

La presencia de nitrógeno en aceros de baja aleación es indeseable, pero en los aceros inoxidable puede ser utilizado como un elemento de aleación. Esto gracias a la buena solubilidad del nitrógeno en el cromo. El nitrógeno al igual que el carbono es un elemento promotor de la austenita, por lo tanto, al igual que el carbono, tiene una alta influencia sobre el fenómeno de transición del diagrama de constitución ternario hierro-cromo-níquel. Dado que el nitrógeno posee mayor solubilidad que el carbono en las aleaciones cromo-níquel, representa menor susceptibilidad de formar precipitados indeseables [15]. El nitrógeno aumenta la resistencia mecánica de la aleación, especialmente a temperatura ambiente y criogénica.

1.2.1.7 Influencia del azufre.

El azufre en pequeñas cantidades mejora la propiedades de formado en caliente y soldabilidad de los aceros inoxidable. Por otro lado, en cantidades mayores, también representa una impureza indeseable ya que se pueden formar sulfuros de bajo punto de fusión durante el proceso de soldadura o durante la solidificación de los aceros inoxidable; elevando así los problemas de fisuración en caliente. Estos sulfuros pueden precipitar durante la solidificación como películas líquidas entre los límites de grano, impidiendo así la adhesión entre los mismos, apareciendo una vez solidificado el material, como grietas en caliente [15].

1.2.1.8 Influencia del fósforo.

El contenido de fósforo en el acero se mantiene por debajo de 0.04% en peso. Si se aumenta éste porcentaje, la ductilidad del acero se verá disminuida, aumentando el riesgo de fisuración en frío. Se incrementa el contenido de fósforo en los aceros en un rango entre 0.07% y 0.12% en peso, para mejorar su maquinabilidad [16].

1.2.2 Aplicaciones de los aceros inoxidables austeníticos.

Debido a las excelentes propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión de los aceros inoxidables austeníticos, se utilizan especialmente en la fabricación de tanques de almacenamiento, tuberías, válvulas de recipientes a presión, destiladores [14]. También tienen gran aplicación en las industrias químicas y de procesamiento de alimentos. Los aceros inoxidables austeníticos son usados en hornos e intercambiadores de calor, debido a sus buenas propiedades a altas temperaturas. Su buena resistencia al impacto a bajas temperaturas los hace útiles para la fabricación de recipientes para líquidos criogénicos [11].

1.2.3 Sistema Fe-Cr-Ni.

Este sistema ternario es la base para los aceros inoxidables austeníticos y dúplex. En los diagramas de la Figura 1.2, se muestran las proyecciones de sólidos y líquidos de éste sistema. Y pueden ser utilizados para describir el comportamiento durante la solidificación de aleaciones basadas en este sistema, observando las superficies de sólidos y líquidos, las cuales definen el comienzo y final de la solidificación respectivamente. En la superficie de líquidos se puede observar una línea oscura de mayor grosor que las demás, ésta línea corre desde muy cerca al vértice del triángulo rico en Fe hasta el lado Cr-Ni. Esta línea separa las composiciones que solidifican como ferrita primaria (arriba y hacia la izquierda) de las composiciones que solidifican como austenita primaria.

La superficie de sólidos muestra dos líneas oscuras de mayor grosor que las demás, las cuales corren desde cerca del vértice del triángulo rico en Fe, hacia el lado rico en Cr-Ni del diagrama. Entre estas dos líneas las fases ferrítica y austenítica coexisten con el líquido justo por arriba de la línea de sólidos, pero solo uno con el otro justo por debajo de la línea. Esta región separa las fases

austenita y ferrita debajo de la línea de sólidos. Las flechas sobre estas líneas representan la dirección de descenso de la temperatura.

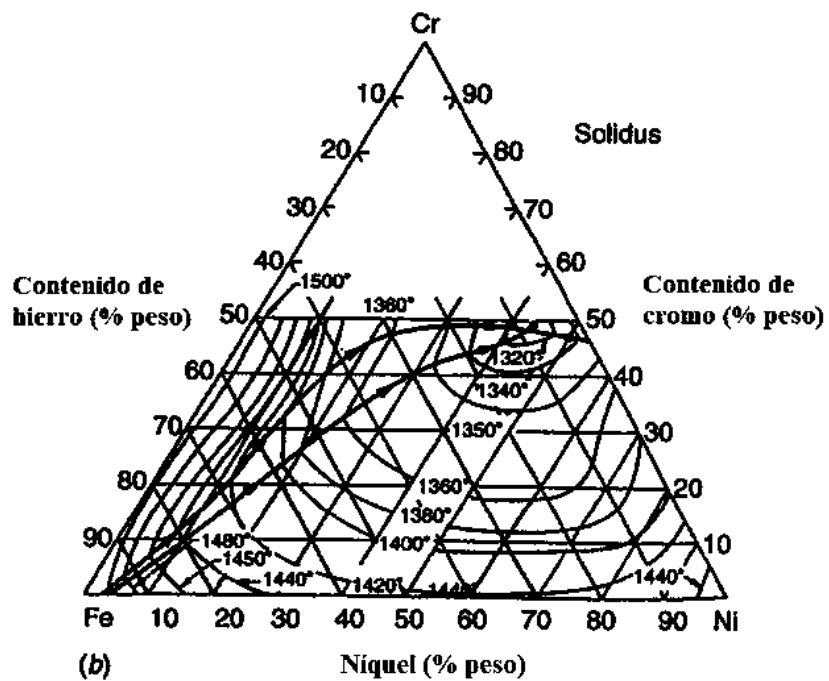
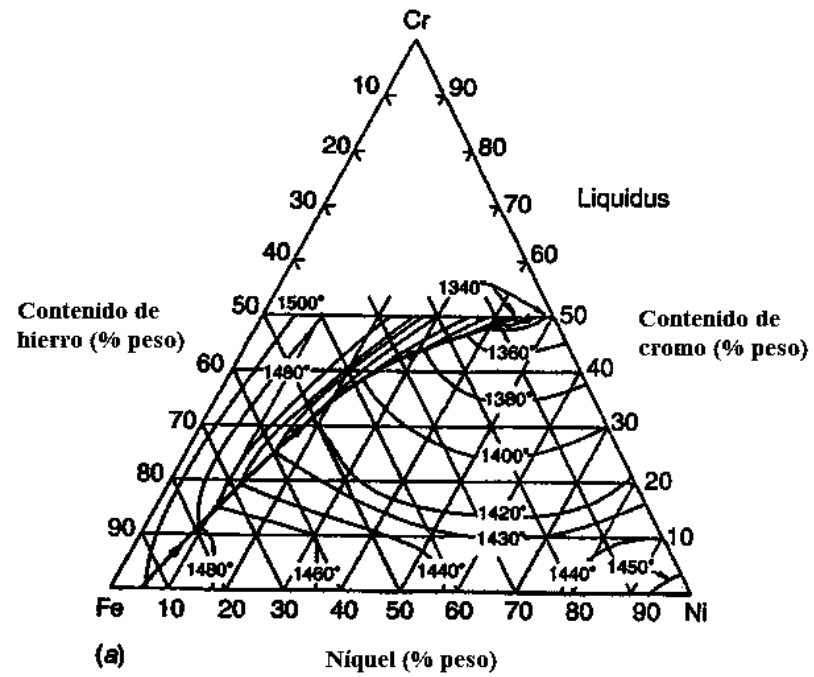


Figura 1.2. Proyecciones líquidas (a) y sólidas (b) del sistema ternario Fe-Cr-Ni [8].

Tomando una sección de Fe constante a través del diagrama de tres fases desde la temperatura de líquidus hasta la temperatura ambiente, puede generarse un diagrama de fases Fe-Cr-Ni pseudobinario. En la Figura 1.3 se muestran dos de estos diagramas, los cuales han sido construidos con 70 y 60 % en peso de Fe basados en secciones isotérmicas ternarias.

La pequeña región triangular que se encuentra entre las líneas de líquidus y sólidus, es una región de tres fases (austenita + ferrita + líquido) que separa las aleaciones que solidifican como austenita (hacia la izquierda) de aquellas que solidifican como ferrita.

En el estado sólido, la ferrita es estable a altas temperaturas en aleaciones con contenidos de cromo mayores de 20% en peso. Conforme descende la temperatura, la ferrita transformará parcialmente a austenita en un rango de 20 a 25% en peso. Las aleaciones que solidifican como austenita, mantendrán su estructura austenítica durante el enfriamiento hasta llegar a la temperatura ambiente. Para composiciones con altos contenidos de cromo y de níquel, la ferrita será más estable, a tal grado que existirá una estructura completamente ferrítica para composiciones muy hacia el lado derecho de cada diagrama [8].

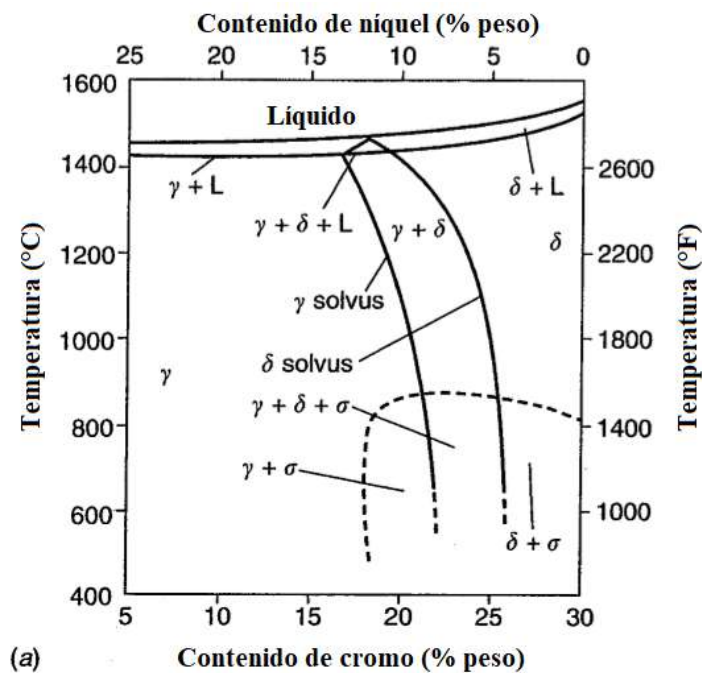


Figura 1.3. Secciones pseudobinarias del sistema ternario Fe-Cr-Ni con a) 70% Fe y b) 60% Fe [8].

1.2.3.1 Metalurgia de la soldadura de los aceros inoxidables austeníticos.

Todos los aceros inoxidables solidifican como ferrita o austenita como primera fase, dependiendo de su composición. Los rangos de composición de los aceros inoxidables austeníticos son lo suficientemente amplios de tal forma que ambos modos de solidificación son posibles. También pueden presentarse transformaciones adicionales en el estado sólido durante el enfriamiento hasta temperatura ambiente. Estas transformaciones son más importantes en aleaciones que solidifican inicialmente como ferrita, ya que la mayor parte de la ferrita transformará a austenita.

1.2.3.2 Evolución de la microestructura en la zona de fusión.

Hay cuatro modos posibles de solidificación y de transformación en estado sólido para la soldadura de aceros inoxidables austeníticos. En la Tabla 1.4 se muestran estos modos de solidificación y su relación con el diagrama de fases del sistema Fe-Cr-Ni de la Figura 1.4. Para los modos de solidificación A y AF, la primera fase que se forma al empezar la solidificación es la austenita. Y para los modos de solidificación FA y F, la fase que se forma al empezar la solidificación es la ferrita delta. Durante la solidificación, ocurren transformaciones adicionales en estado sólido, en los modos de solidificación FA y F, debido a la inestabilidad de la ferrita a temperaturas más bajas [8].

Tabla 1.4. Modos de solidificación de los aceros inoxidables austeníticos.

Modos de solidificación	Reacciones	Microestructuras resultantes
A	$L \rightarrow L + A \rightarrow A$	Totalmente austenítica.
AF	$L \rightarrow L + A \rightarrow L + A + (A+F)_{eut} \rightarrow A + F_{eut}$	Ferrita en la celda y límites dendríticos.
FA	$L \rightarrow L + F \rightarrow L + F + (F + A)_{per/eut} \rightarrow F + A$	Ferrita en forma de esqueleto o red, resultante de la transformación ferrita a austenita.
F	$L \rightarrow L + F \rightarrow F \rightarrow F + A$	Ferrita acicular o matriz de ferrita con límites de grano austenítico y láminas de austenita Widmanstätten.

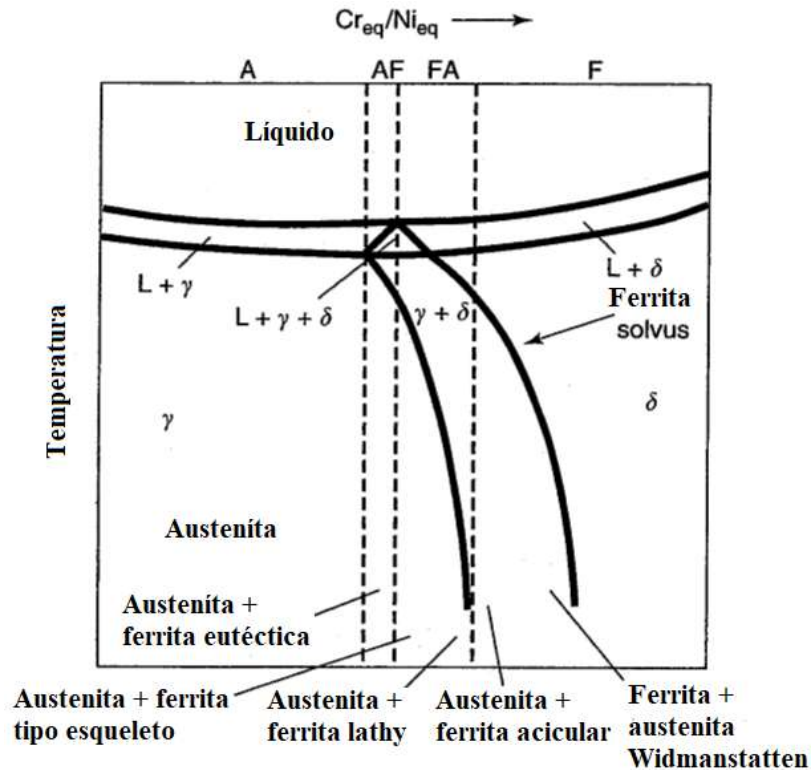


Figura 1.4. Relación del tipo de solidificación con el diagrama de fases pseudobinario [8].

Hammar y Svensson [17] establecieron las siguientes formulas (cromo y níquel equivalente) para predecir el modo de solidificación:

$$Cr_{eq} = Cr + 1.37Mo + 1.5Si + 2Nb + 3Ti \quad \text{Ecuación (1.1)}$$

$$Ni_{eq} = Ni + 0.31Mn + 22C + 14.2N + Cu \quad \text{Ecuación (1.2)}$$

De acuerdo con las formulas anteriores, para coeficientes $Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1.55$, el modo de solidificación es austenítico o austenítico-ferrítico. Para coeficientes desde $1.55 < Cr_{eq}/Ni_{eq} < 2$ el modo de solidificación es ferrítico-austenítico, y para coeficientes $Cr_{eq}/Ni_{eq} > 2$ el modo de solidificación es ferrítico.

1.2.3.3 Tipo de solidificación AF.

El tipo de solidificación AF se da cuando se forma algo de ferrita mediante una reacción eutéctica al final del proceso de solidificación siendo la austenita la fase primaria. Esto sucede si suficientes elementos formadores de ferrita (principalmente Cr y Mo) dividen la solidificación de límites de

subgranos durante la solidificación para promover la formación de ferrita como un producto terminal de la solidificación. Esta ferrita formada a lo largo de los límites es relativamente estable y resiste la transformación a austenita durante enfriamientos de soldadura ya que está enriquecida de elementos promotores ferrita. En la Figura 1.5 se muestra un esquema del tipo de solidificación AF.

En una reacción eutéctica, la fase líquida se transforma durante su solidificación en dos fases sólidas, austenita y ferrita en este caso [18].

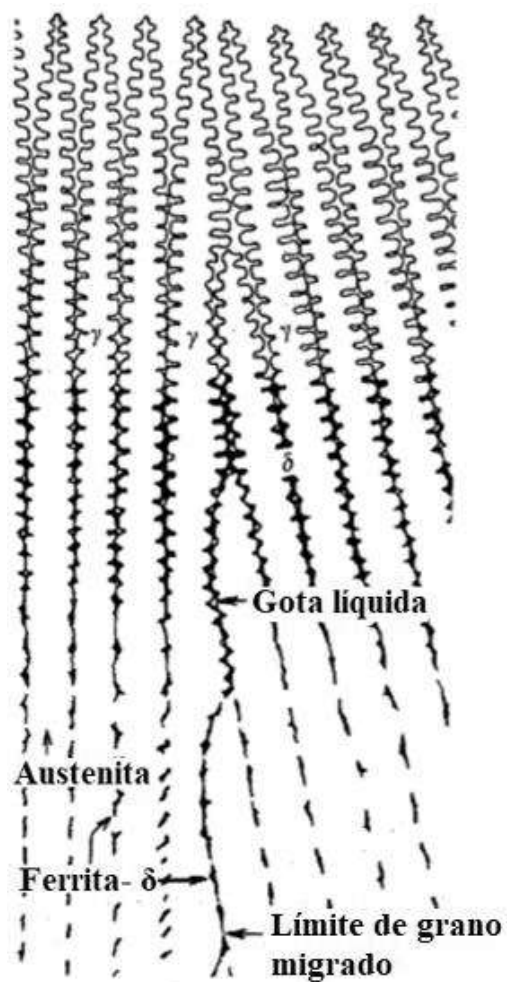


Figura 1.5. Microestructura de la zona de fusión resultante del tipo AF [8].

En la Figura 1.6 se muestra una microestructura que exhibe ferrita a lo largo de los límites de subgranos de solidificación.

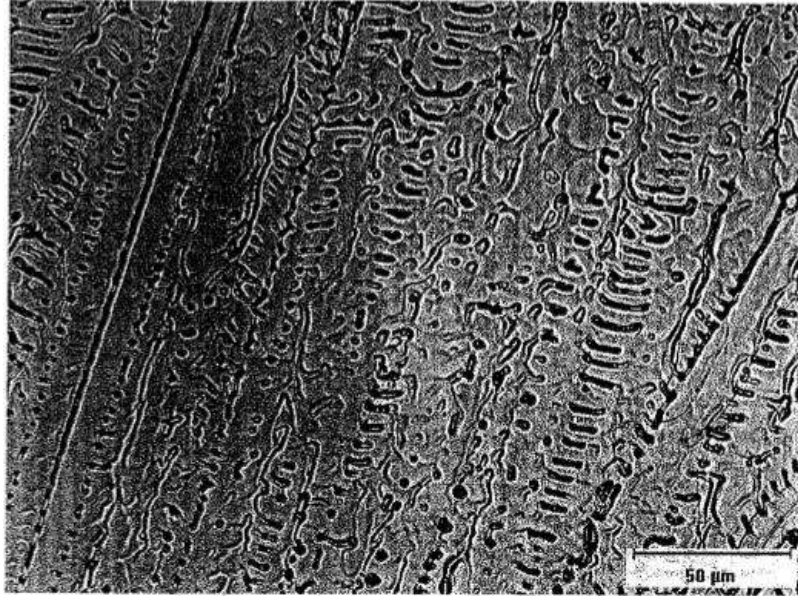


Figura 1.6. Microestructura de la zona de fusión resultante de la solidificación del tipo AF [8].

1.2.3.4 Tipo de solidificación FA.

En este tipo de solidificación la fase ferrita es la primera en solidificar, pero algo de austenita se forma al final de la solidificación. Esta austenita se forma vía una reacción peritética-eutética y existe en los límites de la ferrita al final de la solidificación. Lippold y colaboradores [8] estudiaron ésta reacción y describen una secuencia de solidificación y transformación, la cual es la siguiente:

1.- Al final de la solidificación de la ferrita primaria, una reacción peritética-eutética resulta en la formación de austenita a lo largo de los límites de la celda y dendritas de ferrita. Esta reacción ocurre dentro y a lo largo de la región triangular de tres fases, mostrada en los diagramas de las Figuras 1.3 y 1.4. Esta reacción es llamada peritética-eutética porque su composición resulta de una transición de una reacción peritética en el sistema Fe-Ni a una reacción eutética en el sistema Fe-Cr-Ni.

En una reacción peritética, la fase líquida más una fase sólida se transforman en otra fase sólida diferente, en este caso el líquido más la ferrita transforman a austenita [18]. Y al mismo tiempo una parte del líquido transforma a austenita más ferrita en una reacción eutética.

2.- Cuando se ha completado la solidificación, la microestructura consta de dendritas de ferrita primaria con una capa interdendrítica de austenita. La cantidad de austenita depende de las

condiciones de solidificación y del contenido de Cr_{eq}/Ni_{eq} . Un incremento en el valor de esta relación, reduce la cantidad de austenita hasta que la solidificación es completamente ferrítica.

3.- Conforme el metal se enfría a través de las dos fases ferrita delta más austenita, la ferrita incrementa su inestabilidad y la austenita comienza a consumir a la ferrita por vía reacción de difusión controlada.

4.- Cuando las velocidades de enfriamiento son moderadas y/o cuando la relación Cr_{eq}/Ni_{eq} es baja pero aun dentro del rango FA, resulta una morfología de ferrita vermicular o en forma de esqueleto. Es una consecuencia del avance de la austenita consumiéndose la ferrita hasta que la ferrita es suficientemente enriquecida de elementos promotores de ferrita (cromo y molibdeno) y se han agotado los elementos promotores de austenita (níquel, carbono y nitrógeno), la cual es estable a bajas temperaturas donde la difusión es limitada. En la Figura 1.7a se muestra la microestructura en forma de esqueleto y en la micrografía de la Figura 1.8a.

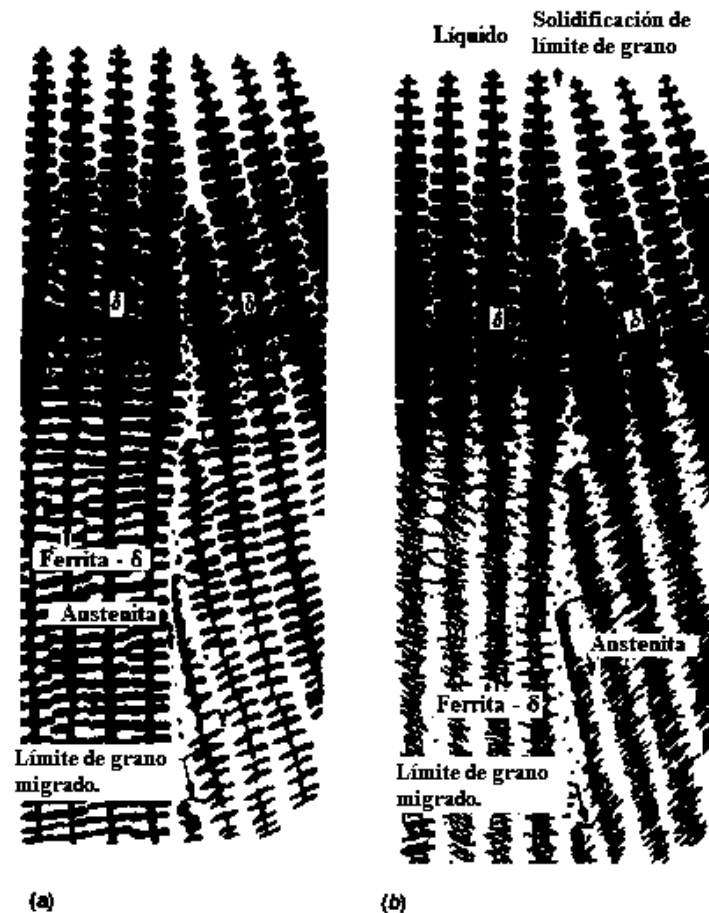


Figura 1.7. Modo de solidificación FA: (a) ferrita tipo esqueleto; (b) morfología de ferrita lenticular [8].

5.- Cuando las velocidades de enfriamiento son altas y/o cuando el Cr_{eq}/Ni_{eq} es bajo pero aun dentro del rango FA, resulta una morfología de ferrita lenticular. La morfología lenticular se forma en lugar de la morfología esquelética debido a la restricción de difusión durante la transformación ferrita-austenita. La morfología de ferrita lenticular se muestra en la Figura 1.7b y una micrografía en la figura 1.8b.

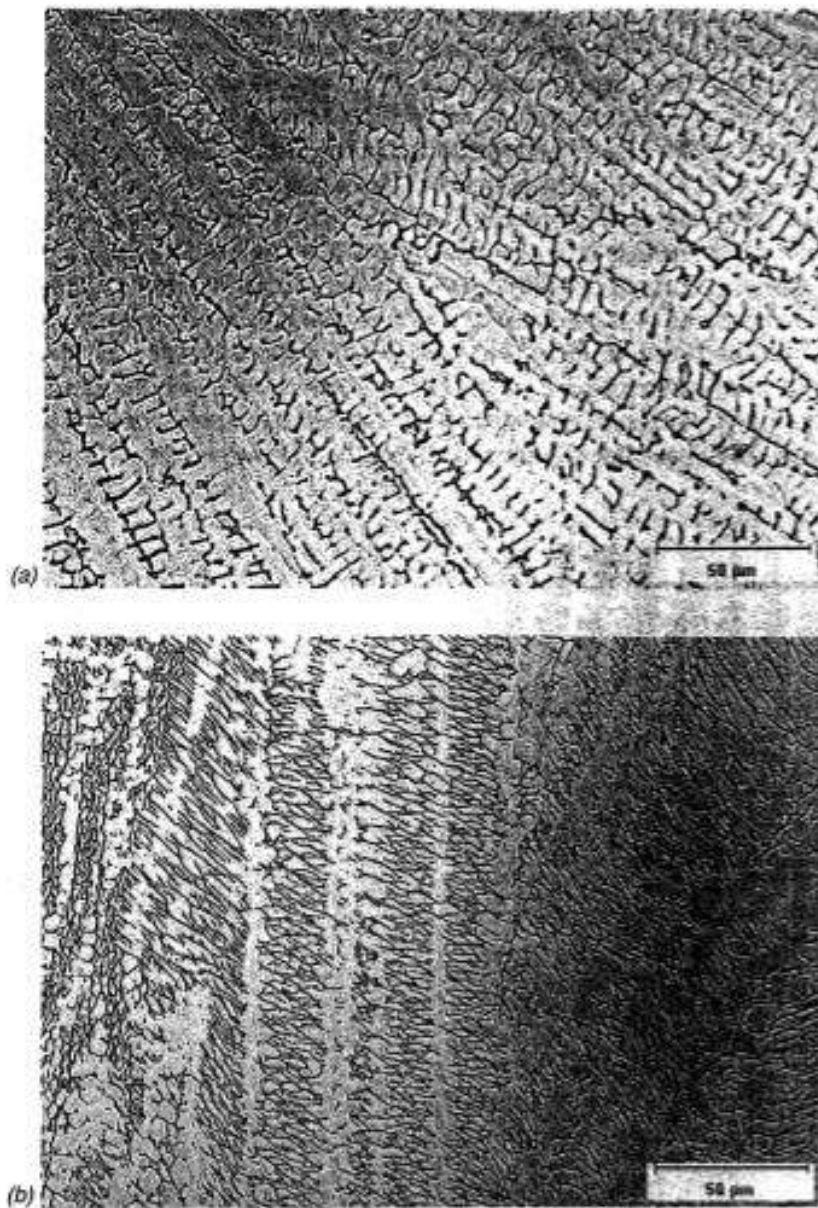


Figura 1.8. Microestructura de la zona de fusión resultante de la solidificación tipo FA: a) morfología de ferrita esquelética; b) Morfología de ferrita lenticular [8].

6.- Si la velocidad de enfriamiento y solidificación son extremadamente altas, como en los procesos de soldadura por láser o por haz de electrones, puede ser posible una transformación completa de ferrita a austenita debido a que no hay difusión, es decir, se presenta una “transformación masiva”.

1.3 El acero inoxidable austenítico AISI 304L.

El grado 304L es un acero inoxidable austenítico al cromo-níquel con bajo contenido de carbono, tiene una resistencia a la corrosión similar a la del 304, pero con mejor resistencia a la corrosión intergranular después de haber sido soldado o habérsele aplicado un relevado de esfuerzos. Es utilizado principalmente en componentes fabricados por soldadura, que no pueden ser sometidos a un tratamiento térmico de recocido, que serán utilizados en ciertos ambientes corrosivos y a temperaturas por encima de los 425°C [7].

1.3.1 Límites de composición química.

En la Tabla 1.5 se muestran los límites de composición química para el acero inoxidable austenítico AISI 304L (% en peso).

Tabla 1.5. Límites de composición química para el acero inoxidable austenítico AISI 304L [8].

Contenido de cada elemento (% en peso).							
C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	N
0.03	2.00	0.045	0.03	1.00	18.0 - 20.0	8.0-12.0	0.10

1.3.2 Propiedades mecánicas y de corrosión.

El acero inoxidable AISI 304L tiene un bajo contenido de carbono, debido a lo cual, las propiedades al desgaste y fricción son mejoradas y disminuye su susceptibilidad a la corrosión intergranular [19]. Presenta resistencia a la corrosión en una amplia variedad de condiciones de oxidación moderadas, agua fresca y aplicaciones no marinas [1]. En la Tabla 1.6 se muestran las propiedades mecánicas de este acero inoxidable.

Tabla 1.6. Propiedades mecánicas del acero inoxidable austenítico AISI 304L [8].

Grado	Tipo No.	Resistencia a la tensión (MPa)	Resistencia a la cedencia (MPa)	Elongación (%)	Reducción de área (%)	Dureza (HV)
Austenítico	304L	480	170	≥ 40	50	≤ 255

1.3.3 Aplicaciones del acero inoxidable austenítico AISI 304L.

El acero inoxidable austenítico AISI 304L es utilizado en una gran cantidad de aplicaciones, por ejemplo en el área aeroespacial se utiliza para la fabricación de los tanques para el combustible y componentes estructurales, los cuales deben mantener sus propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión a temperaturas mayores a 870°C.

Equipos químicos y tuberías, componentes de intercambiadores de calor, equipos para la manipulación de alimentos, recipientes y componentes criogénicos, aplicaciones arquitectónicas y estructurales que no estarán expuestas a atmósferas marinas [1].

1.4 Proceso de soldadura FCAW-G.

El FCAW es un proceso de soldadura por arco metálico y aporte de alambre tubular con núcleo de fundente, el cual puede ser usado con o sin protección gaseosa (FCAW-G y FCAW-S, respectivamente).

En el proceso FCAW-S, el gas de protección es provisto exclusivamente por el núcleo de fundente contenido en el electrodo tubular, el calor generado durante la soldadura desintegra el fundente generando la protección gaseosa alrededor del arco y la pileta de soldadura. El proceso FCAW-S es móvil, por lo que es comúnmente usado en campo [20].

Cuando se añade un gas de protección, la protección combinada es llamada protección dual, y el proceso se abrevia como FCAW-G. El gas de protección externo provee la protección necesaria al metal fundido en el arco y en la pileta de soldadura. Este proceso es utilizado principalmente para fabricación en taller [20, 21].

El proceso FCAW utiliza el calor generado del arco eléctrico que se forma entre el electrodo consumible de núcleo de fundente y el material base. El calor funde la superficie del material base y el extremo del electrodo, el material fundido que se desprende del electrodo es transferido a través del arco a la pieza de trabajo y se va depositando como metal de soldadura [22].

1.4.1 Equipo básico para el proceso de soldadura FCAW-G.

- Fuente de poder.- Provee la energía eléctrica del voltaje y amperaje apropiados para mantener el arco de soldadura.
- Alimentador del alambre tubular.- Consta de un motor y un mecanismo de engranes que impulsan el electrodo durante la soldadura.
- Fuente de gas de protección.- Consta de los tanques que contienen el gas de protección, regulador de presión de salida del gas, caudalímetro, mangueras y conexiones.
- Bobina del electrodo.- El electrodo o alambre tubular con núcleo de fundente se comercializa en forma de bobina.
- Control alimentador de alambre.- Por medio de una perilla se puede regular la velocidad de alimentación del alambre.
- Antorcha.- La antorcha se puede sujetar manualmente o con algún dispositivo móvil, y consecuentemente, permite aplicar la soldadura en cualquier dirección y velocidad deseadas.

En la Figura 1.9, se puede apreciar el equipo básico necesario que es utilizado en éste proceso.

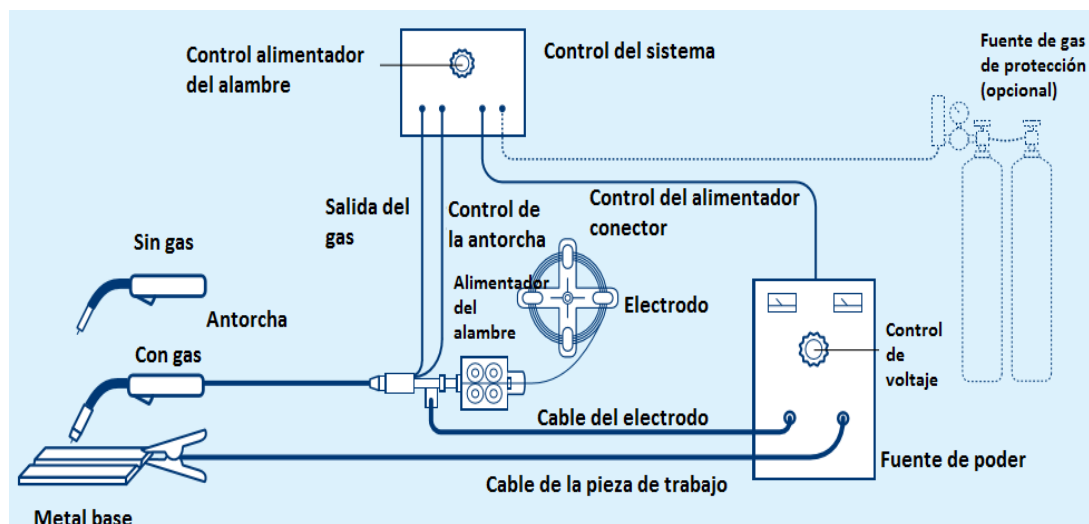


Figura 1.9. Equipo básico para el proceso FCAW-G [15].

1.4.2 Electrodo tubular con núcleo de fundente.

El electrodo consiste usualmente de un fleje de acero de bajo carbono o acero aleado que encierra un relleno de fundente y elementos de aleación [23]. Las características de los ingredientes contenidos en el fundente y la formulación de la aleación, determinan el campo de aplicación del electrodo [22]. La protección gaseosa se obtiene de la descomposición del fundente contenido en el núcleo del electrodo tubular. Los elementos en el fundente producen los siguientes efectos [3]:

- Añaden elementos aleantes al metal de soldadura, los cuales aumentan su resistencia mecánica y otras propiedades que dependen del elemento aleante agregado.
- Producen la escoria que flota en la superficie del metal de soldadura y lo protege de la contaminación atmosférica durante su solidificación.
- Proveen desoxidantes y elementos limpiadores que se combinan con el metal fundido y disuelven los gases y otras impurezas, purificando así la soldadura.
- Proveen elementos estabilizadores del arco, que además ayudan a disminuir la salpicadura.

En la Tabla 1.7, se muestran los materiales que se utilizan comúnmente en el relleno de los electrodos para el proceso FCAW [16]:

Tabla 1.7. Elementos comúnmente utilizados en el relleno de alambres tubulares para FCAW.

Elemento	Presente como	Propósito en la soldadura
Aluminio	Polvo metálico	Desoxidante, desnitrificante
Calcio	Mineral	Genera protección, forma escoria
Carbono	Elemento en ferroaleaciones	Aumenta dureza y resistencia
Cromo	Ferroaleación o polvo metálico	Mejora creep, dureza, resistencia mecánica y a la corrosión
Hierro	Ferroaleación y polvo de Fe	Metal base o elemento de aleación
Manganeso	Ferroaleación o polvo metálico	Desoxidante, evita fisuración, dureza, formador de escoria
Molibdeno	Ferroaleación	Aumenta dureza y resistencia
Níquel	Polvo metálico	Aumente dureza, tenacidad y resistencia a la corrosión
Potasio	Mineral	Estabiliza el arco, formador de escoria
Silicio	Ferroaleación o mineral	Desoxidante, formador de escoria
Sodio	Mineral	Estabiliza el arco, forma escoria
Titanio	Ferroaleación o mineral	Desoxidante, desnitrificante, forma escoria
Zirconio	Óxido o polvo metálico	Desoxidante, desnitrificante, forma escoria
Vanadio	Óxido o polvo metálico	Aumenta resistencia

En la Figura 1.10 se muestran las secciones transversales de algunos tipos de electrodos tubulares:

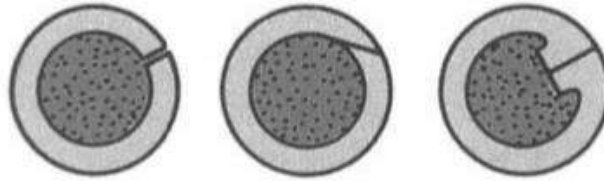


Figura 1.10. Sección transversal de algunos electrodos tubulares con núcleo de fundente [24].

1.4.3 El proceso FCAW-G presenta las siguientes ventajas [15].

- Alta tasa de deposición (peso de material depositado / unidad de tiempo) en comparación con los procesos SMAW y GTAW.
- Se utilizan comúnmente velocidades de avance altas.
- Si se utilizan pequeños diámetros de electrodo tubular de aporte, se puede soldar en todas posiciones.
- Algunos electrodos tubulares con núcleo de fundente, no necesitan protección gaseosa externa, por lo cual, se simplifica el equipo.
- El electrodo tubular se alimenta continuamente, reduciendo así el tiempo que se pierde al estar cambiando de electrodo.
- Un alto porcentaje del metal de aporte es depositado (alta eficiencia de deposición).
- El proceso FCAW presenta una menor cantidad de salpicadura, en comparación con el proceso GMAW. Esto debido a que el núcleo de fundente del proceso FCAW disminuye el tamaño de las gotas de aporte creadas durante la soldadura [7].
- El proceso FCAW es un proceso semiautomático, puede ser además automático y robotizado.

1.4.4 Limitaciones del proceso FCAW-G.

- Debido a la utilización de un electrodo tubular con núcleo de fundente, hay también generación de escoria y la probabilidad de generación de defectos en la soldadura debidos a escoria atrapada.
- Equipo más costoso y complejo en comparación con el que se utiliza en SMAW.

- Si la soldadura se realiza en un área abierta, el viento puede afectar negativamente la protección gaseosa durante la soldadura.

1.4.5 Efecto de los parámetros de soldadura.

Los parámetros de soldadura que deben ser controlados para obtener soldaduras de alta calidad son: corriente, voltaje, polaridad, extensión del electrodo, velocidad avance, posición para soldar, ángulo del electrodo. Controlando estas variables se puede obtener una óptima velocidad de deposición, eficiencia de deposición y soldaduras de alta calidad [25].

1.4.5.1 Corriente de soldadura.

La corriente de soldadura es proporcional a la velocidad de alimentación del electrodo para un diámetro del electrodo y composición dados. Pero inversamente proporcional a la longitud libre del electrodo; al incrementar la longitud libre del electrodo, la corriente de soldadura decrece conforme decrece la longitud libre del electrodo, la corriente de soldadura se incrementa. En la Figura 1.11 se muestra la relación entre la velocidad de alimentación del alambre y la corriente de soldadura para un electrodo con núcleo de fundente E70T-1 con protección gaseosa de dióxido de carbono:

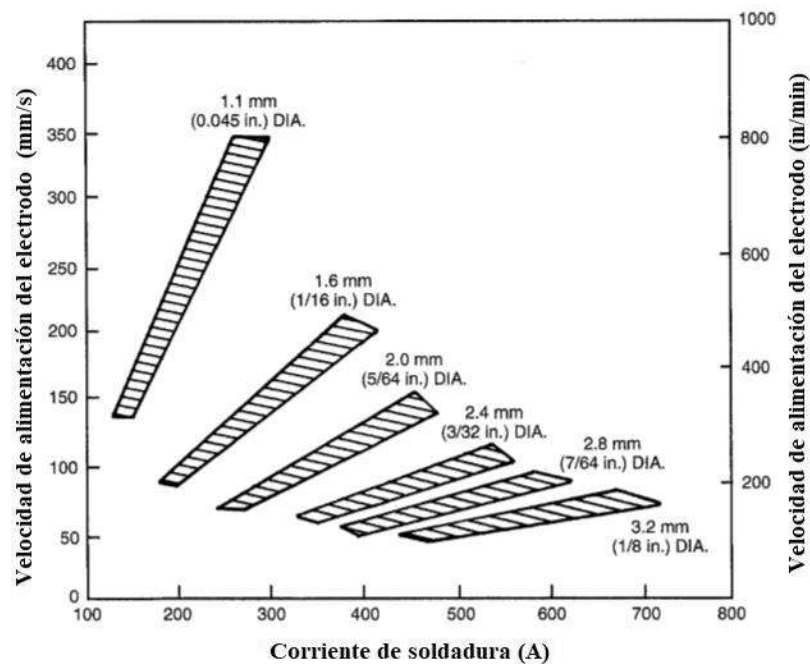


Figura 1.11. Velocidad de alimentación del electrodo contra rango de corriente de soldadura para un electrodo E70T-1 utilizando CO₂ como gas de protección [24].

Si los demás parámetros de soldadura se mantienen constantes para un diámetro del electrodo dado, y se hace variar la corriente de soldadura, se tendrán los siguientes efectos:

- Al incrementar la corriente, también se incrementará la velocidad de deposición del electrodo.
- Al incrementar la corriente, se incrementará también la penetración de la soldadura.
- Con excesivos valores de corriente, se producirá un cordón de soldadura convexo y con mala apariencia.
- Una corriente insuficiente producirá una transferencia con grandes gotas y demasiada salpicadura.

1.4.5.2 Voltaje del arco.

Los valores de voltaje utilizados en procesos de soldadura varían usualmente entre 14 y 35 V [26].

El voltaje del arco y la longitud del arco están muy relacionadas. Al utilizar un electrodo con núcleo de fundente, un voltaje del arco muy alto (longitud del arco muy grande) puede resultar en una excesiva salpicadura y forma irregular de los cordones de soldadura. Con electrodos de acero inoxidable, un voltaje alto reducirá el contenido de ferrita del metal de soldadura, y con ello la posibilidad de fisuración. Un voltaje del arco muy bajo (longitud del arco pequeña) resultará en cordones estrechos y convexos, con salpicadura excesiva y poca penetración [25]. En la Figura 1.12 [27] se muestra el efecto del voltaje del arco sobre la forma y penetración del cordón de soldadura.

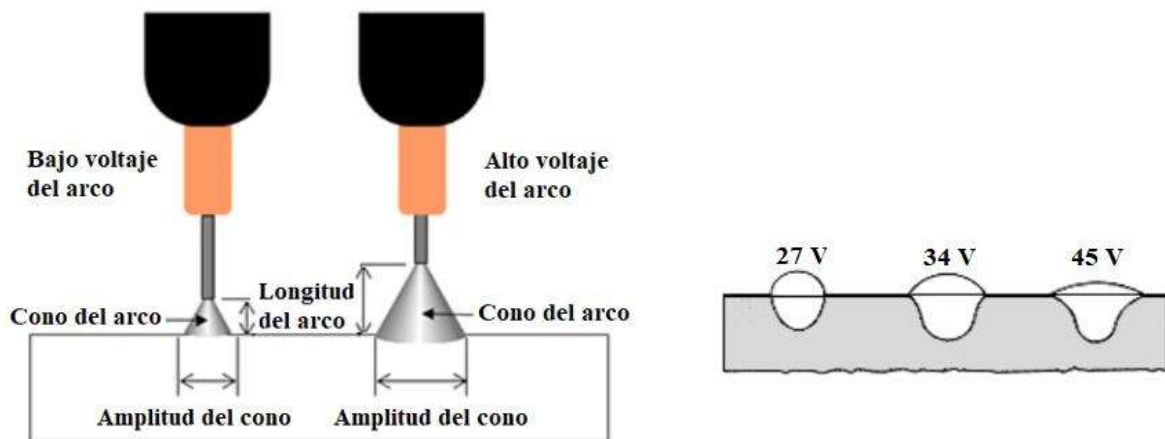


Figura 1.12. Efecto del voltaje del arco sobre la forma y penetración del cordón de soldadura.

1.4.5.3 Velocidad de avance.

La velocidad de avance se define como la velocidad lineal a la cual se desplaza el arco de soldadura a lo largo de la unión. Manteniendo los demás parámetros constantes, se obtiene la penetración máxima a una velocidad de avance intermedia. Si la velocidad de avance disminuye, la tasa de deposición de metal de aporte por unidad de longitud aumenta. Si se utilizan velocidades muy lentas, el arco de soldadura impacta sobre la pileta de soldadura en lugar de en el metal base, reduciendo la penetración y ampliando el cordón de soldadura.

Conforme se incrementa la velocidad de avance, el arco de soldadura actúa más directamente sobre el metal base transmitiéndole mayor energía térmica. Pero al incrementar la velocidad, la transmisión de energía térmica disminuirá. Por lo tanto, en un principio aumenta la tasa de fusión del metal base y después desciende con el incremento de la velocidad de avance [24]. Si se utiliza una velocidad de avance alta, el cordón de soldadura será estrecho y abultado, con poca penetración. En la Figura 1.13 se muestra el efecto de la velocidad de avance sobre la geometría del cordón de soldadura.

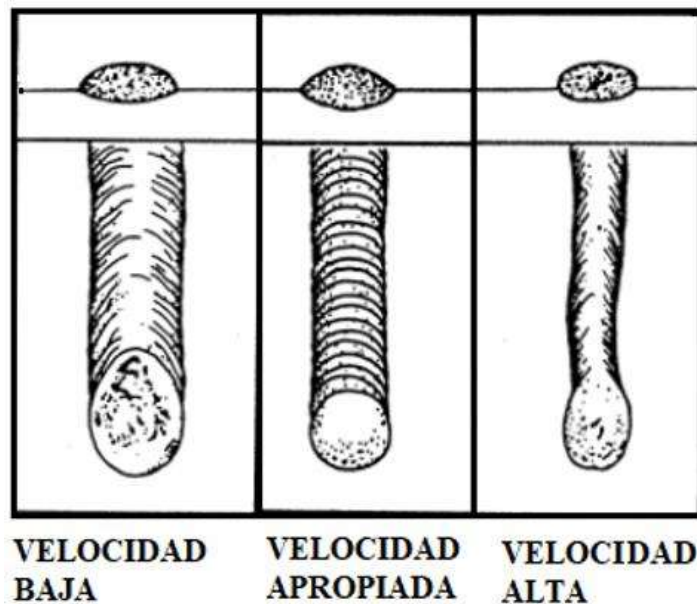


Figura 1.13. Efecto de la velocidad de avance sobre la geometría del cordón de soldadura.

1.4.5.4 Posición de la unión a soldar.

En una soldadura de filete se suelda en posición plana, es más probable obtener un cordón uniforme, es decir, con piernas iguales, con perfiles rectos y sin socavados, que si se suelda en posición horizontal, esto por efecto de la gravedad.

A fin de minimizar el efecto de la gravedad sobre el metal de soldadura en las posiciones de soldadura vertical y sobre cabeza, se depositan cordones de soldadura más pequeños. Esto se logra utilizando electrodos de diámetro más pequeño, diámetros de 0.045 pulgadas y menores, son los más indicados para soldaduras fuera de posición, el bajo amperaje necesario para fundir estos electrodos produce un bajo calor de entrada, permitiendo un enfriamiento más rápido de la piqueta de soldadura [24].

1.5 Aporte térmico.

El calor aportado o aporte térmico que incide sobre la unión durante el proceso de soldadura, está en función de los parámetros de soldadura fijados [28].

Estos parámetros son:

- Intensidad de corriente: I (A)
- Voltaje del arco: V (volts)
- Velocidad de avance del electrodo en mm/s.

El calor aportado está dado por la siguiente ecuación:

$$Q = I \times V / \text{Velocidad de avance} \quad (\text{A} \cdot \text{V} / \text{mm} \cdot \text{s}^{-1}) = (\text{kJ} / \text{mm}) \quad \text{Ecuación (1.3)}$$

1.6 Los gases de protección en el proceso de soldadura.

Las principales funciones del gas de protección en los procesos de soldadura con arco eléctrico son: proveer un medio conveniente para la operación estable del arco eléctrico y proteger la piqueta de soldadura de la contaminación atmosférica (gases como: nitrógeno, oxígeno e hidrógeno). Las funciones secundarias, pero igual de importantes son: el control de la geometría del cordón de soldadura y de las propiedades mecánicas [5].

1.6.1 Clasificación general de los gases de protección.

Los gases de protección se pueden clasificar en dos grupos: inertes y activos, a continuación se describe cada uno:

- Gases inertes.- No reaccionan químicamente con otros elementos, aun a las altas temperaturas alcanzadas en el arco eléctrico. Los gases inertes utilizados en los procesos de soldadura son el argón (Ar) y el helio (He).
- Gases activos.- Estos gases a altas temperaturas reaccionan químicamente con otros elementos. Los gases de protección activos que se utilizan en los procesos de soldadura son: dióxido de carbono (CO₂), hidrógeno (H₂), oxígeno (O₂) y nitrógeno (N₂).

Usualmente se utiliza argón puro o mezclas de argón y helio para la soldadura de metales reactivos como el aluminio, titanio y magnesio. Mientras que por otro lado, se agregan pequeñas cantidades de dióxido de carbono (20%) u oxígeno (2%) al argón para la soldadura de aleaciones ferrosas [29].

1.6.2 Efecto de los gases de protección en la protección de la pileta de soldadura.

La efectividad del gas en proveer la protección contra la contaminación atmosférica, dependerá de su reactividad química y propiedades físicas [5].

En el proceso FCAW es usualmente necesario utilizar elementos oxidantes adicionales para promover una buena transferencia del metal de soldadura, aunque esto puede tener efectos adversos como la pérdida de elementos aleantes por la oxidación del metal transferido en el arco.

La formación de porosidad, inclusiones, oxidación de la superficie o fragilización, son producto de las reacciones adversas gas-metal. Los gases activos que causan estos problemas son el oxígeno, nitrógeno e hidrógeno. La mayoría de los metales forman óxidos cuando son calentados en atmosferas oxidantes. El nitrógeno puede formar nitruros insolubles con metales reactivos como (Ti, Ta, V, Nb) y compuestos solubles con otros metales (Fe, Mn, Cr, W). El hidrógeno es soluble en la mayoría de los metales, pero puede formar compuestos con metales reactivos.

La solubilidad del nitrógeno e hidrógeno es alta en la fase líquida de muchos de los metales comunes, pero es mucho menor en la fase sólida. Si el metal fundido absorbe más de estos gases del límite de solubilidad sólida, habrá una potencial formación de porosidad, ya que el exceso de gas intentará escapar de la pileta de soldadura.

1.6.3 Efecto de los gases de protección en la estabilidad del arco eléctrico.

El arco es sostenido por el flujo de corriente en un gas ionizado. La facilidad con que se ioniza el gas influye en la habilidad para iniciar y mantener el arco. La facilidad de ionización está indicada por el valor del potencial de ionización del gas. En la Tabla 1.8 se muestran los valores del potencial de ionización y densidad de los gases de protección más comunes; cuanto mayor sea la densidad del gas de protección, en comparación con la del aire, el gas de protección desplazará más fácilmente el aire de la zona de soldadura.

Tabla 1.8. Potencial de ionización y densidad de los gases de protección más comunes [5].

Gas de protección	Primer potencial de ionización (eV)	Densidad (kg/m³)
Argón	15.75	1.784
Helio	24.58	0.178
Nitrógeno	14.54	1.161
Oxígeno	13.61	1.326
Dióxido de carbono	14	1.977

1.6.4 Efecto de los gases de protección sobre la geometría del cordón de soldadura.

El gas de protección influye de manera significativa en el perfil del cordón de soldadura y en las características de fusión. El total del área de fusión se incrementa (sin variar la corriente) utilizando gases que incrementen la energía del arco, por ejemplo (He, H₂, CO₂) [5]. En la Figura 1.14 se muestran las propiedades físicas del argón, helio y CO₂ a presión atmosférica, (a) calor específico, (b) conductividad térmica.

Se ha determinado [30] que utilizar un gas de protección con un alto calor específico, resulta en la constricción del arco eléctrico, y por lo tanto, localizando la trayectoria de la corriente del arco al área del eje del arco. Produciendo también el incremento de la densidad de corriente, y a su vez, un aumento en la temperatura sobre el eje. Por otro lado, la conductividad térmica del gas de protección tiene efecto sobre la cantidad de calor transmita hacia el metal base y a hacia los alrededores del arco eléctrico.

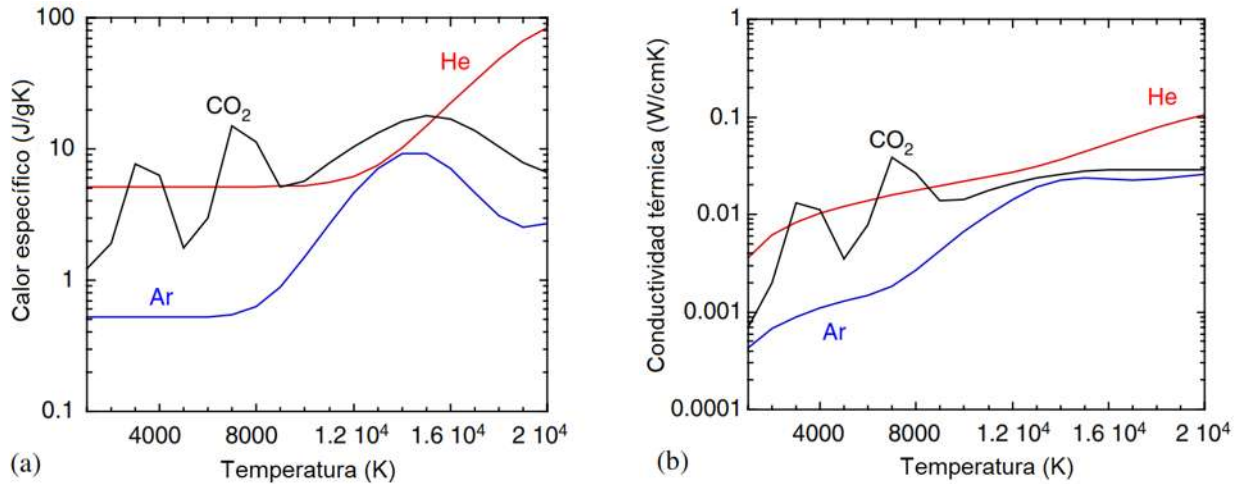


Figura 1.14. Propiedades físicas del argón, helio y CO₂ a la presión atmosférica: (a) calor específico y (b) conductividad térmica [30].

1.6.5 Efecto de los gases de protección sobre las propiedades de la unión soldada.

Las propiedades mecánicas de la soldadura dependerán de la ausencia de defectos y de la microestructura final material base-soldadura, ambas influenciadas por el gas de protección. La porosidad puede ser controlada seleccionando un apropiado gas de protección y asegurándonos de que la eficiencia de protección del gas sea mantenida. Los defectos de fusión pueden ser minimizados seleccionando un gas de protección que incremente el calor de entrada. Las inclusiones de óxidos pueden ser limitadas controlando el potencial de oxidación del gas [5].

1.6.6 Efecto de los gases de protección sobre el potencial de oxidación.

El potencial de oxidación, es en general el efecto oxidante de los gases de protección y/o la trascendencia del oxígeno sobre el metal de soldadura. El oxígeno y el dióxido de carbono son gases oxidantes, son muy activos a alta temperatura y, por lo tanto, su efecto químico directo sobre el material de aporte y el material base es fuerte. El potencial de oxidación es estimado mediante la ecuación 1.2:

$$O_p = \%O_2 + \mu(\%CO_2) \quad \text{Ecuación (1.4)}$$

Donde μ es el factor de oxidación y toma un valor de 0.7 [6].

1.7 Gases de protección utilizados en el proceso FCAW-G.

1.7.1 Argón

El argón es totalmente inerte (no reacciona con otros elementos durante la soldadura) y tiene un mayor densidad (1.784 kg/m^3) en comparación con el aire (1.29 kg/m^3), debido a lo cual desplaza fácilmente al aire durante la soldadura [31].

El argón es fácilmente ionizado por el arco, esta ionización resulta en una trayectoria altamente concentrada desde el electrodo hasta la soldadura. Esta concentración produce gotas de tamaño pequeño, asociadas con un modo de transferencia tipo rocío. Sin embargo, al utilizar argón puro para la soldadura de aceros al carbono o aceros inoxidable, el arco de soldadura se vuelve inestable. El metal depositado no tendrá una buena mojabilidad sobre el metal base y se formarán discontinuidades. La adición de CO_2 u O_2 al argón puro producirá la estabilización del arco, y mejorará la mojabilidad y fluidez de la soldadura [23].

1.7.2 Dióxido de carbono.

El peso específico del CO_2 es de 14.004 N/m^3 y el peso específico del aire es 12.25 N/m^3 , por lo tanto el CO_2 es más pesado que el aire, por lo que, el CO_2 provee una protección eficaz frente a la atmósfera [31]. El dióxido de carbono incrementa ligeramente el calor de entrada durante la soldadura, resultando en un incremento de fusión y penetración [5]. Y tiene un costo menor que las mezclas de gases [24].

El dióxido de carbono es relativamente inactivo a temperatura ambiente. Pero cuando es calentado a altas temperaturas por el arco eléctrico, se disocia para formar monóxido de carbono (CO) y oxígeno (O_2) como lo indica la siguiente fórmula química:



Debido a esta disociación, se genera una considerable cantidad de oxígeno que reaccionará con los elementos del metal fundido. Conociendo la tendencia oxidante del CO_2 , se agregan materiales desoxidantes en los electrodos con núcleo de fundente, para compensar este efecto.

Por otro lado, el hierro fundido también reacciona con el CO₂, produciendo óxido de hierro y monóxido de carbono en una reacción reversible que se muestra a continuación:



A altas temperaturas, también una cierta cantidad de monóxido de carbono se disocia en carbono y oxígeno, de la siguiente manera:



El efecto de utilizar CO₂ como gas de protección, sobre el contenido de carbono en el metal de soldadura, depende del contenido inicial de carbono del metal base y electrodo. Si el contenido de carbono del metal de soldadura está por debajo de 0.05%, la piqueta de soldadura tenderá a recoger carbono de la atmósfera protectora de CO₂. Por el contrario, si el contenido de carbono es tan grande como 0.1% la piqueta de soldadura puede perder carbono. La pérdida de carbono se atribuye a la formación de monóxido de carbono por el efecto oxidante del CO₂ a altas temperaturas.

El efecto oxidante del CO₂ también produce una reducción de elementos de aleación del metal de soldadura tales como: silicio, manganeso y titanio.

Por otro lado, el uso de un alto porcentaje de CO₂ en una mezcla Ar-CO₂, favorece la inestabilidad del arco, y por lo tanto, las salpicaduras [4].

1.7.3 Oxígeno.

El oxígeno no es usado como un medio de protección, pero es un importante constituyente de muchas mezclas de gases. Cuando se añade al argón mejora la estabilidad del arco [5]. El oxígeno facilita la fluidez del baño y mejora el desprendimiento de las gotas de soldadura. El oxígeno es 10% más pesado que el aire, la influencia de su densidad es limitada, debido a las pequeñas cantidades utilizadas en las mezclas de gas, que son de un máximo del 5% [31]. Al igual que el CO₂, el uso de oxígeno en grandes porcentajes reducirá la recuperación de los elementos más reactivos de aleación.

1.7.4 Mezcla argón – dióxido de carbono [32].

Las mezclas argón – dióxido de carbono se usan principalmente para aceros al carbono, aceros de baja aleación y tienen un uso limitado en aceros inoxidables. La adición de CO₂ al argón produce mayor penetración de la soldadura, hace más fluida la piqueta de soldadura y permite mayores velocidades de avance. A su vez, el oxígeno generado como resultado de la disociación de CO₂, disminuye la tensión superficial del metal fundido, mejorando la mojabilidad [33].

Una mezcla argón-dióxido de carbono es ampliamente utilizada cuando se suelda con electrodos con núcleo de fundente de diámetros menores a 1.6 mm o 0.0625 pulgadas. Las mezclas pueden variar en su contenido de dióxido de carbono desde un 15 hasta un 50%. Estas mezclas proveen mejor control de la piqueta de soldadura al realizar soldaduras fuera de posición, que utilizando solamente CO₂.

1.7.5 Flujo de gas de protección.

El flujo de gas de protección es una variable que influye en la calidad de la soldadura. Un flujo bajo tendrá como resultado una protección deficiente de la piqueta de soldadura, causando porosidad en la soldadura y oxidación. También un flujo de gas excesivo puede generar turbulencias y que el gas se mezcle con el aire. Cualquiera de los extremos incrementará las impurezas en el metal de soldadura. La cantidad de flujo de gas adecuada depende del tipo y diámetro de la tobera de la antorcha, la separación entre la tobera y la pieza de trabajo, el tipo de gas de protección, y el movimiento del aire en la región de operación de la soldadura [24].

1.7.6 Costo de los gases de protección.

Los gases de protección tienen diferentes costos de adquisición, debido a lo cual, la realización de una unión soldada será más o menos costosa dependiendo del gas de protección utilizado. El gas de protección a utilizar a su vez depende de la aplicación y/o propiedades deseadas en la unión soldada. Lo más conveniente es utilizar un gas de protección que garantice el buen funcionamiento de las uniones soldadas, sin generar un gasto innecesario. En la Figura 1.15, se muestra una

comparación de los costos de los diferentes gases de protección utilizados en este trabajo de investigación:

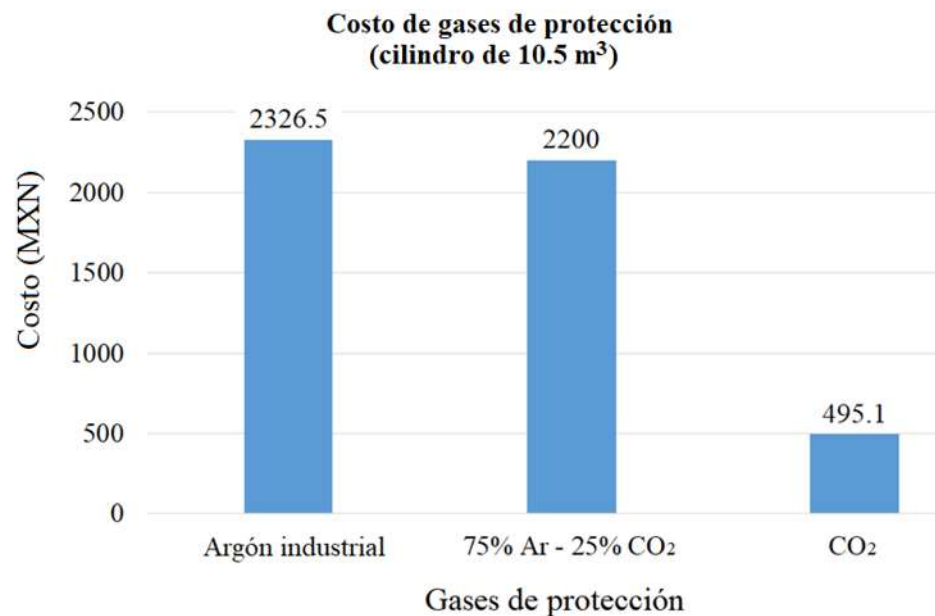


Figura 1.15. Costo actual de los gases de protección utilizados en este proyecto (Grupo Infra S.A. de C.V).

1.8. Estado del arte.

Tumer y Yilmaz [34] estudiaron la soldadura de un acero inoxidable 316L, el cual fue soldado mediante el proceso FCAW, utilizando un electrodo con núcleo de fundente con especificación E316LT1-1/4. Se utilizaron varias mezclas de gases de protección, conteniendo CO₂ en diferentes cantidades: a (Ar - 12% CO₂), b (Ar - 20% CO₂), c (Ar - 50% CO₂), y d (100% CO₂).

Después de realizar las soldaduras con las diferentes mezclas de gas de protección, los autores analizaron su microestructura. Y observaron que las ramificaciones detríticas de ferrita se rompen, se abren y se dividen con el aumento de CO₂ en el gas de protección.

Bajas cantidades de CO₂ (Ar - 12% CO₂) en el gas de protección, causan un decremento en el calor de entrada causando un enfriamiento rápido del metal de soldadura, lo cual produce un aumento en la cantidad de ferrita- δ . Por otro lado, el incremento en la cantidad de CO₂ en el gas de protección genera un incremento en el calor de entrada, aumentando también la temperatura en la pileta de

soldadura. De esta forma, disminuye la velocidad de enfriamiento del metal de soldadura, manteniéndose a la temperatura crítica de transición por largos periodos, lo cual causa la expansión del área de austenita en la microestructura.

Los autores realizaron el ensayo de resistencia al impacto Charpy V a las diferentes probetas soldadas y posteriormente observaron la superficie de fractura mediante microscopía electrónica de barrido. Determinaron que al aumentar la cantidad de CO₂ en el gas de protección, origina un incremento en el tamaño y número de inclusiones en el metal de soldadura. Además, observaron que los huecos donde se encuentran las inclusiones son más extendidos. La expansión de estos huecos y las inclusiones presentes en la microestructura durante el ensayo de impacto, aceleran la formación y propagación de la fractura, afectando los resultados del ensayo de impacto y resultando en la disminución de los valores de tenacidad de la unión soldada.

Los autores realizaron un análisis elemental puntual mediante MEB utilizando la técnica de EDS sobre una de las inclusiones encontradas. El análisis de EDS mostró que las inclusiones están formadas por múltiples óxidos.

El calor de entrada que fue incrementado debido al uso de CO₂ como gas de protección, incrementa la difusión de oxígeno en el metal de soldadura. Entonces, los elementos aleantes que tienen una alta afinidad con el oxígeno, como son el Si, Mn, Ti y Al, forman múltiples formas de óxidos. Por lo tanto se puede entender que el oxígeno causa la formación de inclusiones en el metal de soldadura.

Los autores observaron un decremento en los valores de tenacidad obtenidos del ensayo de impacto Charpy, esto debido al incremento en el contenido de CO₂ del gas de protección. Los valores de tenacidad al impacto se ven adversamente afectados por la cantidad y tamaño de inclusiones dentro del metal de soldadura. Además, la temperatura a la que se realiza el ensayo de impacto también afecta la energía necesaria para la fractura, obteniéndose bajos niveles de tenacidad a bajas temperaturas.

Como es conocido, la fase ferrita- δ tiene una estructura cúbica centrada en el cuerpo (BCC) y en consecuencia, los valores obtenidos del ensayo de impacto varían dependiendo de la temperatura. Bajos valores son obtenidos a bajas temperaturas.

Los valores de tenacidad al impacto de la fase austenítica (teniendo una estructura cúbica centrada en las caras (FCC)) no cambian mucho con la temperatura a la que se realiza el ensayo, esto provee ventajas a los materiales unidos, aun a bajas temperaturas. La existencia de ferrita en ciertas cantidades, causa el decremento de los valores a bajas temperaturas.

Los valores de tenacidad al impacto, deberían ser mayores en muestras con mayor contenido de fase austenítica. El aumento en la cantidad de inclusiones creadas en la microestructura del metal de soldadura en función del incremento en la cantidad de CO₂ en el gas de protección, causa el decremento en los valores de tenacidad al impacto de los materiales soldados, a pesar de la cantidad de austenita en el metal de soldadura.

Katherasan y colaboradores [6] estudiaron el efecto que tienen los gases de protección en la dureza de la unión soldada de un acero inoxidable austenítico AISI 316L utilizando un electrodo tubular con núcleo de fundente 316LT de 1.2 mm de diámetro. El proceso de soldadura lo llevaron a cabo utilizando varias mezclas de gases de protección como son: 100% Ar, 95% Ar + 05% CO₂, 90% Ar + 10% CO₂, 80% Ar + 20% CO₂, 75% Ar + 23% CO₂ + 2% O₂, 70% Ar + 25% CO₂ + 5% O₂ y 100% CO₂.

Los autores realizaron el ensayo de microdureza Vickers en la unión soldada, realizando mediciones en la zona del metal de soldadura (MS), zona afectada térmicamente (ZAT) y metal base (MB) a ambos lados de la soldadura. Los autores observaron que la zona del metal base tiene menor dureza que la zona del metal de soldadura y que la zona afectada térmicamente, esto lo atribuyen a los granos finos encontrados en el metal de soldadura y en la zona afectada térmicamente, debido a la alta temperatura alcanzada en esas regiones. En comparación con el material base donde encontraron granos más gruesos.

Pudieron observar como el aumento en el contenido de CO₂ en los gases de protección, resulta en un decremento de los valores de dureza.

Además pudieron observar que los valores de dureza de las soldaduras, usando 75% Ar + 23% CO₂ + 2% O₂ y 70% Ar + 25% CO₂ + 5% O₂, no siguen esta tendencia, debido a que el O₂ retarda la descomposición del CO₂ en la mezcla.

Yilmaz y Tumer [14] estudiaron el efecto de diferentes composiciones de gases de protección, tales como: Ar + 12% CO₂ (C1), Ar + 20% O₂ (C2), Ar + 50% O₂ (C3) y 100% CO₂ (C4), en piezas soldadas mediante el proceso FCAW, utilizando como material base un acero inoxidable austenítico AISI 316, y un electrodo tubular con núcleo de fundente E 316LT como metal de aporte.

Los autores observaron que con el incremento en la cantidad de CO₂ en el gas de protección, se produce un incremento en la cantidad de carbono en el metal depositado, así como un decremento en la cantidad de silicio, manganeso y cromo. El alto porcentaje de CO₂ resulta en un incremento en el potencial de oxígeno, por lo tanto incrementa el consumo por oxidación de Si, Mn y Cr.

En este artículo como en los anteriormente mencionados, la energía al impacto decrece con el incremento en el contenido de CO₂ en el gas de protección.

Después del ensayo de impacto, los autores observaron (mediante microscopía electrónica de barrido) la morfología de la fractura de las probetas soldadas. Encontraron impurezas en la microestructura del metal de soldadura y mencionan que es debido al incremento en los porcentajes de CO₂ en el gas de protección.

Anand y colaboradores [35] estudiaron las uniones soldadas mediante el proceso GMAW de un acero AISI 304L (placas de 8mm de espesor y unión en V simple a 60°), utilizando un electrodo sólido de 1.2 mm de diámetro de 308L como metal de aporte. Variando la composición del gas de protección, aumentando la cantidad de CO₂ en el argón (100% argón, 80% argón – 20% CO₂, 50% argón – 50% CO₂ y 100% CO₂). En la Tabla 1.9 se muestran los parámetros de soldadura utilizados.

Tabla 1.9. Parámetros de soldadura [35].

Corriente de soldadura (A)	200
Voltaje (V)	28
Velocidad de avance (mm/min)	120
Calor de entrada (kJ/mm)	2.8
Flujo de gas (L/min)	15

Los autores estudiaron la resistencia al impacto de las uniones soldadas y su contenido de ferrita. De los resultados obtenidos, reportan que el gas de protección tiene influencia sobre los valores de tenacidad, los cuales dependen del contenido de ferrita y del gas de protección. Mencionan que el contenido de ferrita delta decrece con el aumento de CO₂ en el gas de protección, y que el decremento en el contenido de ferrita delta tiene efectos negativos en la tenacidad de los elementos soldados.

Ebrahimnia y colaboradores [36] estudiaron el efecto de la adición de CO₂ al argón como gas de protección, sobre las propiedades de la soldadura de un acero ST 37-2 mediante el proceso GMAW. Las dimensiones de las placas utilizadas fueron de 300 x 150 x 4.5 mm. Utilizaron un electrodo ER70S-6. Y la composición del gas de protección fue 97.5% Ar - 2.5%CO₂, 90% Ar – 10% CO₂, 82% Ar – 18% CO₂ y 75% Ar – 25% CO₂, con un flujo de 10 L/min, amperaje de 180 (A), voltaje de 20 (V) y velocidad de soldadura de 30 cm/min.

Los autores reportan que la energía absorbida durante el ensayo de impacto, en primer lugar incrementó y posteriormente se mantuvo constante con el incremento de la cantidad de dióxido de carbono en el gas de protección. Y que la profundidad de la zona de fusión también aumenta con la cantidad de CO₂ en el gas de protección.

Arivazhagan y colaboradores [37] estudiaron la influencia del gas de protección sobre la tenacidad de las uniones soldadas de acero modificado 9Cr-1Mo (P91) mediante el proceso FCAW. Utilizaron placas de metal base (P91) de 220 mm x 110 mm x 12.5 mm para realizar las uniones soldadas, y un diseño de junta de 2.4 mm de apertura de raíz, 1.2 mm de altura de talón y un bisel en V simple con un ángulo de apertura de 60°. Emplearon un electro tubular de 1.2 mm de diámetro con rutilo (TiO₂) como principal ingrediente del fundente. Utilizaron cuatro tipos de gas de protección: Argón puro, CO₂ puro y gases de protección premezclados de 80% Argón + 20% CO₂ y 95% Argón + 5% CO₂.

Los autores reportan el entrapamiento de escoria, principalmente justo arriba del cordón de raíz al utilizar el proceso FCAW. Lo antes mencionado lo atribuyen a la rápida solidificación de la escoria y la estreches de la abertura de raíz (2.4 mm) la cual obstaculiza el flujo de la escoria. Por

otro lado, reportan haber tenido dificultades para obtener soldaduras de calidad aceptable con el uso de argón puro, debido a la alta fluctuación del arco producida por el punto errático del cátodo, sobre la superficie de la placa. Los autores encontraron que la cantidad de oxígeno disuelto en las soldaduras, aumenta conforme aumenta el contenido de CO₂ en el gas de protección. Como conclusión, los autores encontraron que el gas de protección de 95% Argón + 5% CO₂ produjo las soldaduras más sanas, con alta tenacidad y las mejores características de operación.

Ushio y Matsuda [38] estudiaron el efecto del oxígeno sobre la estabilización del arco eléctrico, durante la soldadura de un 9% Ni-Steel mediante el proceso GMAW. Los autores reportan haber observado una remarcable estabilidad del arco y una transferencia tipo rocío, con la adecuada adición de O₂ o CO₂ al argón del gas de protección. La cantidad mínima necesaria de O₂ o CO₂ en el gas de protección para producir la estabilidad del arco, debe de ser de 0.3 - 0.5% o 0.7 - 1.0% respectivamente.

Bermejo y colaboradores [39]. Estudiaron el efecto del gas de protección sobre el desempeño del proceso de soldadura y propiedades de las uniones soldadas de aceros inoxidables dúplex (SAF 2205 placa) y superdúplex (SAF 2507 tubería). En la pasada de raíz utilizaron el proceso GTAW, mientras que para los cordones consecuentes, utilizaron el proceso GMAW. Para la soldadura de acero inoxidable dúplex, utilizaron un electrodo OK Autrod 2209; mientras que para el acero inoxidable superdúplex, utilizaron un electrodo OK 2509. Para la soldadura del acero inoxidable dúplex utilizaron tres diferentes gases de protección: Argón puro, Ar + 2% CO₂ y Ar + 30% He + 2% CO₂. Para el acero inoxidable superdúplex utilizaron cinco diferentes gases de protección: Argón puro, Ar + 2% CO₂, Ar + 30% He + 2% CO₂, Ar + 30% He + 0.5% CO₂ y Ar + 30% He + 0.5% CO₂ + 1.8% N₂. Los autores reportan que los gases de protección que contienen 2% de CO₂, 30% He y 0.5% CO₂ proveen un mejor desempeño del proceso de soldadura, que al utilizar argón puro. Los autores además observaron que al agregar CO₂ o helio al argón puro, la dilución incrementó, es decir, hay una mayor contribución del metal base hacia el cordón de soldadura. Por otro lado, los autores observaron que en las uniones soldadas con mezcla de Ar + 2% CO₂ se presentaron problemas de socavación y formación de poros. Los valores de ductilidad y resistencia

al impacto fueron mayores al utilizar helio en el gas de protección, en comparación con la mezcla Ar + 25% CO₂.

Choquet y Nilsson [40], simularon el efecto de la composición del gas de protección sobre el flujo de calor generado en el arco eléctrico del proceso de soldadura GTAW. Utilizaron una corriente de 200 A y una separación entre la punta del electrodo de tungsteno y el metal base de 2 mm, el software utilizado para la simulación fue el OpenFOAM. Los autores estudiaron cuatro diferentes gases de protección: argón puro, argón mezclado con 1 y 10% mol de CO₂, y CO₂ puro. Los autores encontraron que el plasma (gas ionizado) del CO₂ es más constreñido que el plasma del argón, esto debido al mayor calor específico del plasma del CO₂ en comparación con el del argón. Además, observaron que con la presencia de CO₂, se incrementa la temperatura del arco eléctrico y hay constricción del campo térmico por encima del metal base. Observaron también un incremento del flujo de calor hacia el metal base al incrementar el contenido de CO₂.

Tanaca y colaboradores [30] estudiaron el gas de protección de CO₂ como una fuente de una alta intensidad de calor. Para la evaluación del desempeño del gas de protección de CO₂, los autores realizaron la aplicación de soldadura en un acero inoxidable AISI 304, mediante el proceso TIG, utilizando un amperaje de 150 A, una separación del electrodo de 3 mm y un caudal de gas de protección de 10 L/min. Los resultados obtenidos fueron comparados con soldaduras realizadas con argón puro como gas de protección. Los autores observaron que al utilizar CO₂ en el gas de protección, el voltaje del arco alcanzó 19 V, comparado con 12 V obtenidos al utilizar argón. También observaron una clara constricción del arco con el uso de CO₂, y la densidad máxima de flujo de calor en la superficie es 10 veces mayor al utilizar una protección de CO₂, que con protección de argón puro. A la vez observaron una mayor profundidad de penetración de la soldadura al utilizar CO₂, que al utilizar argón.

CAPITULO II: PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

2.1. Metal base.

Como metal base se utilizó acero inoxidable austenítico AISI 304L. Se adquirieron seis placas de 150 mm de ancho por 250 mm de largo y 9.54 mm de espesor, tal como se muestra en la Figura 2.1.

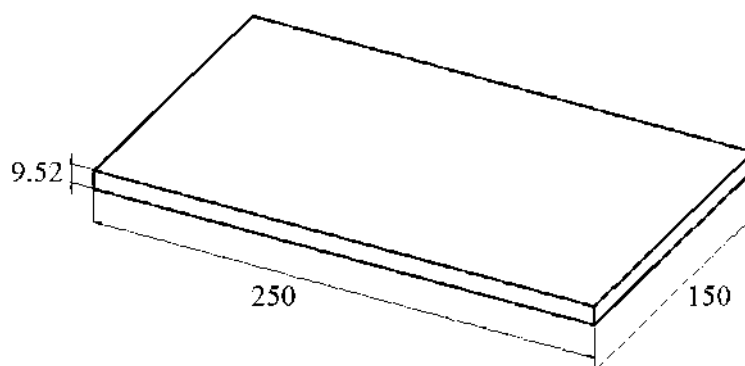


Figura 2.1. Dimensiones de la placas de metal base (cotas en mm).

2.1.1 Análisis de composición química en el metal base.

A fin de corroborar la composición química del material base, se analizó un fragmento del mismo mediante espectrometría de emisión por chispa. El análisis químico fue realizado por la empresa Fundidora Morelia S.A. de C.V.

2.2. Metal de aporte.

Como metal de aporte se utilizó un electrodo tubular con núcleo de fundente de especificación E 308L-T1-1/4 de la marca HYUNDAI, con un diámetro de 1.2 mm. En las Tablas 2.1 y 2.2 se muestra la composición química y propiedades mecánicas, respectivamente.

Tabla 2.1. Composición química del electrodo comercial E 308L –T1 – ¼ (% en peso).

C	Mn	Si	Ni	Cr
0.03	1.45	0.65	10.00	19.50

Tabla 2.2. Propiedades mecánicas del electrodo comercial E 308L –T1 – ¼.

Resistencia a la tensión (MPa)	% de elongación	Energía absorbida al impacto (J)
590	45	60 (-20°C)

Éste electrodo tubular está diseñado para la soldadura de los aceros 18% Cr – 8% Ni, para aplicaciones en la industria petroquímica, textil, etc. Es utilizable para la soldadura en todas las posiciones, con CO₂ como gas de protección o una mezcla argón-CO₂ (20-25% de CO₂) [41].

2.2.1 Modo de solidificación del metal de aporte.

Utilizando las formulas establecidas por Hammar y Svensson [17] para determinar el contenido de cromo y níquel equivalentes, se determinó el modo de solidificación que se tendrá durante el proceso de soldadura.

$$Cr_{eq} = Cr + 1.37Mo + 1.5Si + 2Nb + 3Ti = 19.5 + 1.5(0.65) = 20.475$$

$$Ni_{eq} = Ni + 0.31Mn + 22C + 14.2N + Cu = 10 + 0.31(1.45) + 22(0.03) = 11.1095$$

El coeficiente Cr_{eq}/Ni_{eq} tiene un valor de 1.84. El valor de este coeficiente indica que el modo de solidificación del metal de aporte será ferrita-austenita (FA), siendo la ferrita la fase primaria.

2.3 Predicción de fases en equilibrio y diagramas de transformación mediante JMatPro®.

El programa JMatPro® es un software de simulación, el cual permite predecir un amplio rango de propiedades para diversos materiales, principalmente aleaciones multicomponentes de uso industrial.

Mediante este programa se calcularon los siguientes diagramas para el metal base y metal de aporte:

- Diagramas de equilibrio estables y metaestables.
- Diagramas de transformación TTT y CCT.
- Diagramas de resistencia a la corrosión por picadura (PRE).

2.4 Gases de protección.

Se utilizaron tres tipos de gas de protección para realizar las uniones soldadas:

- 100% Argón
- 75% Argón – 25% CO₂
- 100% CO₂

2.4.1. Cálculo del potencial de oxidación para los diferentes gases de protección.

El potencial de oxidación fue determinado utilizando la siguiente fórmula [6]:

$$O_p = \%O_2 + \mu(\%CO_2) \quad \text{Ecuación (2.1)}$$

Para el gas de protección de 100% argón, el potencial de oxidación es cero.

Para la mezcla: $O_p = 0 + 0.7 (25) = 17.5$

Para 100% CO_2 : $O_p = 0 + 0.7 (100) = 70$

2.5. Tipo de junta y unión a soldar.

El tipo de junta utilizado fue a tope, con bisel en V simple, tal como se muestra en la Figura 2.2.

La unión se realizó con dos pasadas de soldadura.

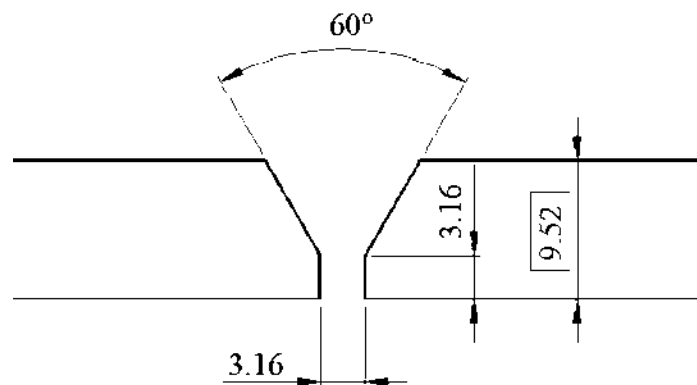


Figura 2.2. Tipo de junta utilizado (cotas en mm).

Una vez maquinados los biseles, se preparó la unión a soldar, punteando orejas para mantener la abertura de raíz y evitar una gran deformación, tal como se muestra en la Figura 2.3.

2.6. Equipo de soldadura.

Para el proceso de soldadura se utilizó máquina de soldar multiprocesos semiautomática modelo MULTIARC 652 de la marca INFRA. Los parámetros de soldadura, así como voltaje y amperaje utilizados se muestran en las Tablas 2.3 y 2.4, el cálculo del aporte térmico se realizó con el voltaje y amperaje promedios.



Figura 2.3. Preparación de la unión a soldar.

Tabla 2.3. Parámetros de soldadura.

Posición.	3G
Progresión vertical.	Ascendente
Especificación AWS de material de aporte	A5.22
Clasificación AWS	E 308L T1-1/4
Diámetro	1.2 mm
Fabricante/Nombre comercial	HYUNDAI / SW – 308L Cored
Flujo de gas	1.27 m ³ /h
Tamaño de la boquilla	15.8 mm
Temperatura entre pasos	180°C máx.
Tipo de corriente y polaridad	CDEP
Fuente de potencia (cc, cv, etc.)	cv
Velocidad de alimentación del electrodo	110 mm/s
Tubo de contacto/Distancia de trabajo	19 – 25 mm

Tabla 2.4. Voltajes y amperajes utilizados con los diferentes gases de protección.

Gas de protección	Amperaje (A)	Voltaje (V)	Velocidad de avance (mm/s)	Aporte térmico (kJ/mm)
100% Argón	130 ± 5	25 ± 1	1.67	1.94
75% Argón – 25% CO ₂	105 ± 5	25 ± 1	1.42	1.83
100% CO ₂	145 ± 5	25 ± 1	1.8	2.01

En las Figuras 2.4 a y b se muestran la unión en posición vertical lista para ser soldada y después de la aplicación de la soldadura, respectivamente. Se aplicaron dos cordones en cada unión soldada, cuidando la temperatura entre pasos y haciendo remoción de escoria entre cordón y cordón. Se contrató un soldador calificado para realizar la aplicación de la soldadura.



Figura 2.4. a) Antes de unir, y b) después de la aplicación de la soldadura.

2.7. Extracción de probetas.

El número de probetas que fueron extraídas del metal base y uniones soldadas para las diferentes caracterizaciones, se muestran en la Tabla 2.5. Las probetas fueron cortadas y maquinadas con sierra de cinta y fresadora vertical, respectivamente, con la finalidad de no generar altas temperaturas en el material que pudieran alterar su microestructura.

Tabla 2.5. Número de probetas extraídas para las diferentes caracterizaciones.

Ensayo	Metal base	Unión soldada con:		
		100% Argón	75% Ar – 25% CO ₂	100% CO ₂
Tensión	3	3	3	4
Impacto Charpy	3	3	3	3
Doblez guiado	0	2	2	2
Dureza	1	1	1	1
Caracterización microestructural	1	1	1	1
Composición química	1	1	1	1

2.8. Caracterización metalográfica.

Las probetas que se extrajeron para análisis metalográfico, fueron en primer lugar maquinadas y rectificadas. Posteriormente, las superficies a analizar fueron desbastadas con lijas de carburo de silicio, empezando con la del grado 240 hasta el grado 2000. Después se pulieron con pasta de diamante desde 9 hasta 0.1 micrometros y se limpiaron con acetona para retirar los residuos de pasta.

2.8.1 Caracterización mediante microscopia óptica.

Se tomaron imágenes de las muestras a diferentes ampliaciones para hacer cuantificación de inclusiones no-metálicas mediante el programa de análisis de imágenes SigmaScan Pro 5.0. El microscopio óptico utilizado para tomar las imágenes fue un Nikon Epiphot 300.

Las probetas fueron atacadas químicamente durante 1 minuto y 30 segundos aproximadamente, con un reactivo químico de ataque de la siguiente composición:

- 8.4 ml de ácido clorhídrico.
- 2.8 ml de ácido nítrico.
- 3.7 ml de alcohol etílico.

El reactivo fue preparado justo antes de hacer el ataque, debido a que no se pudo almacenar en un recipiente cerrado, ya que después de 8 a 15 minutos de haber sido preparado reacciona exotérmicamente. Es recomendable prepararlo y realizar el ataque sobre una mesa provista de una campana para la extracción de vapores.

Ya atacadas las probetas, se obtuvieron imágenes en el microscopio óptico para analizar la micro estructura del metal base y de las uniones soldadas. Se tomaron varias imágenes a 200 aumentos sobre el metal base para determinar el tamaño de grano, utilizando el programa SigmaScan Pro 5.0 y la técnica de medición por áreas. Se midieron en total 613 granos para obtener un tamaño de grano promedio. De la misma forma se analizó el efecto del gas de protección sobre el tamaño de grano en la zona afectada térmicamente de las uniones soldadas.

También utilizando el programa de análisis de imágenes SigmaScan Pro 5.0, se realizó la medición del porcentaje de ferrita delta en el cordón de soldadura. Se tomaron seis imágenes en diferentes

zonas del cordón de soldadura, posteriormente se midió el área de una imagen tomada a 500 aumentos y con ayuda del programa antes mencionado, se obtuvo el área de ferrita delta en cada imagen y consecuentemente el porcentaje de ferrita delta para cada imagen. Se promedió el porcentaje de ferrita de todas las imágenes y se calculó la desviación estándar.

En aleaciones que presentan un modo de solidificación FA (ferrita – austenita) habrá la formación de ferrita (usualmente a lo largo de los límites de grano) cuando sean sometidas a temperaturas justo por debajo de la temperatura de solidus [8]. Debido a lo antes descrito, se tomaron varias imágenes a 100 aumentos de la sección transversal del metal de soldadura de las diferentes uniones soldadas, con el fin de medir la distancia de formación de ferrita delta desde la línea de fusión, hacia el metal base, en la zona afectada térmicamente.

2.8.2 Caracterización mediante microscopía electrónica de barrido.

Utilizando un microscopio electrónico de barrido de la marca JEOL, modelo JSM6400, se llevaron a cabo las siguientes caracterizaciones:

- Inclusiones no-metálicas y defectos en el metal base.
- Inclusiones no-metálicas, variación en la composición química (análisis puntual y mapeos elementales) a lo largo de las uniones soldadas, fases presentes y fractografía de las superficies de fractura de las probetas de los ensayos de tensión e impacto.

2.9 Composición química de las uniones soldadas.

Se analizó la composición química del metal de aporte en las uniones soldadas, a fin de conocer el efecto de los gases de protección sobre la composición química. Lo anterior se realizó mediante espectrometría de emisión por chispa.

2.10. Ensayo de tensión uniaxial.

El ensayo de tensión uniaxial nos permite determinar propiedades mecánicas de los materiales tales como la resistencia a la tensión, ductilidad, tenacidad, módulos elásticos, % de alargamiento, % de

reducción de área y capacidad de endurecimiento por deformación. Es necesario preparar una probeta para el ensayo, de acuerdo a una norma correspondiente.

El espécimen tiene una longitud original medida (l_0) y una sección transversal (A_0). El espécimen se monta entre las mordazas de una máquina de tensión para realizar el ensayo. Estas máquinas están provistas de diversos accesorios y controles que permiten probar el espécimen a diferentes temperaturas y velocidades de deformación. En la Figura 2.5 se muestra una curva típica esfuerzo-deformación ingenieril obtenida de un ensayo de tensión, mostrando varias características de la curva [42].

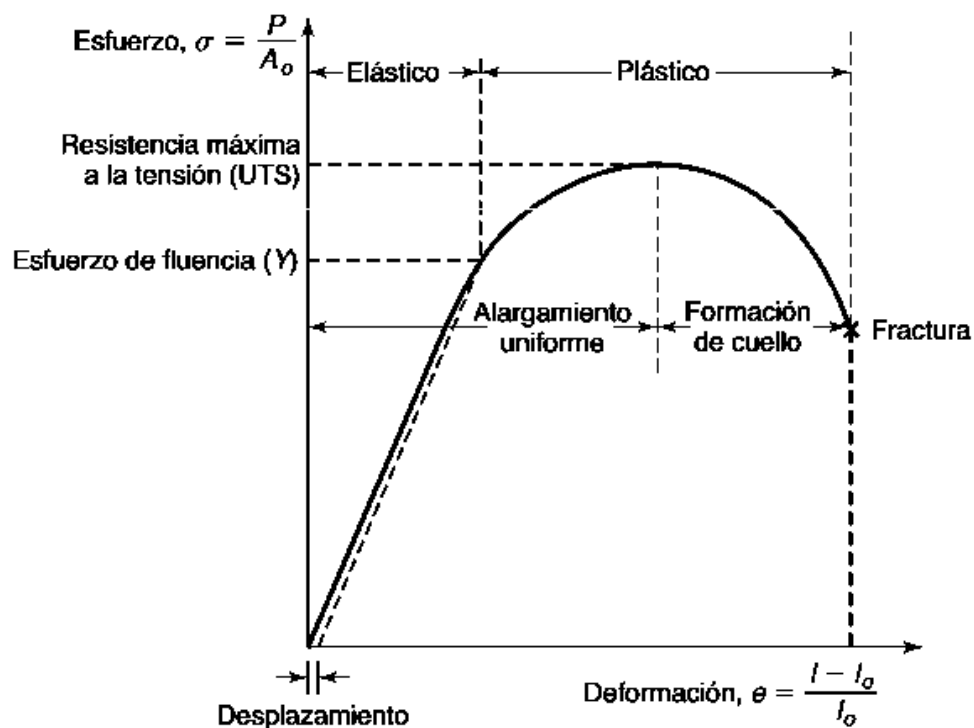


Figura 2.5. Curva típica esfuerzo-deformación ingenieril obtenida de un ensayo de tensión [42].

El ensayo de tensión se realizó con el objeto de conocer las propiedades mecánicas del material base y uniones soldadas, como son, resistencia máxima, resistencia a la cedencia, alargamiento porcentual a fractura y porcentaje de reducción de área hasta la fractura.

Las probetas para el ensayo de tensión fueron maquinadas de acuerdo al código ASME sección IX, según la geometría y dimensiones mostradas en la Figura 2.6.

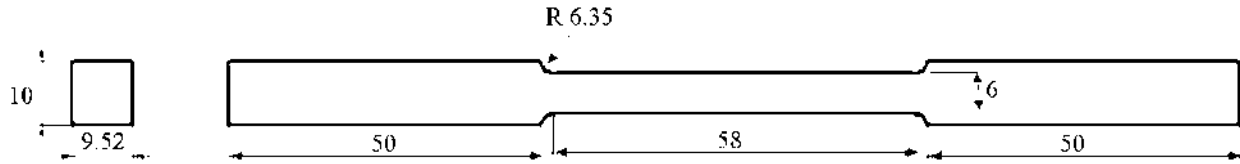


Figura 2.6. Dimensiones de probeta para ensayo de tensión (acotaciones en mm).

El ensayo se realizó en una máquina de ensayos de tensión de tipo universal marca Zwick modelo Roell Z100, la velocidad de aplicación de la carga fue de 2 mm/min.

2.11. Ensayo de impacto Charpy V.

Para la realización de una prueba de impacto típica, se coloca un espécimen con una muesca en una máquina de impacto y posteriormente se rompe al ser golpeada con un péndulo oscilante. En el caso de un ensayo Charpy, la probeta se apoya en ambos extremos. La energía que se disipa al romper la probeta puede ser obtenida a partir de la cantidad de oscilación del péndulo; esta energía es la tenacidad al impacto del material.

La fractura, ya sea mediante agrietamiento interno o externo, se clasifica en dos categorías, dúctil y frágil. La fractura dúctil está caracterizada por la deformación plástica que precede a la falla. Muestra un patrón fibroso con hoyuelos. La falla inicia al formarse huecos minúsculos, a menudo alrededor de pequeñas inclusiones o huecos preexistentes, que después crecen y coalescen, desarrollándose como microgrietas que crecen y finalmente llevan a la fractura. Las inclusiones no-metálicas tienen una influencia importante en la fractura dúctil, y por ende en la capacidad de trabajo de los materiales, su influencia depende de su forma, dureza, distribución y fracción del volumen total; con el aumento de volumen de las inclusiones, disminuye la ductilidad del material.

La fractura frágil puede presentar poca o ninguna deformación plástica [42].

Se extrajeron probetas para ensayo de impacto del metal base y uniones soldadas, conforme a la norma ASTM E23 [43], de las dimensiones mostradas en la Figura 2.7.

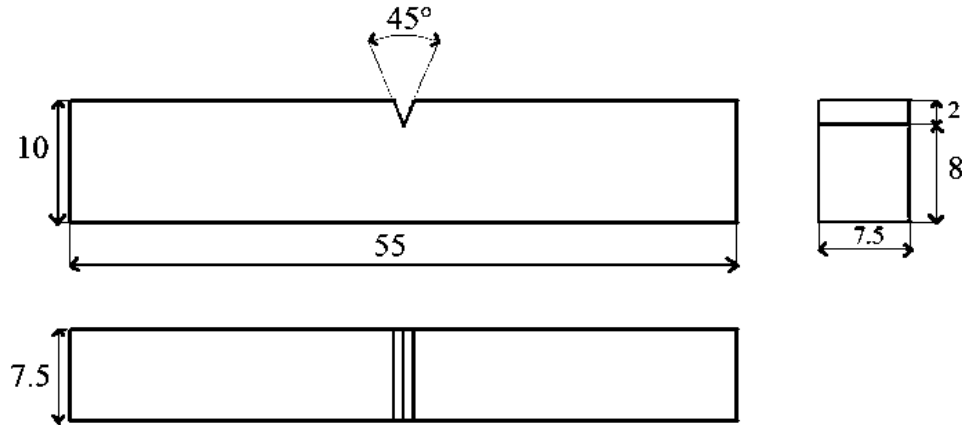


Figura 2.7. Dimensiones de las probetas para ensayo de impacto Charpy V (acotaciones en mm).

Para el caso de las uniones soldadas, la ranura en V de la probeta se realizó en el área transversal del cordón de soldadura.

Los ensayos se realizaron en un equipo de la marca INSTRON, modelo SI-1K3. El ensayo se realizó a una temperatura de 25 °C y una humedad relativa de 31%. Se ensayaron tres probetas para cada condición de manera consecutiva y se reportó el valor promedio.

2.12. Ensayo de macro dureza en el metal base y microdureza en las uniones soldadas.

El ensayo de dureza Vickers se realizó de acuerdo a la norma ASTM E92. Este ensayo se llevó a cabo en el metal base, para conocer la oposición que ofrece el material a alteraciones como la penetración, la abrasión o el rayado.

Se utilizó un durómetro Nanovea Vickers Microhardness de éste Instituto, se utilizó con una carga de 10 kg y un tiempo de aplicación de la carga de 10 segundos. El ensayo se realizó en las caras paralela y transversal al sentido de laminación.

En las Figuras 2.8 a y b, se muestra la distribución de las indentaciones realizadas en la superficie longitudinal y transversal al sentido de laminación, respectivamente.

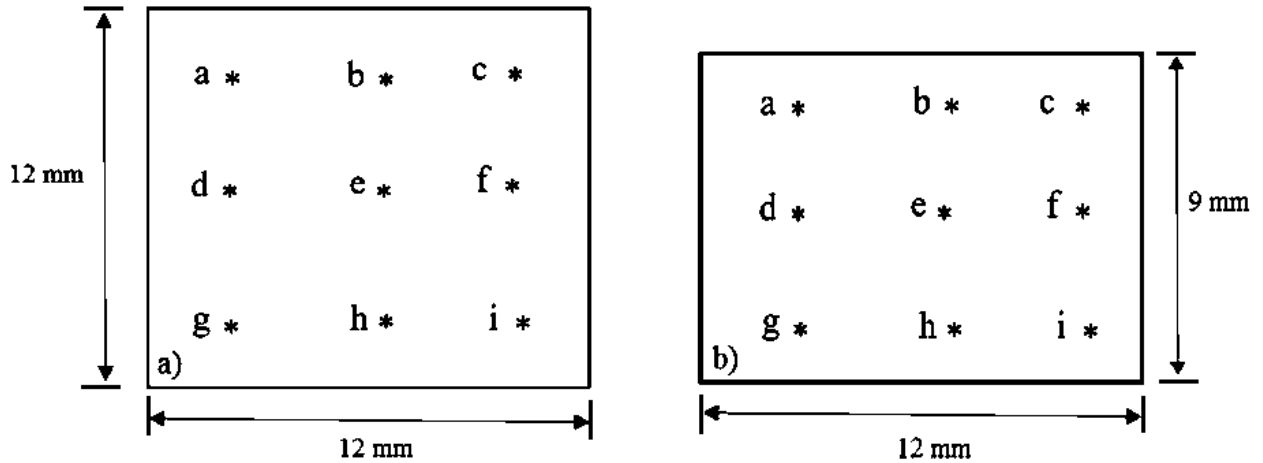


Figura 2. 8. Distribución de las indentaciones en las superficies longitudinal (a) y transversal (b) al sentido de laminación.

Para el caso de las uniones soldadas se utilizó un micro durómetro de la marca WILSON, modelo TUKON 1102. Con una carga de 300 gramos y un tiempo de aplicación de la carga de 10 segundos. Se realizaron tres barridos en la sección transversal del cordón de soldadura, uno hacia la corona, otro en el centro del cordón y otro hacia la raíz. Los barridos se hicieron a lo largo de la unión soldada, con una separación entre indentaciones de 300 μm .

Las dimensiones de las probetas e indentaciones se muestran gráficamente en la Figura 2.9.

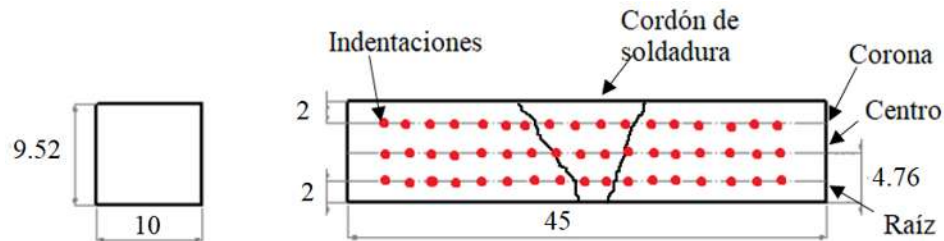


Figura 2.9. Probetas de uniones soldadas para ensayo de microdureza Vickers (cotas en mm).

Los barridos de dureza se realizaron de esta manera con el fin de obtener el perfil de dureza a lo largo de las diferentes zonas (fusión, afectación térmica y metal base) de las uniones soldadas.

Ensayo de doblez.

El ensayo de doblez permite determinar el grado de sanidad y ductilidad de las uniones soldadas. Las probetas fueron maquinadas de acuerdo a la geometría y dimensiones mostradas en la Figura 2.10.

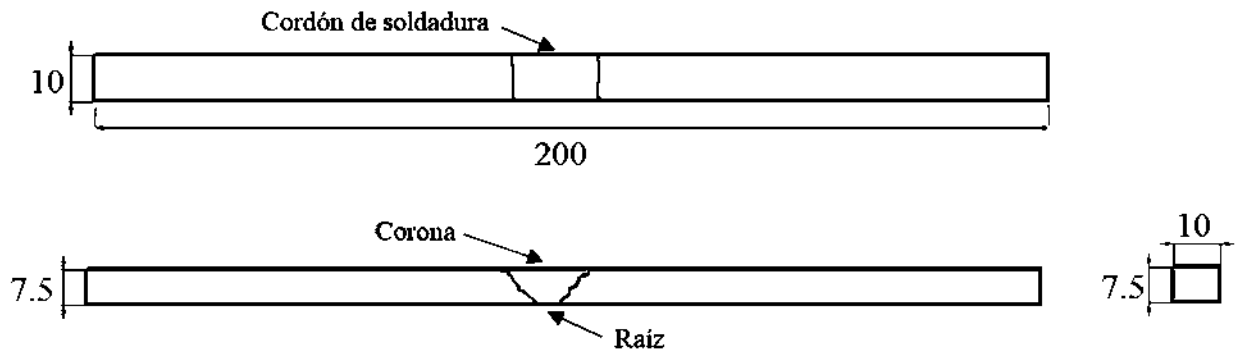


Figura 2.10. Probetas para ensayo de doblez (acotaciones en mm).

El ensayo se realizó de acuerdo a lo especificado en el código AWS D1.6. Se realizaron ensayos en la corona y raíz para cada unión soldada. Los ensayos se realizaron en la máquina universal para ensayos de tensión marca Zwick modelo Roell Z100, con una capacidad de carga de 10 toneladas, una vez colocados los dispositivos adecuados para el ensayo de doblez. La velocidad de aplicación de la carga fue de 5 mm/min para todos los ensayos.

Una vez realizados los ensayos, se examinó visualmente la superficie a tensión de las probetas, a fin de detectar discontinuidades que excedan las siguientes dimensiones [44]:

1. 3 milímetros, medidos en cualquier dirección sobre la superficie.
2. 10 milímetros, sumando todas las discontinuidades mayores a 1 milímetro, pero menores o iguales a 3 milímetros.
3. 6 milímetros, como medida máxima de una grieta formada en cualquiera de las esquinas, excepto cuando la grieta resulte de alguna inclusión de escoria o falta de fusión, en éste caso la medida máxima permisible será de 3 mm.

CAPITULO III. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

3.1 Composición química del metal base y metal de soldadura en uniones soldadas.

En la Tabla 3.1 se muestran los resultados del análisis químico en el metal base (acero inoxidable austenítico AISI 304L) mediante espectrometría de emisión por chispa, y se hace una comparación con los valores indicados en la especificación [8]:

Tabla 3.1. Análisis químico del metal base (% en peso).

Elemento (% peso)	Análisis químico	Especificación
C	0.024	0.03
Si	0.402	1.0
Mn	1.289	2.0
P	0.033	0.045
S	0.0063	0.03
Cr	18.22	18.0 – 20.0
Mo	0.221	-
Ni	7.976	8.0 – 12.0
Cu	0.238	-
Al	0.0057	-
V	0.093	-
N	0.050	-

Comparando los resultados del análisis químico, con lo indicado en la especificación se comprobó que el metal base utilizado en este proyecto, cumple con la especificación en cuanto a composición química.

Para el caso de las uniones soldadas con los diferentes gases de protección, la Tabla 3.2 muestra la composición química (% en peso) del metal de soldadura de cada una de las uniones. Al añadir 25% de CO₂ al argón, produjo un ligero aumento en el contenido de carbonó, esto debido a la disociación del dióxido de carbono en el proceso de soldadura; también se observó una disminución del Si, Mn, Cr y Ni, lo cual se atribuye a que una cantidad de estos elementos se pierde al reaccionar con el oxígeno del CO₂, formando óxidos. Los resultados concuerdan con lo reportado por Katherasan et al [6].

Para el caso de la unión soldada con 100% CO₂, se puede observar que el contenido de cromo y níquel en el metal de soldadura, es mayor que en las otras uniones, lo cual se atribuye a que se utilizó un electrodo de diferente proveedor, el cual presentó mayor contenido de esos elementos.

Tabla 3.2. Composición química del metal de soldadura en las diferentes uniones soldadas.

Unión soldada	Contenido del elemento (% en peso).									
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Fe	Ti
100% Argón	0.022	0.72	1.58	0.55	< 0.15	19.00	0.083	9.21	67.41	0.053
75% Ar - 25% CO ₂	0.032	0.65	1.51	0.59	< 0.15	18.95	0.094	8.94	67.84	0.042
100% CO ₂	0.028	0.7	1.25	0.77	< 0.15	22.54	0.112	10.55	62.56	0.058

3.2. Diagramas simulados mediante JMatPro del metal base y metal de aporte.

3.2.1 Diagramas simulados para el metal base (AISI 304L).

En la Figura 3.1 se muestra el diagrama de fases en equilibrio en el rango de 0 – 100 % en peso de fases presentes. En este diagrama se pueden observar las diferentes fases en equilibrio que se formarán durante la solidificación y posterior enfriamiento del metal base. Se puede observar que las primeras fases en solidificar son la ferrita y austenita, por debajo de 1200 °C la ferrita transforma en austenita, y el material será completamente austenítico hasta los 800 °C, temperatura a la cual se empiezan a formar otras fases en pequeños porcentajes. Por debajo de los 700 °C la austenita se descompone en ferrita y fase sigma (σ) (FeCr). Por debajo de los 600 °C habrá una estructura principalmente ferrítica, con pequeños porcentajes de fase Cr- α , austenita, fase Z (NbCrN) y carburos metálicos, entre otras con porcentajes menores al 5% en peso.

Fe-0.0057Al-18.22Cr-0.238Cu-1.289Mn-0.221Mo-7.976Ni-0.402Si-0.093V-0.024C

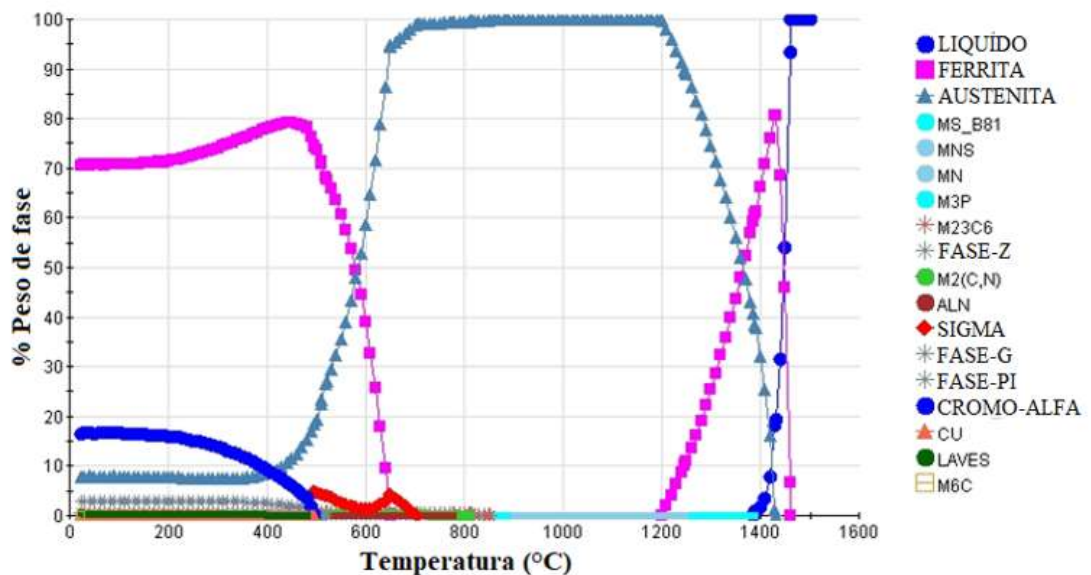


Figura 3.1. Diagrama de fases en equilibrio 0 – 100% en peso.

En la Figura 3.2 se presenta el diagrama de fases en equilibrio 0 – 6% en peso. En este diagrama se puede observar que por debajo de los 700 °C se forma la fase σ (FeCr), la cual varía en porcentaje dentro de la matriz conforme descende la temperatura, y desaparece al llegar a los 500 °C. A ésta temperatura se forma la fase Z (NbCrN), la cual aumenta durante el enfriamiento hasta alcanzar un 3% en peso y se estabiliza hasta llegar a la temperatura ambiente.

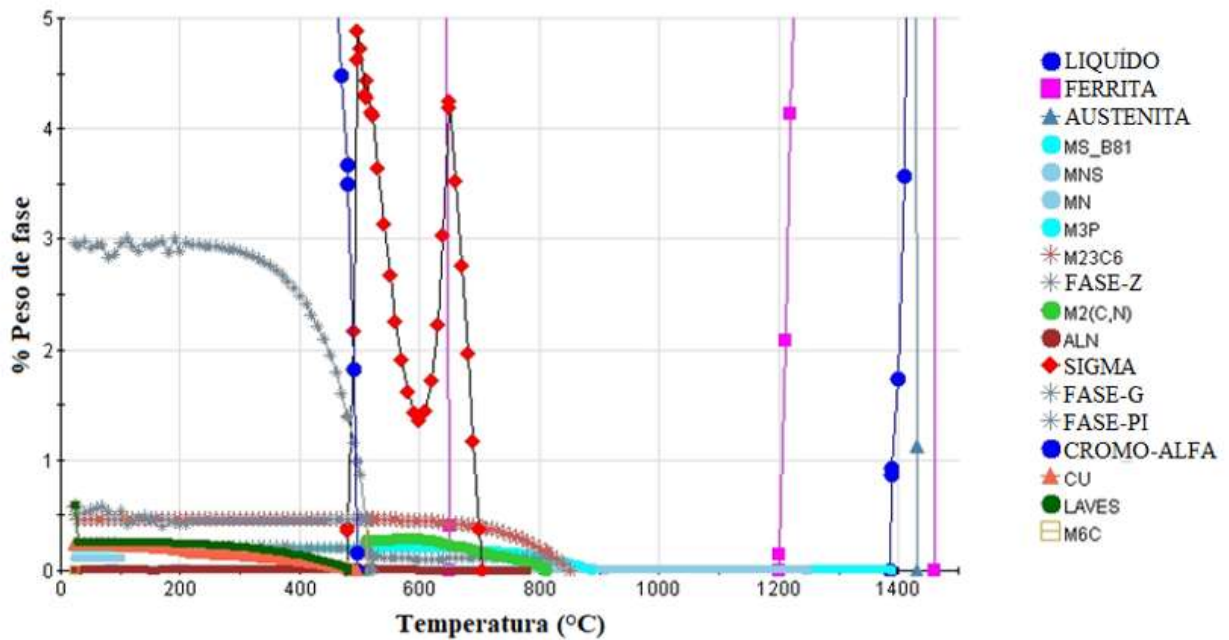


Figura 3.2. Diagrama de fases en equilibrio de 0 – 6% en peso.

La Figura 3.3 muestra el diagrama de fases en equilibrio de 0 – 0.65% en peso. En este diagrama se pueden observar las fases que se formarán en porcentajes menores a 0.65% peso. En este caso, a temperaturas alrededor de los 900 °C se forman precipitados como carburos de cromo ($M_{23}C_6$) en porcentajes menores a 0.5% peso, también se forma la fase MS-B81 (Fe, Mn, Ti...)S, la fase Z (NbCrN), y a los 800 °C se forman precipitados de estequiometría $M_2(C, N)$, los cuales desaparecen a los 500°C y se forman fases tipo Laves y la fase Cu.

También se puede observar que se forman otras fases en porcentajes por debajo de 0.05% en peso, tales como MS-B81, MnS y AlN.

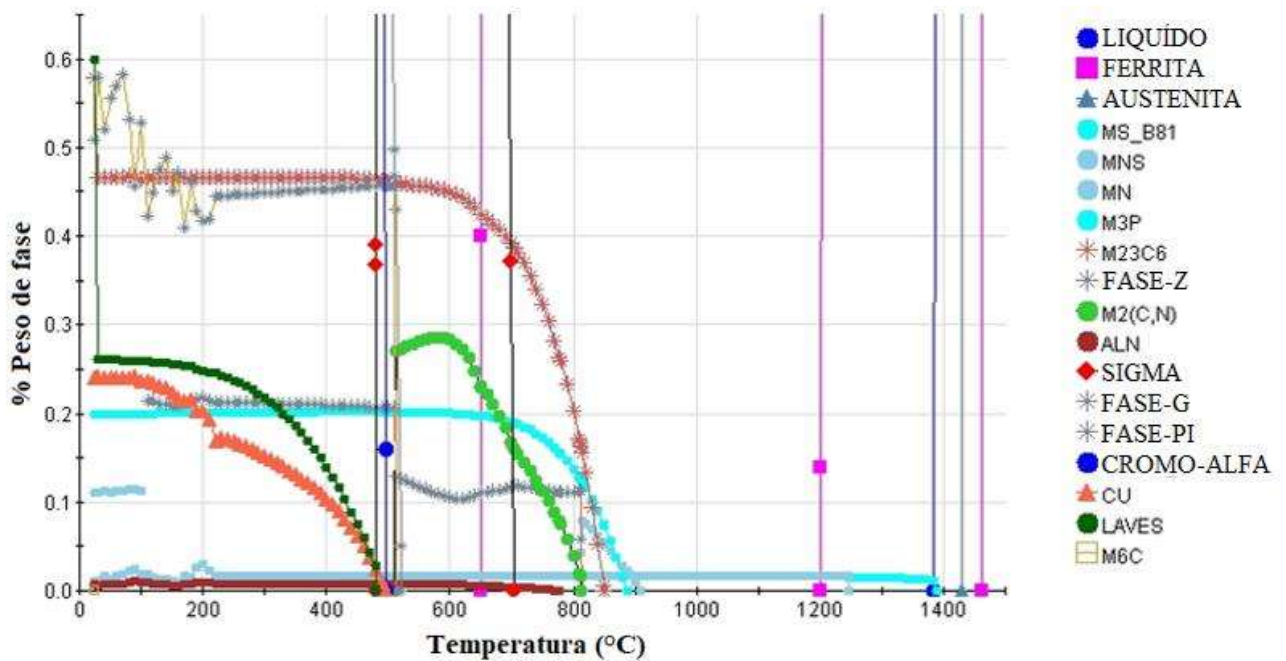


Figura 3. 3. Diagrama de fases en equilibrio de 0 – 0.65% en peso.

En la Figura 3.4 se muestra el diagrama de transformación isotérmica TTT del acero inoxidable AISI 304L. En este diagrama temperatura-tiempo-transformación, se pueden observar la transformación de la austenita a temperatura constante. Los primeros precipitados en formarse son los carburos de cromo de estequiometría ($M_{23}C_6$), seguidos por los precipitados $M(C, N)$ y a velocidades de enfriamiento más bajas se formará la fase σ ($FeCr$).

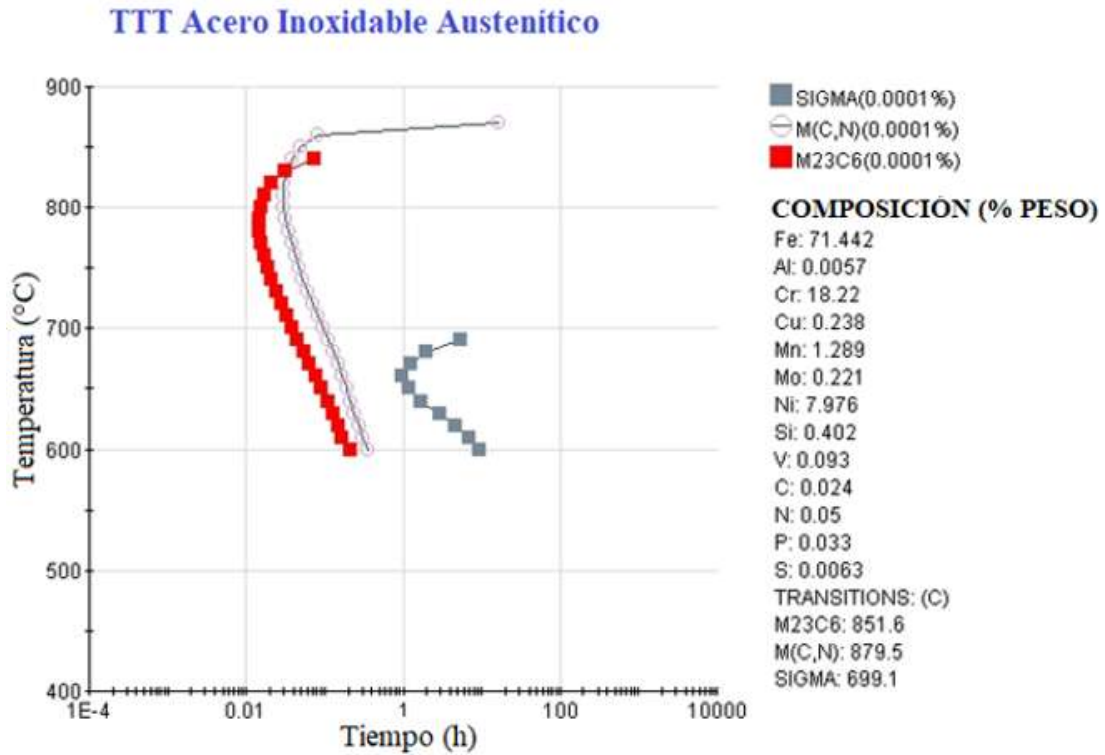


Figura 3.4. Diagrama de transformación isotérmica TTT del acero inoxidable AISI 304L.

En la Figura 3.5 se muestra el diagrama de enfriamiento continuo CCT del acero inoxidable AISI 304L. En este diagrama se observan los precipitados que se pueden formar para diferentes velocidades de enfriamiento. La secuencia de formación de precipitados o segundas fases es igual que la descrita en el diagrama anterior.

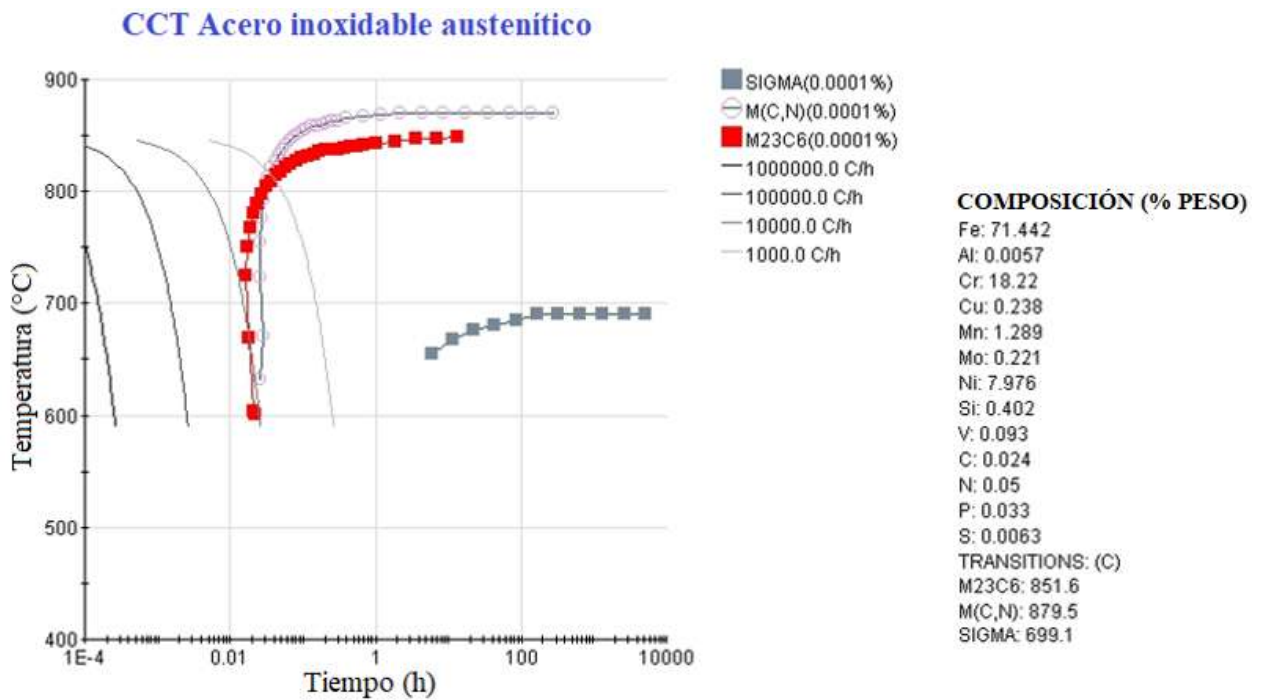


Figura 3.5. Diagrama CCT del acero inoxidable AISI 304L.

En la Figura 3.6 se muestra el diagrama de resistencia a la corrosión por picadura para el acero inoxidable AISI 304L. En el diagrama se puede observar que al aumentar la temperatura, aumenta también la resistencia a la corrosión por picado de éste acero. Este comportamiento se presenta desde temperatura ambiente, hasta los 1200°C; a temperaturas más altas, la resistencia disminuye.

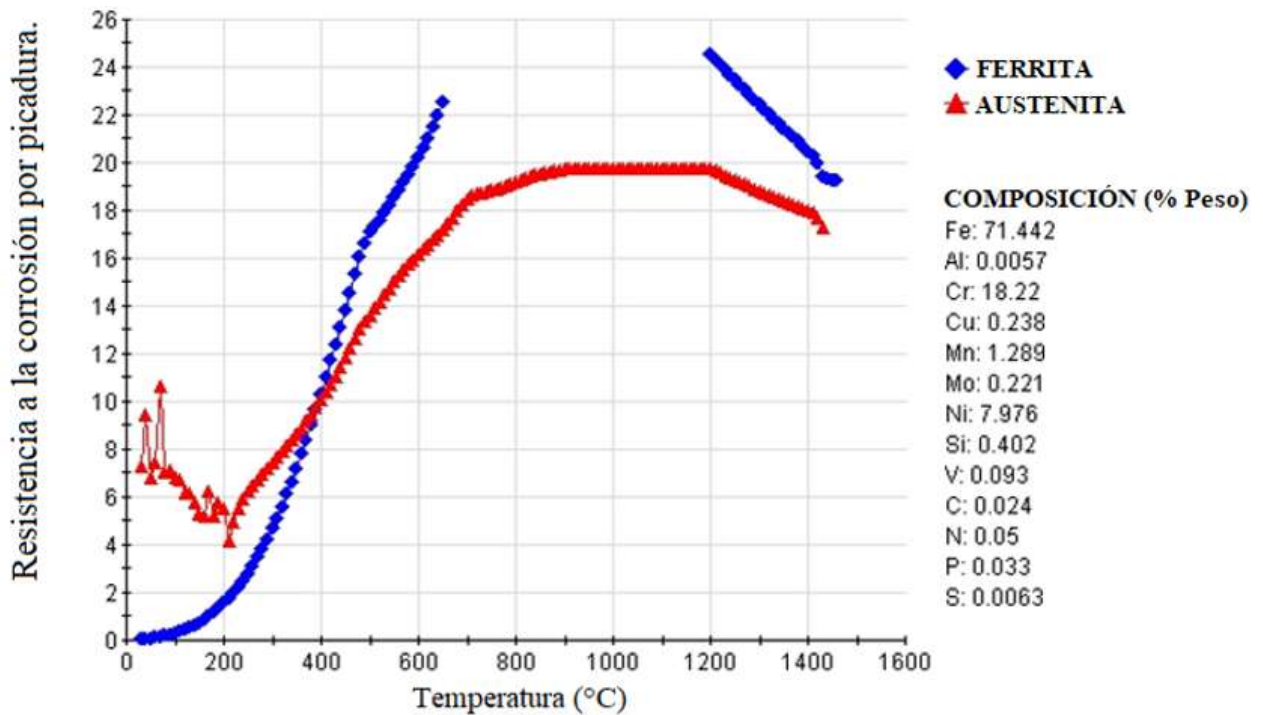


Figura 3.6. Diagrama de resistencia a la corrosión por picadura para el metal base.

3.2.2 Diagramas simulados para el metal de aporte (E 308L T1-1/4).

En la Figura 3.7, se muestra el diagrama de fases en equilibrio de 0 – 100 % peso. En el diagrama se pueden observar las fases que se formarán en el equilibrio, durante la solidificación y posterior enfriamiento del material. La primera fase en aparecer es la ferrita y al descender la temperatura se descompone la ferrita y se transforma en austenita, en el rango de los 1200 y 900 °C la microestructura del metal de aporte es totalmente austenítica. Por debajo de los 900°C forman carburos de cromo ($M_{23}C_6$) en pequeños porcentajes, posteriormente, aproximadamente a 750°C la fase austenítica transforma a fase σ ; al llegar a los 600°C la formación de fase sigma se detiene y la austenita se transforma en ferrita de menor temperatura. Al llegar a los 500°C, la fase sigma transforma a fase $\text{Cr-}\alpha$ y fase G (MnNiSiFeCr). Y al llegar a temperatura ambiente se tendrá una estructura con 60% de ferrita, 20% de fase alfa, 10% de austenita y pequeños porcentajes de fase G y carburos ($M_{23}C_6$).

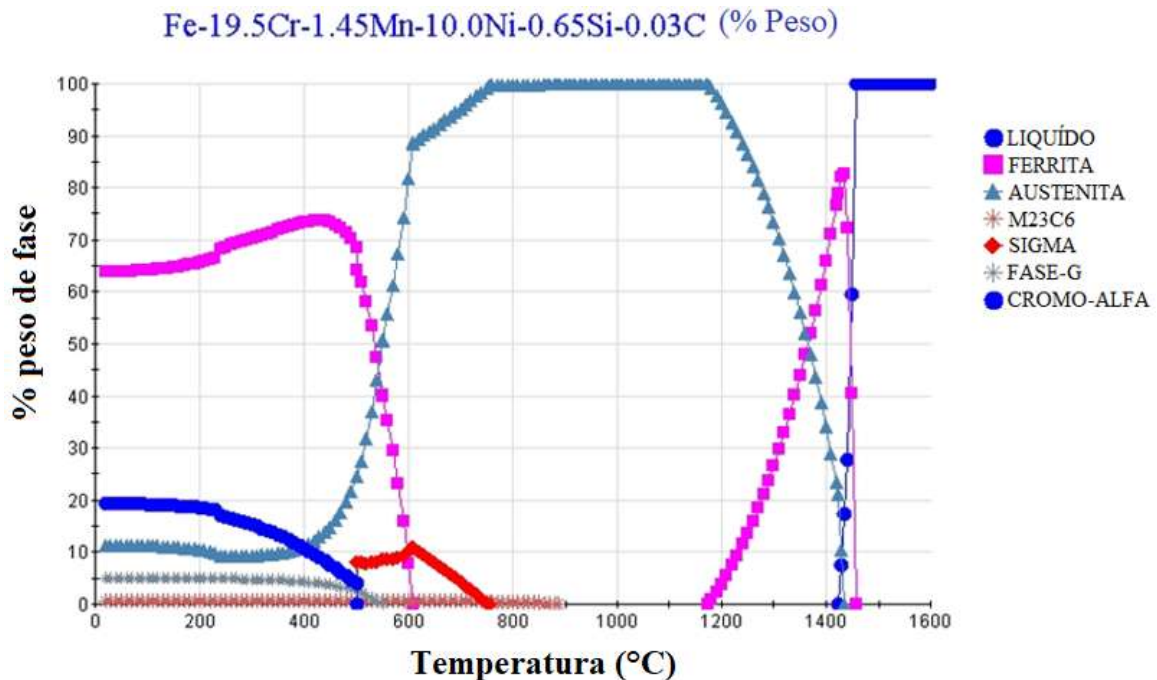


Figura 3.7. Diagrama de fases en equilibrio de 0 – 100 % peso, para el metal de aporte.

En la Figura 3.8, se muestra el diagrama de fases en equilibrio para el metal de aporte de 0 – 20 % peso. Del diagrama se observa lo descrito anteriormente pero de una forma más clara. Se puede observar que los carburos de cromo aparecen desde la temperatura de 900°C y permanecen hasta temperatura ambiente, en porcentajes menores al 1% peso.

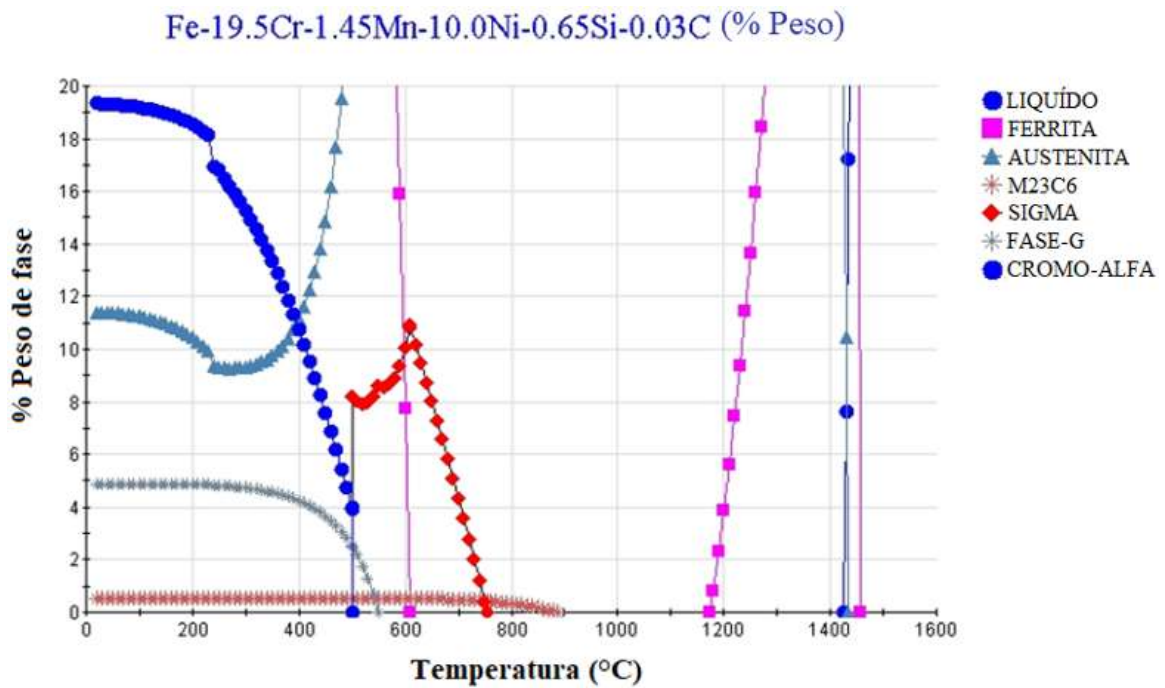


Figura 3.8. Diagrama de fases en equilibrio para el metal de aporte de 0 – 20 % en peso.

En la Figura 3.9, se muestra el diagrama de fases en equilibrio 0 – 0.2% en peso para el metal de aporte. Se puede observar con mayor claridad el porcentaje de carburos de cromo que prevalecerán hasta temperatura ambiente.

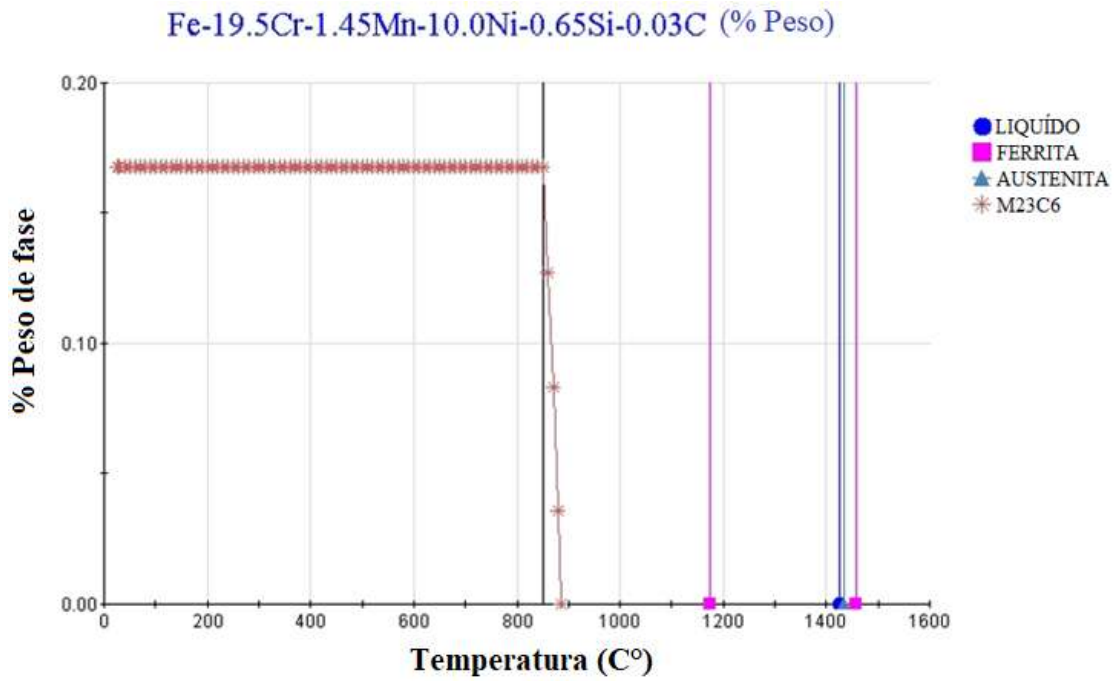


Figura 3.9. Diagrama de fases en equilibrio 0 – 0.2% en peso, para el metal de aporte.

En la Figura 3.10 se muestra el diagrama de transformación isotérmica TTT para el metal de aporte. En el diagrama se puede observar la posible formación de fase σ en el metal de aporte, durante la aplicación de algún tratamiento térmico en la unión soldada, o si durante el servicio, los elementos soldados son sujetos a altas temperaturas durante tiempos relativamente largos.

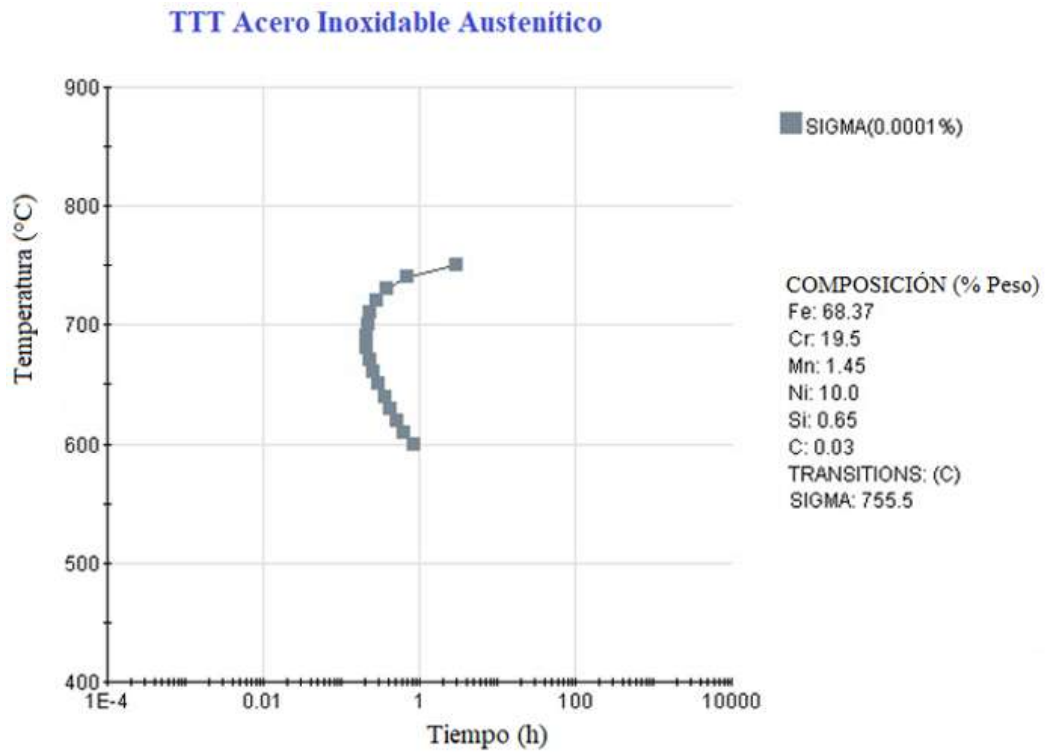


Figura 3.10. Diagrama de transformación isotérmica TTT para el metal de aporte.

En la Figura 3.11, se muestra diagrama de enfriamiento continuo CCT para el metal de aporte. En el diagrama se pueden observar las velocidades de enfriamiento continuo, a las cuales se puede alcanzar la curva de formación de fase σ . Si se utilizan velocidades de enfriamiento menores a 1000.0 °C/h, y desde una temperatura mayor a 700 °C, se formará fase σ en el metal de aporte de las uniones soldadas.

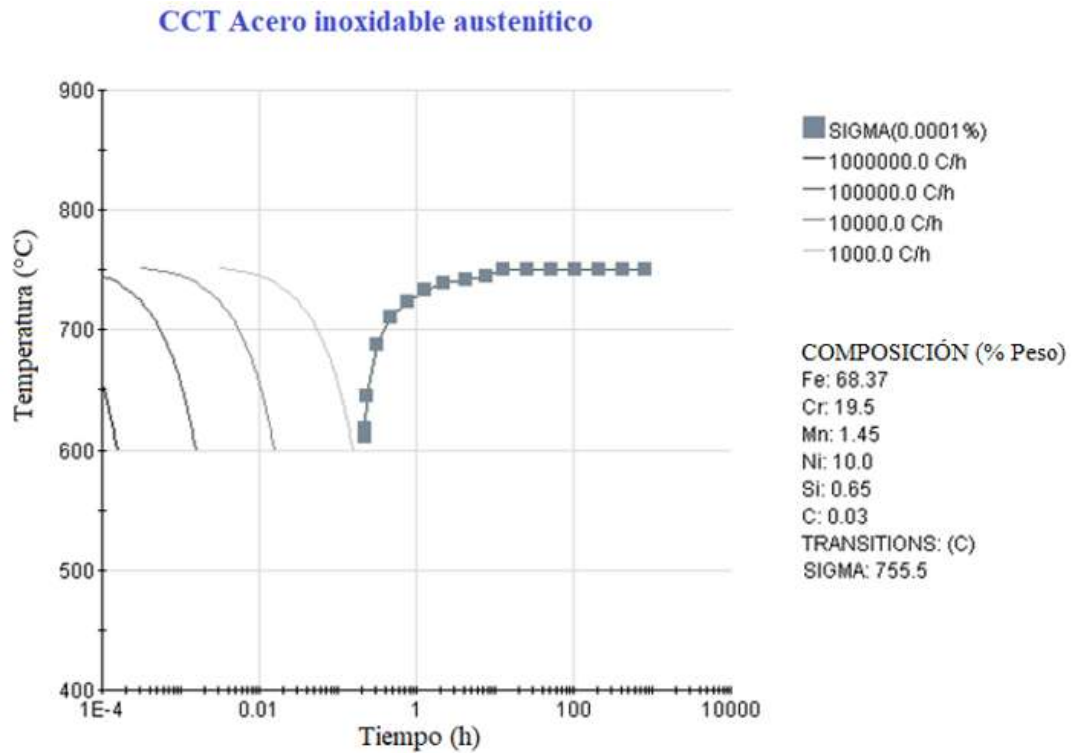


Figura 3.11. Diagrama de enfriamiento continuo CCT para el metal de aporte.

En la Figura 3.12 se muestra el diagrama de resistencia a la corrosión por picado para el metal de aporte. Del diagrama se puede observar que al igual que el metal base, el metal de aporte presenta buena resistencia a la corrosión por picado a altas temperaturas.

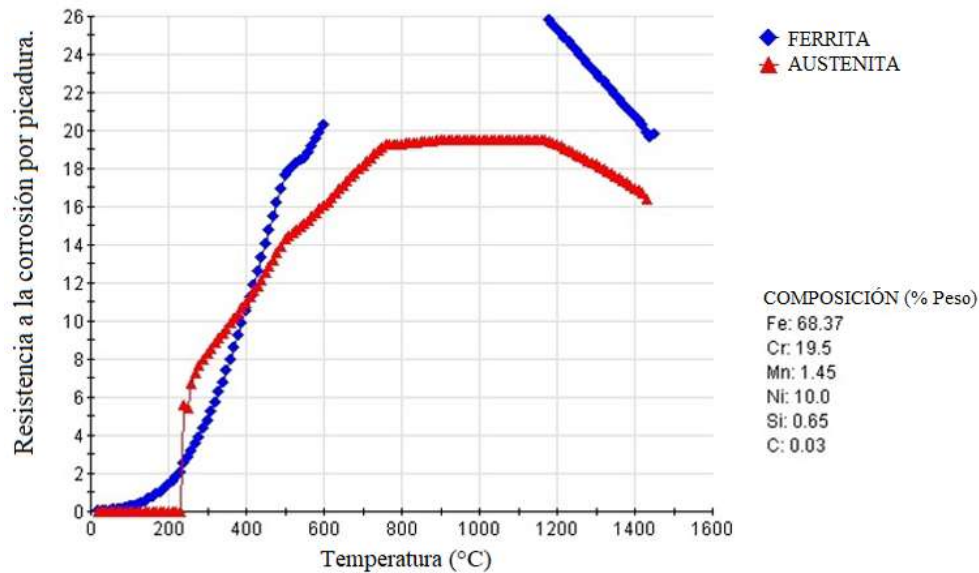


Figura 3.12. Diagrama de resistencia a la corrosión por picadura para el metal de aporte.

3.3. Perfiles macrográficos de las uniones soldadas con los diferentes gases de protección.

Se pudo corroborar que el gas de protección tiene efecto sobre la geometría del cordón de soldadura. Tanto la unión soldada con 100% argón, 75% argón – 25% CO₂ y 100% CO₂ presentaron diferentes perfiles del cordón de soldadura. En la Figura 3.13 se muestran los perfiles correspondientes a las secciones transversales de las uniones soldadas con los diferentes gases de protección.

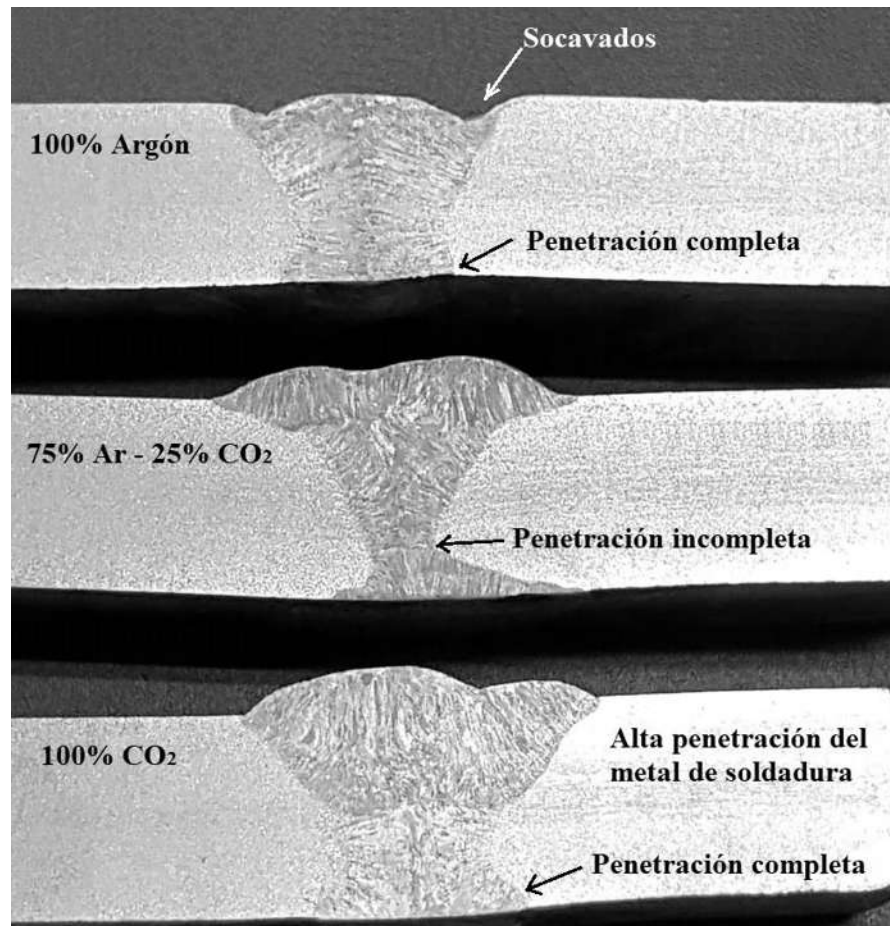


Figura 3.13. Perfiles macrográficos de las uniones soldadas con los diferentes gases de protección.

En la unión soldada con 100% argón se observó la formación de socavados en los extremos del cordón de soldadura y una alta penetración hacia la parte central. Lo cual es atribuido al alto potencial de ionización del argón, el cual genera la constricción del arco eléctrico, concentrando el flujo de calor hacia la parte central.

Por otro lado, la unión soldada con mezcla argón-CO₂ presentó un perfil adecuado del cordón del soldadura, lo cual es atribuido a la estabilidad del arco que produce la adición de CO₂. Sin embargo, la penetración del metal de soldadura no fue completa, y se tuvo que depositar un cordón en la parte posterior a la raíz, para completar el metal de soldadura faltante. Esto se puede atribuir a que se utilizó un amperaje y voltaje bajos, con el fin de disminuir la formación de inclusiones-no metálicas.

En el caso de la unión soldada con 100% CO₂, se obtuvo la mayor penetración en toda la periferia del cordón de soldadura. Lo cual es atribuido al alto aporte térmico generado por el CO₂ y a su alta conductividad térmica.

3.4 Caracterización metalográfica del metal base y uniones soldadas.

3.4.1 Fases presentes en el metal base (acero inoxidable austenítico AISI 304L).

En la Figura 3.14 se puede observar que la estructura del metal base está constituida por granos austeníticos con maclas de recocido, lo cual es característico de un acero inoxidable austenítico.

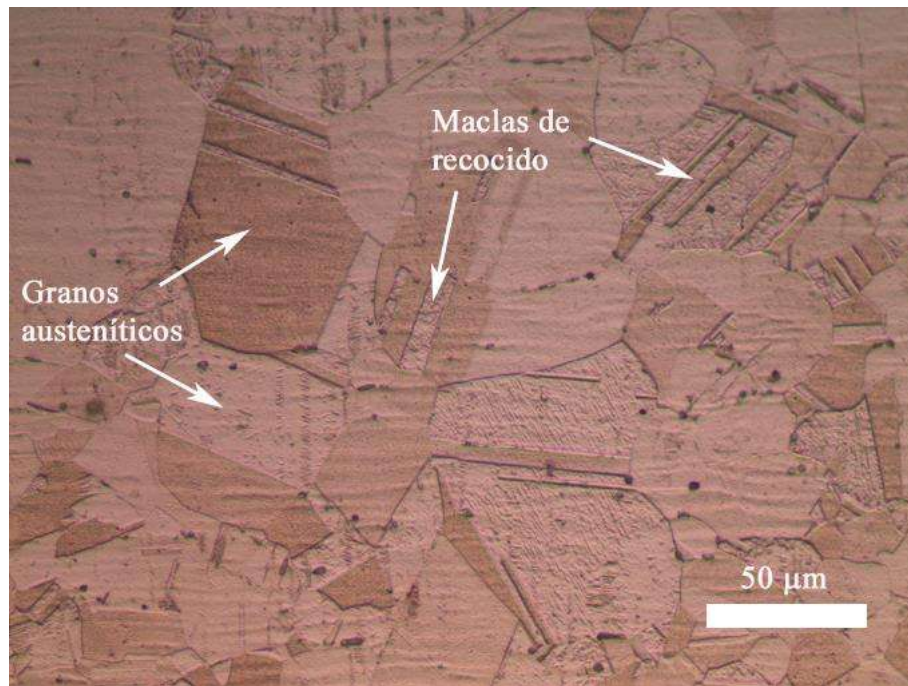


Figura 3.14. Microestructura del metal base (acero inoxidable austenítico AISI 304L).

En la Figura 3.15 se muestra la microestructura austenítica del metal base tomada en el microscopio electrónico de barrido.

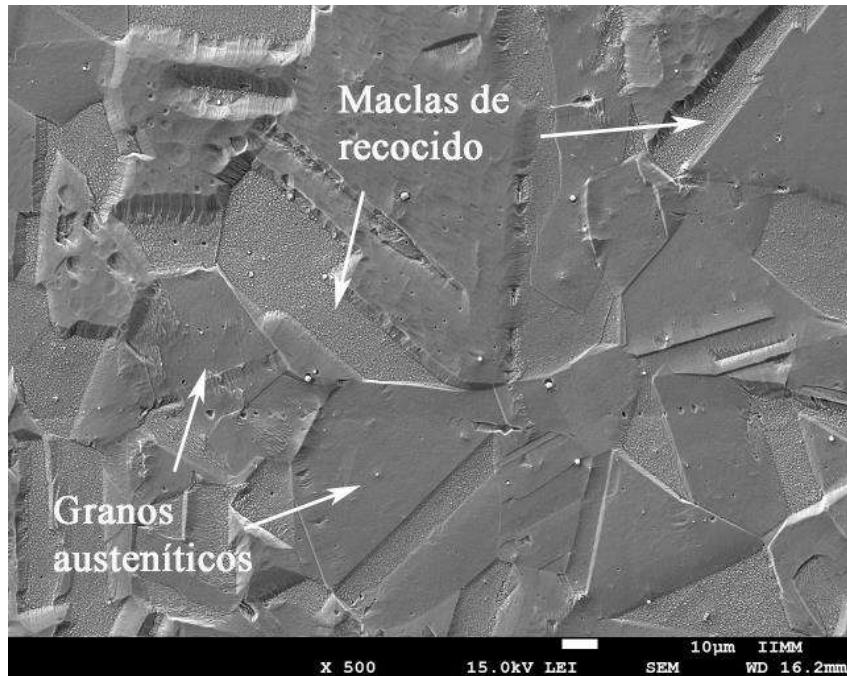


Figura 3.15. Imagen de MEB del metal base.

3.4.2 Medición del tamaño de grano promedio.

En la Figura 3.16 se muestra como ejemplo, una de las imágenes tomadas mediante microscopía óptica que fue utilizada para obtener el tamaño de grano promedio en el metal base.

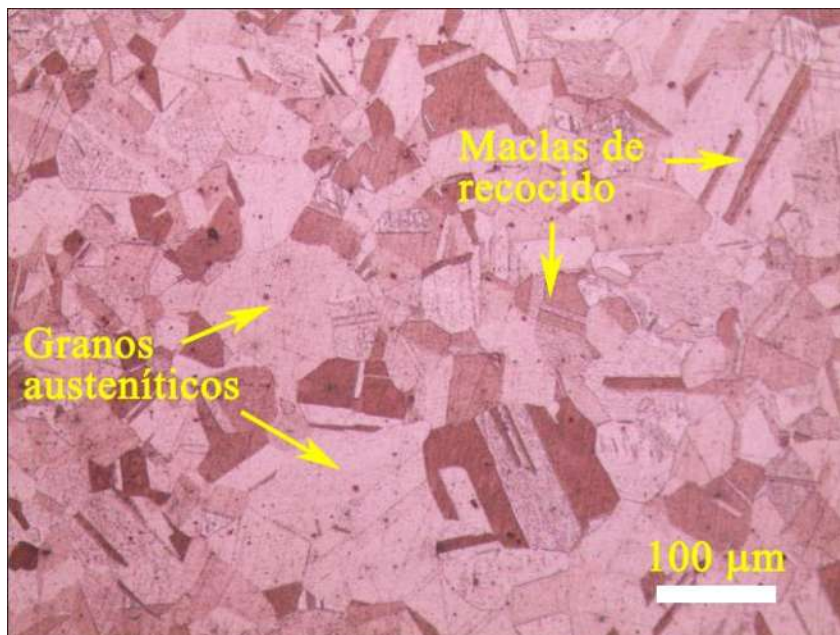


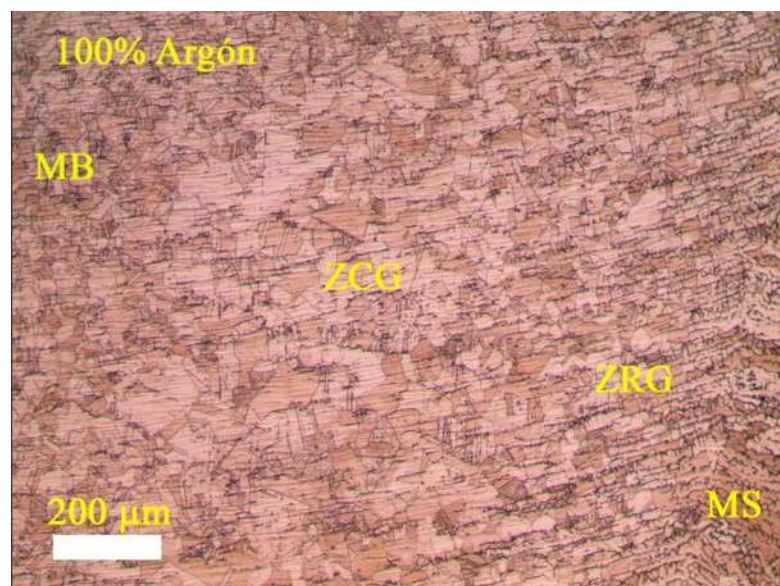
Figura 3.16. Imagen representativa sobre la cual se midió el tamaño de grano promedio.

En la Tabla 3.3 se muestran los resultados obtenidos de la medición del tamaño de grano promedio en el metal base.

Tabla 3.3. Tamaño de grano promedio en el metal base.

No. De Imagen.	Tamaño de grano promedio por imagen (μm).
Imagen 1	54.28
Imagen 2	50.76
Imagen 3	55.25
Imagen 4	48.61
Imagen 5	55.31
Tamaño de grano promedio.	$52.84 \pm 3.0 \mu\text{m}$

Para el caso de las uniones soldadas con los diferentes gases de protección, se pudo observar que hay una zona de grano recristalizado en la zona adyacente a la zona de fusión, la ferrita delta que se encuentra en los límites de grano ha obstaculizado el crecimiento de grano. Y posteriormente hay otra zona donde se ha superado la fase de recristalización y se ha favorecido el crecimiento de los granos. En la figura 3.17 se muestran las imágenes representativas de lo descrito anteriormente, para cada una de las uniones soldadas, las zonas que se pueden apreciar en las imágenes son: metal base (MB), zona de crecimiento de grano (ZCG), zona de refinamiento de grano (ZRG) y metal de soldadura (MS).



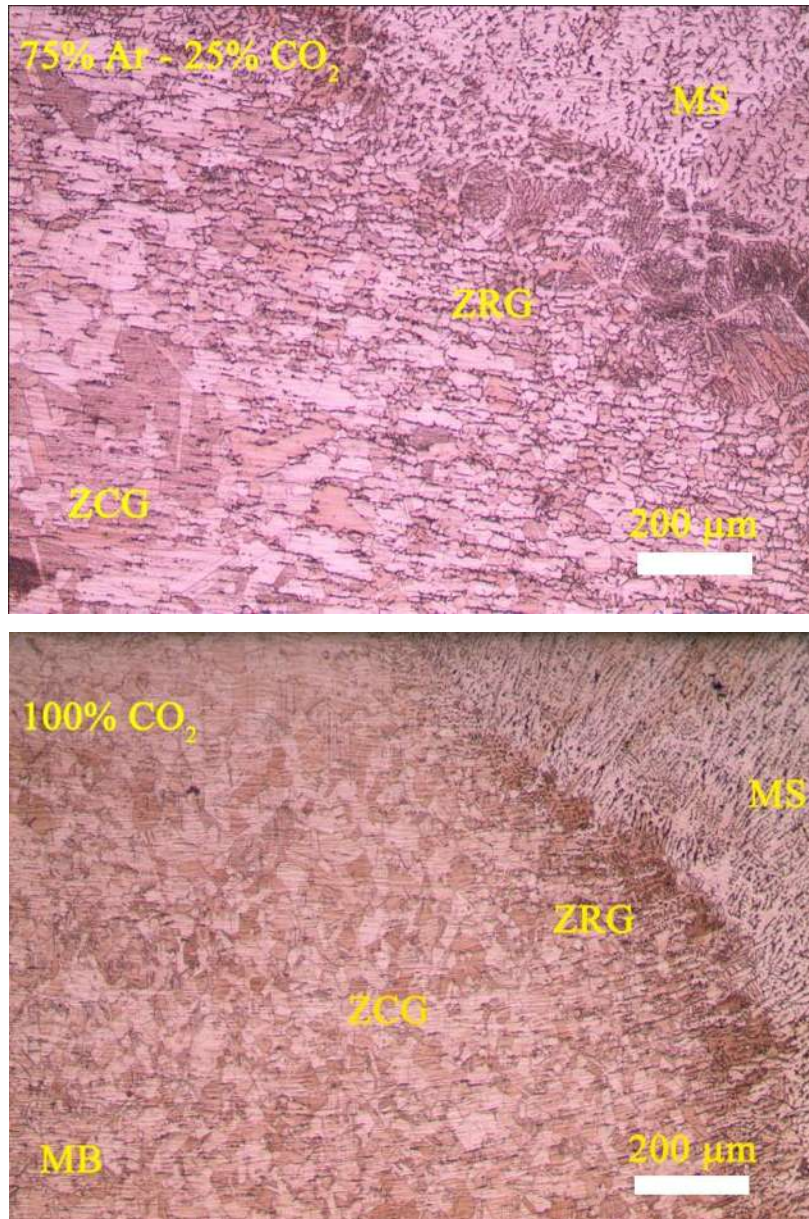


Figura 3.17. Zonas de refinamiento y crecimiento de grano en las diferentes uniones soldadas.

En la Tabla 3.4 se muestran los resultados de la medición del tamaño de grano promedio para la zona de refinamiento de grano de las diferentes uniones soldadas.

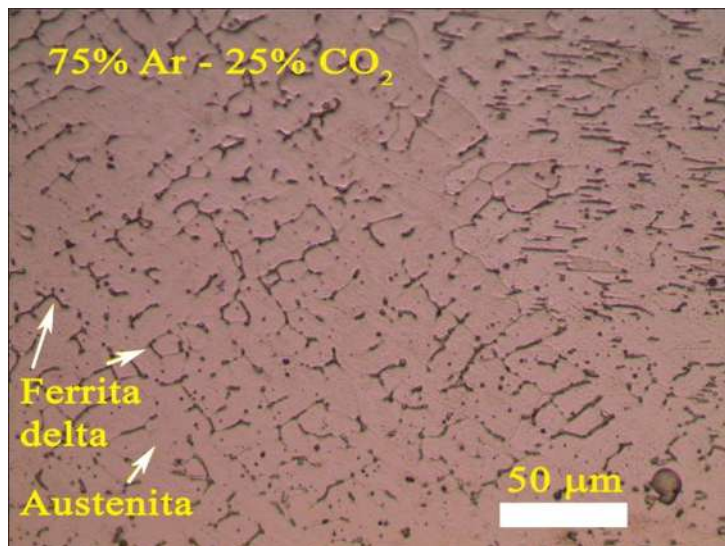
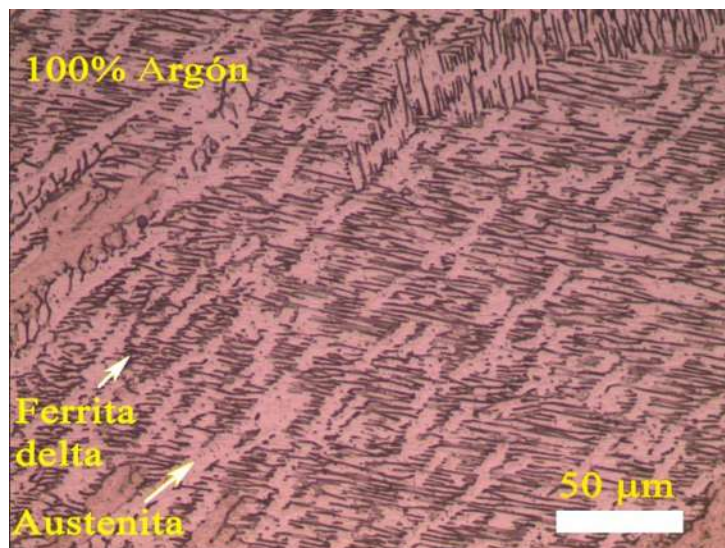
Tabla 3.4. Tamaño de grano promedio en la zona de refinamiento de grano de las uniones soldadas.

Unión soldada	Tamaño de grano promedio (μm)
100% Ar	26.13 ± 3.34
75% Ar – 25% CO ₂	23.40 ± 0.69
100% CO ₂	25.89 ± 1.69

3.4.3 Fases presentes en las uniones soldadas y porcentaje de ferrita delta.

El porcentaje de ferrita delta en el cordón de soldadura está determinado por la cantidad de elementos estabilizadores de la ferrita, principalmente cromo y molibdeno, así como por la velocidad de solidificación del cordón de soldadura. El aporte térmico influye en la velocidad de enfriamiento, ya que a mayor aporte térmico suministrado durante la soldadura, la velocidad de enfriamiento será menor, y viceversa. Con una velocidad de enfriamiento lenta, habrá una mayor descomposición de la ferrita delta a austenita.

En la Figura 3.18, se muestran tres imágenes tomadas en la corona del cordón de soldadura de las diferentes uniones soldadas. En las imágenes se muestran las fases presentes; ferrita delta (listones oscuros) y austenita (áreas claras).



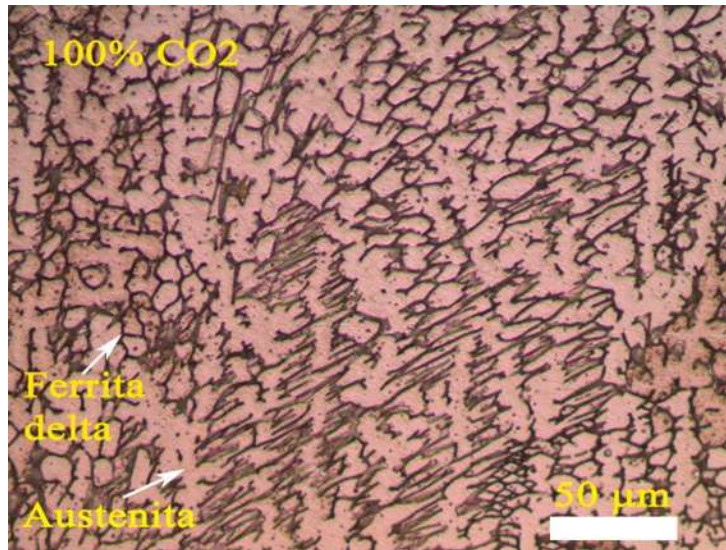


Figura 3.18. Fases presentes en el metal de soldadura de las diferentes uniones soldadas.

A partir de la figura 3.18 se puede apreciar que en la unión soldada con 100% argón hay mayor cantidad de ferrita delta en comparación con las uniones soldadas con mezcla y con 100% CO₂, lo cual es atribuido a que al utilizar 100% argón como gas de protección, el aporte térmico generado durante la soldadura es menor, debido al alto potencial de ionización del argón y a su baja conductividad térmica, por lo cual, la velocidad de enfriamiento es más rápida, reteniendo un mayor porcentaje de ferrita delta en el metal de soldadura. En la Tabla 3.5, se muestran los resultados obtenidos de la medición del porcentaje de ferrita delta en las zonas de la corona, centro y raíz del metal de soldadura de cada una de las uniones soldadas.

El metal de soldadura de la unión soldada con mezcla, presentó el menor contenido de ferrita delta, lo cual puede atribuirse a un aumento en el aporte térmico producido por el CO₂, y por otro lado, a que se aplicaron tres pasadas de soldadura, lo cual produce un mayor calentamiento, permitiendo la transformación de una cantidad mayor de ferrita delta.

En el metal de soldadura de la unión soldada con 100% CO₂, también se puede apreciar una cantidad considerable de ferrita delta, lo cual es atribuido al mayor contenido de cromo el cual es un elemento promotor y estabilizador de la ferrita.

Tabla 3.5. Porcentaje de ferrita delta en el metal de soldadura de las diferentes uniones soldadas.

Unión soldada	Zona medida	% de ferrita delta
% Argón	Corona	41.79 ± 6.09
	Centro	32.02 ± 7.02
	Raíz	27.44 ± 2.67
75% Ar-25% CO ₂	Corona	14.44 ± 2.3
	Centro	9.94 ± 2.19
	Raíz	9.57 ± 1.45
100% CO ₂	Corona	25.14 ± 2.67
	Centro	24.07 ± 1.45
	Raíz	22.38 ± 2.2

En la Figura 3.19, se muestra la curva correspondiente a los resultados mostrados en la Tabla 3.5.

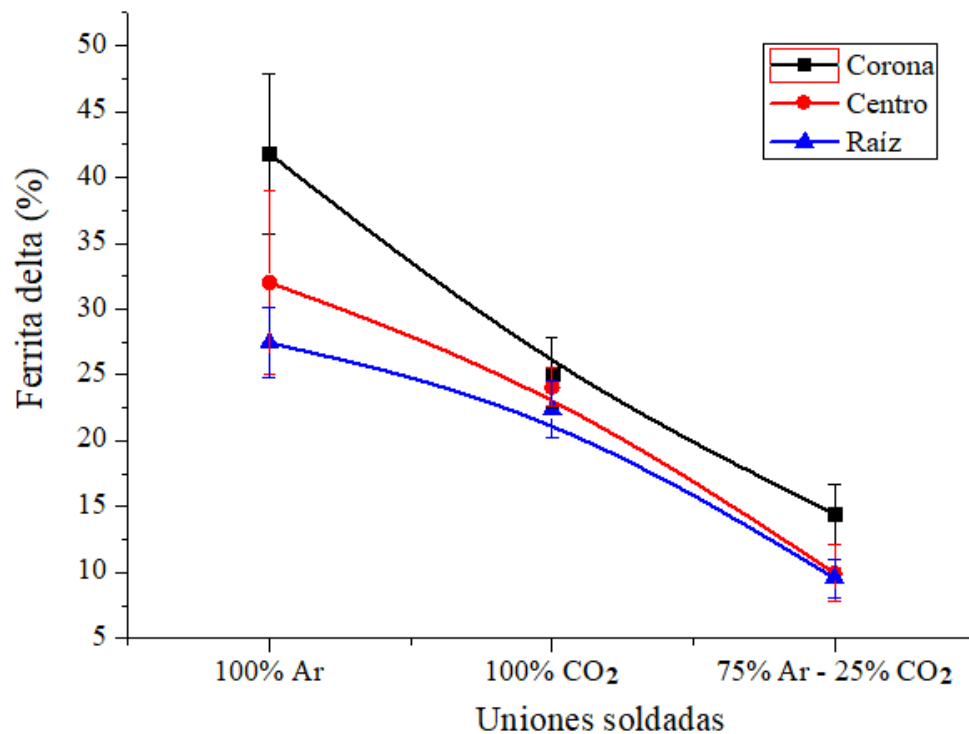


Figura 3.19. Porcentaje de ferrita delta en el metal de soldadura de las uniones soldadas.

En la Figura 3.20 se muestra el centro del metal de soldadura de la unión soldada con 100% CO₂, donde se pueden apreciar las fases presentes (austenita y ferrita delta). En esta misma zona se realizaron mapeos químicos, los cuales dejan ver los elementos mayoritarios en cada fase. En las

Figuras 3.21 y 3.22 se muestran mapeos con respecto a la presencia de Ni-Cr y Si-Cr en la microestructura respectivamente.

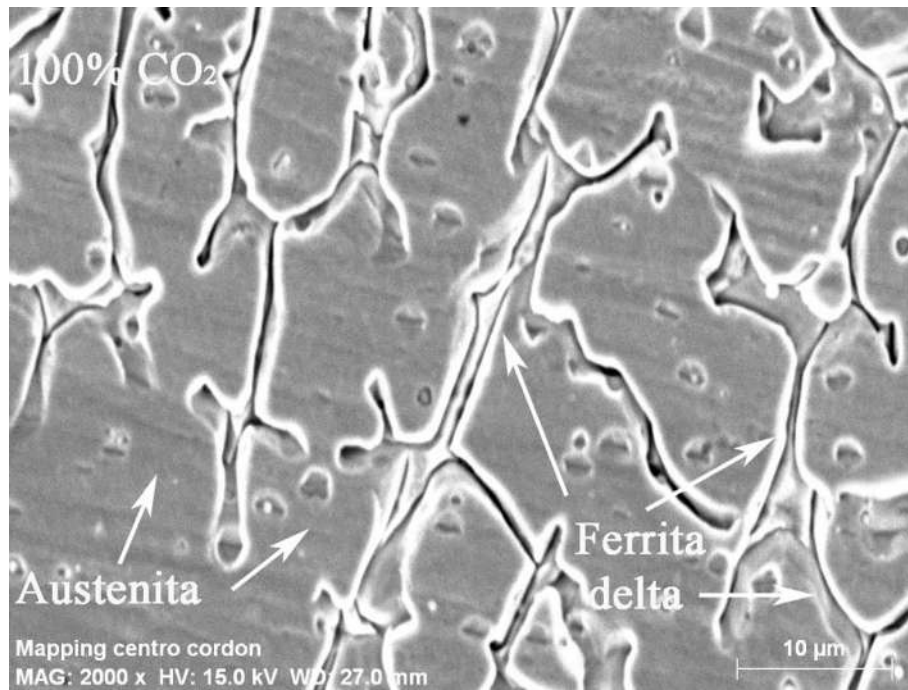


Figura 3.20. Mapeo elemental en el centro del cordón de soldadura de la unión utilizando 100% CO₂.

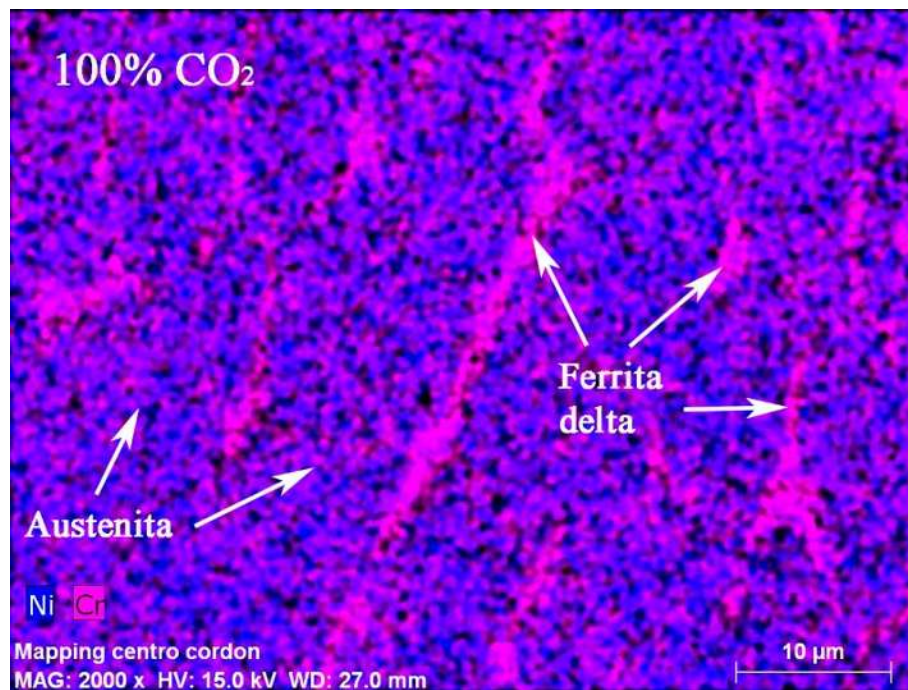


Figura 3.21. Mapeo elemental para Ni y Cr en el centro del cordón de la unión utilizando CO₂.

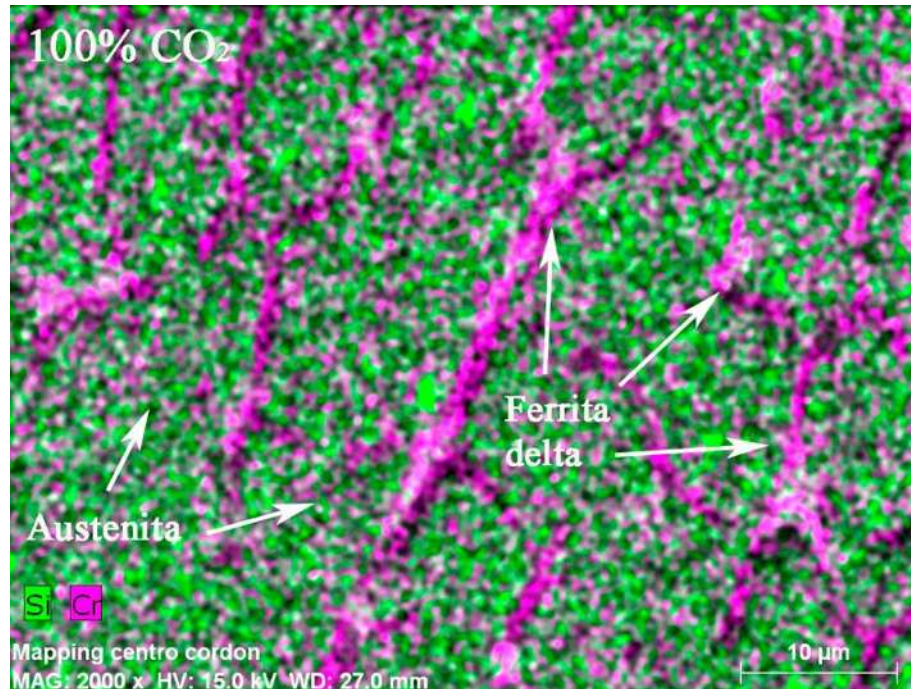


Figura 3.22. Mapeo elemental para Si y Cr en el centro del cordón de la unión utilizando CO₂.

3.4.3.1 Distancia de formación de ferrita delta en la zona afectada térmicamente.

Se midió la distancia de formación de ferrita delta desde la línea de fusión en la zona afectada térmicamente. La medición se realizó en el lado izquierdo de la sección transversal del cordón de soldadura, en la Tabla 3.6 se muestran los resultados obtenidos, y en la Figura 3.23 se muestra la curva correspondiente a los resultados para un mejor entendimiento.

Se puede observar que hay mayor formación de ferrita delta hacia el centro de la unión soldada, en comparación con las zonas de corona y raíz. Lo cual se puede atribuir a que en el centro, la velocidad de enfriamiento es más lenta, manteniendo altas temperaturas por tiempos más prolongados, favoreciendo así la formación de ferrita. Además se pudo observar que al utilizar CO₂ en el gas de protección, la distancia de formación de ferrita delta aumenta. Esto se puede atribuir al incremento en el aporte térmico generado por el CO₂. Son varios los factores que favorecen un mayor aporte térmico, por ejemplo, la conductividad térmica del CO₂, su calor específico y las reacciones de disociación (producen la constricción del gas plasma) y recombinación (reacciones oxidación exotérmicas) que se llevan a cabo a las altas temperaturas del arco eléctrico.

Tabla 3.6. Distancia de formación de ferrita delta en las diferentes uniones soldadas.

No. De medida	Distancia de formación de ferrita delta (μm)		
	100% Argón	75% Ar - 25% CO ₂	100% CO ₂
	25.67	77.41	27.46
1	64.67	111.04	80.79
2	88.75	175.9	104.47
3	116.57	280.59	133.72
4	144.87	358.59	176.31
5	182.28	464.06	226.06
6	151.64	487.35	238.00
7	110.04	371.13	255.11
8	87.76	525.55	184.47
9	98.9	552.42	234.62
10	74.82	685.95	458.69
11	121.19	739.08	426.45
12	143.08	682.96	474.21
13	155.62	1049.12	647.34
14	159.8	1161.36	622.27
15	175.12	1191.21	630.83
16	334.32	808.33	711.02
17	313.03	847.93	715.405
18	375.32	428.6	669.63
19	295.53	421.68	485.75
20	321.79	374.12	364.56
21	286.36	265.06	249.54
22	202.58	256.5	197.01
23	254.12	181.68	173.13
24	159.6	133.72	99.89

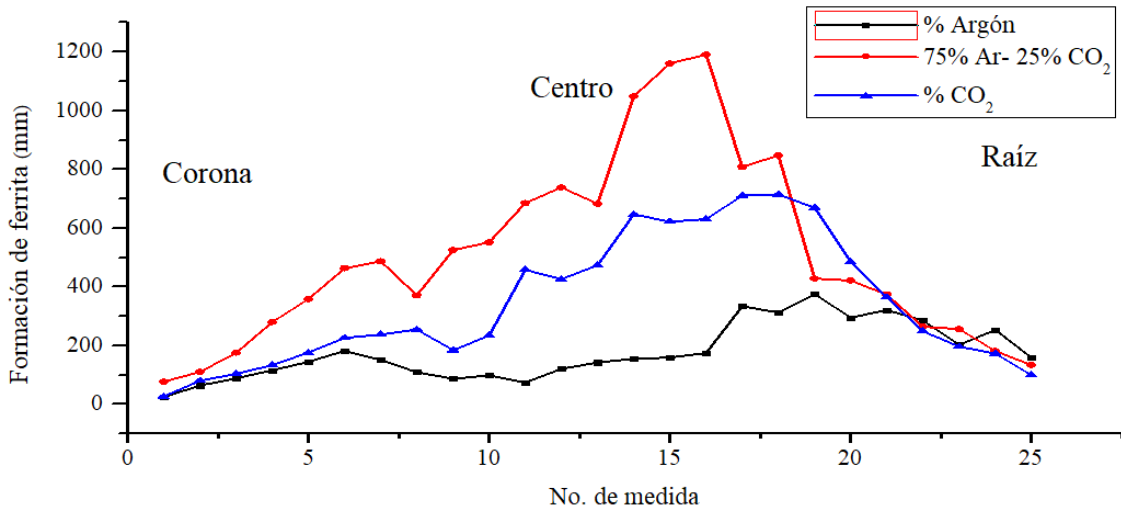
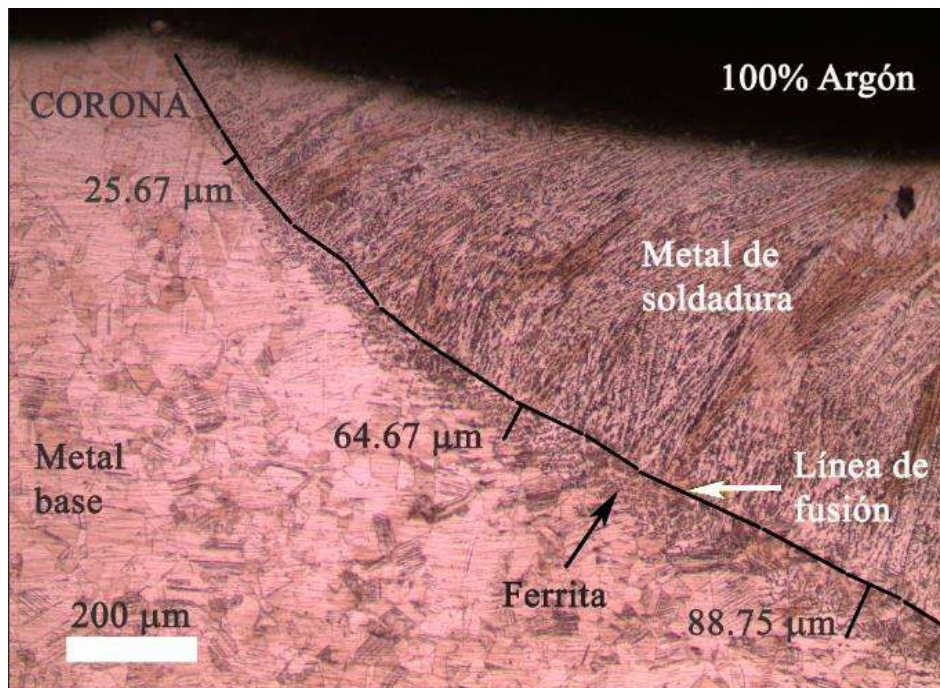


Figura 3.23. Formación de ferrita en la ZAT de las diferentes uniones soldadas.

En las Figuras 3.24, 3.25 y 3.26, se muestran las imágenes representativas de la formación de ferrita delta en las diferentes zonas de las uniones soldadas con los diferentes gases de protección.



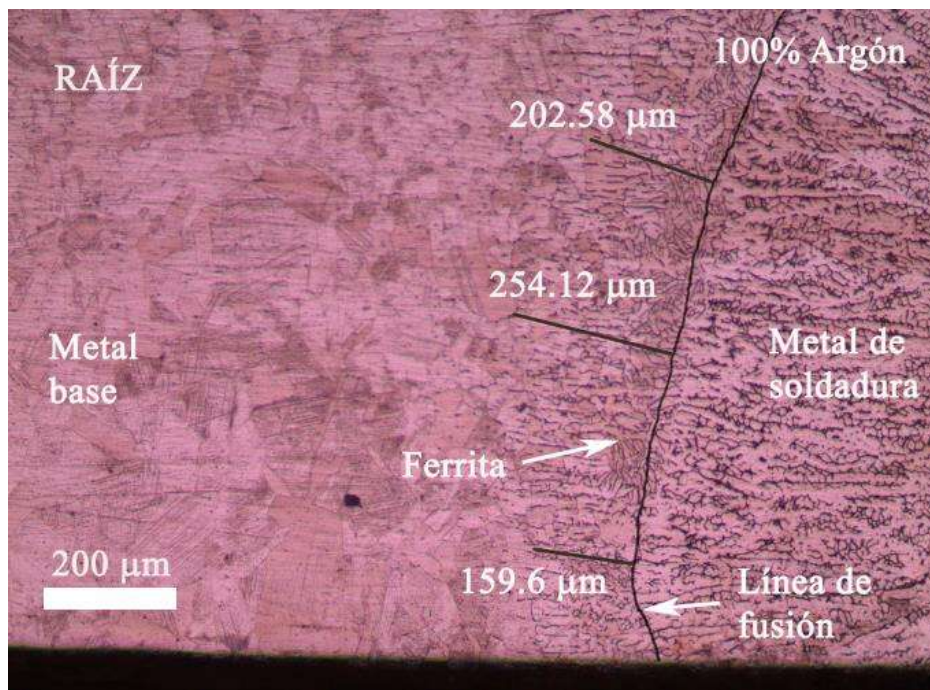
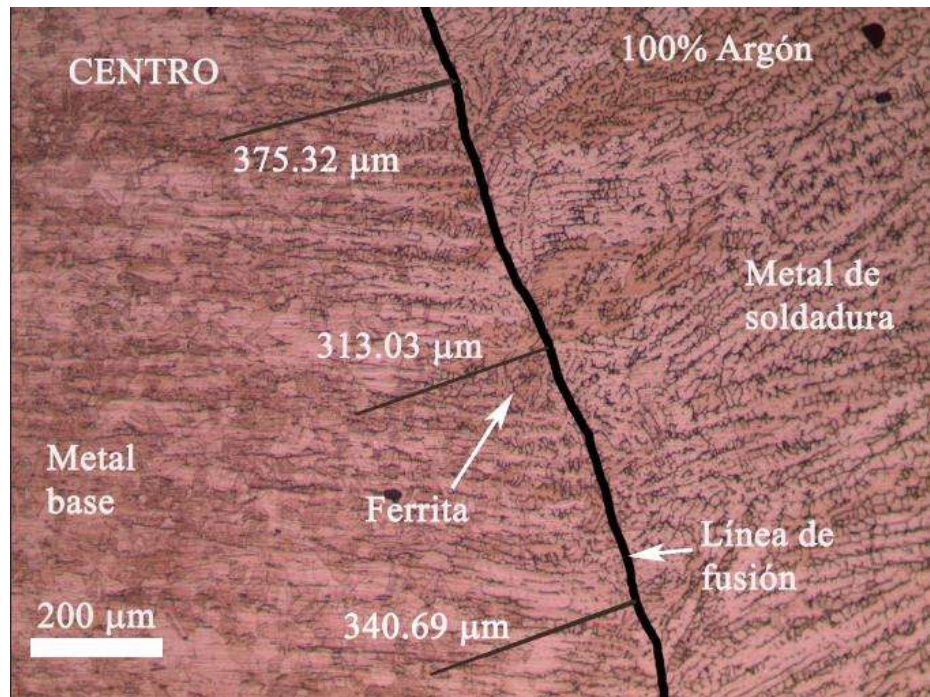
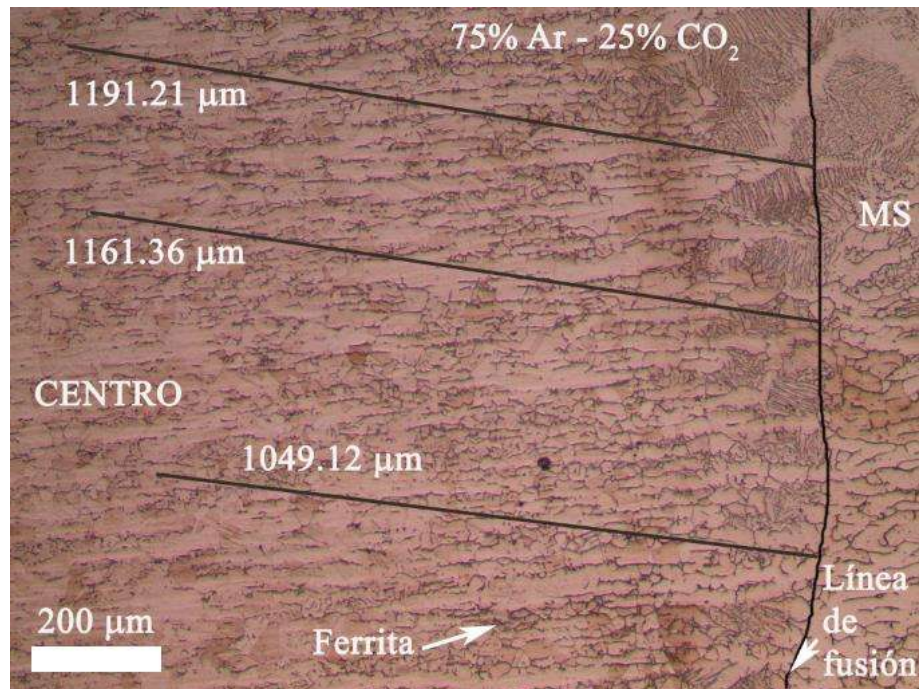
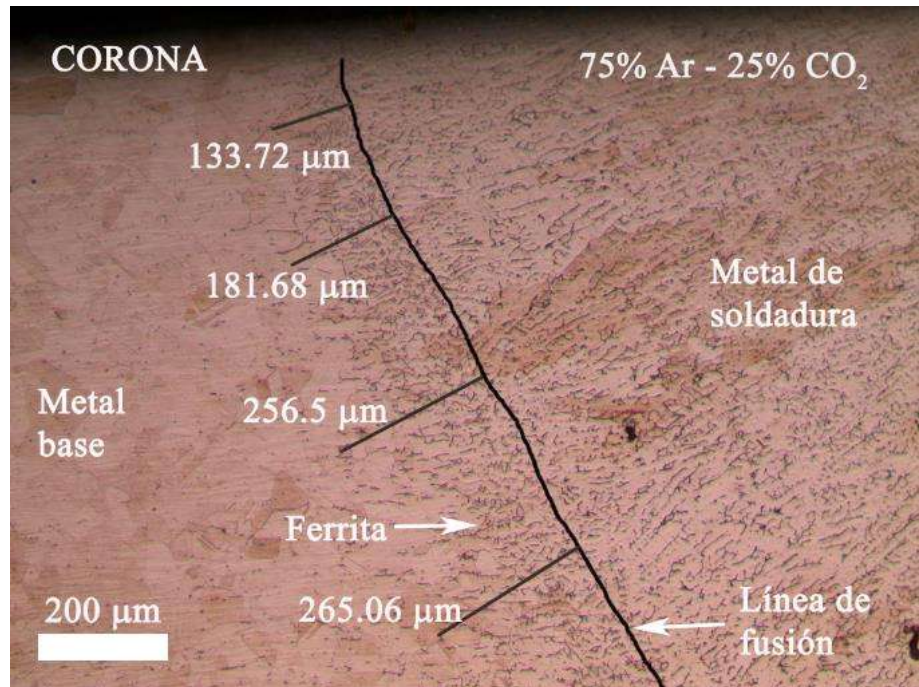


Figura 3.24. Formación de ferrita en las zonas de la corona, centro y raíz de la unión soldada con 100% argón.



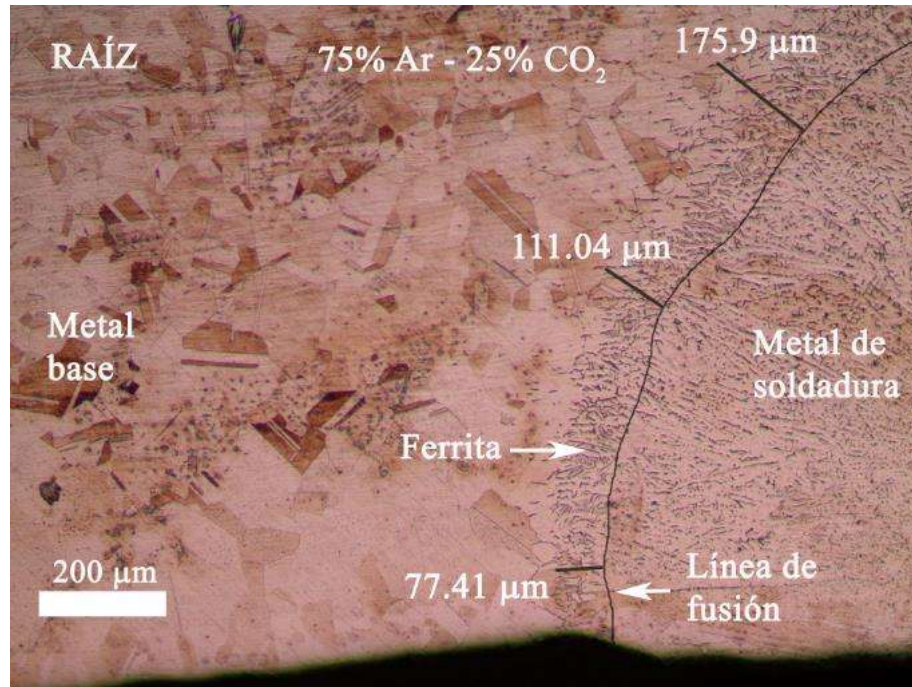
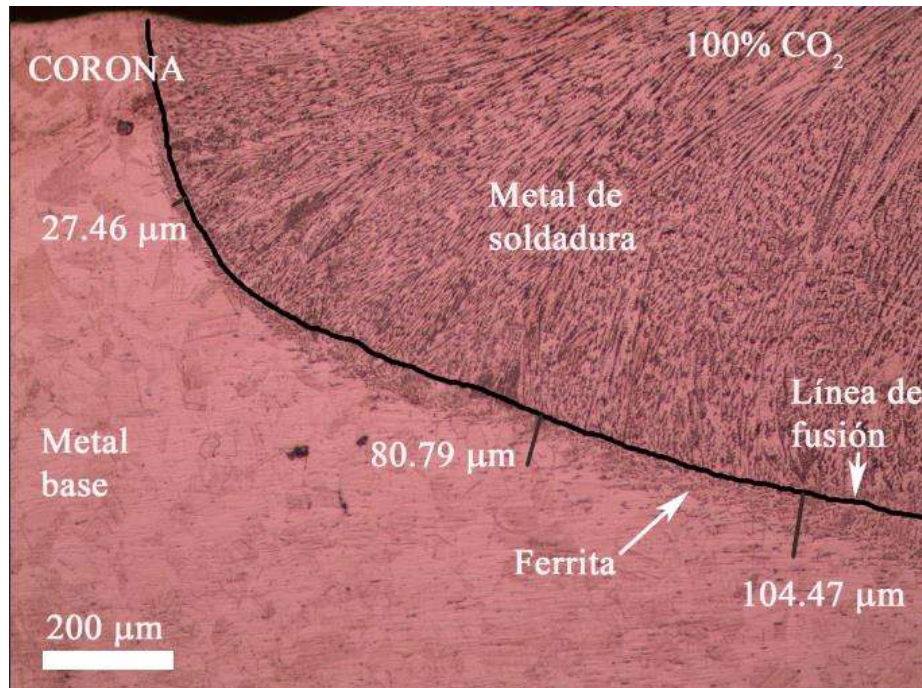


Figura 3.25. Formación de ferrita en las zonas de la corona, centro y raíz de la unión soldada con 75% argón – 25% CO₂.



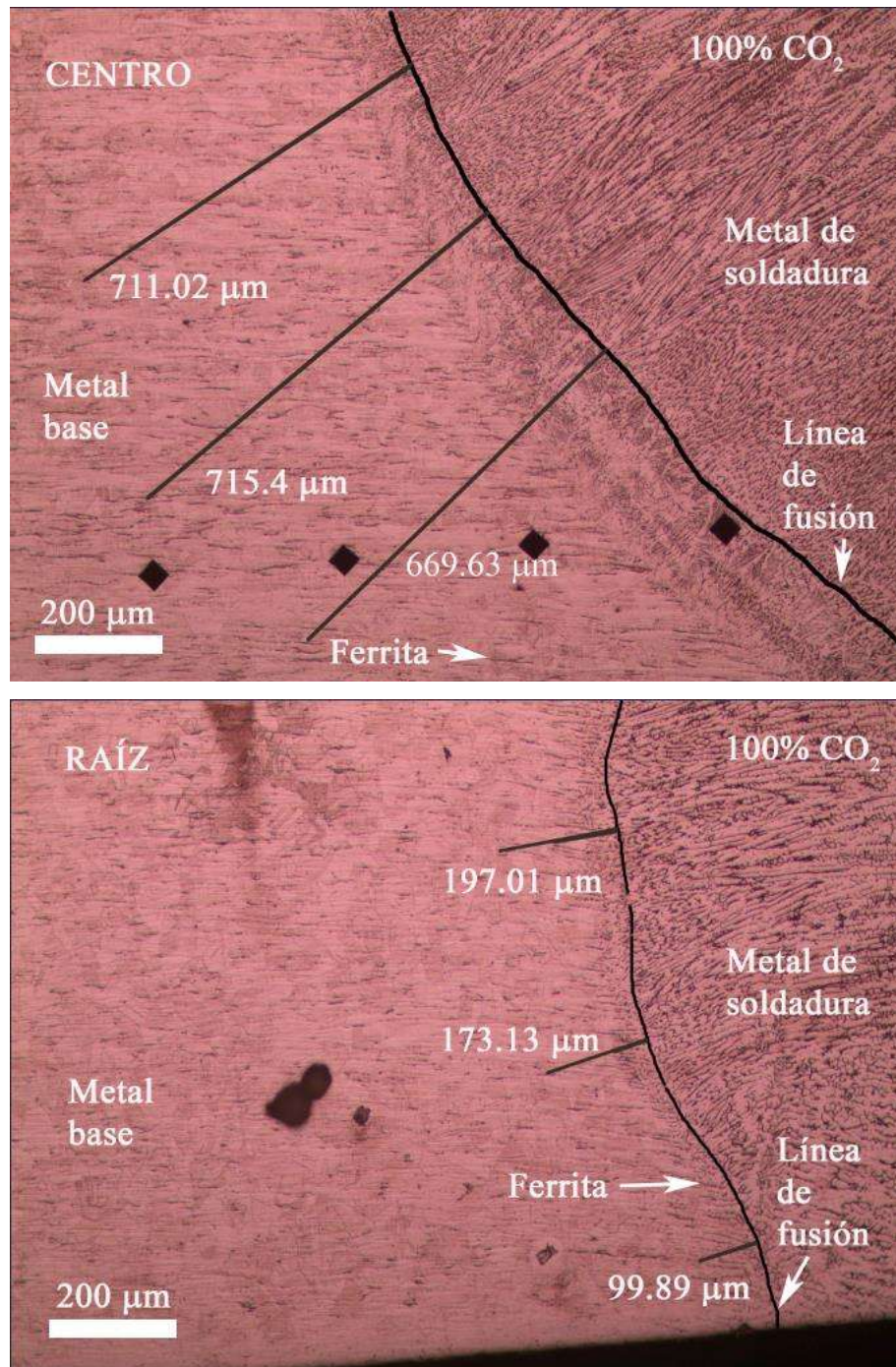


Figura 3.26. Formación de ferrita en las zonas de la corona, centro y raíz de la unión soldada con 100% CO₂.

3.5 Cuantificación y caracterización de inclusiones no-metálicas.

3.5.1 Cuantificación de inclusiones no-metálicas.

Se tomaron varias imágenes a 1000 aumentos del metal base y metal de soldadura de las uniones soldadas antes de realizar el ataque químico con el fin de determinar el porcentaje de inclusiones

no-metálicas. En la Figura 3.27 se muestran las imágenes representativas. En la Tabla 3.7 se muestran los resultados obtenidos de la medición del porcentaje de inclusiones y el diámetro promedio de las mismas para cada una de las condiciones.

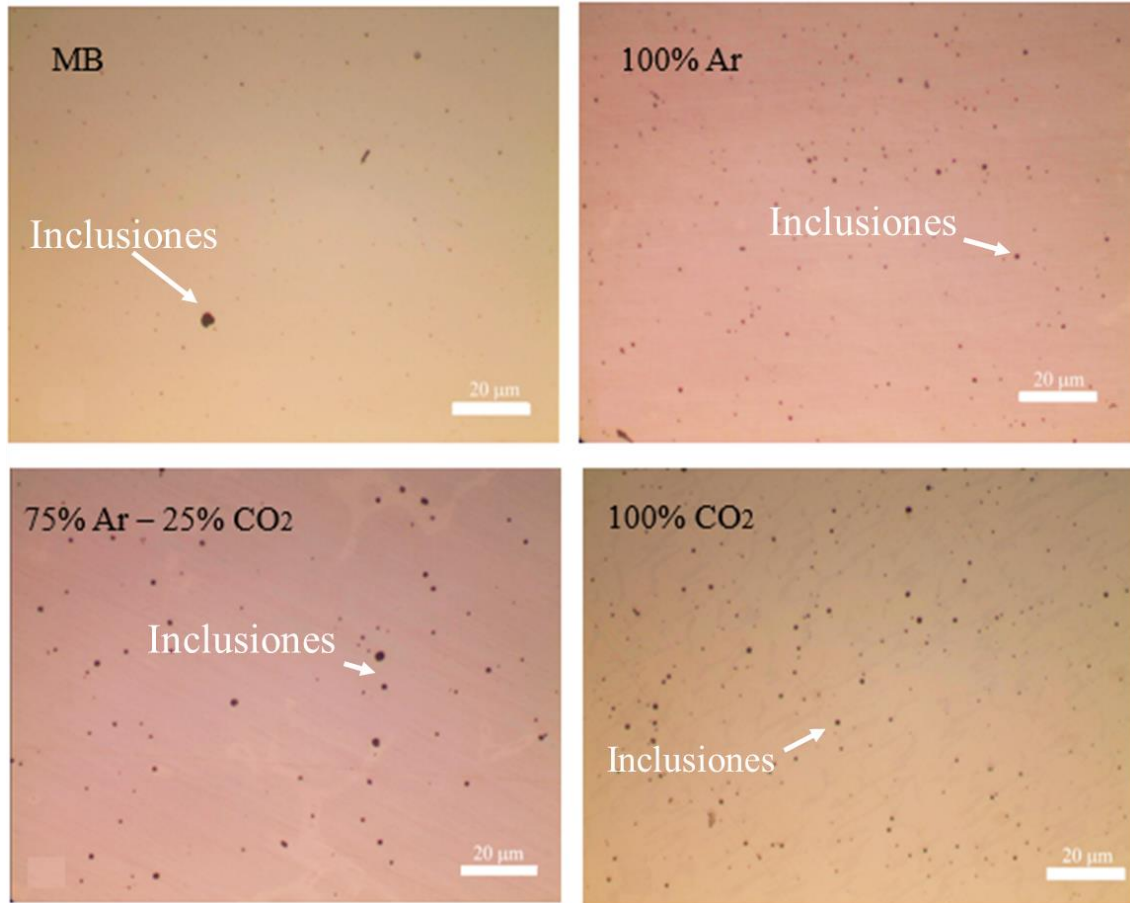


Figura 3.27. Inclusiones no-metálicas en el metal base y metal de soldadura de las uniones soldadas.

Tabla 3.7. Inclusiones no-metálicas cuantificadas en una imagen tomada a 100x.

Condiciones	Densidad de inclusiones (%)	Diámetro promedio de las inclusiones (μm).
MB	0.26 % ± 0.11	0.83 ± 0.12
100% Ar	0.81 % ± 0.16	0.8 ± 0.07
75%Ar - 25% CO ₂	0.65 % ± 0.08	1.04 ± 0.05
100% CO ₂	0.986 % ± 0.1	0.88 ± 0.09

De los resultados obtenidos en la tabla anterior se determinó que el metal de soldadura de la unión soldada con 100% CO₂ tiene el mayor porcentaje de inclusiones no metálicas en comparación con las demás uniones soldadas, lo anterior se debe al alto potencial de oxidación de este gas de protección. Los resultados concuerdan con lo reportado en la literatura [6].

La unión soldada con 100% argón también presentó un alto porcentaje de inclusiones, lo cual se atribuye a que el argón utilizado es de uso industrial y tiene impurezas. Por otro lado, ha sido reportado en la literatura que el uso de argón puro en la soldadura de aceros inoxidable genera inestabilidad en el arco eléctrico y mojabilidad deficiente, aumentando la posibilidad de generación de discontinuidades [23].

La unión soldada que presentó menor porcentaje de inclusiones fue la realizada con la mezcla Ar-CO₂, esto se debe a que el potencial de oxidación es menor, por lo que hay menor cantidad de oxígeno disuelto para la formación de inclusiones, sin embargo al haber menor cantidad de inclusiones y por efecto del aporte térmico generado, las inclusiones formadas tienden a crecer [23].

3.5.2 Caracterización de inclusiones no-metálicas en el metal base (AISI 304L).

Se analizó el metal base mediante microscopía electrónica de barrido para determinar la naturaleza de las inclusiones no metálicas, en la Figura 3.28 se muestra la superficie del metal base a 1,000 aumentos y se pueden observar varias inclusiones de forma redondeada y de color blanco.

Se realizaron análisis puntuales sobre las inclusiones y matriz para conocer su composición química, exceptuando el contenido de carbono. En la Tabla 3.8 se muestran los resultados obtenidos. Los resultados muestran que las inclusiones no-metálicas de forma redondeada son óxidos formados con múltiples elementos tales como titanio, cromo, níquel y aluminio, estos óxidos se forman por la interacción del oxígeno con los diferentes elementos de la aleación, durante el proceso de fundición.

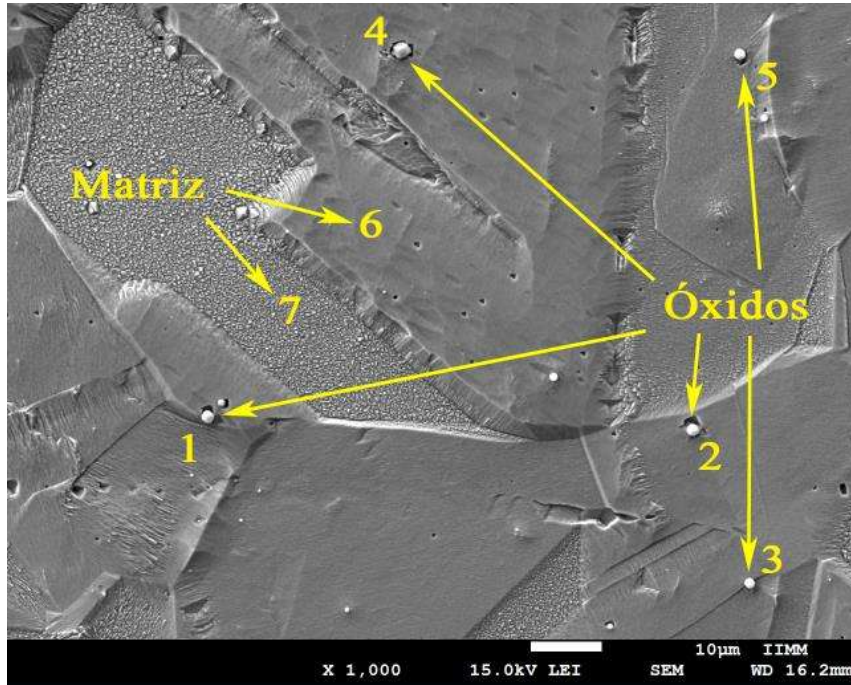


Figura 3.28. Inclusiones no-metálicas en el metal base.

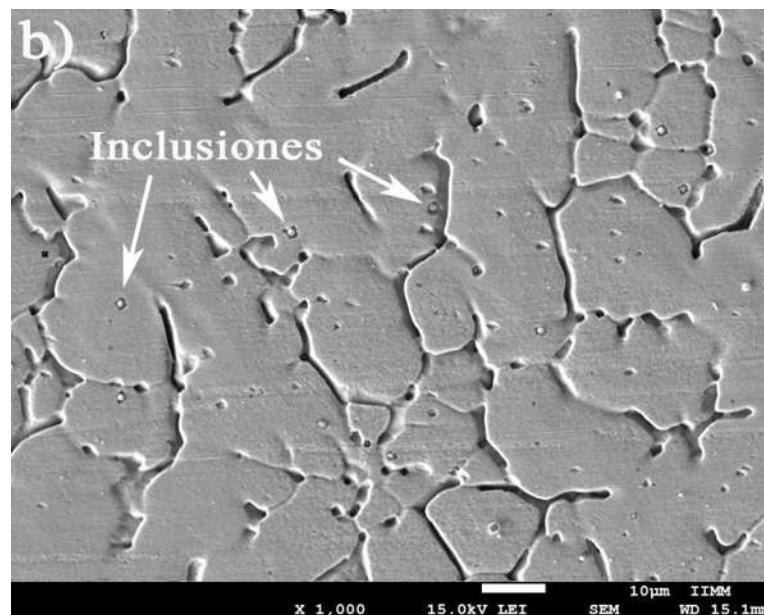
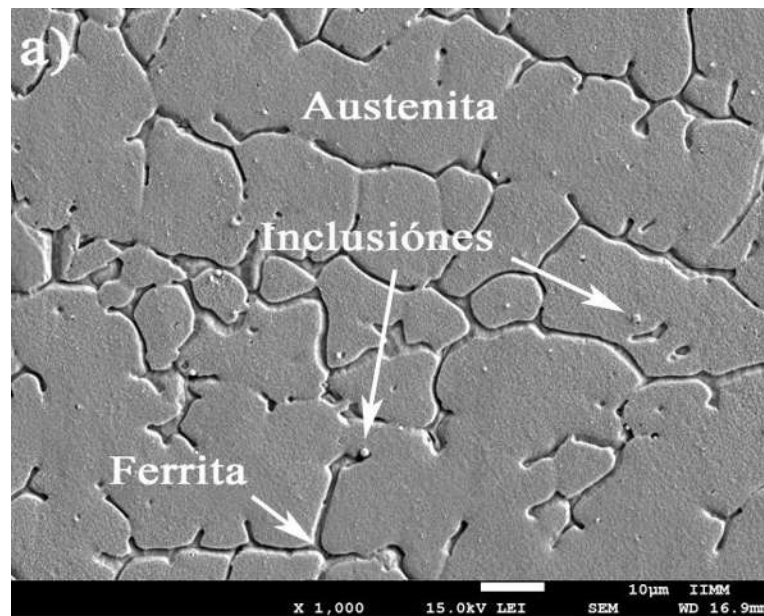
Tabla 3.8. Composición química de las inclusiones no-metálicas y matriz, en el metal base.

No. De análisis	Contenido de cada elemento (% en peso)									
	O	Ti	Cr	Ni	Mn	Fe	Al	Mo	Si	Mg
1 (Inclusión)	24.18	24.41	15.85	-	25.38	2.79	1.61	0.014	-	-
2 (Inclusión)	38.19	33.6	11.29	0.85	10.29	9.2	0.56	-	-	-
3 (Inclusión)	33.4	24.97	14.93	-	23027	4.39	1.31	-	-	-
4 (Inclusión)	34.11	19.67	14.6	-	22.31	1.97	5.21	-	-	1.45
5 (Inclusión)	30.31	24.04	14.72	0.56	22.4	2.53	0.42	0.0043	-	-
6 (Matriz)	-	-	17.28	7.63	1.08	67.61	-	-	0.38	-
7 (Matriz)	-	-	17.63	7.39	1.18	68.34	-	-	0.39	-

3.5.3 Caracterización de inclusiones no-metálicas en las uniones soldadas.

En la Figura 3.29 se muestra la microestructura del metal de soldadura de las tres uniones soldadas con: 100% argón (a), 75% Ar – 25% CO₂ (b) y 100% CO₂ (c). En las imágenes se pueden apreciar las fases presentes (austenita y ferrita delta) e inclusiones no-metálicas. En las Figuras 3.30, 3.31 y 3.32 se muestran las inclusiones no-metálicas presentes en el metal de soldadura de cada una de las uniones soldadas, y en las Tablas 3.9, 3.10 y 3.11 su composición química.

De los resultados de los análisis de composición química, se pudo determinar que las inclusiones no-metálicas son óxidos formados con diferentes elementos de aleación como el cromo y níquel principalmente, y elementos precisamente desoxidantes como el titanio, manganeso, aluminio y silicio, los cuales se añaden intencionalmente en el fundente de soldadura. La pérdida de elementos de aleación como el cromo y níquel debido a la formación de las inclusiones, produce el decremento de las propiedades del metal de soldadura de las uniones soldadas.



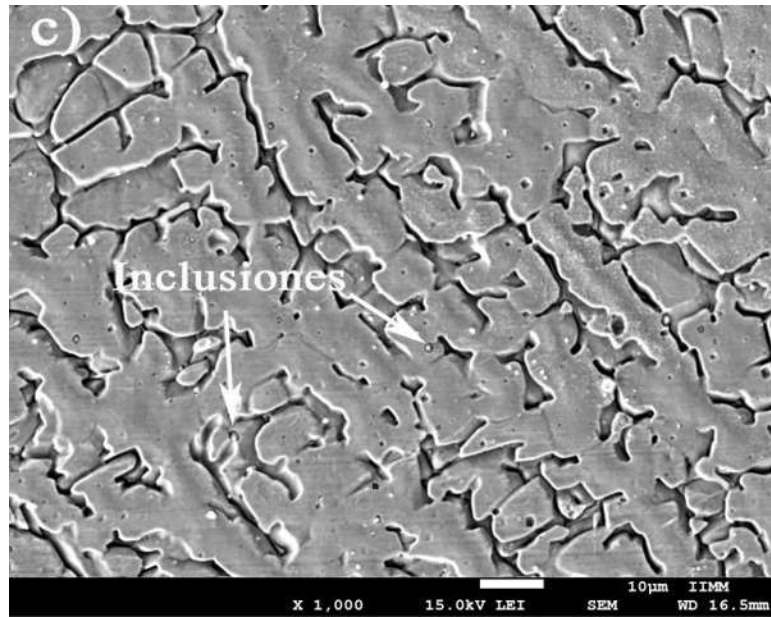


Figura 3.29. Microestructura e inclusiones no metálicas en el metal de soldadura de las diferentes uniones soldadas: a) 100% argón, b) 75% Ar – 25% CO₂ y c) 100% CO₂.

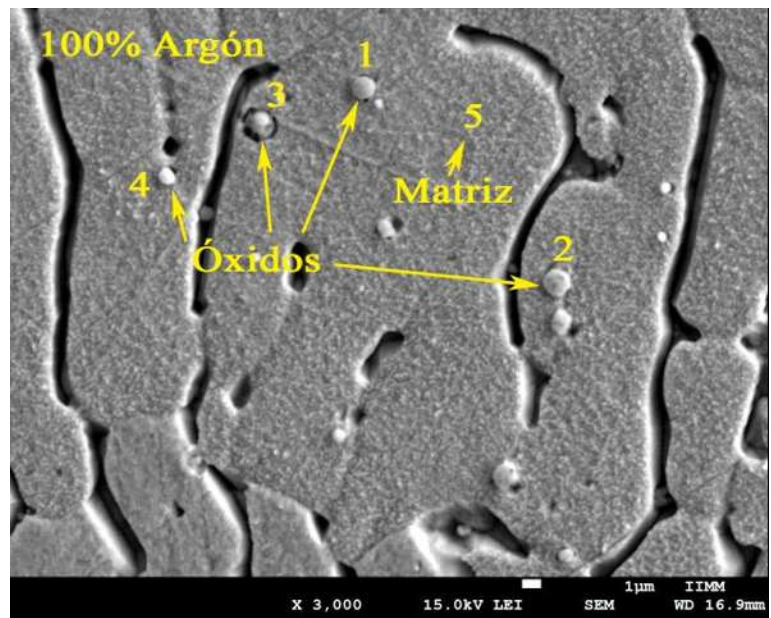


Figura 3.30. Inclusiones no-metálicas en el metal de soldadura de la unión con 100% argón.

Tabla 3.9. Composición química de las inclusiones no-metálicas en la unión con 100% argón.

Análisis	Contenido de cada elemento (% en peso).								
	O	Al	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	Zr
1	30.21	0.62	0.66	31.62	8.23	8.93	9.4	0	10.31
2	27.08	0.65	2.52	22.47	10.92	12.24	13.83	1.31	8.94
3	40.12	0.91	3.38	25.98	6.64	12.72	4	0	6.22
4	25.73	0	0.54	25.96	10.88	7.33	18.03	1.36	10.13
Matriz	0	0	0.63	0	18.41	0	71.9	9.04	0

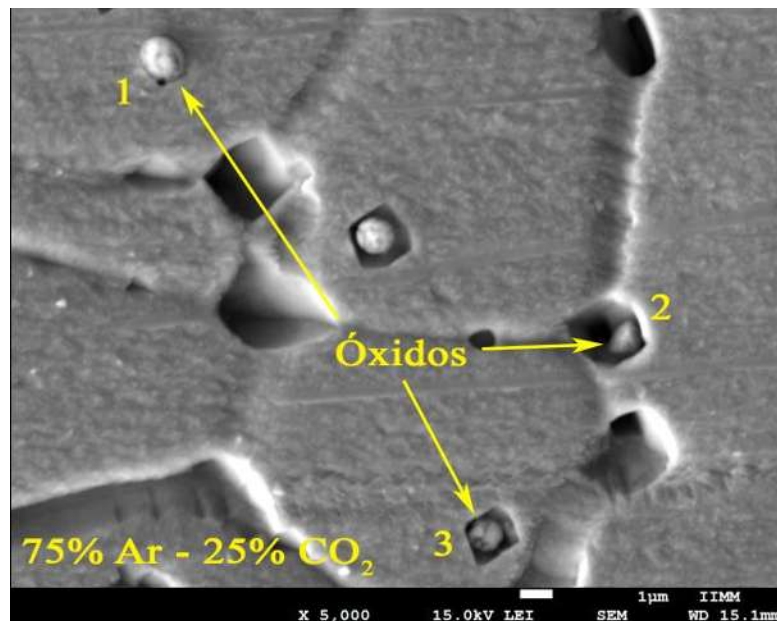


Figura 3.31. Inclusiones no-metálicas en el metal de soldadura de la unión con 75% Ar – 25% CO₂.

Tabla 3.10. Composición química de las inclusiones no-metálicas en la unión con 75% Ar – 25% CO₂.

Análisis	Contenido de cada elemento (% en peso).							
	O	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	Zr
1	32.62	11.84	4.98	11	20.32	10.91	0.98	1.46
2	24.65	4.93	6.16	20.45	12.37	24.8	2.07	0
3	24.76	10.7	3.83	13.37	15.57	23.4	1.8	1.02

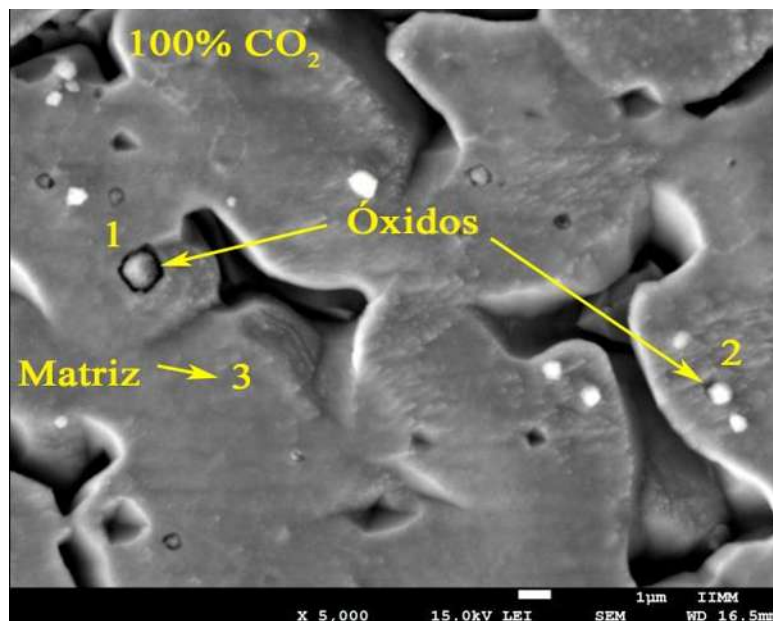


Figura 3.32. Inclusiones no-metálicas en el metal de soldadura de la unión con 100% CO₂.

Tabla 3.11. Composición química de las inclusiones no-metálicas en la unión con 100% CO₂.

Análisis	Contenido de cada elemento (% en peso).							
	O	Si	Al	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni
1	28.35	8.4	0.85	11.05	14.51	19.53	11.9	1.64
2	42.75	6.26	0.32	4.51	9.82	7.08	14.24	2.12
Matriz	0	0.59	0	0	20.53	0.91	63.05	12.32

3.6 Ensayo de tensión uniaxial.

3.6.1 Curvas esfuerzo-deformación.

Mediante el ensayo de tensión uniaxial se determinó la resistencia a la cedencia, resistencia máxima a la tensión y % de alargamiento o elongación del metal base y uniones soldadas con los diferentes gases de protección. En la Figura 3.33 se muestran las curvas esfuerzo-deformación ingenieril características del metal base y uniones soldadas, mientras que en la Tabla 3.12 se muestran los resultados obtenidos.

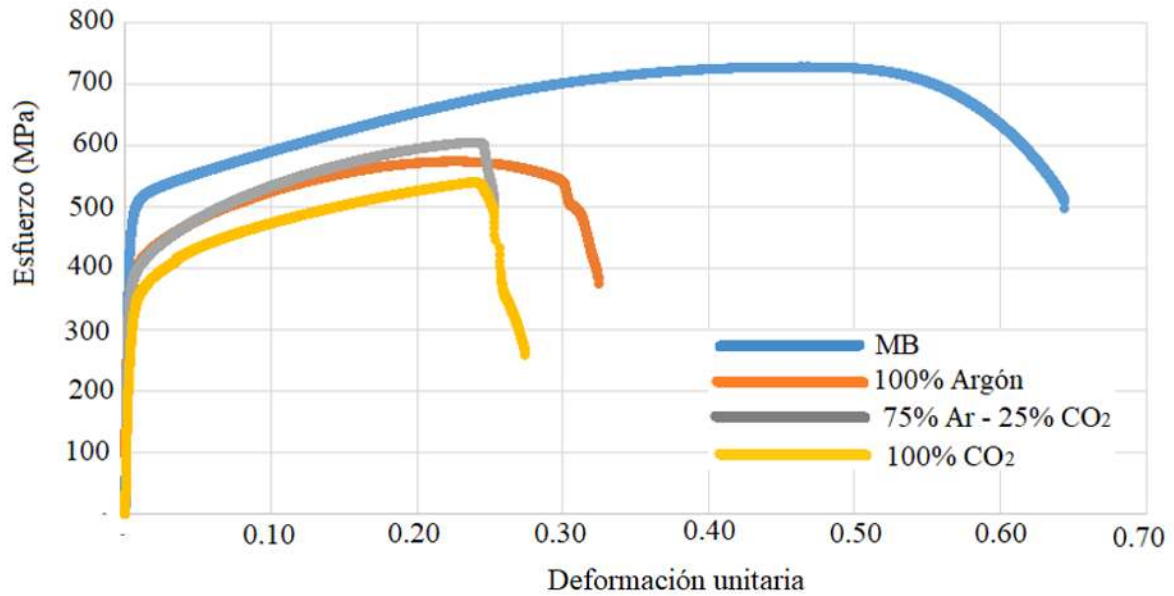


Figura 3.33. Curvas esfuerzo-deformación ingenieril características de los ensayos de tensión.

Tabla 3.12. Resultados de los ensayos de tensión.

No. de probeta	Gas de protección	Resistencia a la cedencia (MPa) / Promedio	Resistencia máxima (MPa) / Promedio	% de reducción de área / Promedio	Zona de la fractura
MB #1	-	381	715	72	MB
MB #2	-	471	746	70	
MB #3	-	323	667	72	
Ar #1	100% Argón	355	560	43	Cordón
Ar #2	100% Argón	353	578	41	
Ar #3	100% Argón	336	574	46	
Mezcla #1	75% Ar – 25% CO ₂	370	579	37	Cordón
Mezcla #2	75% Ar – 25% CO ₂	362	604	25	
Mezcla #3	75% Ar – 25% CO ₂	381	626	38	
CO ₂ #1	100% CO ₂	298	590	27	Cordón
CO ₂ #2	100% CO ₂	344	541	18	

A partir de los resultados obtenidos, es evidente que las propiedades mecánicas del metal base están por arriba de las esperadas, de acuerdo a la especificación (Tabla 1.6).

Es importante señalar que la fractura de las uniones soldadas se presentó en la zona del cordón de soldadura, lo antes mencionado se debe a la alta resistencia que presentó el material base en comparación con el metal de aporte.

En las Figuras 3.34 y 3.35 se muestran en forma gráfica los resultados (promedio y 2 desviaciones estándar) de resistencia a la cedencia y resistencia máxima que se obtuvieron mediante el ensayo de tensión, además se introduce la resistencia mínima a la cedencia y el valor mínimo de resistencia máxima a la tensión de la especificación para el metal base, a fin de comparar.

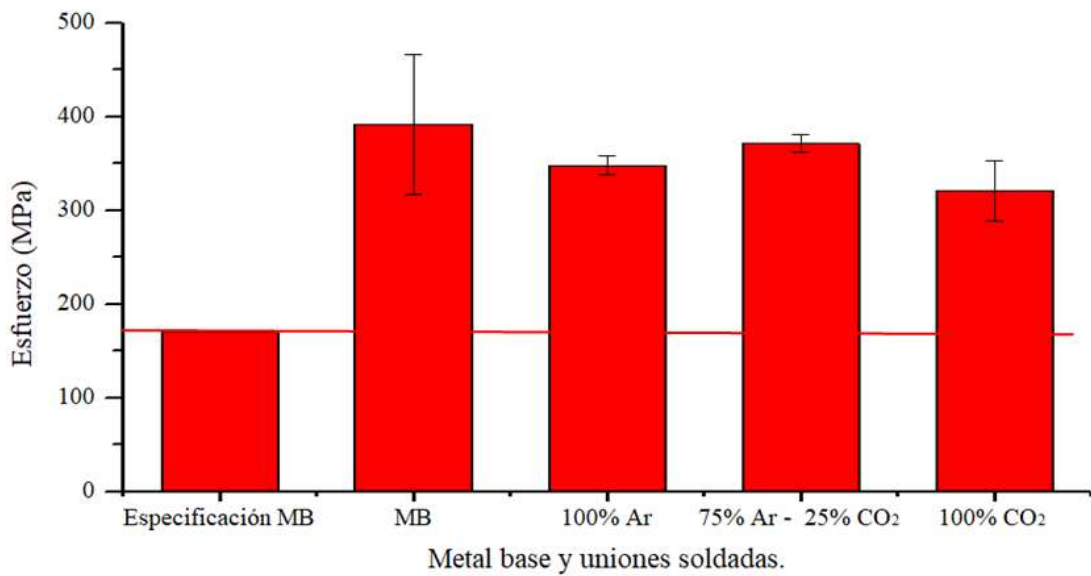


Figura 3.34. Resultados de resistencia a la cedencia para el metal base y uniones soldadas.

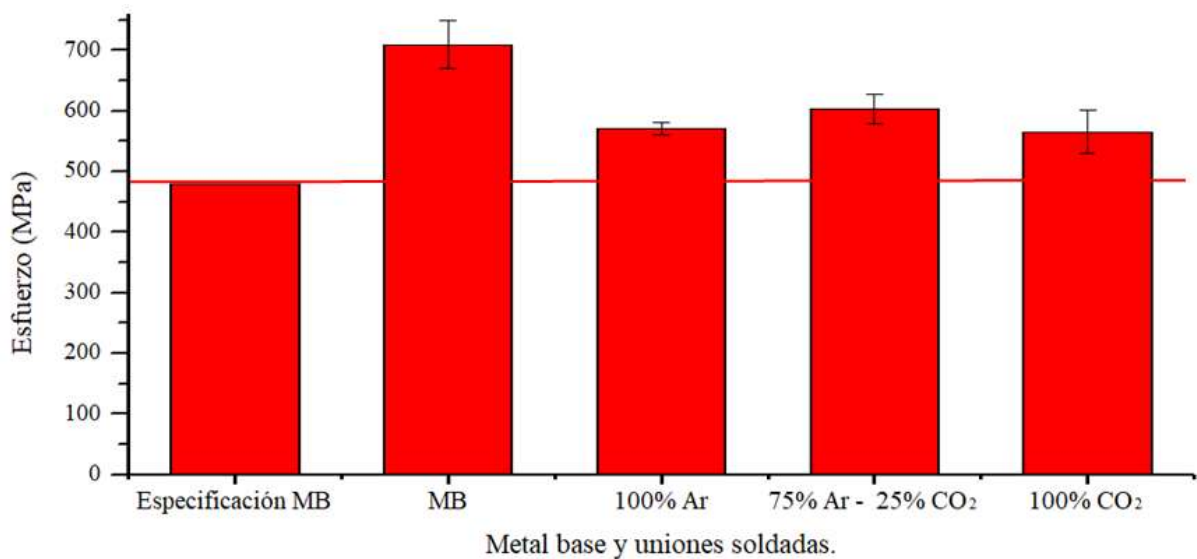


Figura 3.35. Resultados de resistencia máxima para el metal base y uniones soldadas.

Se pudo observar que el metal base presentó altos valores de resistencia a la cedencia y resistencia máxima a la tensión, mientras que en cuanto a las uniones soldadas, la que presentó mejores valores fue la realizada con la mezcla argón-CO₂; seguida de la realizada con 100% argón y la que obtuvo los menores valores fue la realizada con 100% CO₂. También se observó que los valores obtenidos para las tres uniones soldadas son superiores a los valores mínimos especificados para el material base. En la Figura 3.36 se muestran los resultados de porcentaje de reducción de área para el material base y las diferentes uniones soldadas.

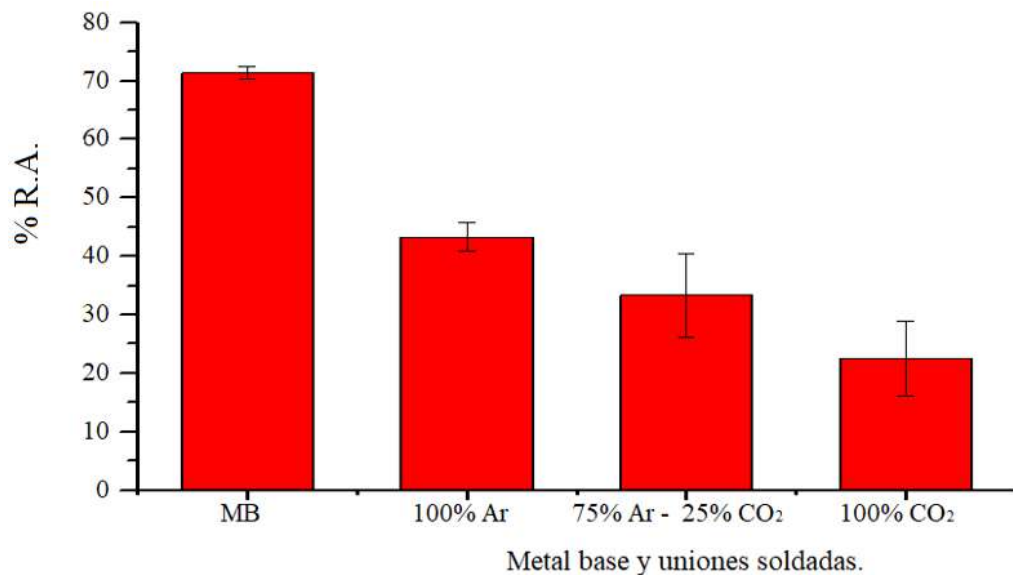


Figura 3.36. Porcentajes de reducción de área obtenidos para el metal base y uniones soldadas.

El metal base presentó un alto porcentaje de reducción de área en comparación con las uniones soldadas, lo cual es una medida de su ductilidad. El porcentaje de reducción de área disminuyó de 46.3 a 22.5%, al incrementar de 0 a 100% el contenido de CO₂ en el gas de protección. En estos resultados se hace evidente el efecto de las inclusiones no-metálicas, al facilitar la formación y propagación de las grietas que llevan a la fractura con menor deformación.

3.6.2 Fractografía de las probetas de tensión correspondientes a las uniones soldadas.

3.6.2.1 Fractografía de la unión soldada con 100% Argón.

En la Figura 3.37 se muestran algunas imágenes tomadas en el microscopio electrónico de barrido de la superficie de fractura de una de las probetas de tensión correspondientes a la unión soldada

con 100% argón. Las imágenes fueron tomadas a 10x, 50x, 2500x y 5000x (a, b, c y d respectivamente).

De la curva esfuerzo deformación característica de ésta unión soldada y de las imágenes de la fractura, se puede observar que el tipo de fractura es dúctil, debido a la deformación plástica que se ha presentado durante la aplicación de la carga. A demás se observó la presencia de inclusiones no-metálicas en el metal de soldadura.

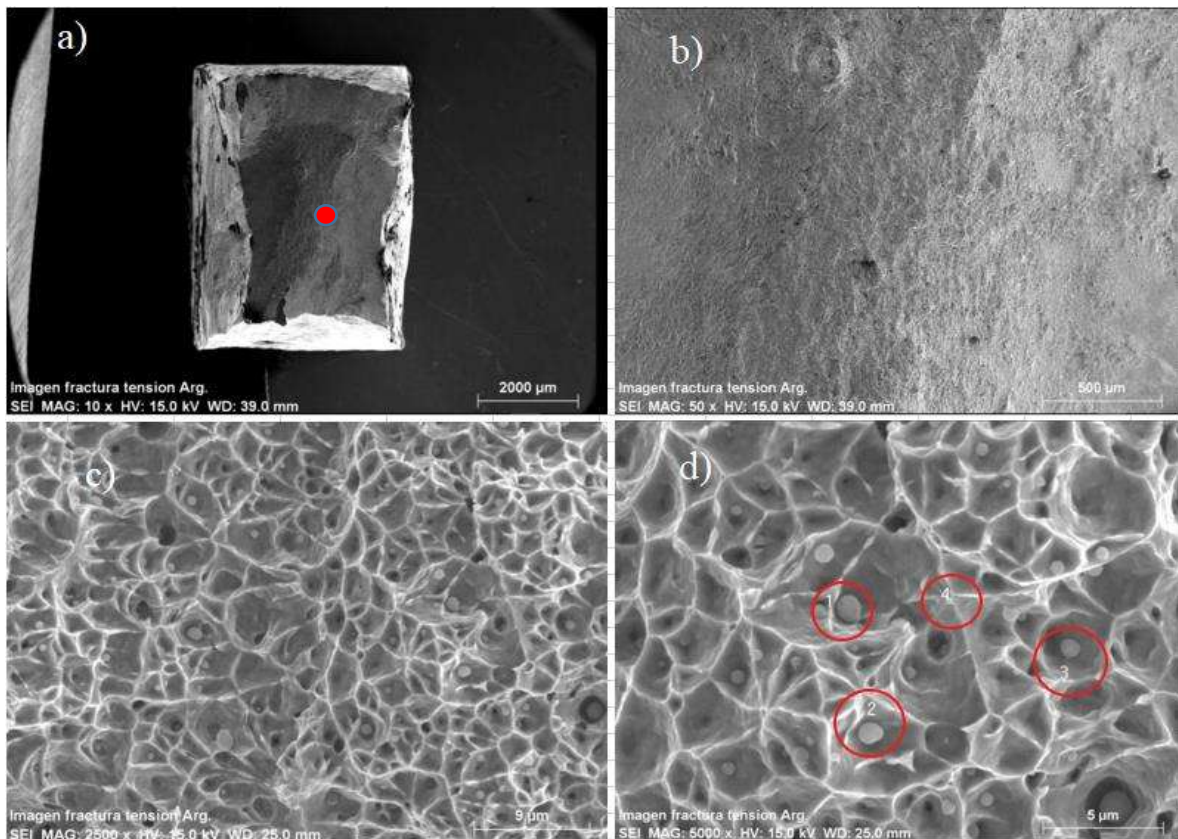


Figura 3.37. Superficie de fractura de la probeta de tensión soldada con 100% argón.

En la Figura 3.37 (d), se muestran tres zonas donde se localizan inclusiones no-metálicas, así como una zona correspondiente a la matriz, sobre las cuales se realizó un análisis de composición química puntual. En la Tabla 3.13 se muestran los resultados correspondientes.

Tabla 3.13. Resultados de los análisis químicos puntuales.

Zona del análisis	Contenido de cada elemento (% en peso).								
	O	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	Zr	Al
Inclusión 1	-	0.0005	24.76	19.65	26.37	29.24	-	-	-
Inclusión 2	18.53	-	20.13	10.14	7.29	19.07	2.35	18.9	0.43
Inclusión 3	18.53	3.09	10.6	11.55	10.46	28.66	3.51	9.08	0.81
Matriz	-	0.008	-	23.19	5.99	66.33	4.21	-	-

De los análisis puntuales realizados, se puede concluir que dos de las inclusiones no-metálicas son óxidos (inclusión 2 y 3), lo cual concuerda con lo que se ha reportado [34]. Mientras que la inclusión 1 es un compuesto formado por titanio, cromo, manganeso y hierro principalmente. El análisis sobre la matriz, demostró que en esa zona hay segregación de cromo y manganeso, mientras que es una zona empobrecida en contenido de níquel.

3.6.2.2 Fractografía de la unión soldada con mezcla 75% argón – 25% CO₂.

Para el caso de la unión soldada con mezcla, también se obtuvieron imágenes en el microscopio electrónico de barrido de la zona de fractura (Figura 3.38).

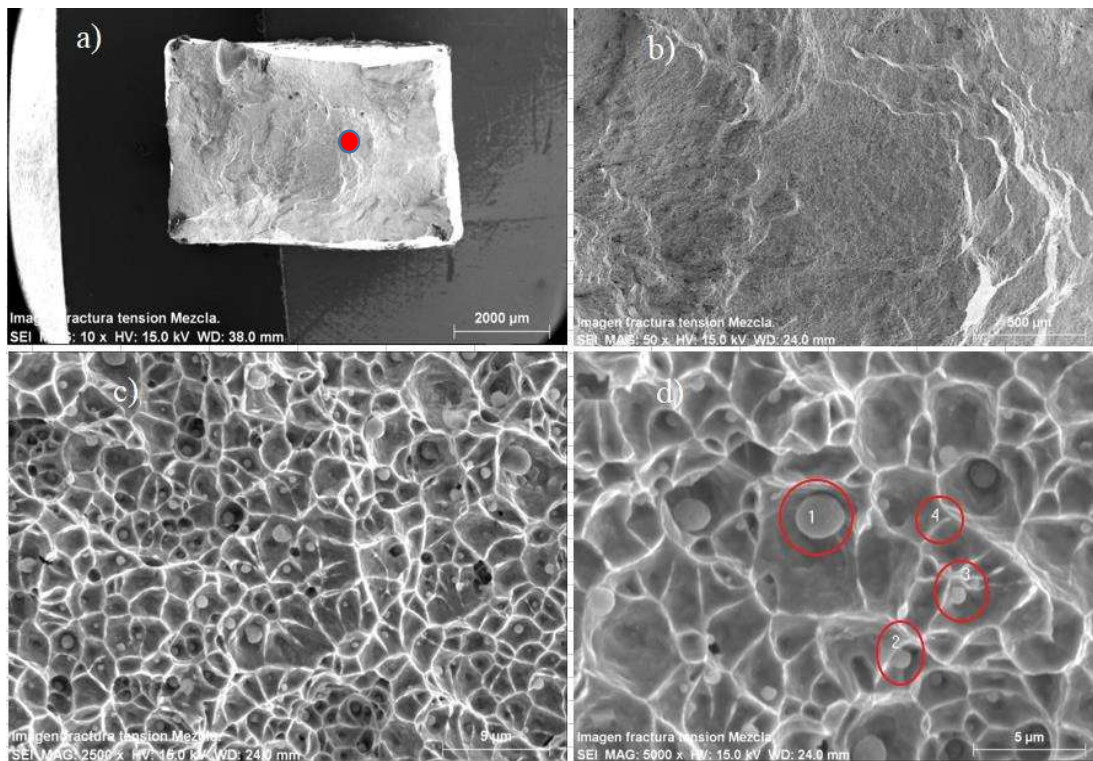


Figura 3.38. Imágenes de la zona de fractura de la probeta de tensión soldada con mezcla.

En la Figura 3.38 (d), se muestran algunas inclusiones (1, 2 y 3) y una zona de la matriz del cordón de soldadura (4), en las cuales se realizaron análisis puntuales mediante EDS para determinar su composición química. En la Tabla 3.14 se muestran los resultados obtenidos.

De las figuras anteriores también se pudo observar que el tipo de fractura es dúctil y la presencia de inclusiones no-metálicas en la microestructura del cordón de soldadura. También se puede observar que las inclusiones han aumentado en tamaño con la adición de CO₂ en el gas de protección.

Tabla 3.14. Resultados de los análisis puntuales en las inclusiones no metálicas y matriz.

Zona del análisis	Contenido de cada elemento (% en peso).									
	O	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	Zr	Al	S
Inclusión 1	23.89	7.01	19.01	8.73	22.38	6.31	-	8.31	0.67	-
Inclusión 2	-	0.0004	16.9	19.04	25.11	34.86	4.04	-	-	-
Inclusión 3	15.54	4.61	10.26	12.94	16.64	29.47	4.1	1.98	0.51	1.06
Matriz	-	0.9	-	17.34	2.13	67.37	9.58	-	-	-

De la tabla anterior se puede concluir que al igual que en el análisis de la soldadura anterior, las inclusiones no-metálicas son principalmente óxidos y compuestos de varios metales y no metales como el silicio.

3.6.2.3 Fractografía de la unión soldada con 100% CO₂.

En la Figura 3.39 se muestran las imágenes de la superficie de fractura de la probeta soldada con gas de protección de 100% CO₂. Al igual que en las soldaduras anteriores, también se presenta una fractura dúctil, aunque esta soldadura es la que presenta menor porcentaje de reducción de área. Se analizaron algunas inclusiones (Figura 3.39 (d)) para conocer su naturaleza. En la Tabla 3.15 se muestran los resultados obtenidos. Se determinó que también corresponden a óxidos y compuestos de diferentes metales.

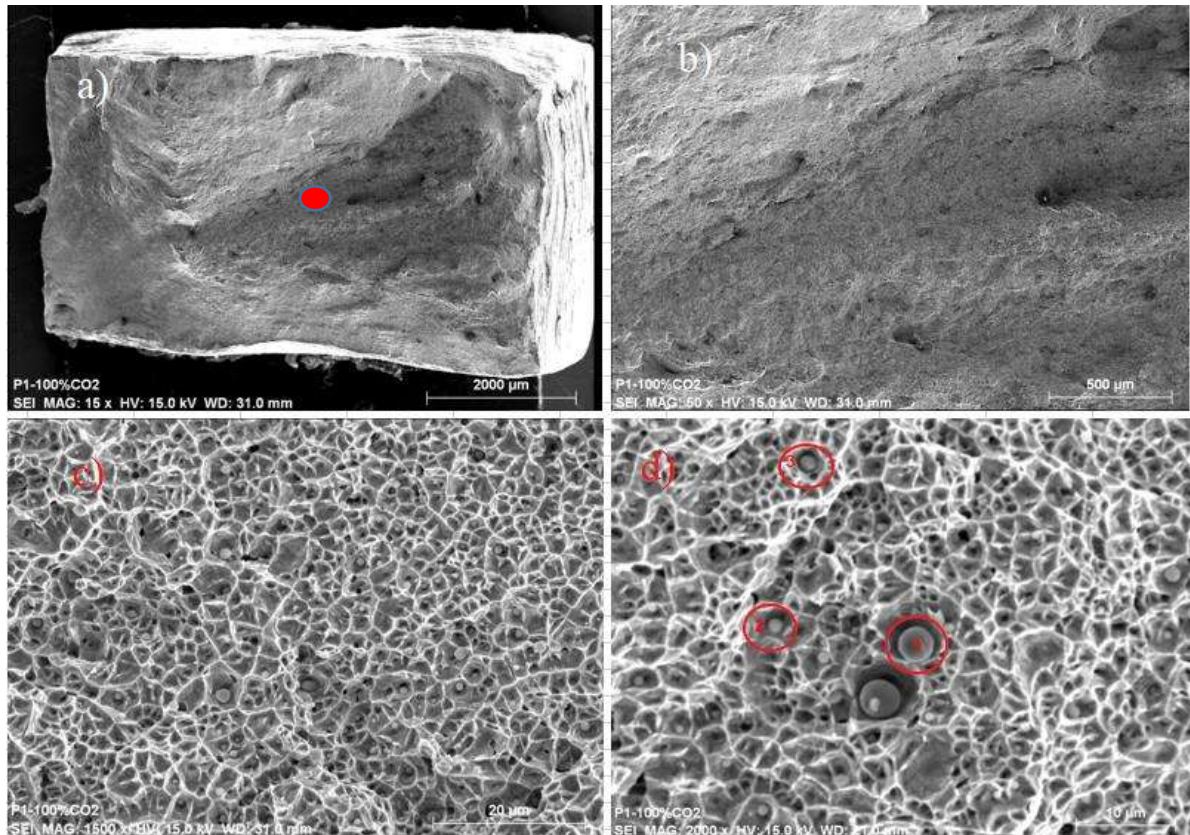


Figura 3.39. Imágenes de la superficie de fractura de la probeta soldada con 100% CO₂.

Tabla 3.15. Resultados de análisis puntuales en las inclusiones señaladas en la Figura 3.39 (d).

Zona de análisis	Contenido de cada elemento (% en peso).								
	O	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	Al	S
Inclusión 1	13.27	5.02	21.49	17.67	16.23	18.17	2.84	1.61	-
Inclusión 2	-	-	18.47	24.9	39.45	17.16	-	-	-
Inclusión 3	21.7	7.16	17.82	14.64	19.05	13.24	2.24	1.38	0.1

De éste análisis se puede concluir que las tres uniones soldadas presentaron una fractura predominantemente dúctil durante el ensayo de tensión. Además, en la microestructura del cordón de soldadura hay una cantidad considerable de inclusiones no-metálicas, principalmente óxidos y compuestos metálicos, los cuales están formados por elementos de aleación y elementos que se adhieren como desoxidantes para disminuir la cantidad de oxígeno disuelto en el metal de soldadura y así disminuir la formación de poros; tales como el titanio y el manganeso los cuales reaccionan con cantidades considerables de cromo y hierro (inclusión 2).

Las inclusiones no-metálicas debidas al incremento del potencial de oxidación del gas de protección y al incremento en el aporte térmico, toman parte de los elementos de aleación (cromo, níquel y hierro), causando el decremento en las propiedades mecánicas de la unión soldada.

3.7 Ensayo de impacto Charpy V.

3.7.1 Energía absorbida.

Los resultados del ensayo de impacto tipo Charpy V se muestran en la Tabla 3.16. En la Figura 3.40 se muestra una gráfica representativa de los mismos.

Tabla 3.16. Resultados de los ensayos de impacto.

No. De Probeta	Gas de protección	Resistencia al impacto (Joules)/ Promedio	
MB #1	-	245	237.1 ± 11.4
MB #2	-	242.5	
MB #3	-	224	
Ar #1	100% Argón	142	133.3 ± 11.7
Ar #2	100% Argón	138	
Ar #3	100% Argón	120	
Mezcla #1	75% Ar – 25% CO ₂	116	126 ± 14.7
Mezcla #2	75% Ar – 25% CO ₂	119	
Mezcla #3	75% Ar – 25% CO ₂	143	
CO ₂ #1	100% CO ₂	86	88.5 ± 6.8
CO ₂ #2	100% CO ₂	80	
CO ₂ #3	100% CO ₂	94	
CO ₂ #4	100% CO ₂	94	

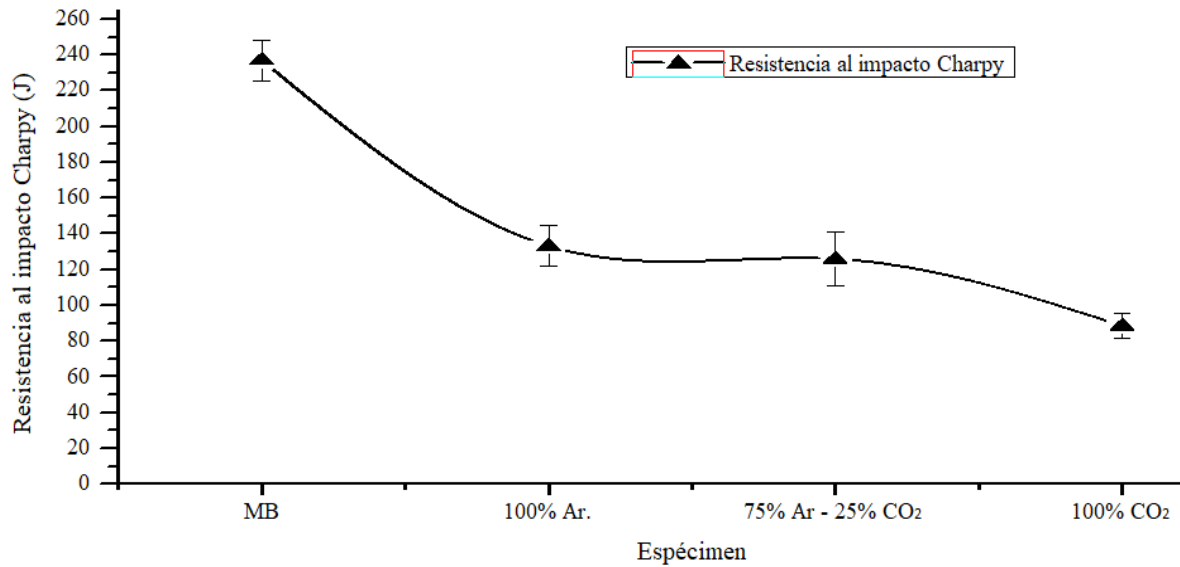


Figura 3.40. Resultados obtenidos del ensayo de impacto Charpy V.

De los ensayos de impacto se determinó que el metal base tiene una alta resistencia al impacto. Los valores de resistencia al impacto en las uniones soldadas disminuyeron de 133.3 a 88.5 J con el incremento de 0 a 100% CO₂ en el gas de protección. Al aumentar el contenido de CO₂ en el gas de protección, aumenta el potencial de oxidación del gas de protección; y de la literatura se conoce que altos potenciales de oxidación resultan en la degradación de la tenacidad [45]. Es importante mencionar que al utilizar menor aporte térmico en esta condición, la resistencia al impacto mejoró considerablemente en relación a los valores obtenidos por Anand y colaboradores [35].

Tumer y Yilmaz [34] encontraron que al aumentar la cantidad de CO₂ en el gas de protección, se produce un incremento en el tamaño y número de inclusiones en el metal de soldadura; así las inclusiones y los huecos formados por las inclusiones, aceleran la formación y propagación de la fractura, lo cual concuerda con los resultados obtenidos en este trabajo.

3.7.2 Fractografía de las probetas sometidas al ensayo de impacto.

3.7.2.1 Fractografía del metal base.

En la Figura 3.41, se muestran imágenes de la superficie de fractura de la probeta correspondiente al metal base.

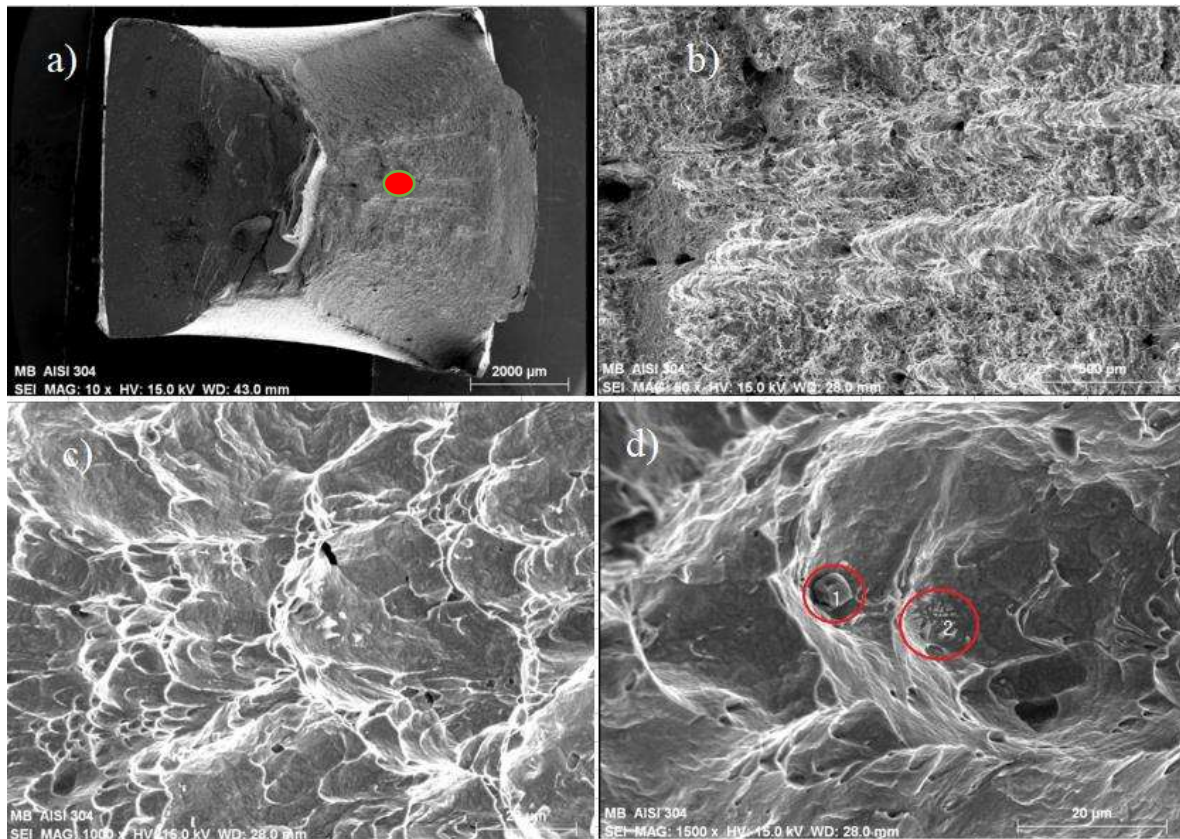


Figura 3.41. Superficie de fractura del metal base.

Se puede observar una fractura mayormente dúctil. Y una microestructura prácticamente sin defectos, en comparación con las fractografías de las uniones soldadas. En la imagen de la Figura 3.41 (d) solo se pueden apreciar dos inclusiones, a las cuales se les realizó microanálisis. Los resultados se muestran en la Tabla 3.17.

Tabla 3.17. Composición química de las inclusiones encontradas en la superficie de fractura del metal base.

Zona del análisis	Contenido de cada elemento (% en peso).							
	O	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Mg	Al
Inclusión 1	25.03	0.58	15.4	16.37	21.79	7.6	1.73	7.41
Inclusión 2	5.92	0.7	4.5	16.97	6.06	53.36	1.37	1.66

La inclusión número uno corresponde a un óxido, mientras que la inclusión número dos está fragmentada y parece ser que el análisis tomó parte de la composición química de la matriz.

3.7.2.2 Fractografía de las distintas uniones soldadas.

En las Figuras 3.42, 3.43 y 3.44 se muestra la zona de fractura de las diferentes uniones soldadas, y la medida de algunas de las inclusiones presentes en las imágenes. La medición de las inclusiones se realizó con el fin de complementar la caracterización de las mismas.

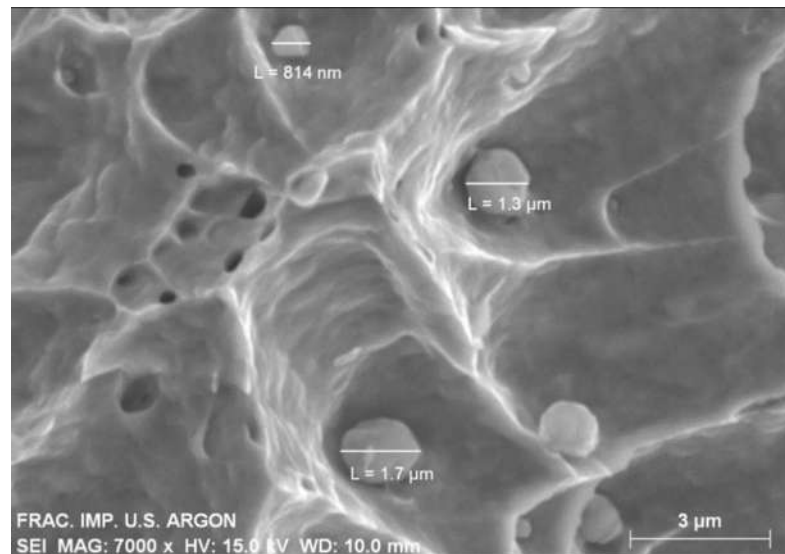


Figura 3.42. Tamaño de inclusiones en la unión soldada con 100% argón.

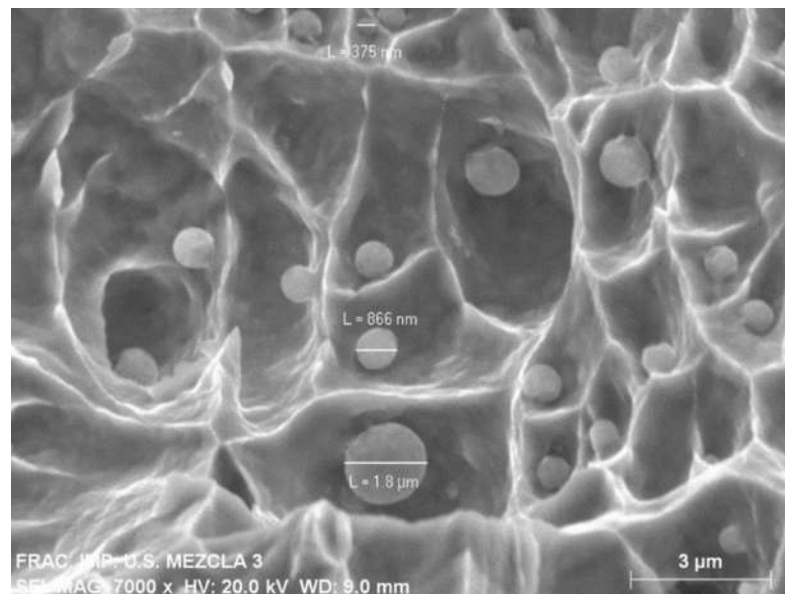


Figura 3.43. Tamaño de inclusiones en la unión soldada con 75% Ar – 25% CO₂.

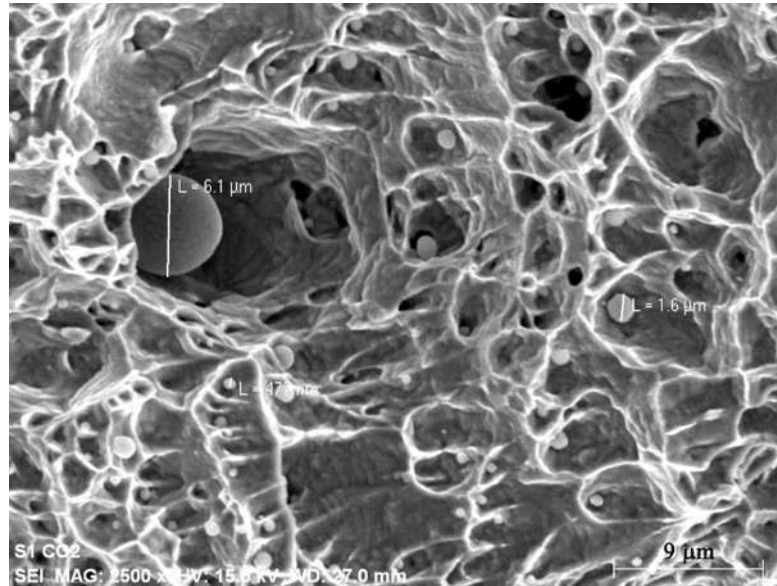


Figura 3.44. Tamaño de inclusiones en la unión soldada con 100% CO₂.

En las tres figuras correspondientes a las diferentes uniones soldadas, se pueden observar micro cavidades las cuales son características de una fractura mayoritariamente dúctil, el carácter frágil (superficies planas) aumenta con el contenido de CO₂. También se pudo determinar que las inclusiones no-metálicas tienen diferentes tamaños, los cuales varían entre 375 nm y 9 μm, estos resultados concuerdan con lo reportado por Katherasan y colaboradores [6].

3.8 Ensayo de macro dureza en el metal base y microdureza en las uniones soldadas.

3.8.1 Resultados del ensayo de dureza Vickers en el material base AISI 304L.

Los resultados del ensayo de dureza se muestran en la Tabla 3.18.

Tabla 3.18. Resultados del ensayo de dureza en el metal base.

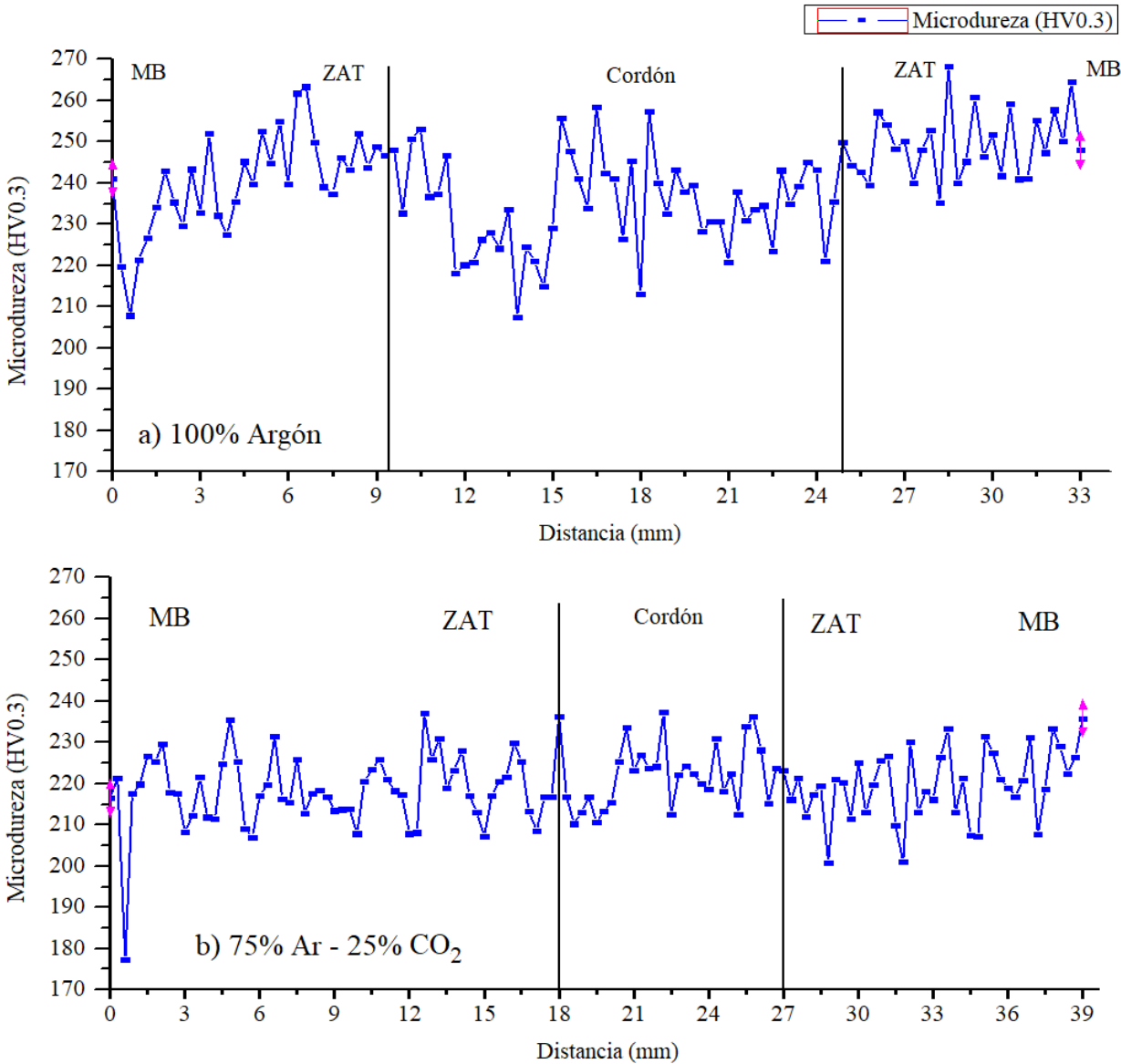
Indentación	Dureza HV (longitudinal).	Dureza HV (transversal).
a	171.4	152.2
b	176.8	152.5
c	183.8	168.8
d	174.9	155.1
e	176.3	174.7
f	197.7	178.9
g	193.8	158.7
h	201.6	175.1
i	181.6	178.4
Promedio	184.211 ± 10.9	166.04 ± 11.35

La dureza del metal base es entonces, el promedio de las durezas medidas en ambas direcciones y su valor es de: 175.12 ± 9.3 HV.

Del ensayo anterior se deduce el resultado de dureza concuerda lo especificado para el acero inoxidable AISI 304L.

3.8.2 Resultados del ensayo de dureza Vickers en las uniones soldadas.

En la Figura 3.45 se muestran los perfiles de microdureza y línea de tendencia, hacia la corona del cordón de soldadura de las uniones soldadas con los diferentes gases de protección: a) 100% Argón, b) 75% Ar-25% CO₂ y c) 100% CO₂.



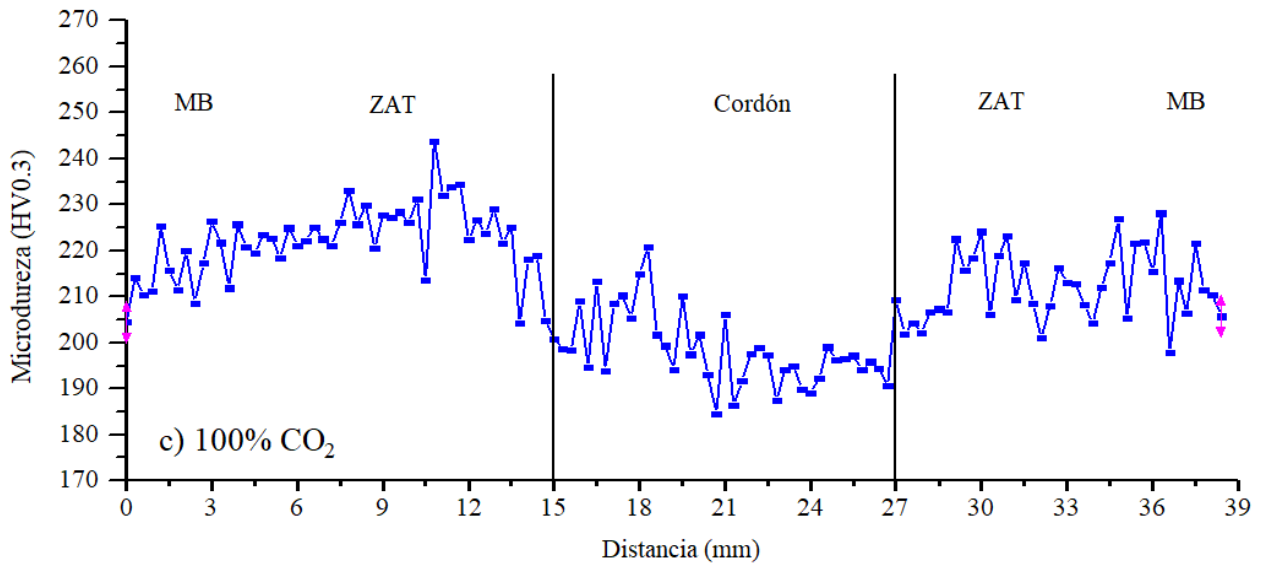
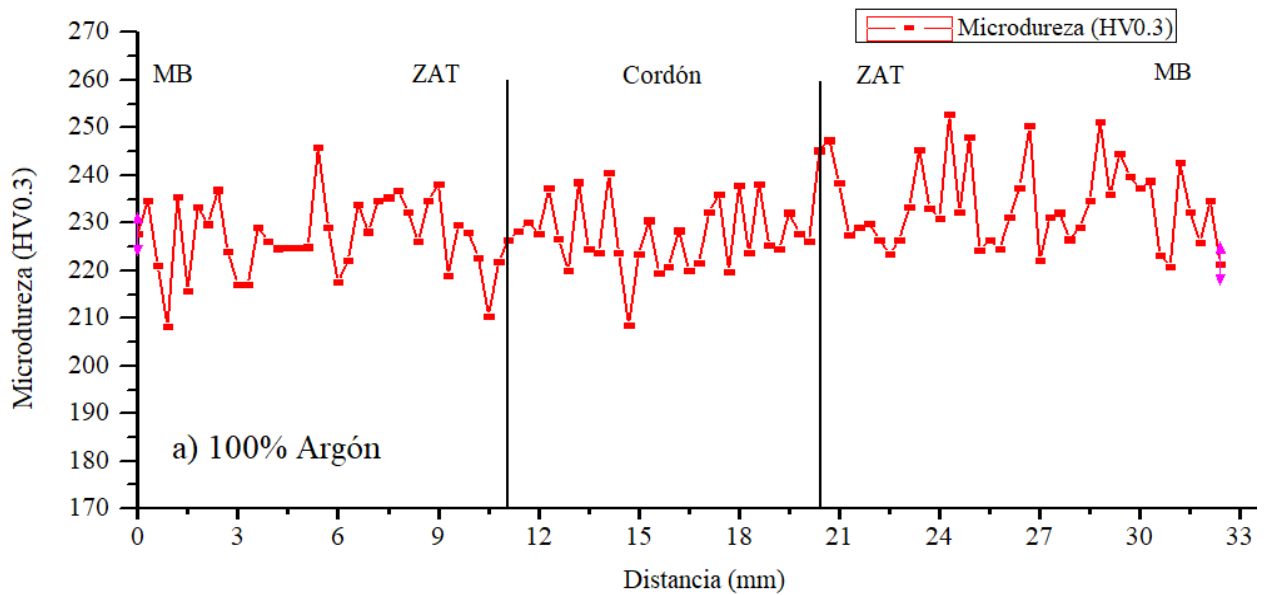


Figura 3.45. Perfiles de microdureza hacia la corona del cordón de soldadura.

En la Figura 3.46 se muestran los perfiles de microdureza hacia el centro del cordón de soldadura de uniones soldadas con los diferentes gases de protección (a) 100% argón, b) 75% Ar-25% CO₂ y c) 100% CO₂).



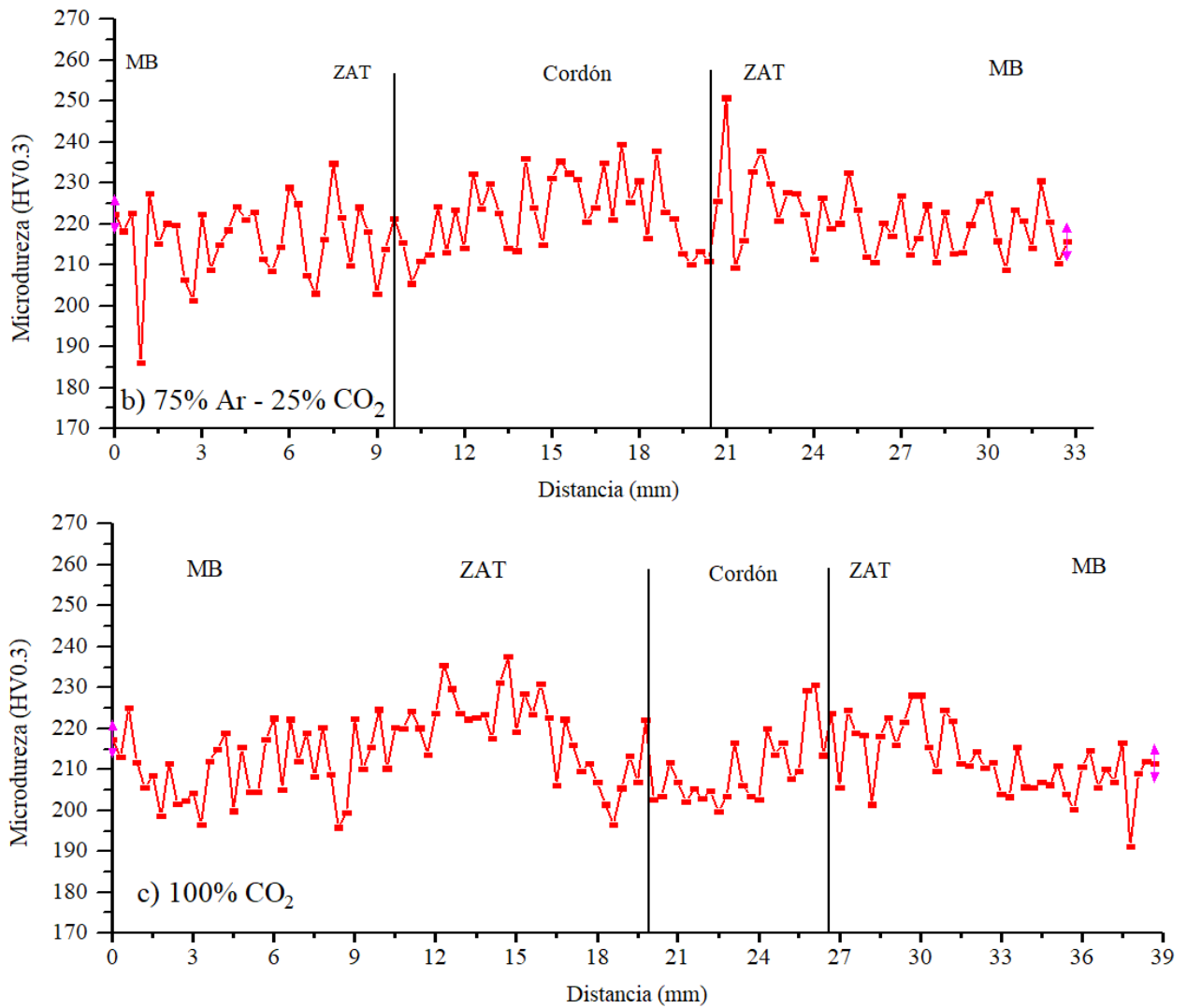


Figura 3.46. Perfiles de microdureza hacia el centro del cordón de soldadura.

En la Figura 3.47 se muestran los perfiles de microdureza hacia la raíz del cordón de soldadura de las uniones soldadas con los diferentes gases de protección (a) 100% argón, b) 75% Ar-25% CO₂ y c) 100% CO₂).

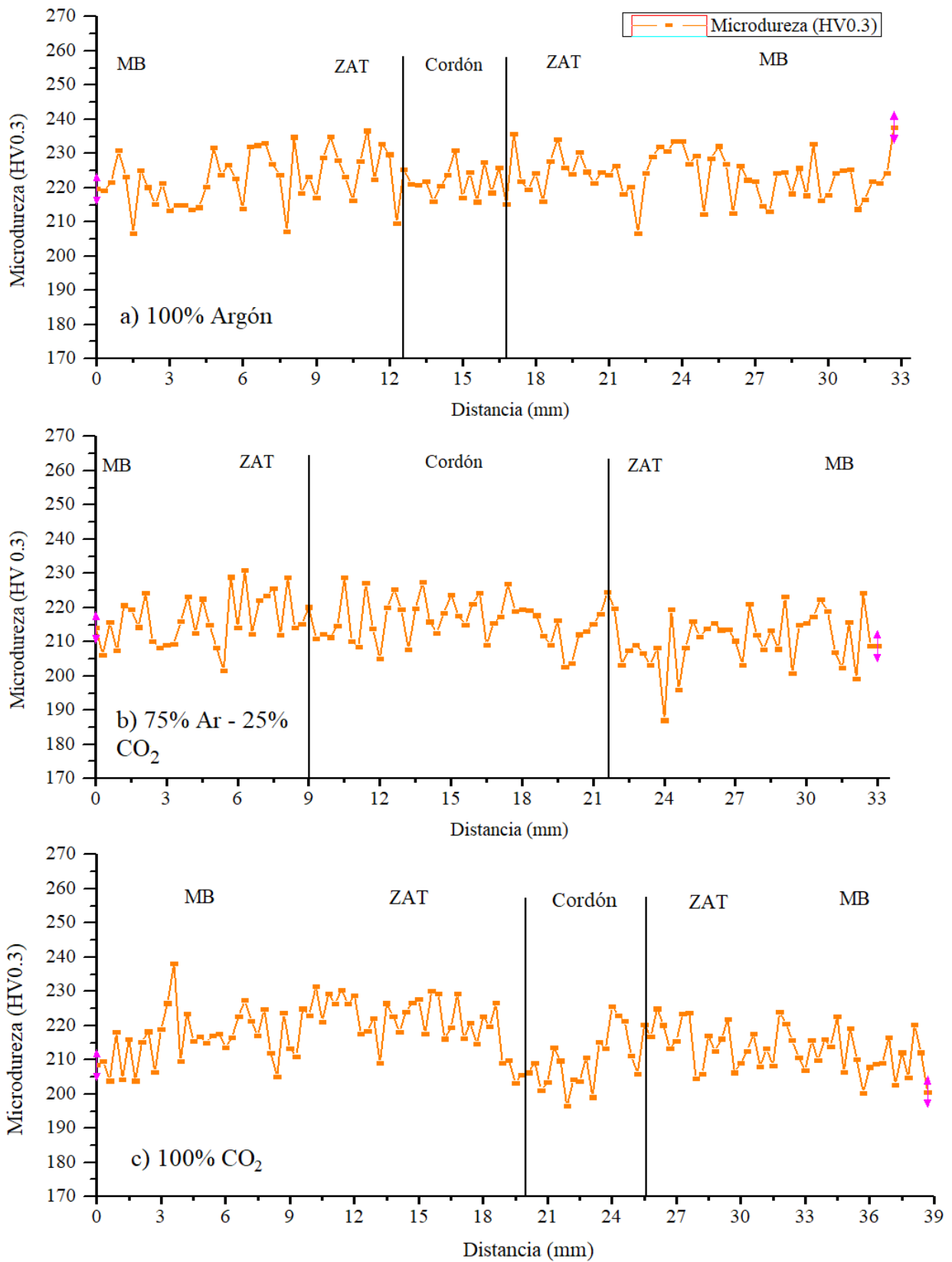


Figura 3.47. Perfiles de microdureza hacia la raíz del cordón de soldadura.

En la zona de la corona, los valores de dureza fueron los más altos, en comparación con las zonas del centro y raíz. Se obtuvo una dureza aproximada de 240HV al utilizar 100% argón y disminuyó a 200HV con 100% CO₂. Comparando el valor de dureza al utilizar 100% CO₂, con el obtenido para el metal base (175.12 ± 9.3 HV) es evidente que la dureza de la unión soldada en esta condición está por arriba del promedio.

La disminución en los valores de dureza al utilizar CO₂ en el gas de protección se puede atribuir a la formación de inclusiones no-metálicas las cuales generan huecos y disminuyen la dureza del material, por otro lado y como se mencionó anteriormente, hay pérdida de elementos de aleación por oxidación durante la formación de las inclusiones no-metálicas, restándole resistencia a la matriz del metal de soldadura. El aporte térmico también influye sobre la dureza de las uniones soldadas, ya que en las uniones soldadas en las cuales se produce mayor cantidad de calor y con lo cual periodos de tiempo a temperaturas más altas, favorecerán una zona recristalizada más amplia y con mayor tamaño de grano, disminuyendo su resistencia y dureza [46].

También se pudo observar que la unión soldada con mezcla (75% Ar – 25% CO₂) presentó la menor variación de dureza a lo largo de las diferentes zonas de la unión soldada. Tal comportamiento es el establecido para una soldadura ideal.

Se observó que hubo mayor variación en los valores de dureza hacia la zona de la corona de las diferentes uniones soldadas, en comparación con las zonas del centro y raíz. Lo cual es atribuido a las diferentes velocidades de enfriamiento.

En las zonas afectadas térmicamente adyacentes al metal de soldadura de las uniones soldadas, los valores de dureza son más altos, lo cual es atribuido al fenómeno de refinamiento de grano en esa zona.

3.9 Ensayo de dobléz.

Se realizaron ensayos de cara y raíz en las diferentes uniones soldadas, y no se observaron grietas o discontinuidades que rebasaran las tolerancias permitidas, lo cual es muestra de su sanidad, y que no hubo fisuración durante la solidificación. Esto indica que el ensayo de dobléz fue satisfactorio

para todas las uniones soldadas examinadas. En la Figura 3.48 se muestran las probetas de las diferentes uniones soldadas, después de haberse realizado el ensayo de doblez.

Los resultados obtenidos concuerdan con lo reportado por Tumer y Yilmaz [6] y Katherasan y colaboradores [34], quienes reportan no haber encontrado grietas o fisuras, después haber realizado el ensayo de doblez en las probetas soldadas, aumentando el contenido de CO₂ en el gas de protección.

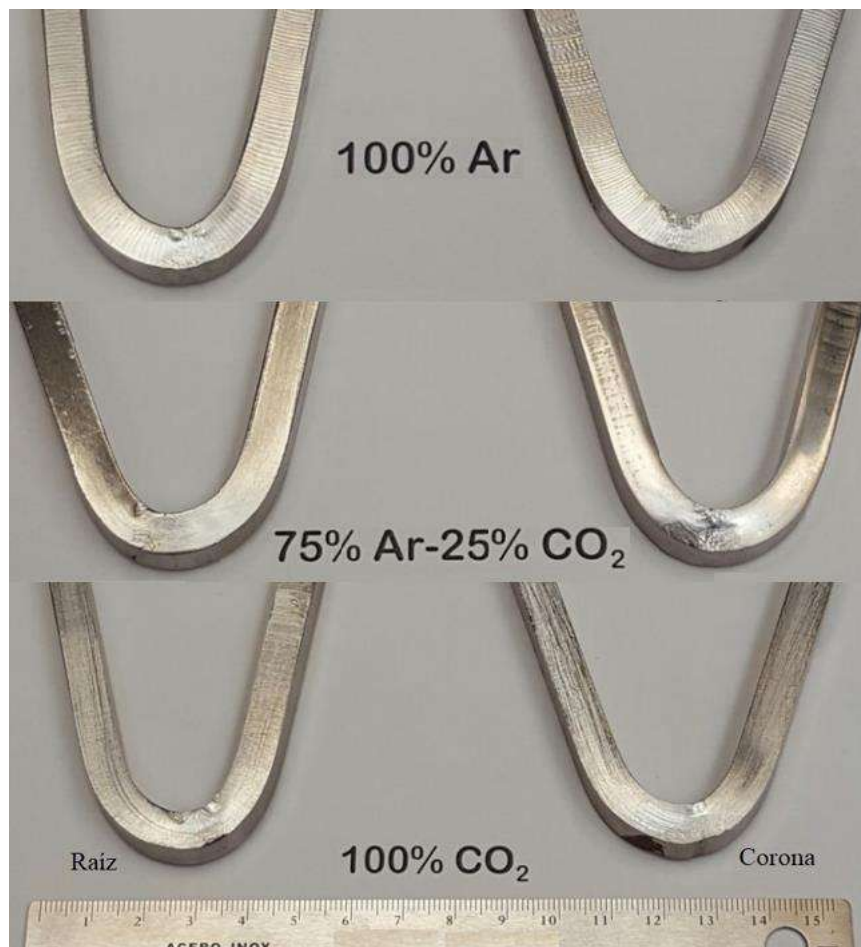


Figura 3.48. Probetas obtenidas de la realización del ensayo de doblez.

CAPITULO 4. CONCLUSIONES.

1. El modo de solidificación (ferrita-austenita) que se observó en las uniones soldadas concordó con las predicciones de fases del programa JMatPro. Dadas las altas velocidades de enfriamiento de las uniones soldadas, solo se observó la presencia de austenita y ferrita en las microestructuras de las uniones soldadas.
2. Al utilizar 100% argón se generaron socavados (falta de llenado) y discontinuidades como consecuencia de una deficiente estabilidad del arco eléctrico. Al utilizar la mezcla 75% argón – 25% CO₂ se obtuvo penetración incompleta. Al utilizar 100% CO₂ se obtuvo un perfil del cordón adecuado con penetración completa.
3. El metal de soldadura de la unión soldada con 100% argón presentó la mayor cantidad de ferrita delta en comparación a la mezcla y 100% CO₂, lo cual se asocia al bajo aporte térmico generado con este gas, así como a una mayor velocidad de enfriamiento.
4. Al utilizar CO₂ en el gas de protección aumentó la formación de ferrita delta en la ZAT de las uniones soldadas, lo anterior debido al aumento en el aporte térmico generado. Por otro lado, la ferrita delta que se formó favoreció el refinamiento de grano.
5. El porcentaje de inclusiones no-metálicas en el cordón de soldadura aumentó con el incremento de CO₂, lo cual se atribuye al aumento en el potencial de oxidación. El uso de 100% Ar industrial también generó la formación de inclusiones en un porcentaje cercano al 100% CO₂, lo cual se atribuye a impurezas contenidas en el Ar y a la baja estabilidad del arco eléctrico.
6. Las propiedades mecánicas de las uniones soldadas fueron inferiores a las del metal base. Por lo cual, las uniones soldadas rompieron en el cordón de soldadura. El uso de 100% argón y mezcla 75%Ar – 25% CO₂ generaron los valores más altos de resistencia máxima y resistencia a la cedencia. Por otro lado, al incrementar el contenido de CO₂ en el gas de protección, las propiedades de resistencia disminuyeron, lo cual es atribuido al incremento

de inclusiones no-metálicas y pérdida de elementos de aleación durante la formación de las mismas.

7. Los resultados del ensayo de impacto Charpy-V indican una disminución de la energía absorbida de las uniones soldadas al aumentar el contenido de CO₂ en el gas de protección (133.3 a 88.5 J), lo cual se asocia con el aumento de inclusiones no-metálicas, las cuales facilitan la formación y propagación de las grietas. Sin embargo, la energía absorbida obtenida en este trabajo para la unión soldada con 100% CO₂ superó en un 60.9% el valor reportado en literatura, Esta mejora se asocia al bajo amperaje y voltaje utilizados.
8. Los perfiles de microdureza indican una ligera disminución de esta propiedad conforme aumenta el contenido de CO₂ en el gas de protección, especialmente en el cordón de soldadura. Lo cual es atribuido a la formación de inclusiones no-metálicas y pérdida de elementos de aleación.
9. El ensayo de dobléz fue satisfactorio para todas condiciones de gas de protección de las uniones soldadas, ya que no se presentaron grietas que rebasarán las tolerancias permitidas.
10. Finalmente, el uso de 100% CO₂ como gas de protección en la soldadura de un acero inoxidable austenítico 304L mediante el proceso FCAW-G, resulta una buena alternativa, siempre y cuando la condición de servicio de la unión soldada no exija un valor de energía absorbida de impacto a temperatura ambiente superior a 88.5 J.

TRABAJO FUTURO

Como trabajo futuro se recomienda realizar una evaluación de la resistencia a la corrosión de las uniones soldadas utilizando CO₂ en el gas de protección, con la finalidad de conocer su efecto en esta propiedad.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS.

- [1] NKS. México. Productos de acero inoxidable. Acero inoxidable 304 y 304L. En línea. Disponible en: http://www.nks.com/es/distribuidor_de_acero_inoxidable/acero_inoxidable_304.html.
- [2] A. J. Sedrinks. Corrosion of Stainless Steels. Second ed. New York. Wiley-interscience. 1996.
- [3] Hobart Institute of Welding Technology. Flux Core Arc Welding. 2012.
- [4] L. Jeffus. Welding Principles and Applications. Seventh edition. Delmar cengage learning. 2012. 298,308.
- [5] J. Norrish. Advanced Welding Processes. First ed. England. The Institute of Materials, Minerals and Mining. 1992.
- [6] D. Katherasan, P. Sathiya, A. Raja. Shielding gas effects on flux cored arc welding of AISI 316L (N) austenitic stainless steel joints. Materials & Design. 45(Supplement C), 43-51, 2013.
- [7] Iron and Steel Society. Stainless Steels. 1999. 82.
- [8] C. J. Lippold, J. D. Kotecki. Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels. John Wiley and sons. 2005.
- [9] M. N. Salàn, A. M. Mateo, J. M. Cabrera. III Seminario de Tecnología Metalúrgica: Aceros Inoxidables. Barcelona. cpda. 2001. 7-8,10.
- [10] Atlas Steel Technical Department. The Atlas Steels Technical Handbook of Stainless Steels. 2013. p. 6-7.
- [11] B. Holmberg. Stainless Steel-Their Properties and their Suitability for Welding. Avesta Polarit.
- [12] ASM International. Alloy Digest Sourcebook: Stainless Steels. 2000.
- [13] R. D. Campbell. Welding of Stainless Steels. Miami, Florida. AWS. 1999. p.6.
- [14] R. Yılmaz, M. Tümer. The effect of shielding gases on the microstructure and toughness of stainless steels weldments by FCAW. 63rd Annual Assembly & International Conference of the International Institute of Welding pp. 847 - 852, 2010.
- [15] E. Folkhard. Welding Metallurgy of Stainless Steels. New York. Springer-Verlag 1984. 38-41.
- [16] R. Singh. Applied Welding Engineering. 2 ed. Elsevier. 2016. p. 8.
- [17] J. J. Ibáñez. Estudio de la Soldadura en Aceros Austeníticos. Universidad de Piura. Facultad de Ingeniería. 2005.
- [18] W. F. Smith. Fundamentos de la Ciencia e Ingeniería en Materiales. Tercera ed. España. McGraw-Hill. 1999. 298-306.
- [19] R. K. Desu, H. N. Krishnamurthy, A. Balu, A. K. Gupta, S. K. Singh. Mechanical Properties of Austenitic Stainless Steel 304L and 316L at Elevated Temperatures. Journal of Materials Research and Technology. 5(1), 13-20, 2016.
- [20] T. Mayers, F. J. Dragolich. Fundamentos del Proceso FCAW-S. Lincoln Electric Co.
- [21] L. Jeffus, L. Bower. Welding Skills, Processes and Practices for Entry-level Welders. First ed. Delmar. USA. 2010.
- [22] T. Bohler. Proceso FCAW.
- [23] L. A. Vedia, H. G. Svoboda. Introducción a la Metalurgia de la Soldadura. 2004.
- [24] AWS. Welding handbook. Welding processes, part 1. Ninth ed. 2004. p. 185-192.
- [25] AWS. Welding Handbook. Miami, FL 2004. p. 237-241.
- [26] PRAXAIR. Shielding Gases Selection Manual.

- [27] Lincoln Electric. Constant Current vs. Constant Voltage Output. En línea. Disponible en: <<https://www.lincolnelectric.com/en-ca/support/process-and-theory/Pages/constant-current-vs-constant-voltage-output.aspx>>
- [28] A. Gualco. Efecto de los parámetros de soldadura sobre la microestructura y resistencia al desgaste de recargués martensíticos depositados con alambres tubulares metal-cored. Tesis de doctorado. Facultad de Ingeniería, Universidad Nacional de Lomas de Zamora. Buenos Aires 2011.
- [29] R. W. Messler Jr. Principles of Welding, Processes, Physics, Chemistry and Metallurgy. Troy, NY. Wiley-VCH. 2004.
- [30] M. Tanaka, S. Tashiro, M. Ushio, T. Mita, A. B. Murphy, J. J. Lowke. CO₂-shielded arc as a high-intensity heat source. *Vacuum*. 80(11), 1195-1198, 2006.
- [31] A. O'Brien. Welding Handbook, Welding Processes, Part 1. Ninth ed. Miami, Florida. AWS. 1997.
- [32] G. Serangeli. Flux Cored Arc Welding. 9 ed. Ohio. ASM. 1983. 170-171.
- [33] Y. Zhao. The effect of shielding gas composition on the weld bead geometry during short-circuit GMA welding of inconel 625 alloy. Master Thesis. Delft University of technology, Delft. 2016.
- [34] M. Tumer, R. Yilmaz. Characterization of microstructure, chemical composition, and toughness of a multipass welded joint of austenitic stainless steel AISI 316L. Springer. 2016.
- [35] N. R. Anand, V. M. Chavan, N. K. Sawant. The effect of shielding gases on mechanical properties and microstructure of austenitic stainless steel weldments. *Int. J. Mech. Eng. & Rob. Res.* 10, 2013.
- [36] M. Ebrahimnia, M. Goodarzi, M. Nouri, M. Sheikhi. Study of the effect of shielding gas composition on the mechanical weld properties of steel ST 37-2 in gas metal arc welding. *Materials & Design*. 30(9), 3891-3895, 2009.
- [37] B. Arivazhagan, S. Sundaresan, M. Kamaraj. A study on influence of shielding gas composition on toughness of flux-cored arc weld of modified 9Cr-1Mo (P91) steel. *Journal of Materials Processing Technology*. 209(12), 5245-5253, 2009.
- [38] M. Ushio, F. Matsuda. Effect of oxygen on stabilization of arc in 9% Ni-Steel GMA Welding. *Osaka University Knowledge Archive*. 9, 1978.
- [39] M. A. Valiente Bermejo, L. Karlsson, L.-E. Svensson, K. Hurtig, H. Rasmuson, M. Frodigh, P. Bengtsson. Effect of shielding gas on welding performance and properties of duplex and superduplex stainless steel welds. 2014.
- [40] I. Choquet, H. Nilsson. Analysis of the influence of the composition of the shielding gas on pressure force and heat fluxes in arc welding. In proceedings of sixth Swedish Production Symposium. 2014.
- [41] Carbueros Metálicos S.A. Hyundai SW-308L cored. En línea. Disponible en: <<http://www.carbueros.com/microsite/es/materialsoldadura/pdf/consumibles/hilos/HI.LO-TUBULAR-ACERO-INOXIDABLE/SW-308-L.pdf>>.
- [42] S. Kalpakjian, S. R. Schmid. *Manufactura, Ingeniería y Tecnología*. Quinta edición. México. Pearson education. 2008.
- [43] ASTM International. E23 – 07a. Standard test methods for notched bar impact testing of metallic materials. 2007.
- [44] AWS. AWS D1.6 Structural Welding Code - Stainless Steel. 1999. p. 86-97.

- [45] M. T. Liao, W. J. Chen. The effect of shielding-gas compositions on the microstructure and mechanical properties of stainless steel weldments. *Materials Chemistry and Physics*. 55(2), 145-151, 1998.
- [46] S. Kou. *Welding Metallurgy*. Second Ed. New Jersey. Wiley-Interscience. 2003.