

**PONTIFICIA UNIVERSIDAD
CATÓLICA DEL PERÚ**

Escuela de Posgrado



Evaluación de la resistencia a la corrosión en la raíz de una zona fundida por soldadura orbital en tuberías de acero inoxidable austenítico 304l y 316l, influenciada por distintos contenidos de oxígeno en el gas de respaldo

Tesis para obtener el grado académico de Maestro en Ingeniería de Soldadura que presenta:

Ing. Dennis Gianfranco Ravines Ortiz

Asesor:

Mg. Rolando Mario Nuñez Monrroy

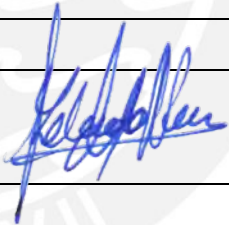
Lima, 2025

INFORME DE SIMILITUD

Yo, **Rolando Mario Nuñez Monrroy**, docente de la **Escuela de Posgrado** de la Pontificia Universidad Católica del Perú, asesor de la tesis titulada **“Evaluación de la resistencia a la corrosión en la raíz de una zona fundida por soldadura orbital en tuberías de acero inoxidable austenítico 304L y 316L, influenciada por distintos contenidos de oxígeno en el gas de respaldo”** del autor **Dennis Gianfranco Ravines Ortiz**, con código PUCP: **20214400**, alumno de la Maestría en Ingeniería de Soldadura, dejo constancia de lo siguiente:

- El mencionado documento tiene un índice de puntuación de similitud de **4%** Así lo consigna el reporte de similitud emitido por el software *Turnitin* el **04/06/2025**.
- He revisado con detalle dicho reporte y confirmo que cada una de las coincidencias detectadas no constituyen plagio alguno.
- Las citas a otros autores y sus respectivas referencias cumplen con las pautas académicas.

Lugar y fecha: Lima 09 de junio de 2025

Rolando Mario Nuñez Monrroy	
DNI: 40431617	Firma 
ORCID: 0000-0001-6525-9900	

RESUMEN

Actualmente, las tuberías de acero inoxidable austenítico (como 304L y 316L) se usan ampliamente en sectores como el industrial, marino, farmacéutico, alimentario, arquitectónico, etc. así como en aplicaciones domésticas y criogénicas. Estas tuberías, al ser soldadas e instaladas en sistemas industriales, pueden sufrir corrosión localizada por picaduras, especialmente en sus uniones soldadas expuestas a diversas condiciones operativas.

Durante la soldadura de tuberías en taller y obra, es crucial controlar los parámetros de soldadura y seleccionar adecuadamente los gases de protección para asegurar la integridad de la unión soldada y su resistencia a la corrosión.

El objetivo general de esta investigación se centró en evaluar la resistencia a la corrosión por picaduras en la raíz de la zona fundida (ZF) de soldaduras orbitales autógenas realizadas con proceso TIG pulsado (GTAW-P), influenciada por distintos contenidos de oxígeno presente en el gas de respaldo "Backing gas" en tuberías de acero inoxidable 304L y 316L. Se realizaron líneas de fusión circunferenciales en tuberías de 63,5 mm (2,5") de diámetro y 1,65 mm de espesor.

Se usaron como gases de respaldo Argón y Nitrógeno Ultra Puros (UP), a los cuales se inyectó oxígeno procedente del aire ambiental en concentraciones de 50, 75, 100 y 200 partes por millón (ppm). El control del caudal de aire se realizó con un manifold equipado con regulador de presión y válvulas de aguja; la concentración de oxígeno fue monitoreada con un equipo digital con rango de detección de 5 a 1000 ppm.

La metodología experimental se inició caracterizando el material base (MB) 304L y 316L mediante ensayo mecánico de tracción, análisis de composición química y evaluación metalográfica. Luego se caracterizó la ZF en la raíz de las soldaduras orbitales autógenas (GTAW-P) mediante análisis metalográfico (evaluación de microestructuras en ZF y zona afectada por el calor (ZAC)), macrografías en la raíz antes y después del ensayo de corrosión para evaluar la influencia de tintes térmicos.

Se midió el contenido de ferrita delta en la raíz de la ZF por ferritometría para evaluar el efecto de los gases de respaldo. Se realizaron ensayos de corrosión por picaduras en la raíz de la ZF siguiendo la norma ASTM G48. Finalmente, se evaluaron las muestras corroídas con análisis macrográfico y metalográfico.

Las macrografías evidenciaron que incluso bajas concentraciones de oxígeno en el gas de respaldo provocan termocoloración visible en la ZF, ZAC y MB. A mayor concentración de oxígeno, se observaron tintes térmicos más oscuros, los cuales presentaron mayor concentración de picaduras tras los ensayos de corrosión. El acero inoxidable 316L mostró mayor susceptibilidad a la corrosión por picaduras que el 304L, especialmente en el centro de la raíz de los cordones de soldadura. Se detectaron picaduras en el MB en zonas con termocoloración en ambos tipos de acero.

Se concluyó que la resistencia a la corrosión disminuye con el oscurecimiento del tinte térmico, el cual se intensifica con el aumento del oxígeno en el gas de respaldo. La ZF en las tuberías de acero inoxidable 316L resultaron ser las más susceptibles a corrosión por picaduras.

DEDICATORIA

Dedicado especialmente a mi esposa Ketty P. por acompañarme y brindarme su apoyo incondicional en cada etapa de mi proyecto de investigación, el cual pude culminar con éxito.

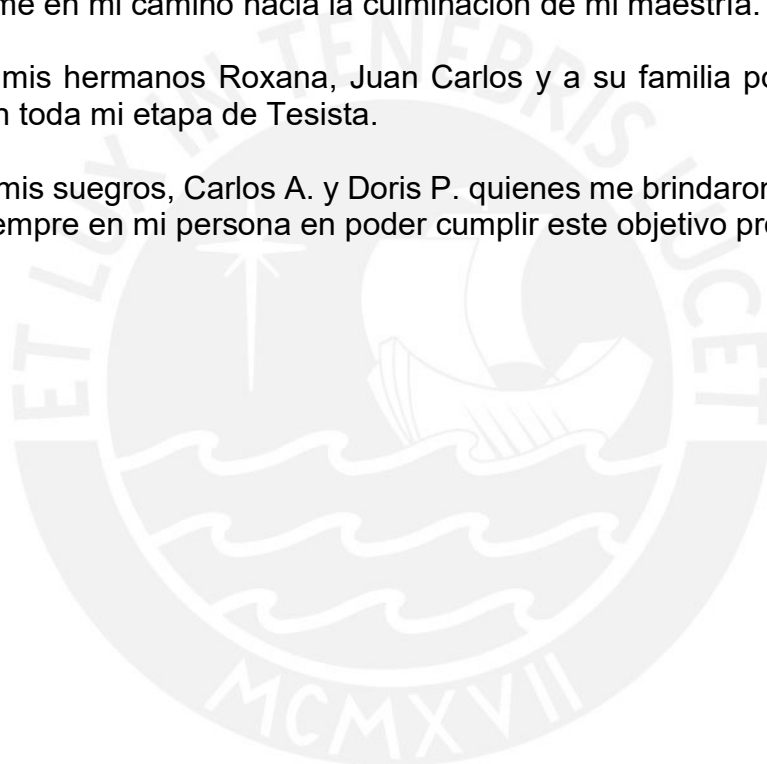
Dedicado a mis queridos hijos Valeria y Fabrizio, quienes fueron mi mayor motivación para salir adelante y cumplir este gran objetivo personal y profesional en mis estudios de maestría, y a la vez poder ser un ejemplo para ellos en su vida futura.

Dedicado a mi Madre, quien siempre supo guiarme en cada etapa de mi vida, inculcándome en todo momento la fe en Dios para cumplir mis objetivos.

Dedicado a mi Padre, quien siempre fue mi apoyo y guía, aconsejándome a seguir con paso firme en mi camino hacia la culminación de mi maestría.

Dedicado a mis hermanos Roxana, Juan Carlos y a su familia por estar siempre al pendiente en toda mi etapa de Tesista.

Dedicado a mis suegros, Carlos A. y Doris P. quienes me brindaron su afecto sincero, creyendo siempre en mi persona en poder cumplir este objetivo profesional.



AGRADECIMIENTOS

En primer lugar, mi agradecimiento a Dios por brindarme salud, sabiduría, fuerzas y paciencia en el desarrollo de esta investigación y poder así cumplir con las metas y objetivos en mi tesis de maestría.

Mi agradecimiento total a la reconocida empresa metalmecánica FIMA S.A. y a su gerencia, al supervisor de soldadura Víctor Gutiérrez y especialmente al ingeniero Manuel Molocho subgerente de producción de FIMA, quien desde un inicio manifestó su interés, su gran disposición y apoyo por la realización de este proyecto de tesis, y que gracias a su gestión permitió usar las instalaciones de la escuela de soldadura, facilitando el uso de los equipos de soldadura orbital TIG y el equipo de monitoreo de oxígeno, los cuales fueron fundamentales para la investigación y la realización completa de esta tesis de maestría.

Agradecimiento especial a mi guía y asesor de tesis, el Mg. Ing. Rolando Mario Núñez Monrroy por su orientación y por brindarme su confianza, su atención, su buena disposición cada vez que fue consultado durante la etapa de elaboración de mi tesis. Gracias por sus consejos acertados y su entusiasmo los cuales me motivaron a culminar con mucha dedicación este proyecto de investigación.

Agradecer también al Dr. José Luis Hideki Sakihama Uehara y al Dr. Ing. Paul Lean Sifuentes, quienes a través de esta Maestría en Ingeniería de Soldadura me impartieron grandes conocimientos y siempre estuvieron dispuestos y abiertos a responder cualquier consulta durante la elaboración de mi tesis.

Agradecer al ingeniero Calos Alberto Juarez Aparcana, analista senior del laboratorio de materiales de la PUCP, por el apoyo brindado en la realización de ensayos mecánicos y la obtención de imágenes digitales para evaluación macroscópica de los tintes térmicos de las zonas fundidas generados por la protección de las distintas condiciones del gas de respaldo en la zona de la raíz.

Agradecer a la Pontificia Universidad Católica del Perú, ya que, a través del laboratorio de Materiales, su equipamiento y con el apoyo de sus profesionales, permitió caracterizar el material base y las zonas fundidas de las líneas de fusión circunferenciales en los tubos sanitarios de acero inoxidable 304L y 316L con el fin de complementar la parte experimental y el desarrollo de esta investigación.

Finalmente, agradecer a mi esposa y a mis 2 hijos por su acompañamiento y comprensión durante este largo camino de elaboración de mi proyecto de investigación.

INDICE

RESUMEN	i
DEDICATORIA.....	ii
AGRADECIMIENTOS	iii
INTRODUCCION	1
1 ESTADO DEL ARTE.....	3
1.1 Generalidades de los aceros inoxidables austeníticos	3
1.2 Familias, designaciones, y grados de aceros inoxidables austeníticos	4
1.3 Propiedades Físicas.....	5
1.3.1 Propiedades Magnéticas.....	5
1.3.2 Propiedades Eléctricas: Conductividad o Resistividad eléctrica	5
1.3.3 Propiedades Térmicas: Conductividad y Dilatación térmica.....	6
1.4 Propiedades mecánicas.....	6
1.4.1 Resistencia a la tracción.....	6
1.4.2 Tenacidad	6
1.5 Composición química.....	7
1.5.1 Composición química en los aceros inoxidables austeníticos.....	7
1.5.2 Elementos principales en la composición química de los aceros inoxidables austeníticos	7
1.5.3 Elementos aleantes promotores de ferrita y austenita	8
1.6 Microestructuras en soldadura.....	8
1.7 Resistencia a la corrosión	10
1.7.1 El índice de resistencia a picaduras: PREN (Pitting Resistance Equivalent Number)	11
1.7.2 Evaluación de resistencia a la corrosión por picaduras en soldaduras, según estándar ASTM G48.....	11
1.7.3 La corrosión por picaduras en soldaduras de aceros inoxidables	12
1.7.4 Factores metalúrgicos asociados con la corrosión de soldaduras.....	13
1.7.4.1 Gradientes microestructurales: Microsegregación	14
1.7.4.2 Microsegregación del Molibdeno y su relación con soldaduras autógenas de aceros inoxidables.....	14
1.7.5 Efectos de la película de óxidos de tinte térmico (termocoloración) sobre la resistencia a la corrosión en soldaduras.....	17
1.7.5.1 Evaluación de tintes térmicos y control de calidad según especificaciones AWS D18.1 y ASME BPE.....	20
1.7.5.2 Relación entre la termocoloración y los espesores de película de los óxidos térmicos en soldaduras.....	22

1.7.5.3	Variación del cromo sobre la superficie termocoloreada y su relación en la disminución de la resistencia a la corrosión en soldaduras.....	23
1.7.5.4	Composición química en la película de óxidos, influenciada por oxígeno en el gas de respaldo en soldaduras de aceros inoxidables.....	24
1.7.5.5	Formación y tipos de óxidos en los tintes térmicos, influenciados por oxígeno en el gas de respaldo de soldaduras de aceros inoxidables auténticos.....	25
1.7.5.6	Variación de la composición química de la película de óxidos en soldaduras de aceros inoxidables, desde la línea de fusión hacia la ZAC	27
1.7.5.7	Perfiles de profundidad de la película de óxidos sobre los tintes térmicos de soldaduras de aceros inoxidables.....	28
1.8	Metalurgia de los aceros inoxidables austeníticos.....	29
1.9	Rol de la ferrita delta en depósitos de soldadura acero inoxidable.....	29
1.9.1	Influencia del gas de respaldo en el contenido de ferrita del metal de soldadura en la raíz.....	30
1.9.2	Predicción de ferrita y esquemas de constitución: Diagrama WRC-1992	31
1.9.3	Recomendación de porcentajes de ferrita para uniones soldadas.....	32
1.9.4	Evolución de la microestructura en la zona de fusión durante el proceso de solidificación.....	32
1.9.4.1	Solidificación Tipo FA.....	34
1.9.4.2	Solidificación Tipo F.....	36
1.9.5	Medición de la Ferrita delta	36
1.10	Gases de protección (Shielding gas) en soldaduras con proceso GTAW.	37
1.11	Gases de respaldo (Backing gas).....	38
2	PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.....	39
2.1	Materiales:.....	39
2.1.1	Tuberías de acero inoxidable austenítico: 304L y 316L	39
2.1.2	Gases de respaldo o Backing gas: argón y nitrógeno ultrapuros	40
2.2	Equipos para ejecución y control de soldaduras	42
2.2.1	Máquina de soldar Generador PS 406	42
2.2.2	Telemando de control a distancia de generador	44
2.2.3	Cabezal de soldadura orbital TIG.....	45
2.3	Equipo Medidor de Oxígeno: PRO2 foxy	46
2.3.1	Manifold para regulación de flujo de oxígeno.....	47
2.4	Equipos y accesorios para montaje de tuberías.....	49
2.5	Especificación del procedimiento de soldadura: Parámetros empleados	50
2.6	Descripción del montaje y procedimiento de ejecución de las soldaduras	51
2.7	Habilitado de probetas para soldaduras autógenas orbitales.....	54

2.8	Verificación del electrodo alrededor de la tubería.....	56
2.9	Purga de aire al interior de la tubería	57
2.10	Dosificación de concentraciones de oxígeno: 50,75,100 y 200 ppm	58
2.11	Ejecución de soldaduras autógenas orbitales	60
2.12	Inspección visual de soldaduras autógenas orbitales.....	63
2.13	Embalado de probetas	63
2.14	Extracción de soldaduras de probetas	64
2.15	Caracterización del material base (MB).....	65
2.15.1	Composición química del material base : Probetas 304L y 316L.....	65
2.15.2	Propiedades mecánicas en Material base.....	65
2.15.3	Análisis metalográfico en Material base.....	67
2.15.3.1	Proceso de corte metalográfico.	67
2.15.3.2	Proceso de obtención de briquetas para metalografías.....	68
2.15.3.3	Proceso de desbaste y pulido para metalografías.	69
2.15.3.4	Ataque electrolítico.	69
2.15.3.5	Análisis de muestras con microscopio óptico.....	71
2.16	Caracterización en la zona fundida (ZF).....	71
2.16.1	Medición del porcentaje de ferrita en la Zona fundida.....	71
2.16.2	Macrografía de tintes térmicos (Termo coloración) en la ZF.....	72
2.16.3	Análisis metalográfico en la Zona fundida.....	73
2.16.4	Ensayo de corrosión por picaduras en la Zona fundida sin pasivar.	74
2.16.5	Inspección visual en la Zona fundida luego del ensayo de corrosión: Sin pasivar en la zona fundida.....	81
2.16.6	Análisis metalográfico en la Zona fundida luego del ensayo de corrosión: Zona fundida	81
2.16.7	Ensayos de corrosión por picaduras en la Zona fundida pasivadas en cara y raíz. 83	
2.16.8	Macrografías en la Zona fundida luego del ensayo de corrosión: Zonas fundidas pasivadas en la raíz.....	84
3	RESULTADOS Y DISCUSIÓN	85
3.1	Caracterización del material base (MB).....	85
3.1.1	Composición Química del Material base	85
3.1.2	Propiedades mecánicas del Material base.....	85
3.1.3	Metalografías del Material base de los aceros inoxidables 304L y 316L.....	87
3.1.3.1	Metalografía del MB en acero inoxidable 304L	87
3.1.3.2	Metalografía del Material base en acero inoxidable 316L	88

3.2	Caracterización de las zonas fundidas (ZF)	89
3.2.1	Macrografía de tintes térmicos en la Zona fundida.	89
3.2.2	Metalografía en la Zona fundida (ZF).....	92
3.3	Predicción y medición del %ferrita en la raíz de la zona fundida.....	101
3.3.1	Predicción de ferrita y del modo de solidificación en la Zona fundida	101
3.3.2	Medición del porcentaje de ferrita en la raíz de la zona fundida de los aceros inoxidables austeníticos 304L y 316L.....	103
3.4	Ensayos de corrosión	107
3.4.1	Ensayos de corrosión por inmersión: Zona fundida sin pasivado en la raíz 107	
3.4.2	Macrografías en la Zona fundida luego del ensayo de corrosión: Zona fundida sin pasivado en la raíz	108
3.4.3	Metalografías en la Zona fundida luego del ensayo de corrosión: Zona fundida sin pasivado en la raíz	116
	CONCLUSIONES.....	122
	RECOMENDACIONES	124
	REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	125
	ANEXOS	129
-	Certificado de calidad: Gas Nitrógeno Ultrapuro	129
-	Certificado de calidad: Gas Argón Ultrapuro	130
-	Certificado de calidad: Tuberías de acero inoxidable austenítica 316L	131
-	Certificado de calidad: Tuberías de acero inoxidable austenítica 304L	131
-	Certificado de calibración (Fabricante): Equipo medidor de ferrita	132
-	Certificado de calibración: Equipo medidor de ferrita (Hoja1/2)	133
-	Certificado de calibración: Equipo medidor de ferrita (Hoja2/2)	134
-	Certificado de calibración: Equipo analizador de oxígeno (Hoja1/2)	135
-	Certificado de calibración: Equipo analizador de oxígeno (Hoja2/2)	136
-	Certificado de calibración (fabricante): Equipo analizador de oxígeno	137
-	Hoja técnica: Equipo medidor de oxígeno PRO2 foxy.....	138
-	Hoja técnica: Equipo orbital de soldadura POLYSOUDE	139
-	Maletín con muestras soldadas para docencia.....	139

INTRODUCCION

El uso de aceros inoxidable austeníticos en la fabricación de sistemas de tuberías tiene grandes ventajas ya que son materiales fácilmente soldables, soportan muy bien altas temperaturas, son dúctiles, tienen buena tenacidad a bajas temperaturas y presentan excelente resistencia a la corrosión, por lo cual estos aceros inoxidable dan un amplio campo de aplicación. En la industria alimentaria y farmacéutica, las tuberías de acero inoxidable austenítico son empleadas dado que cumplen con exigentes requisitos sanitarios.

Para soldar tuberías de acero inoxidable, se emplean gases de protección al interior de la tubería para evacuar el oxígeno y evitar la formación de óxidos por tintes térmicos o termocoloración que disminuyen la resistencia a la corrosión en el pase de raíz de soldaduras. Los gases de protección empleados en la raíz, son también llamados gases de respaldo o "Backing gas". En aplicaciones críticas, como es el caso de la industria alimentaria (tuberías sanitarias) se debe controlar la cantidad de oxígeno en el gas de respaldo para evitar fenómenos de corrosión que podrían presentarse en la raíz de la soldadura.

En diversas aplicaciones en campo y en configuraciones complejas de líneas de tuberías, no es posible inertizar al 100% el interior de la tubería por lo cual, la posibilidad de tener óxidos en la soldadura en la raíz es real; a pesar que terminados los trabajos de soldadura se procede a la limpieza interior ya sea con agua o con alguna solución desinfectante, no llega a ser comparable a un pasivado químico, entonces estas uniones soldadas con baja protección serán más susceptibles a los fenómenos de corrosión.

En esta investigación se ejecutaron líneas de fusión con soldadura autógena orbital (por triplicado) sobre cada tubería de acero inoxidable 304L y 316L, con el fin de obtener probetas soldadas con presencia de óxidos por tintes térmicos generados a diferentes concentraciones de oxígeno en los gases de respaldo. De cada probeta se extrajeron muestras soldadas, las cuales fueron pasivadas tan solo por el lado de la cara de la soldadura de manera que permita estudiar y analizar solo la raíz de la zona fundida.

Por el lado de la raíz de la soldadura y a través de estudios realizados mediante técnicas de macrografía, metalografía, análisis químico, medición de ferrita y ensayos de corrosión, se evaluará la resistencia a la corrosión por picaduras en la soldadura de raíz termocoloreada, para cada muestra de tubería extraída de acero inoxidable austenítico 304L y 316L

La presente investigación, define los siguientes objetivos:

Objetivo Principal:

Determinar la resistencia a la corrosión en la raíz de zonas fundidas orbitales de tuberías de acero inoxidable austenítico (tipos 304L y 316L), influenciada por la presencia de distintos contenidos de oxígeno en el gas de respaldo (Argón y Nitrógeno ultrapuros) durante el proceso de soldadura GTAW pulsado.

Objetivos Específicos:

- 1 Determinar los parámetros de fusión adecuados en el proceso orbital GTAW-P para ejecutar líneas de fusión circunferenciales en las tuberías de acero inoxidable austenítico 304L y 316L empleando gases de respaldo Argón y Nitrógeno con diferentes concentraciones de oxígeno.
- 2 Realizar la caracterización del material base (MB) y de las zonas fundidas en la raíz, zona afectada por el calor (ZAC) y zona de fusión (ZF), para diferentes concentraciones de oxígeno (50, 75, 100 y 200 ppm) en los gases de respaldo Argón y Nitrógeno.
- 3 Medir por ferritometría los porcentajes de ferrita delta presente en la ZF por el lado de la raíz, para diferentes concentraciones de oxígeno (50, 75, 100 y 200 ppm) en los gases de respaldo Argón y Nitrógeno.
- 4 Examinar y evaluar las características de la termocoloración (tintes térmicos) obtenidas en la raíz de las zonas fundidas orbitales, influenciadas por diferentes concentraciones de oxígeno (50, 75, 100 y 200 ppm) en los gases de respaldo Argón y Nitrógeno.
- 5 Evaluar la influencia de la termocoloración en la resistencia a la corrosión por picaduras en las ZF, ZAC y MB.
- 6 Evaluar a través del ensayo de corrosión y de acuerdo a la norma ASTM G-48 (R-2015), la resistencia a la corrosión por picaduras de la raíz de uniones soldadas sin pasivar y pasivadas.
- 7 Establecer recomendaciones para el soldeo de aceros inoxidables austeníticos tipo 304L y 316L

1 ESTADO DEL ARTE

1.1 Generalidades de los aceros inoxidable austeníticos

Los aceros inoxidable austeníticos representan el mayor de los grupos de aceros inoxidable y se producen en tonelajes más altos que cualquier otro. Presentan una estructura cúbica centrada en las caras (FCC, por sus siglas en inglés) monofásica que se mantiene en un amplio rango de temperaturas. Esta estructura es el resultado de un equilibrio de adición de elementos de aleación que estabilizan la fase austenita desde temperaturas elevadas hasta temperaturas criogénicas.

Los aceros inoxidable austeníticos se desarrollaron para usos en condiciones de corrosión leve y severa. También se utilizan a temperaturas que van desde temperaturas criogénicas, en las que presentan una gran tenacidad, hasta temperaturas elevadas de casi 600 °C (1110 °F), en las que presentan una buena resistencia a la oxidación. Algunos grados altamente aleados, se utilizan para servicio a muy alta temperatura (por encima de 1000°C (1830°F)). Debido a que los materiales austeníticos no son magnéticos, en ocasiones se emplean en aplicaciones donde los materiales magnéticos no son aceptados. [1] [2].

Son ampliamente usados no sólo por su buena resistencia a la corrosión en la mayoría de ambientes, sino también porque son fáciles de moldear, fabricar y son duraderos, se utilizan para fabricación de soporterías, contenciones estructurales, usos arquitectónicos, equipos de cocina, equipamiento industrial, tanques, productos médicos, etc. Se consideran soldables, si se toman las precauciones adecuadas.

Son más caros que los grados martensíticos y ferríticos de bajo a medio cromo, debido al mayor contenido de elementos de aleación. A pesar de su mayor costo, estos aceros ofrecen claras ventajas de ingeniería, particularmente con respecto a la formabilidad y la soldabilidad, que a menudo reducen el costo total en comparación con otros grupos de aceros inoxidable

Los aceros inoxidable austeníticos tienen resistencias equivalentes a las de los aceros dulces (ordinarios), aproximadamente 210 MPa (30ksi) de límite elástico mínimo a temperatura ambiente, y no son endurecibles por tratamiento térmico. Cabe mencionar que estos aceros se pueden fortalecer significativamente mediante el trabajo en frío y generalmente tienen buena ductilidad y tenacidad, además exhiben un alargamiento significativo durante la carga a tracción. Las propiedades de impacto a baja temperatura son buenas para estas aleaciones, lo que las hace útiles en aplicaciones criogénicas.

Los aceros inoxidable austeníticos generalmente se consideran los más soldables de los aceros inoxidable. Debido a sus propiedades físicas, su comportamiento durante la soldadura puede ser considerablemente diferente al de los aceros inoxidable ferríticos, martensíticos y dúplex. Por ejemplo, la conductividad térmica de las aleaciones austeníticas típicas es solo aproximadamente la mitad de la de los aceros ferríticos. Por lo tanto, la entrada de calor de soldadura que se requiere para lograr la misma penetración se reduce considerablemente. Por el contrario, el coeficiente de expansión térmica (CET) de la austenita es entre un 30 y un 40 % mayor que el de la ferrita, lo que puede provocar aumentos en la distorsión como en la tensión residual debido a la soldadura.

El charco de soldadura de los aceros inoxidable austeníticos tiende a ser más viscoso o "lento" que los grados ferríticos y martensíticos, lo cual impide el flujo de metal y la humectabilidad de las soldaduras en estos materiales, lo que puede promover defectos como falta de fusión.

En casos que se requieran soldaduras completamente austeníticas, como cuando la soldadura debe ser no magnética o cuando se coloca en ambientes corrosivos que atacan selectivamente la fase de ferrita, las soldaduras se solidificarán como austenita y aumentará la propensión al agrietamiento de la soldadura. En algunas aleaciones, como el tipo 310 y los grados superausteníticos, todas las composiciones permitidas dentro del rango de especificación, solidifican como austenita cuando se sueldan. Para minimizar el agrietamiento en estas soldaduras, generalmente se recomienda soldar con una baja entrada de calor y bajo condiciones de baja restricción [1].

1.2 Familias, designaciones, y grados de aceros inoxidable austeníticos

Los aceros inoxidable, se dividen en varias familias y dependiendo de su composición química, estado de suministro y aplicación cada una de estas presentan una microestructura propia. Las diferentes familias principales de aceros inoxidable son [3]:

- Acero Inoxidables austeníticos.
- Acero Inoxidables ferríticos.
- Acero Inoxidables martensíticos.
- Acero Inoxidables dúplex.
- Acero Inoxidables endurecibles por precipitación.

Cabe indicar que, en cada familia de los aceros inoxidable existen subfamilias:

- Acero Inoxidables super austenítico.
- Acero Inoxidables super ferríticos.
- Acero Inoxidables super dúplex.
- Acero Inoxidables hiper dúplex.

La Figura 1 muestra una representación para las familias de aceros inoxidable más empleados, mientras que la Figura 2 muestra rangos de porcentajes de elementos aleantes de cromo y níquel presentes en las familias de aceros inoxidable. Se aprecia que los inoxidable austeníticos, contienen más níquel en su composición química.

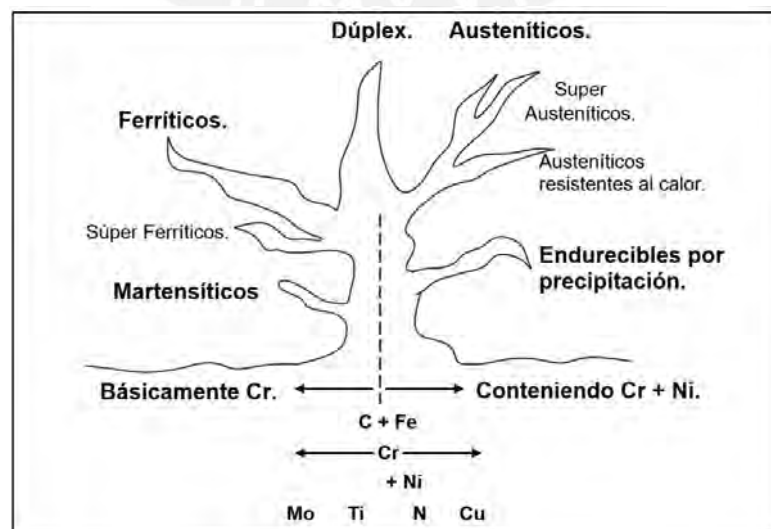


Figura 1. Esquema de un árbol con familia de aceros inoxidable [3] .

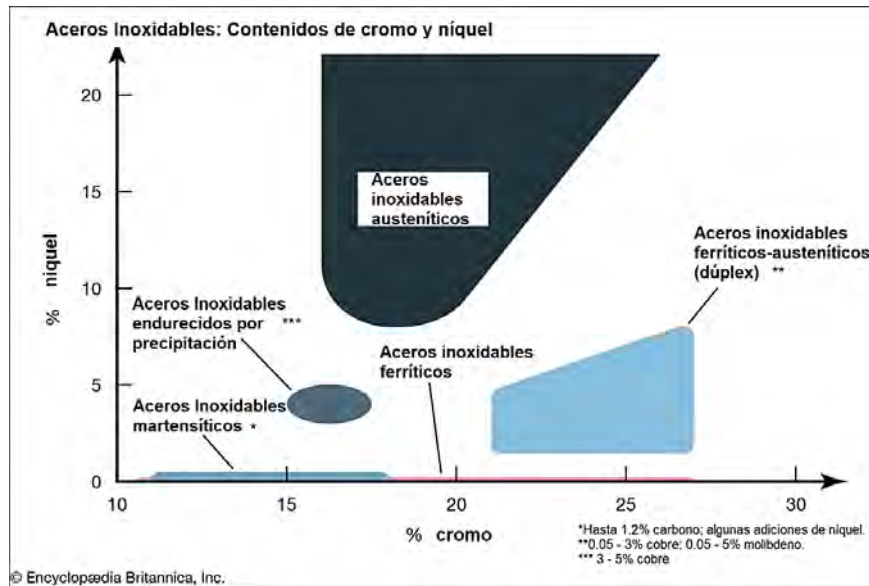


Figura 2. Contenidos de Cr y Ni en aceros inoxidables [3][4].

1.3 Propiedades Físicas.

Las propiedades físicas como la conductividad y dilatación térmica son muy importantes ya que influyen directamente con la ejecución y calidad de las soldaduras, las cuales serán sometidas a diferentes servicios y requerimientos.

1.3.1 Propiedades Magnéticas

Los aceros inoxidables austeníticos no son magnéticos, pero se magnetizan parcialmente cuando se someten a deformación plástica o a un conformado en frío, lo cual a su vez incrementa su resistencia mecánica por la transformación de la austenita en martensita. Los distintos aceros inoxidables austeníticos deformados en frío elevan su resistencia a la tracción y su capacidad de permeabilidad magnética, generando que puedan ser magnéticos y atraídos por un imán. El acero inoxidable 304 tiene una capacidad de magnetización muy alta cuando es deformado, respecto al acero inoxidable 316. Esto se debe a que el acero 316 tiene mayor contenido de níquel, el cual es un elemento gammágeno que estabiliza la austenita generando menos martensita y en consecuencia magnetizándolo menos [3][5].

1.3.2 Propiedades Eléctricas: Conductividad o Resistividad eléctrica

Los aceros inoxidables austeníticos poseen mayor resistividad eléctrica en comparación con otros aceros al carbono, siendo esto una gran ventaja en procesos de soldadura eléctrica ya que se requerirá menor amperaje para fundir estos inoxidables debido a las altas temperaturas de calentamiento que se generan [3].

Los inoxidables austeníticos presentan alta resistividad respecto de otros aceros. Si comparamos los valores de resistividad eléctrica de los inoxidables austeníticos 304 y 316 versus los aceros ordinarios, se ve que los austeníticos tienen una resistividad 5 a 6 veces mayor. Dicho todo esto, la resistividad eléctrica es muy importante en procesos de soldadura por arco eléctrico [6].

1.3.3 Propiedades Térmicas: Conductividad y Dilatación térmica.

- Conductividad térmica:

Los aceros inoxidable austeníticos tienen menor conductividad térmica que cualquier otro acero. La soldadura se mantendrá caliente más tiempo ya que se disipa menos el calor y la ZAC se enfría lentamente, por tanto las soldaduras requerirán menor energía en la zona de fusión [3][7]. La conductividad térmica de estos aceros es menor respecto a los inoxidable ferríticos y martensíticos [8].

- Dilatación térmica:

Los aceros inoxidable austeníticos tienden a dilatarse o contraerse más conforme varía la temperatura, debido a que poseen alto coeficiente de expansión térmica (CET). Las uniones soldadas se dilatarán entre 50% a 70% más que con aceros inoxidable ferríticos. Estos aceros cuando estén expuestos a los ciclos térmicos, inducirán problemas como distorsiones (deformación por dilatación-contracción) y tensiones residuales en las juntas soldadas [3][8][9].

1.4 Propiedades mecánicas.

1.4.1 Resistencia a la tracción.

Los aceros inoxidable austeníticos tienen buenas propiedades mecánicas, sus límites elásticos son bastante modestos y comparables al de los aceros ordinarios [2]. Aceros inoxidable de la serie 300 tienen resistencias a la fluencia de 205 a 275 MPa, resistencias máximas a la tracción en rangos de 520 a 760 Mpa. Son altamente dúctiles ya que tienen alargamientos de 40 a 60% [10]. Estos aceros no se pueden tratar térmicamente (templar) pero se pueden endurecer por deformación, por ejemplo, es posible alcanzar resistencias más altas en productos conformados en frío especialmente en alambres trefilados, en los que se pueden obtener resistencias a la tracción de 1200 MPa o superiores [1]. La Tabla 1 muestra requerimientos de tracción y dureza según ASTM A270 [11], para tuberías de aceros inoxidable austeníticos.

Tabla 1. Requerimientos de tracción y dureza en tuberías de aceros inoxidable austeníticos 304/304L y 316/316L [11].

Grado	Designación UNS	Resistencia a la tracción (MPa)	Resistencia a la fluencia (MPa)	Elongación en 2". Mín. (%)	Numero de dureza Rockwell (HRB), máx.
TP 304	S30400	515	205	35	90
TP 304L	S30403	485	170	35	90
TP316	S31600	515	205	35	90
TP 316L	S31603	485	170	35	90

1.4.2 Tenacidad

Los aceros inoxidable austeníticos a diferencia de otras familias de inoxidable, presentan buena tenacidad a temperaturas criogénicas y a altas temperaturas. Estos aceros no presentan temperatura de transición dúctil-frágil ya que presentan una red cristalina cubica centrada en las caras (FCC, por sus siglas en inglés) [3][12].

1.5 Composición química.

1.5.1 Composición química en los aceros inoxidable austeníticos.

Los aceros inoxidable austeníticos se subdividen en aceros de las series 200 y 300. La serie 300 son grados austeníticos de Fe-Cr-Ni que tienen 16 a 26 % de Cr y de 6 a 22 % de Ni, y las de la serie 200 son grados austeníticos de Fe-Cr-Mn-Ni-N que tienen 16 a 19 % de Cr; 5,5 a 15,5 % de Mn; 1 a 6 % de Ni y hasta 0,4 % de N [1] [2]. Por medio de la composición química, se podrá predecir la resistencia a la corrosión por picaduras a través del número PREN (Pitting Resistance Equivalent Number) y además, calcular el cromo y níquel equivalente para la predicción del contenido de ferrita en la zona fundida.

Se pueden agregar Mo, Cu, Si, Al, Ti, Nb/Ta y N para conferir ciertas características como resistencia mejorada a la corrosión por picaduras y resquicios [1]. El Cr, el Mo, el W y el N son aleantes que mejoran la resistencia a la corrosión por picaduras y resquicios [2]. La combinación de un bajo contenido de C y una adición de N cuidadosa, mejora su resistencia a la corrosión por picaduras. El bajo contenido de C evita sensibilización, mientras que la adición de N ralentiza la cinética de precipitación asociada con la segregación de Cr y Mo durante el proceso de soldadura [1].

1.5.2 Elementos principales en la composición química de los aceros inoxidable austeníticos

Se describen los principales elementos en los aceros inoxidable austeníticos [2]:

- El cromo

Brinda protección contra la corrosión, es efectivo en ambientes oxidantes como el ácido nítrico. El Cr forma un óxido estequiométrico $(Fe.Cr)O$, sobre la superficie del acero. El Cr aumenta la estabilidad del óxido ya que tiene una afinidad mucho mayor por el oxígeno que con el hierro. Cuando el nivel de Cr supera aproximadamente el 10,5 % en peso, el acero se considera "inoxidable" en condiciones ambientales. Es posible que se requieran niveles más altos de Cr para la estabilidad del óxido en entornos más agresivos. En aleaciones Fe-Cr-C y Fe-Cr-Ni-C, el aumento de Cr promoverá la formación y retención de ferrita en grados austeníticos.

- Manganeso

Está presente en el rango de 1 a 2% en peso y es un elemento promotor de austenita.

- Molibdeno

Se añade Mo en cantidades de hasta un 6 % o más para mejorar la resistencia a la corrosión por picaduras y mejora la resistencia a temperaturas elevadas. Por ejemplo, la adición de 2 % en peso de Mo a una aleación estándar de 18Cr-8Ni da como resultado un aumento del 40 % en la resistencia a la tracción a 760 °C (1400 °F). El molibdeno promoverá la formación y retención de ferrita en la microestructura.

- El carbono y el nitrógeno

Son los elementos de aleación más potentes promotores de austenita y, por lo tanto, los niveles de estos elementos deben controlarse cuidadosamente si se requiere un equilibrio microestructural preciso. El N suele estar presente como una impureza en muchos de los aceros inoxidable, pero es una adición intencional a algunos de los

grados austeníticos. Al igual que el C, el N es un poderoso agente fortalecedor de solución sólida, y las adiciones de tan solo 0,15% en peso pueden aumentar drásticamente la resistencia de las aleaciones austeníticas. El efecto fortalecedor del N en la austenita es especialmente pronunciado a temperaturas criogénicas. La captación de N de la atmósfera puede producir una desviación de la microestructura deseada si la protección durante la soldadura por arco no es adecuada.

1.5.3 Elementos aleantes promotores de ferrita y austenita

Los aleantes permiten estabilizar las fases de la austenita y la ferrita. Al equilibrar los elementos promotores de austenita y ferrita, se puede controlar la microestructura del acero inoxidable. Este equilibrio tiene implicaciones importantes en las propiedades mecánicas, la resistencia a la corrosión y la soldabilidad. Los estabilizadores de la fase ferrita son también llamados elementos alfégenos mientras que los elementos estabilizadores de la fase austenita son llamados gammágenos (Ver Tabla 2) [2].

Tabla 2. Elementos aleantes promotores de ferrita y austenita [2].

Promotores de Ferrita	Promotores de Austenita
Cromo	Nickel
Molibdeno	Manganeso
Silicio	Carbono
Niobio	Nitrógeno
Titanio	Cobre
Aluminio	Cobalto
Vanadio	
Tungsteno	

1.6 Microestructuras en soldadura.

Las soldaduras presentan variaciones macro y micro composicionales, las cuales se enfatizan para resaltar las diferencias que deben tenerse en cuenta al comparar la corrosión de soldaduras con la de los metales base. Las soldaduras poseen heterogeneidades composicionales y microestructurales, que podrían clasificarse por escalas dimensionales. En la escala más grande, una soldadura consiste en una transición del metal base forjado a través de una ZAC y al metal de soldadura solidificado. En una escala menor, existen cinco regiones microestructuralmente distintas normalmente identificadas como: Zona de fusión (ZF), la región sin mezclar, la región parcialmente fundida, la zona afectada por el calor (ZAC), y el metal base no afectado (MB). Estas transiciones microestructurales se ilustran en la Figura 3 y cabe mencionar que no todas las cinco zonas están presentes en una soldadura.

Por ejemplo, las soldaduras autógenas no tienen una zona sin mezclar. Se describen a continuación estas zonas [1] :

- La zona de fusión: Es el resultado de la fusión del metal base y el metal de aporte para producir una zona con una composición que en la mayoría de los casos es diferente a la del metal base. Esta diferencia de composición produce un par galvánico, que puede generar corrosión galvánica macroscópica. La zona de fusión en sí ofrece un efecto galvánico microscópico debido a la segregación microestructural resultante de la solidificación [1] [13].

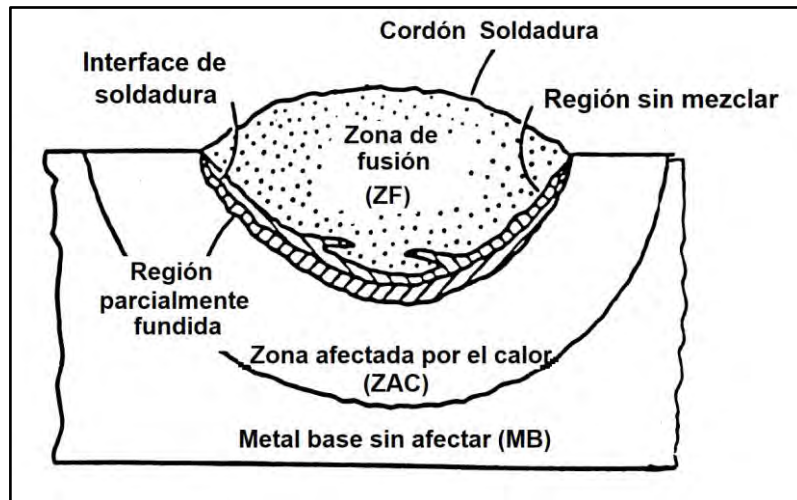


Figura 3. Esquema que muestra las regiones de una soldadura heterogénea [1][14].

- Región sin mezclar: Es parte de la ZF y es una región delgada adyacente a la línea de fusión, donde el MB se funde y luego se solidifica rápidamente para producir una composición similar al MB [14]. Por ejemplo, cuando el acero inoxidable tipo 304 se suelda usando un metal de aporte con alto contenido de Cr-Ni, se encuentran fuertes gradientes de concentración de Cr y Ni en la ZF, mientras que la zona sin mezclar tiene una composición similar al MB (Figura 4).

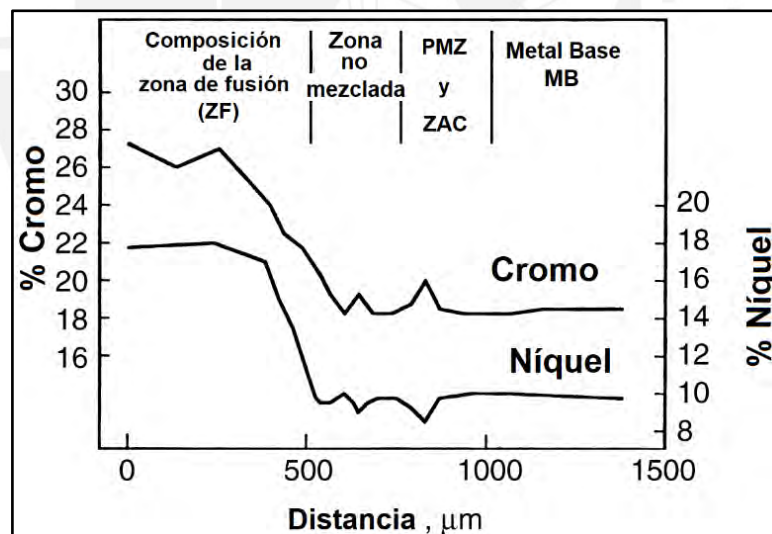


Figura 4. Perfil de concentración de Cr y Ni en la región límite de fusión de soldadura del acero inoxidable tipo 304 [1][14].

- Zona afectada por el calor ZAC: Zona que ha experimentado temperaturas máximas lo suficientemente altas como para producir cambios microestructurales en estado sólido, pero demasiado bajas para provocar cualquier fusión. Cada posición en la ZAC relativa a la línea de fusión, percibe una experiencia térmica única durante la soldadura, tanto en términos de temperatura máxima como de velocidad de enfriamiento, por lo que cada posición tiene sus propias características microestructurales y susceptibilidad a la corrosión.

- La región parcialmente fundida: Denominada PMZ (por sus siglas en inglés), es parte de la ZAC y suele estar a uno o dos granos dentro de la ZAC en relación con la línea de fusión. Se caracteriza por la licuación de los límites de grano, lo que puede resultar en el agrietamiento por licuación. Estas grietas, que se encuentran en los límites de grano uno o dos granos por debajo de la línea de fusión, han sido identificadas como posibles sitios de iniciación para el agrietamiento debajo del cordón promovido por hidrógeno en aceros de alta resistencia.
- Metal base no afectado: La parte de la pieza de trabajo que no ha sufrido ningún cambio metalúrgico es el metal base no afectado. Aunque metalúrgicamente sin cambios, es probable que el metal base no afectado, así como toda la unión soldada, se encuentre en un estado de alta tensión residual de contracción transversal y longitudinal, según el grado de restricción impuesto a la soldadura.

1.7 Resistencia a la corrosión

Los aceros inoxidable son seleccionados por sus propiedades de resistencia a la corrosión o al calor y debido a la naturaleza del óxido rico en cromo pasivo que se forma en estos aceros, son virtualmente inmunes a la corrosión general respecto a aceros estructurales C-Mn y de baja aleación que si son afectados por la corrosión. Sin embargo, los aceros inoxidable son susceptibles a otras formas de corrosión y para su elección y aplicación, deben considerarse en función al entorno de servicio.

Existen dos formas de corrosión localizada que pueden ocurrir en los aceros inoxidable: la corrosión por picaduras y la corrosión por resquicios. Mecánicamente, son similares y dan como resultado un ataque altamente localizado [2].

En los aceros inoxidable más importante que las propiedades mecánicas, es la resistencia a la corrosión que deben cumplir cuando son seleccionados para alguna aplicación en particular. La Figura 5 muestra la relación que tienen algunas familias de aceros inoxidable respecto a su resistencia mecánica y a la corrosión por picaduras, donde se aprecia que los aceros tipo dúplex tienen una alta resistencia mecánica y mejor resistencia a la corrosión por picaduras respecto a los aceros inoxidable austeníticos.

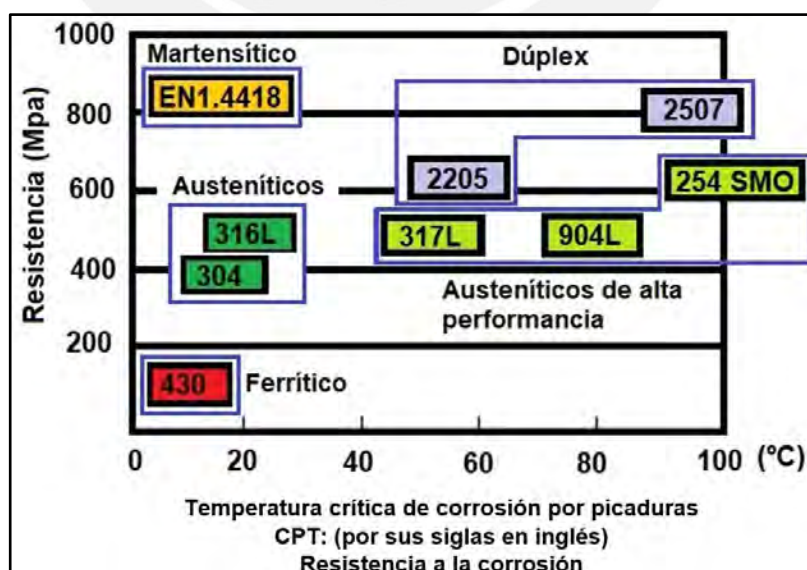


Figura 5. Resistencia a la corrosión versus resistencia mecánica en familias de aceros inoxidable [15].

Los aceros inoxidable austeníticos más pobres, como por ejemplo los tipos 302 y 304 ofrecen una resistencia general a la corrosión atmosférica, en medios acuosos, en presencia de alimentos y en ácidos oxidantes como el ácido nítrico. El proceso de selección de materiales para ambientes corrosivos a menudo comienza con el tipo 304 o una de sus variantes el 304L. Para procesos industriales que requieren un mayor nivel de resistencia a la corrosión que el que puede ofrecer el tipo 304, se puede seleccionar un grado con contenido de molibdeno como el tipo 316. En virtud de la adición de molibdeno (2 a 3%), el tipo 316 puede resistir el ataque corrosivo de salmueras de sodio y calcio, soluciones de hipoclorito, ácido fosfórico y licores de sulfito y ácido sulfuroso utilizados en la industria de la pulpa y el papel. Esta aleación, por lo tanto, se especifica para equipos industriales que manejan los procesos químicos corrosivos. Versiones de alta pureza del tipo 316, se emplean para implantes quirúrgicos que están en contacto con el entorno hostil del cuerpo. Para ambientes severos donde el tipo 316 es inadecuado, se debe usar grados de acero inoxidable con alto contenido de níquel ya que ofrecen una resistencia superior a cientos de corrosivos y de procesos comunes, incluidos ácidos inorgánicos, solventes de acetato, sulfato de cadmio, tricloroetileno, sulfato ferroso, ácido bórico y cloruro de zinc [1].

1.7.1 El índice de resistencia a picaduras: PREN (Pitting Resistance Equivalent Number)

El índice PREN está en función de la composición química y clasifica la resistencia a la corrosión localizada por picaduras en aceros inoxidables cuando están expuestos en medios conteniendo cloruros (iones despasivantes). Se determina por [16] [17] :

$$\text{PREN} = \% \text{Cr} + 3.3\% \text{Mo} + 16\% \text{N}$$

En donde el %Cr, %Mo y %N son porcentajes de los aleantes en el acero inoxidable. Se observa que incrementos del %Cr, %Mo y %N ayudaran a elevar el índice PREN del acero, mejorando su capacidad de resistencia a la corrosión por picaduras.

1.7.2 Evaluación de resistencia a la corrosión por picaduras en soldaduras, según estándar ASTM G48

La resistencia a la corrosión por picaduras y resquicios en muestras soldadas de aceros inoxidables, pueden ser evaluadas mediante el uso de una solución de cloruro férrico, según lo establecido en el procedimiento del estándar ASTM G48 [18], el cual permite determinar la temperatura crítica de picaduras y resquicios (CPT y CCT por sus siglas en inglés) a través de su método C y D respectivamente del estándar. La determinación de CPT es a través de la preparación de una solución de prueba de cloruro férrico al 6 % y HCl al 1 % en agua, en la que se sumerge una muestra de la aleación y se mantiene durante un periodo de tiempo prescrito, para luego examinarla en busca de picaduras. Se evalúan varias temperaturas con miras a encontrar la temperatura mínima a la que se producirán las picaduras (CPT). Para la determinación de CPT, se pueden usar temperaturas de prueba de 0 a 85°C (32-185°F), en donde las muestras se exponen a temperaturas progresivamente más altas en intervalos de temperatura de 2,5 °C hasta que se inicia la corrosión. La Figura 6 muestra datos de CCT y CPT de aceros inoxidables evaluados en cloruro férrico al 10% y se aprecia que las temperaturas CPT son mayores que las temperaturas CCT. [2][16].

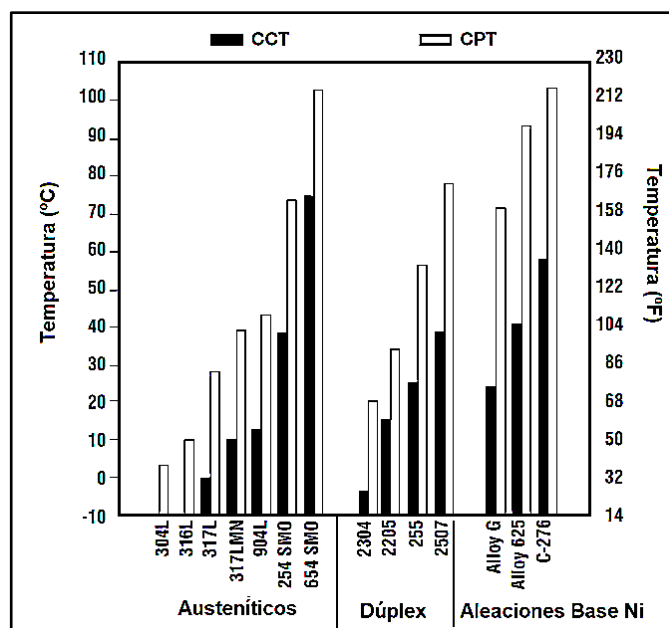


Figura 6. Temperaturas CPT y CCT en familias de aceros inoxidable y aleaciones de níquel. Evaluado en 10% de cloruro férrico por ASTM G48 [16] [19].

1.7.3 La corrosión por picaduras en soldaduras de aceros inoxidables

La resistencia a la corrosión del acero inoxidable se atribuye al Cr, el cual se oxida en el aire y forma una capa o película muy fina de óxido de Cr que da a la superficie de los aceros inoxidables resistencia a la corrosión. Incluso si la capa se daña, la capa de óxido de cromo se reformará una vez que el acero se exponga al aire [20]. Esta fina película se forma espontáneamente sobre la superficie del acero inoxidable en ambientes oxidantes, siempre que el contenido de Cr en el acero es mínimo 10,5 %. No se requiere un tratamiento de pasivación especial ya que la película se forma instantáneamente en medios oxidantes como aire o agua aireada. Esta película pasiva es muy delgada (1–3 nm) y consiste principalmente en óxidos e hidróxidos de hierro y cromo, como se muestra en la Figura 7. Como la película pasiva se adhiere fuertemente al sustrato de metal y lo protege del contacto con el entorno circundante, las reacciones electroquímicas que causan la corrosión se detienen de manera efectiva. Si la película pasiva se destruye localmente, tiene la capacidad de "curarse" al volver a pasivarse espontáneamente en un entorno oxidante [12].

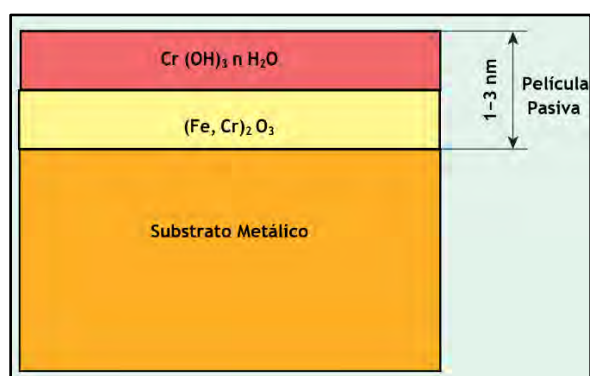


Figura 7. Esquema: 2 capas de película pasiva sobre acero inoxidable [12].

Cuando la capa pasiva está dañada y la superficie se encuentra en un entorno que no contiene oxígeno (por ejemplo, bajo el agua), se producen varios métodos de corrosión, como pueden ser las picaduras [20]. Esta corrosión, es un ataque localizado causado por la ruptura local de la delgada película pasiva de óxido que protege el material del proceso de corrosión y normalmente está asociada con alguna característica metalúrgica, como un límite de grano o un compuesto intermetálico. Una vez ocurrida esta ruptura empieza un ataque corrosivo del material subyacente, formándose un pequeño hoyo en la superficie [2].

Las picaduras son comúnmente el resultado de una celda de concentración establecida por una variación en la composición de la solución que está en contacto con la aleación del material. Una vez que se ha formado una picadura, esta actúa como un ánodo sostenido por regiones catódicas relativamente grandes.

La nucleación de picaduras en el sitio es muy selectiva y es dependiente de la microestructura, a menudo las picaduras se inician en características microestructurales específicas en el depósito de soldadura [21].

La picadura ocurre cuando la combinación material/solución alcanza un potencial que excede un valor crítico, conocido como potencial crítico de picaduras (E_p). La tendencia a picaduras de una combinación determinada de aleación/solución, a menudo se puede caracterizar por potenciales críticos de picaduras y repasivación, determinados por una técnica de polarización cíclica potenciodinámica.

Tanto la corrosión por picaduras como por resquicios ocurren fácilmente en soluciones que contienen iones cloruro (como el agua de mar), en donde las picaduras se desarrollan fácilmente en materiales metalúrgicamente heterogéneos[1].

1.7.4 Factores metalúrgicos asociados con la corrosión de soldaduras.

El ciclo de calentamiento y enfriamiento que ocurre durante el proceso de soldadura afecta la microestructura y la composición de la superficie de las soldaduras y el metal base adyacente. En consecuencia, la resistencia a la corrosión de las soldaduras autógenas y las soldaduras realizadas con el mismo metal de aporte puede ser inferior a la del metal base recocido propiamente, debido a [1] :

- Microsegregación.
- Precipitación de fases secundarias.
- Formación de zonas no mezcladas.
- Recristalización y crecimiento de grano en la ZAC.
- Volatilización de elementos de aleación del baño de soldadura fundido.
- Contaminación del baño de soldadura en proceso de solidificación.

Además, la resistencia a la corrosión en uniones soldadas generalmente se puede mantener [1] :

- Equilibrando las composiciones de aleaciones para inhibir ciertas reacciones de precipitación.
- Protegiendo las superficies metálicas fundidas y calientes de los gases reactivos en el ambiente de la soldadura.
- Eliminando óxidos enriquecidos de cromo y metal base empobrecido de cromo de superficies decoloradas térmicamente (tintes térmicos o termocoloración)
- Eligiendo los parámetros de soldadura adecuados.

1.7.4.1 Gradientes microestructurales: Microsegregación

En una fina escala, existen gradientes microestructurales dentro del metal de soldadura y la ZAC debido a los diferentes ciclos de temperatura y tiempo experimentados por cada elemento del material. Existen también gradientes en una escala similar dentro del metal de soldadura de varias pasadas solidificado, debido a las variaciones térmicas de cordón a cordón. Los gradientes de composición en la escala de unas pocas micras, denominados microsegregación, existen dentro de los cordones de soldadura individuales debido a la segregación de los elementos principales y traza durante la solidificación [1] [13].

Si no se hace una buena elección del metal de aporte y debido a la microsegregación en la estructura dendrítica de los cordones de soldadura, se tiene una mayor probabilidad de ataque localizado por picaduras, pudiendo iniciar estas picaduras en las interfaces de austenita-ferrita del metal de soldadura de los aceros inoxidable.

La microsegregación formada en la solidificación del metal de soldadura, deja centros dendríticos austeníticos empobrecidos en Cr y Mo (No se ha producido la homogeneización completa del Cr) a diferencia del metal base y las regiones interdendríticas solidificadas, las cuales están enriquecidas en Cr y Mo [22][21] [23]. Esta microsegregación o formación de núcleos (en inglés llamado "Coring") presentado en la ZF que contiene ferrita, tiene un efecto perjudicial ya que disminuye la resistencia a la corrosión por picaduras en ambientes de cloruro ácido bajo condiciones oxidantes. Esta conclusión se basa en estudios similares [21], en donde se observa el ataque preferencial en los centros dendríticos austeníticos, luego de realizados los ensayos de corrosión en muestras soldadas de material 316L.

La microsegregación de Cr y Mo durante la solidificación y el enfriamiento en el metal de soldadura tipo 316 y tipo 316L ha sido estudiada por varios investigadores [24][25][26][27][28], concluyendo que la microsegregación de Cr y particularmente la de Mo [25][26] resultó ser mucho mayor en los límites de la interfase δ/γ . La microsegregación a través de la dendrita, ha sido estudiada extensamente por Lippold y Savage [29] en soldaduras tipo 304 GTAW [22]. Se ha informado también que el Mo segregado es más perjudicial para la corrosión uniforme de los aceros inoxidable austeníticos de alta aleación [22] [30]. Evidencias experimentales mostraron que, cuando se forma una pequeña cantidad de ferrita (δ) en inoxidable austeníticos de tipo 18-8 en condiciones de pseudoequilibrio, es probable que se formen zonas empobrecidas en Cr por la microsegregación, haciendo que el material sea muy sensible la corrosión localizada [31].

1.7.4.2 Microsegregación del Molibdeno y su relación con soldaduras autógenas de aceros inoxidable

La Figura 8 muestra hallazgos obtenidos por Andrew Garner [32] respecto a las temperaturas críticas de picaduras (CPT). La línea continua representa el comportamiento promedio de la CPT en el metal base de varios aceros inoxidable y la línea punteada muestra comportamiento de la CPT de su metal de soldadura autógena. Encontró que para el metal base, la CPT aumenta con el aumento de Mo y la CPT del metal de soldadura era invariablemente inferior al metal base de la misma composición. Las razones de inferioridad de las CPT del metal de soldadura en comparación con las del metal base correspondiente, se debe a que están relacionadas con la segregación de cromo y molibdeno durante la solidificación del metal de soldadura, en la cual se crean áreas locales empobrecidas de Cr y Mo,

normalmente en el centro de las células o dendritas [2]. La austenita del metal de soldadura sufre picaduras preferenciales en sus regiones empobrecidas de estos elementos de aleación como consecuencia de la microsegregación o formación de núcleos en las dendritas del metal de soldadura [1]. Este ataque es independiente de cualquier precipitación en el metal de soldadura.

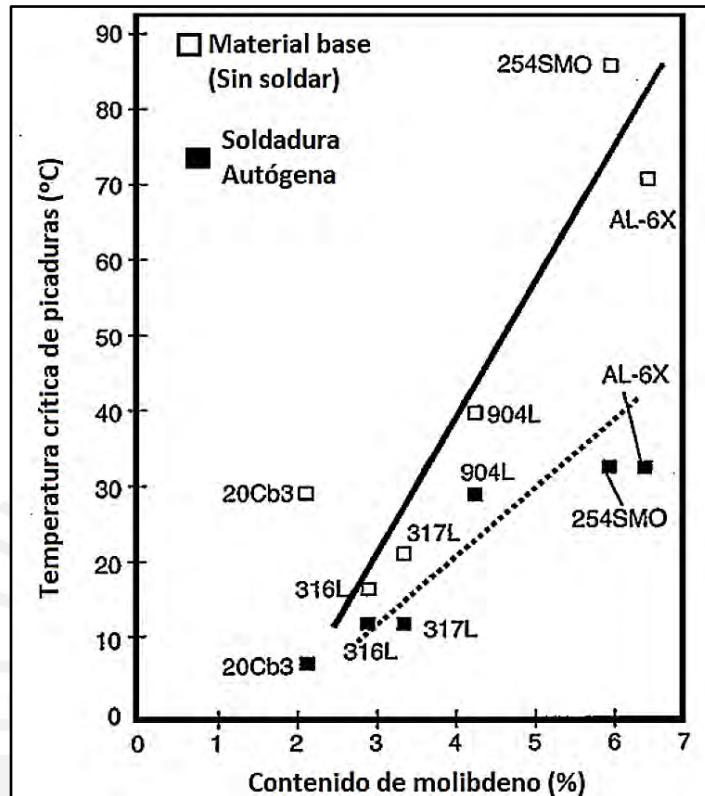


Figura 8. CPT de aceros inoxidables austeníticos comerciales con alto contenido de Mo y sus zonas de fusión de soldadura [2] [32].

En otro artículo publicado por Andrew Garner [21] se describe el efecto que tienen las soldaduras autógenas sobre la zona de fusión de aceros inoxidables austeníticos cuando se encuentran expuestos en medios conteniendo cloruros. La tabla 3 muestra algunos aceros inoxidables austeníticos, como el tipo 316L y 317L.

El artículo relaciona la corrosión por picaduras en las zonas de fusión y muestra los experimentos que describen la naturaleza y las consecuencias del ataque selectivo por picaduras en esta zona. Para esta investigación, se realizaron ensayos de inmersión isotérmicos y potencioestáticos para el estudio de la corrosión por picaduras en la zona fundida. Los ensayos determinaron la presencia de microsegregación en la estructura dendrítica de la zona fundida en todos los aceros inoxidables austeníticos ensayados, los cuales se empobrecieron de cromo y molibdeno en el centro de las dendritas austeníticas en comparación con el metal base, tal como se puede apreciar en la Tabla 4. El empobrecimiento de estos elementos, provocó el ataque selectivo en el centro de las dendritas, iniciándose la corrosión por picaduras en la zona fundida (Ataque preferencial de la austenita empobrecida).

Andrew Garner [21] también presentó los resultados de los ensayos de inmersión isotérmicos y potencioestáticos de las aleaciones o materiales base mostradas en la Tabla 3. La figura 9 muestra 02 gráficos que representan los resultados de estos

ensayos, en los cuales se grafican los valores de las temperaturas críticas de picaduras (CPT o T_p) y los potenciales críticos de picaduras (E_p) versus el contenido de molibdeno en estos materiales base. Ahí se puede apreciar el efecto benéfico del Mo, el cual aumenta la resistencia a picaduras en ambientes conteniendo cloruro [33][34][35][36][37][38][39]. Estas técnicas de prueba (CPT y E_p) son independientes y arrojan resultados cualitativamente similares.

En las gráficas de la figura 9, Andrew Garner [21] demostró el efecto perjudicial de la soldadura autógena sobre las aleaciones de la tabla 3 y se ve como han disminuido T_p y E_p . Tanto las picaduras potencioestáticas como las de $FeCl_3$ siempre ocurrieron en la zona fundida de las muestras soldadas, y además se aprecia como el E_p y la T_p aumentan uniformemente con el aumento de Mo.

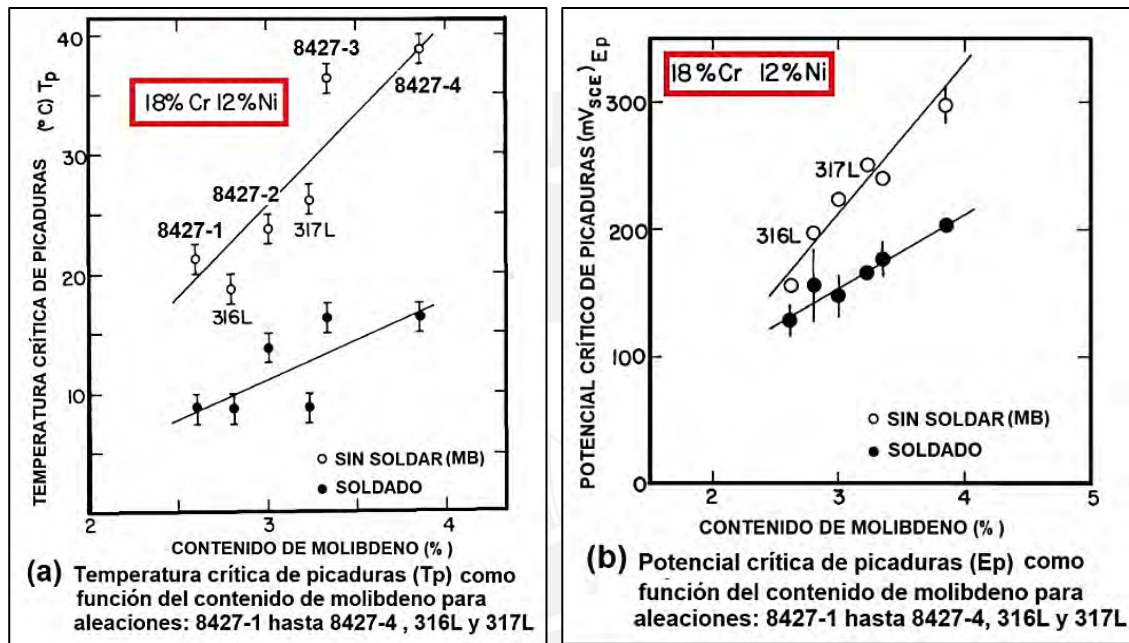


Figura 9. Temperatura crítica (T_p) y Potencial crítico de picaduras (E_p) en función de la variación del contenido de Mo en MB y material soldado [21].

Tabla 3. Composición de aleaciones y número de ferrita en el metal de soldadura [21].

Aleación	Cr	Ni	Mn	C	Si	P	S	Mo	Número de ferrita en el metal de soldadura
316L	16,32	12,59	1,60	0,028	0,50	0,021	0,012	2,80	1,5
317L	18,41	14,05	1,88	0,023	0,50	0,029	0,009	3,23	3,0

Tabla 4. Análisis de microsonda electrónica en la zona fundida [21].

	316L		317L			
	Cr	Mo	Cr	Mo		
Meta Base	16,3	2,8	18,4	3,2		
Zona fundida:						
Como soldado	}	Centro de dendritas	14,3	1,8	14,2	2,0
		Fase Interdendrítica	20,1	5,7	24,0	6,6

También presentó las observaciones microscópicas de las picaduras del metal de soldadura en las etapas iniciales con la prueba de cloruro férrico FeCl_3 . Las micrografías (a), (b) y (c) mostradas en la Figura 10, ilustran el ataque preferencial de los centros dendríticos austeníticos empobrecidos en Cr y Mo debido a la microsegregación. Finalmente, Garner concluyó que las soldaduras autógenas son perjudiciales en el metal de soldadura de aceros inoxidable tipo 316L ya que este proceso disminuye la resistencia a la corrosión por picaduras en la zona de fusión cuando se encuentran expuestos a medios que contienen cloruros.

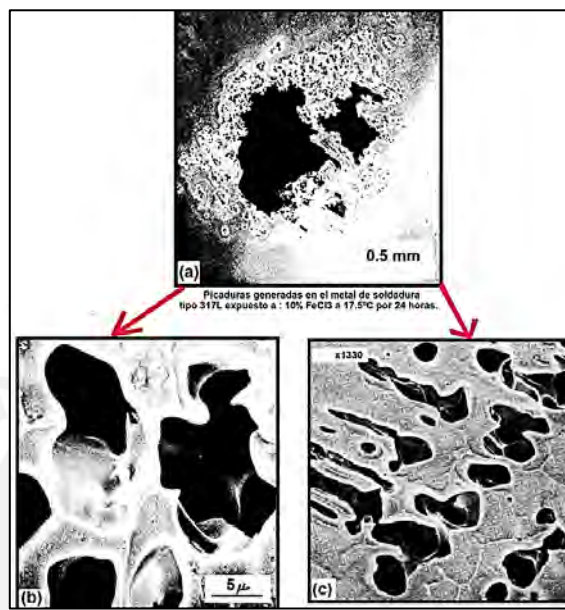


Figura 10. Detalle de picaduras a diferentes aumentos que muestran picaduras por la exposición 10% FeCl_3 a 17.5°C por 24 horas.

(a) Picaduras en el metal de soldadura tipo 317L. (b) y (c) Mayores aumentos de (a) del ataque preferencial de los centros dendríticos empobrecidos en Mo de la zona fundida del acero 317L. La ferrita (revelada por un grabado posterior) no es atacada en el borde de la red de agujeros [21] [23].

1.7.5 Efectos de la película de óxidos de tinte térmico (termocoloración) sobre la resistencia a la corrosión en soldaduras.

Sobre la superficie de los aceros inoxidables, se forma una capa pasiva muy fina de óxido enriquecido con Cr mecánicamente estable que mejora la resistencia a la corrosión y actúa como barrera a la penetración de un entorno invasivo. Esta capa pasiva tiene un espesor aproximado de 10^{-5} mm ó 10 nm [40].

Las operaciones de soldadura por arco, producen daño a la capa pasiva de óxido de Cr en los aceros inoxidables, generando una película compuesta de elementos del metal base que se han oxidado selectivamente. La soldadura con una pobre protección de gas, puede producir una variación en el espesor del óxido pasivante. La variación en la oxidación dará como resultado un gradiente en el grado de empobrecimiento del Cr adyacente a una soldadura de acero inoxidable, provocando tendencia a corrosión localizada. Una indicación de este problema se ve reflejado en la formación de una película de óxidos de tintes térmicos o termocoloración (Ver Figura 11) sobre la superficie cercana a las soldaduras [41]. Generalmente, cuanto más oscuro es el tinte térmico, más gruesa es la capa de óxido de cromo [20].

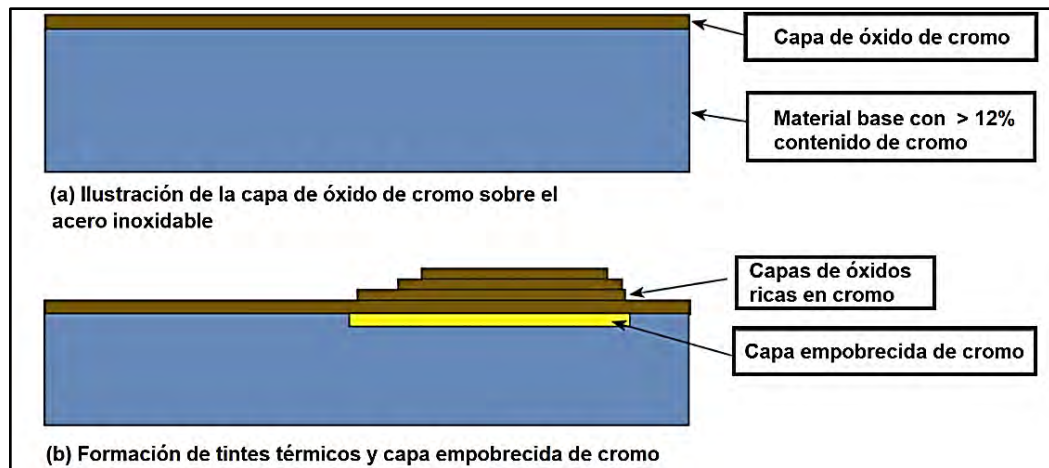


Figura 11 (a) Representación esquemática de las capas de oxido pasiva presente en el metal base y (b) capas de oxido por tintes térmicos en soldaduras [20].

El tinte térmico oscuro que se forma a lo largo de la ZAC durante la soldadura de aceros inoxidable, es una película más gruesa de óxidos de Cr con una mezcla de hierro, níquel y otros. Cuando se forma una película de tinte térmico (zona termo coloreada), el Cr se difunde hacia afuera desde el metal base en la zona calentada, creciendo la película de oxido y aumentando su espesor hasta hacerse visible. El color se vuelve más oscuro al aumentar el espesor de la película de oxido (zonas con tintes térmicos o termocoloración). En un espesor de película crítica, esta se vuelve inestable y comienza a romperse provocando zonas donde se iniciará corrosión localizada. [40]. La zona se extiende hasta donde las temperaturas elevadas permiten que se produzca la difusión del cromo, la cual deja una capa delgada reducida en cromo justo debajo de la película de tinte térmico.

La velocidad de oxidación de un acero inoxidable y, en consecuencia, el grado de empobrecimiento (reducción) del metal base, son independientes de la composición de la aleación. Ellos están controlados por mecanismos de difusión a través del óxido. La corrosión que no ocurriría en ningún otro lugar, puede iniciarse en la ZAC a menos que se elimine la película de tinte térmico y la capa delgada empobrecida en cromo justo debajo. La eliminación mediante un proceso mecánico, decapado o electro pulido, restablece fácilmente esta área a la resistencia del metal base.

La película crítica está formada por una capa de óxidos que son porosos y mucho más gruesos que la capa protectora pasiva normal formada a temperaturas más bajas sobre la superficie limpia del acero inoxidable. Pasando de capas más delgadas a más gruesas, el color del tinte térmico puede variar desde un color pajizo claro transparente hasta un azul profundo y un negro opaco. El color y el espesor de las películas o capas de óxidos dependen de la temperatura y el tiempo de exposición; una temperatura más alta y un tiempo más prolongado promueven el crecimiento de la capa.

Por ejemplo, las altas temperaturas generadas por las soldaduras, oxidan el metal y en contacto con el aire generan tintes térmicos con películas de óxidos. Este efecto es notable y se puede apreciar en la Figura 12, donde los cordones de soldadura en un acero inoxidable 316L muestran las zonas con tintes térmicos o termocoloreadas generadas por diferentes concentraciones de oxígeno en el gas de respaldo argón (Backing gas). Esta oxidación se podría minimizar soldando con un gas de respaldo con bajo contenido de oxígeno, pero incluso con el mayor cuidado, muchas veces es difícil evitar por completo la termocoloración [40][42].

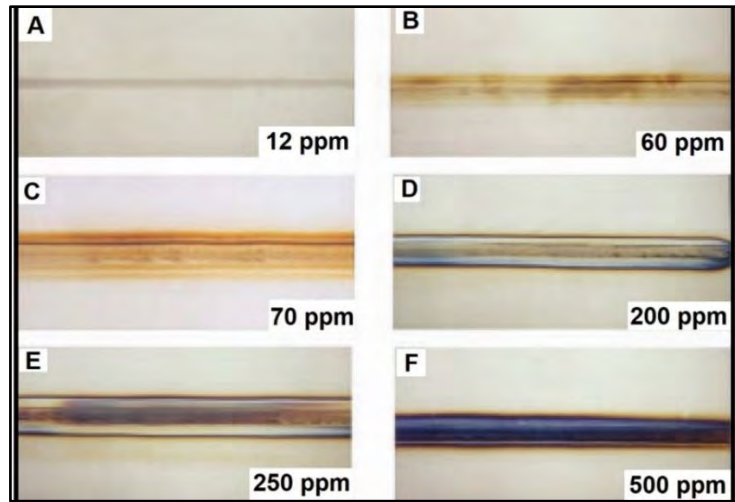


Figura 12: Oxidación en soldaduras de inoxidables 316L protegidas con gas de respaldo argón. A:12 ppm (garantiza que no se producen tintes térmicos); B:60 ppm (contenido de oxígeno relativamente bajo, puede provocar tintes térmicos); C:70 ppm; D:200 ppm; E:250 ppm; F:500 ppm (bases mal protegidas) [40].

Investigaciones realizadas en laboratorios y que emplearon técnicas de polarización, demostraron que el metal base es pasivo y resistente cuando está limpio y libre de películas de tinte térmico, tal como es el comportamiento normal en los aceros inoxidables y esto se aprecia en la Figura 13, donde la porción vertical de la curva punteada, representa el rango pasivo normal típico en los aceros inoxidables. La línea sólida corresponde a la ZAC de la soldadura en estado como soldado y se muestra que la línea no tiene una porción vertical o un rango pasivo significativo, dado que se tiene una película de tinte térmico intacta y una capa reducida de Cr justo debajo [43].

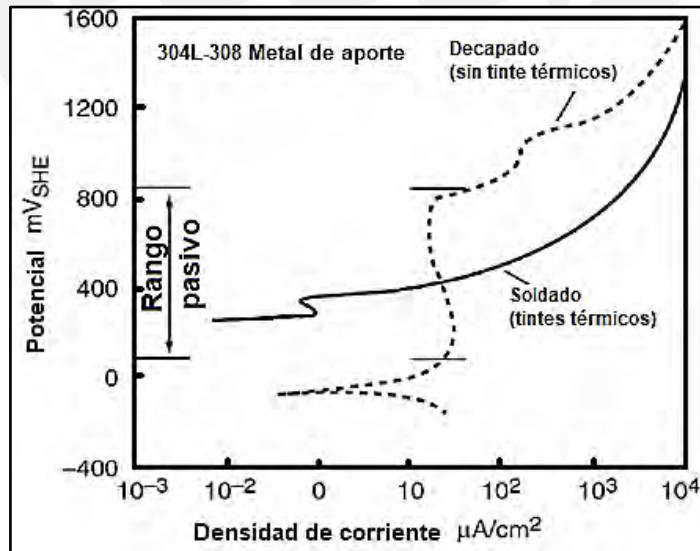


Figura 13. Curvas de polarización para el tipo 304L en condiciones de como soldado (con tintes térmicos) y decapado (sin tintes térmicos) [43].

La composición del óxido termo coloreado genera una barrera pobre y deficiente frente a un medio corrosivo que pueda iniciar una corrosión localizada sobre la superficie empobrecida en cromo. Las propiedades de esta superficie dependen de [1] :

- El tiempo y la temperatura de la exposición térmica.
- La composición de la atmósfera en contacto con la superficie metálica caliente.
- La composición química del metal base debajo del óxido de tinte térmico.
- La condición física de la superficie (contaminación, aspereza, historial termo mecánico) antes del coloreado térmico.
- La adherencia del óxido termo coloreado al metal base.

La severidad de corrosión localizada en las regiones termo coloreadas expuestas a soluciones de cloruro oxidante, está directamente relacionada con la temperatura de la superficie del metal caliente durante la soldadura. Un óxido termo coloreado sobre un acero inoxidable austenítico expuesto al aire, se hace evidente por primera vez aproximadamente a 400 °C. Conforme aumenta la temperatura de la superficie, se desarrollan óxidos de diferentes colores que parecen estar superpuestos a los óxidos formados a temperaturas más bajas. En la Tabla 5 se muestra la relación entre las condiciones de soldadura y el color del tinte térmico en placas de inoxidable, donde los óxidos de color azul oscuro son los más susceptibles a corrosión localizada y presentan gran número de picaduras. Las superficies protegidas con gas no forman los mismos óxidos de colores distintivos que las superficies expuestas al aire, pero pueden ser susceptibles a corrosión preferencial.

Tabla 5. Condiciones de soldadura y resistencia a la corrosión en placas de acero inoxidable UNS S31726 con tintes térmicos [1].

Condiciones de soldaduras (a)				Resultados del ensayo de corrosión (b)		
Entrada de calor		Corriente soldadura (A)	Color del tinte térmico en parte central	Máxima profundidad de la picadura		N.º de picaduras sobre la superficie del tinte térmico
KJ/mm	KJ/in			mm	mils	
0,30	7,525	50	Ninguno	0,1	4	2
0,59	15,050	100	Pajizo	0,7	28	10
0,89	22,576	150	Rosado	0,8	31	50
1,19	30,101	200	Azul	0,7	28	>70
1,48	37,626	250	Blanco	0,9	35	>70

(a) Se realizaron cordones de soldaduras autógenas GTA de una pasada sobre placas para teñir con calor la superficie de la raíz de muestras de placa de 6,4 mm (1/4 pulg.) de espesor. (b) Cupones duplicados, cada uno con una superficie termo teñida de 25 × 51 mm (1 × 2 pulg.), se expusieron a soluciones de FeCl₃ al 10 % a 50 °C (120 °F). La cara de soldadura y los bordes de cada cupón se cubrieron con una capa protectora

1.7.5.1 Evaluación de tintes térmicos y control de calidad según especificaciones AWS D18.1 y ASME BPE

La especificación AWS D18.1 de la Sociedad Americana de Soldadura [44] cubre requerimientos necesarios para fabricación y construcción con soldaduras GTAW en sistemas de tuberías de acero inoxidable austenítico para aplicaciones sanitarias (higiénicas). La especificación muestra grados de termo coloración generados por soldadura orbital automática al interior de un tubo de 2" Ø a diferentes concentraciones de oxígeno en el gas de respaldo argón puro. Se establece que la oxidación indicada por la termocoloración no debe ser excesiva, siendo aceptables las muestras soldadas de 1 a 3 (10 – 50 ppm). Las muestras 4 a 10 son inaceptables (100 – 25000 ppm). La Figura 14 muestra la concentración de oxígeno en ppm añadida al gas de respaldo

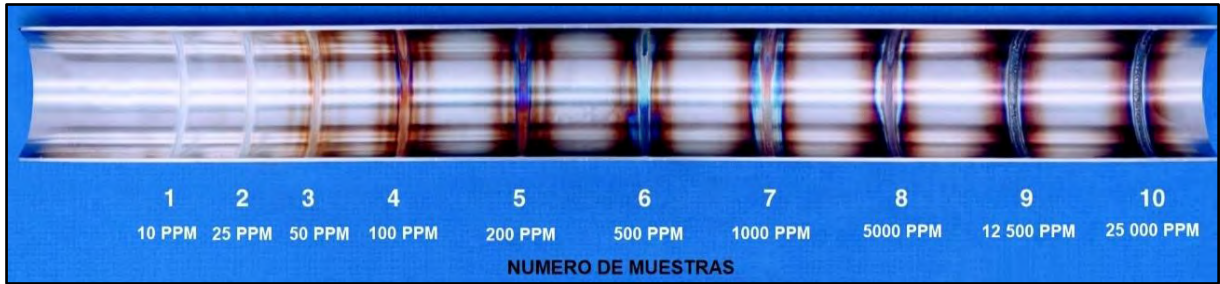


Figura 14. Niveles de coloración en soldadura en el interior del tubo de acero inoxidable austenítico (AWS D18.1, Figura 2) [44].

El estándar de equipos de bioprocesamiento (BPE, por sus siglas en inglés) de ASME [45] establece el diseño y construcción de nuevos equipos de procesamiento de fluidos utilizados en la fabricación de productos biofarmacéuticos, donde se requiere un nivel definido de pureza y control de carga biológica. Este estándar en su capítulo 5, parte MJ también muestra fotografías de oxidación indicada por la termocoloración de cordones de soldadura al interior de las tuberías (Ver Figura 15).

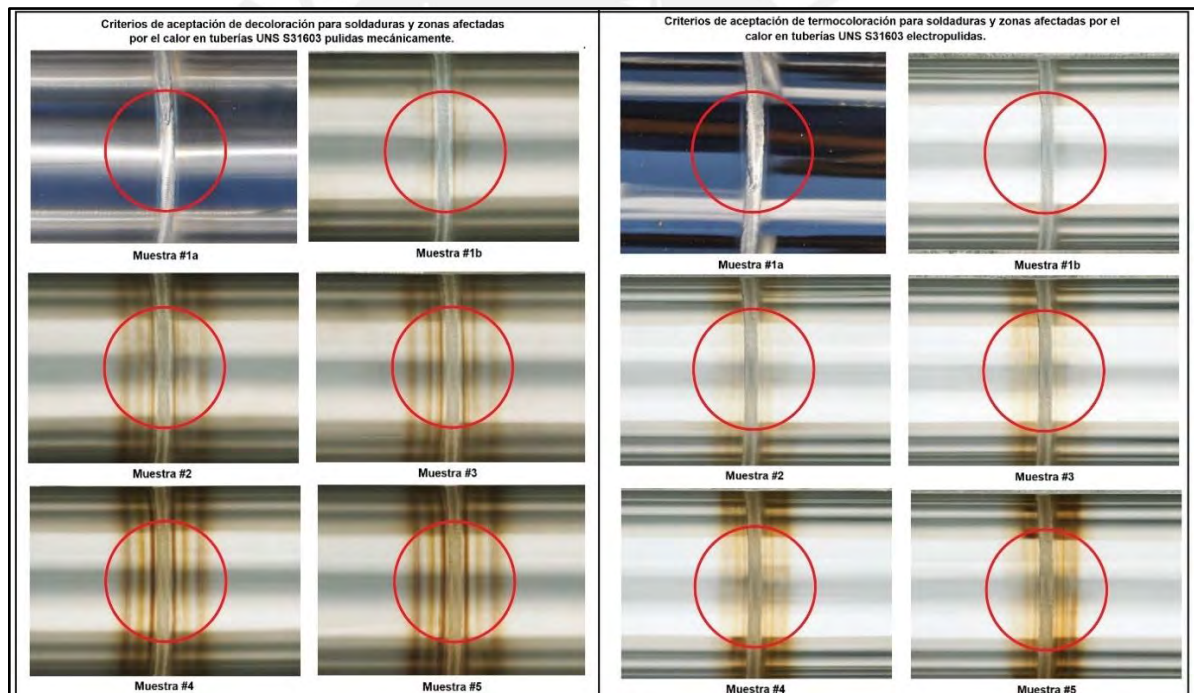


Figura 15. Criterios de aceptación de decoloración para soldaduras y ZAC en tubería UNS S31603 pulidas mecánicamente y electropulido. (ASME BPE: figuras MJ-8-4-2 y MJ-8-4-) [45].

El área de comparación en cada fotografía es el área dentro del círculo rojo de la tubería electropulida UNS S31603. Los niveles de termocoloración aceptables son las muestras del #1 al #4 (10-50 ppm). La muestra #5 (80 ppm) presenta niveles inaceptables de termocoloración de la ZAC y soldadura. El estándar también evalúa las mismas condiciones de soldaduras en tubería mecánicamente pulidas donde los niveles de termocoloración aceptables son: muestras del #1 al #3 (10-35 ppm), la muestra #4 y #5 (50-80 ppm) presenta niveles inaceptables de termocoloración.

1.7.5.2 Relación entre la termocoloración y los espesores de película de los óxidos térmicos en soldaduras.

El calor de entrada en soldaduras, genera oxidación química sobre la superficie a temperaturas superiores a 300 °C, forma óxidos térmicos con diferente composición química y espesor de película de óxido pasivo original [46]. Este fenómeno resulta en colores de interferencia y finalmente en la generación de una película opaca con mayor espesor que la película de óxido original, como se muestra en la Tabla 6 [46].

Tabla 6. Colores en los tintes térmicos (termocoloración) en correlación con el espesor de los óxidos térmicos [46] [47].

Color de tintes térmicos	Acromático	Amarillo cromo	Amarillo paja	Amarillo dorado	Rojo marrón	Azul cobalto	Azul claro	Acromático	Marrón gris
Temperatura (°C)	Ambiente	<400	≤ 400	500	650	900	1000	1100	1200
Espesor de película, nm	≤ 5	≤ 5	25-50	50-75	75-100	100-125	125-175	175-275	>275

La capa de óxido más gruesa recién formada no es homogénea, está contaminada con varias partículas y compuestos, y debajo de ella se encuentra una zona empobrecida en Cr que deteriora aún más la resistencia a la corrosión, que ya es metalúrgicamente diferente del metal base y la soldadura. Las diferentes faltas de homogeneidad de la superficie y el daño a la capa de óxido pueden afectar la pasividad del acero inoxidable y transformar su superficie en un estado electroquímicamente activo sujeto a diferentes fenómenos de corrosión, generalmente picaduras locales [46]. La Figura 16 muestra una soldadura con proceso GTAW (doble pasada) con termocoloración generada por diferentes gradientes de temperatura.

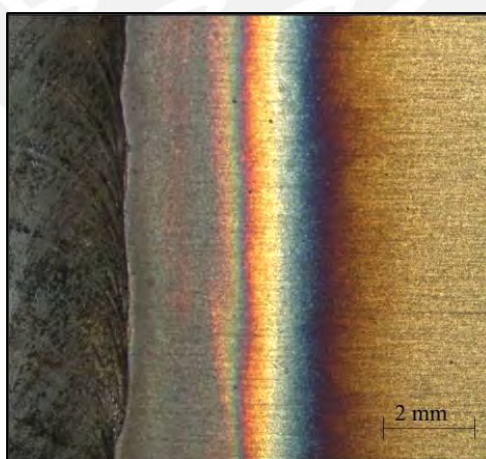


Figura 16. Termocoloración (tintes térmicos) representan áreas de baja resistencia a la corrosión, donde pueden iniciar los fenómenos de corrosión por picaduras [46].

M.E. Somervuori [47] presentó adicionalmente en esta investigación los colores de tinte térmico, su temperatura de formación y espesores de película seca sobre acero inoxidable soldado, los cuales se muestran en la tabla 7. Los colores principales son

el amarillo, el rojo (marrón rojo/rosa/violeta) y el azul. Los óxidos teñidos con calor de diferentes colores se forman a diferentes temperaturas y tienen diferentes espesores de película. Existen ligeras diferencias en los colores según el grado de acero y el método de las condiciones de calentamiento.

Tabla 7. Colores, temperaturas y espesores de película sobre tintes térmicos [47].

Color de Oxido	Temperatura (°C)	Espesores (nm)
Sin color	Ambiente	≤ 5
Amarillo cromo	≤ 400	≤ 25
Amarillo pajizo	≤ 400	25 - 50
Amarillo dorado	500	50 - 75
Rojo marrón	650	75 - 100
Azul cobalto	900	100 - 125
Azul claro	1000	125 - 175
Incoloro	1100	175 - 275
Marrón gris	1200	> 275

1.7.5.3 Variación del cromo sobre la superficie termocoloreada y su relación en la disminución de la resistencia a la corrosión en soldaduras.

Los óxidos presentes en la zona termocoloreada y formados a temperaturas elevadas por soldaduras son porosos y mucho más gruesos, no son barreras eficaces contra la corrosión acuosa y su presencia normalmente reduce la resistencia a la corrosión en los aceros inoxidable. La razón se debe a que el Cr se mueve preferentemente desde la superficie del acero inoxidable hacia el óxido durante su formación y crecimiento, dejando el acero inoxidable inmediatamente debajo del óxido, empobrecido en Cr. La Figura 17 muestra el perfil de composición de Cr a través de una capa termocoloreada de soldadura y el acero inoxidable subyacente

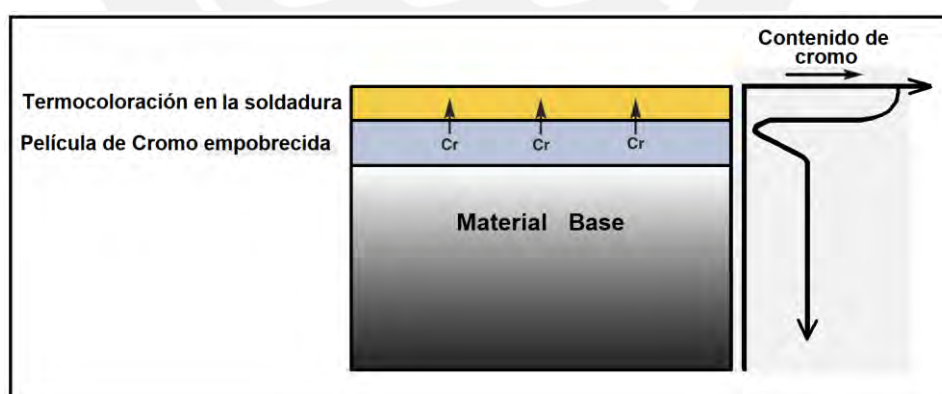


Figura 17. Esquema de variación de la concentración de cromo a través de una superficie termocoloreada [42].

El contenido mínimo de cromo justo debajo del óxido puede alcanzar niveles inferiores al 10,5% (necesario para convertir una aleación ferrosa en acero inoxidable). Por lo tanto, las películas de óxidos deben eliminarse durante la limpieza posterior a la fabricación, para restaurar completamente la resistencia a la corrosión. Cualquier evidencia visual de formación de óxido generalmente indica que es necesaria una limpieza para una resistencia óptima a la corrosión [42].

1.7.5.4 Composición química en la película de óxidos, influenciada por oxígeno en el gas de respaldo en soldaduras de aceros inoxidables.

Algunas investigaciones realizadas [47] [41] [48] respecto a los tintes térmicos, han demostrado que existe empobrecimiento del cromo (Cr) en el sustrato metálico inmediatamente debajo de la película de óxido de tinte térmico y para verificar esto, se realizaron análisis de espectroscopía foto electrónica de rayos X (XPS, por sus siglas en inglés) con el fin de cuantificar las diferencias en la composición química debajo de la película superficial en los sectores del: metal de soldadura, límite de soldadura, la región con tintes térmicos y el material base en un lado de la soldadura. Gareth Hinds [49] en su investigación mostró análisis realizados en soldaduras de tuberías de acero inoxidable dúplex 22CrDSS, empleando gas de respaldo argón mezclado con diferentes concentraciones de oxígeno: (30, 2000 y 10 000 ppm).

Los resultados de los análisis de la composición química con XPS que se visualizan en las gráficas de la Figura 18, muestran la influencia del oxígeno en el gas de respaldo sobre la composición química de los tintes térmicos.

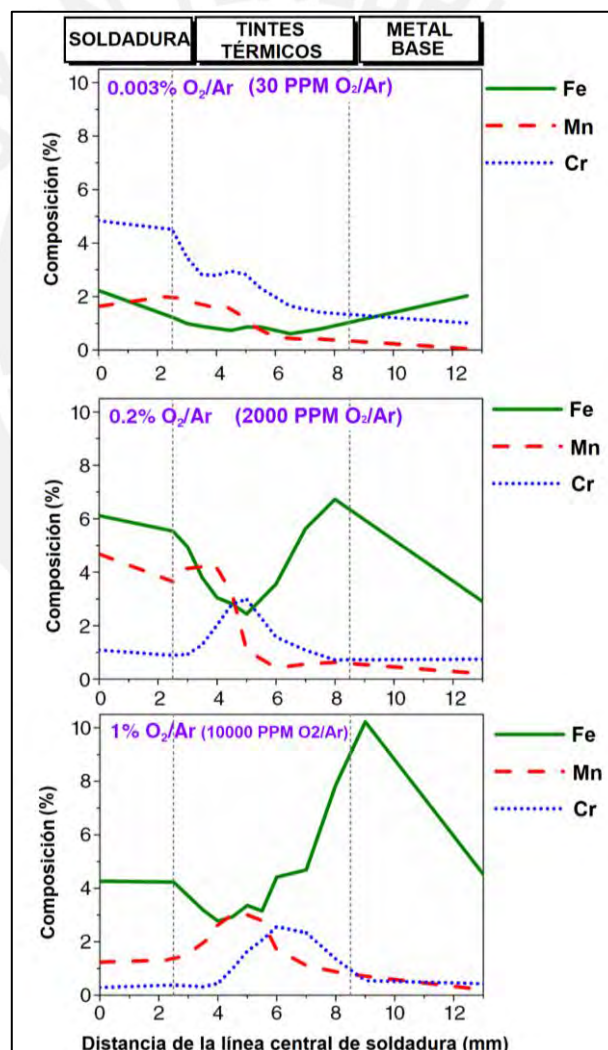


Figura 18. Análisis cualitativo de XPS en tres soldaduras diferentes de acero inoxidable dúplex 22CrDSS. Se muestra la variación en el contenido de Cr, Mn y Fe en la película de óxido con la distancia desde el centro de la soldadura. Se indican posiciones aproximadas en la región soldada y los tintes térmicos [49].

Esta investigación revela que:

- La medición de la composición química en la película de óxido, muestra variaciones en los contenidos de cromo (Cr), manganeso (Mn) y fierro (Fe) respecto a la línea central de la soldadura.
- El análisis no detectó variación en la composición química de los otros elementos.
- En el análisis, las soldaduras que fueron realizadas con gas de respaldo argón y mezclado con adiciones de oxígeno en concentraciones de: 1% (10 000 ppm) y 0,2% (2000 ppm), mostraron distintos picos o contenidos de Mn y Cr junto con un nivel reducido de Fe en el centro de la región con tintes térmicos, en comparación con la región del material base.
- La soldadura realizada con gas de respaldo argón y 0,003% (30 ppm) de oxígeno, también presenta variación en la composición química del Cr, Mn y Fe, sin embargo, no se observaron distintos picos como en los casos anteriores.

1.7.5.5 Formación y tipos de óxidos en los tintes térmicos, influenciados por oxígeno en el gas de respaldo de soldaduras de aceros inoxidable auténticos.

Respecto a los tipos de óxidos presentes en los tintes térmicos, Jeremy y colaboradores [50], investigaron la formación y tamaño de óxidos, la composición química y la influencia del gas de respaldo en soldaduras de aceros inoxidable austeníticos. Emplearon como material base el inoxidable 304L y un material de aporte tipo ER308L. Para el análisis, realizaron espectroscopía Raman en la región adyacente al límite de fusión para determinar los compuestos químicos presentes en la superficie de los tintes térmicos de la ZAC en la raíz de la soldadura. Los espectros Raman cualitativos obtenidos en la región adyacente al límite de fusión fue para soldaduras ejecutas sin gas de respaldo y en otro caso con gas de respaldo al 100% de Argón como se muestra en la Figura 19. Se visualizan cinco escaneos en la ZAC, donde los compuestos observados de la oxidación por tintes térmicos cerca de la línea de fusión de ambas soldaduras fueron muy similares y se identificaron como óxidos ricos en Fe, particularmente Fe_2O_3 (Hematita) y Fe_3O_4 (Magnetita), en buena concordancia con otras investigaciones realizadas en trabajos previos.[51] [52] [53].

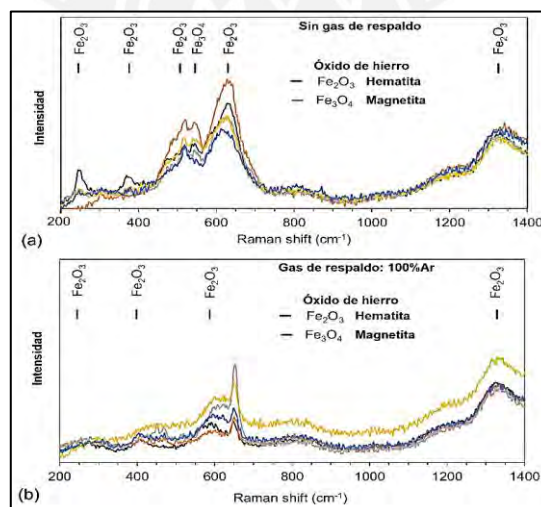


Figura 19. Espectros Raman de oxidación del tinte térmico en la ZAC. (a) Soldadura sin gas de respaldo, (b) soldadura con gas de respaldo 100 % Ar. [50].

Ling y colaboradores [51] también informaron sobre el tipo de óxidos formados en una soldadura de acero inoxidable austenítico 304L con material de aporte tipo 308L sin emplear gas de respaldo. La investigación muestra la variación y tipos de óxidos presentes en función de la distancia desde el límite de fusión (Ver Figuras 20 a 22). Los espectros típicos de Raman muestran óxidos ricos en Fe (Fe_2O_3 y Fe_3O_4) en las regiones más cercanas al límite de fusión. Aproximadamente a 2 mm de distancia, se identificaron óxidos ricos en Cr (Cr_2O_3), que corresponden a tintes térmicos de la región azul de la ZAC; más alejado, óxidos ricos en Fe y Fe-Cr (Fe_3O_4 , FeCr_2O_4) predominaron en la composición de la película de óxido como se ve en la Figura 22.

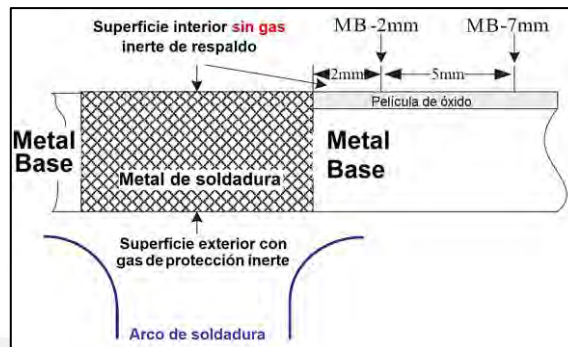


Figura 20. Diagrama esquemático de la soldadura y película de óxido [51].

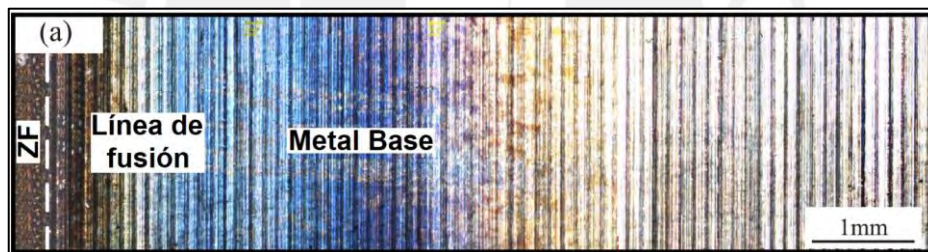


Figura 21. Morfología de oxidación superficial (Tintes térmicos). Acero inoxidable 304L soldado sin gas de respaldo [51].

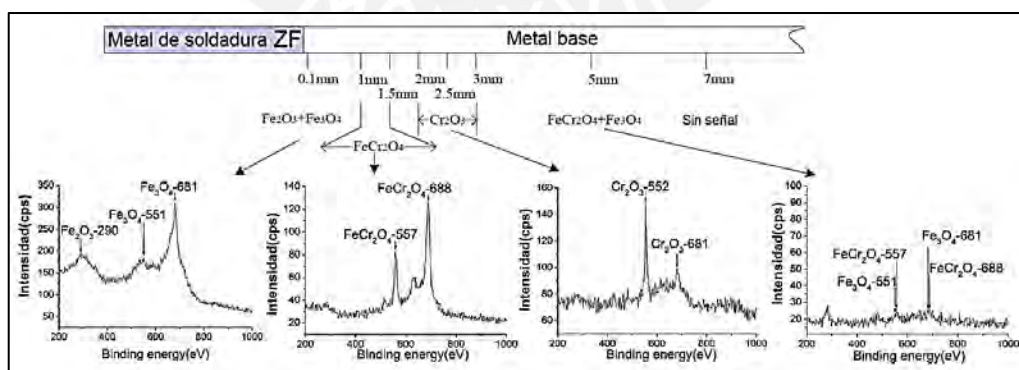


Figura 22. Espectros típicos de Raman que muestran los resultados de la posición de las diferentes películas de óxido de la Figura 21 [51].

Las investigaciones realizadas en [50] [51], muestran resultados muy similares referente a los óxidos presentes desde la línea de fusión y a lo largo de la zona termocoloreada, ya sea empleando gas de respaldo o no durante las soldaduras.

1.7.5.6 Variación de la composición química de la película de óxidos en soldaduras de aceros inoxidable, desde la línea de fusión hacia la ZAC

Jeremy McNicol [50] en su investigación realizó mediciones de composición química presente en los óxidos de los tintes térmicos en función de la distancia medida desde la línea de fusión hacia la ZAC, empleando espectroscopía de difracción de electrones (EDS por sus siglas en inglés). Este análisis EDS se realizó para soldaduras ejecutadas sin gas de respaldo y con gas de respaldo (100% Argón), empleando como material base un inoxidable 304L y un aporte tipo ER308L. El análisis EDS se visualiza en las gráficas (g), (h) de la Figura 23 y se aprecia que hay significativamente más oxígeno en la soldadura sin gas de respaldo en comparación con la soldadura realizada con gas de respaldo, además, los resultados muestran la rápida disminución del contenido de oxígeno a una distancia cada vez mayor del límite de fusión.

Cabe mencionar, que estos resultados también fueron informados por Ling y sus investigadores [51], quienes analizaron la oxidación en la zona afectada por el calor de soldaduras realizadas con proceso GTAW sin gas de respaldo en una placa base de acero inoxidable 304L, determinándose que el contenido de oxígeno en la película de óxido fueron los más grandes y los más cercanos al límite de fusión, similar a lo observado en la investigación Jeremy McNicol[50]. El mayor grado de oxidación se atribuyó a que las temperaturas máximas eran más altas en el límite de fusión [51].

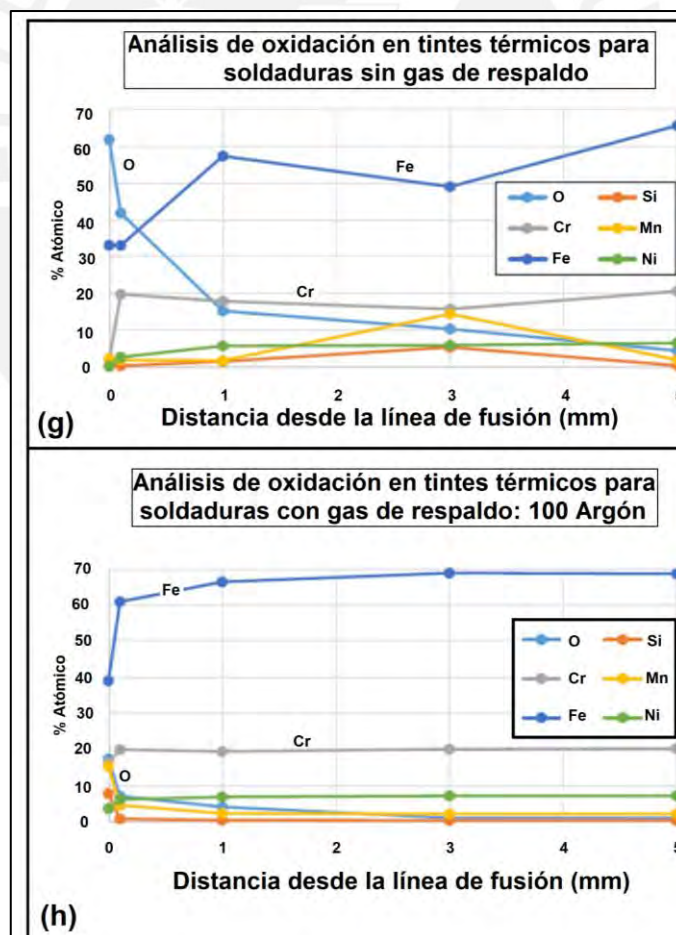


Figura 23.: Las gráficas (g) y (h) muestra el análisis EDS de la concentración de elementos químicos en los óxidos de los tintes térmicos, versus la distancia a la línea de fusión de las soldaduras [51].

1.7.5.7 Perfiles de profundidad de la película de óxidos sobre los tintes térmicos de soldaduras de aceros inoxidable.

M.E. Somervuori y otros investigadores [47] presentaron perfiles de profundidad de los óxidos en los tintes térmicos de aceros inoxidables austeníticos, los cuales fueron determinados usando espectroscopia fotoelectrónica de rayos X (XPS por sus siglas en inglés) y espectroscopia electrónica Auger (AES por sus siglas en inglés) [47] [54]. M.E. Somervuori [47] presentó perfiles de profundidad de concentración de elementos químicos presentes en los óxidos teñidos térmicamente de color amarillo, rojo y azul, además de los óxidos en el material base y en el centro de una soldadura por puntos del acero inoxidable austenítico EN 1.4301. Estos perfiles fueron medidos mediante espectroscopia electrónica Auger, revelando las profundidades del hierro, oxígeno, níquel, cromo y cobre los cuales se presentan en las gráficas (a) – (e) de la Figura 24.

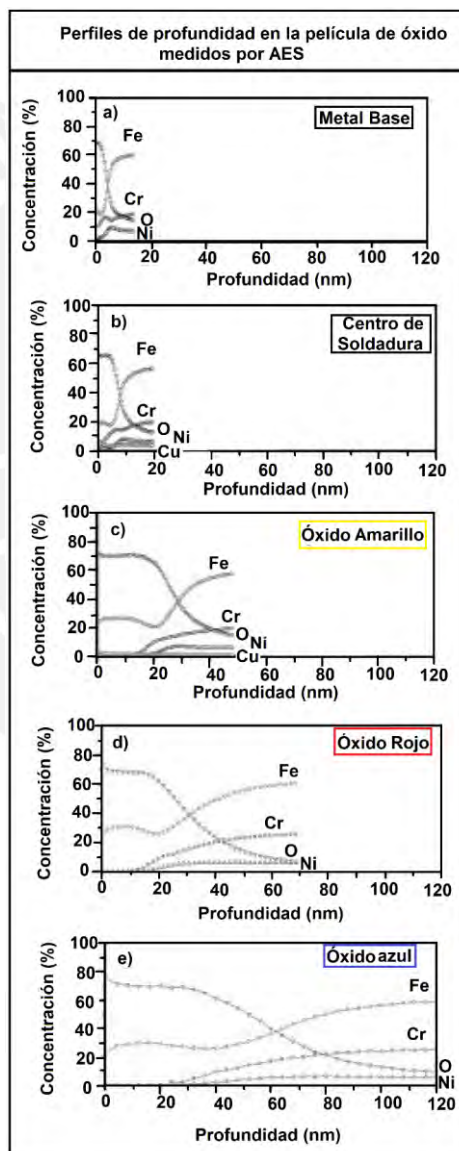


Figura 24. Perfiles de profundidad del hierro, oxígeno, níquel y cromo medidos por AES sobre la película de óxido del acero inoxidable austenítico EN 1.4301 (a) Material base, (b) dentro de soldadura, (c) óxido amarillo, (d) óxido rojo y (e) óxido azul [47].

La forma de los perfiles de profundidad de los óxidos amarillo, rojo y azul muestran lo siguiente:

- Según los perfiles de profundidad medidos por AES, las composiciones de las películas de óxido amarillo, rojo y azul son similares, por tanto, los colores indican diferentes espesores de película.
- Las composiciones y espesores de películas de óxido del mismo color son las mismas en los puntos de soldadura. Las pequeñas diferencias en el espesor de la película de óxido provocan colores sólo ligeramente diferentes.
- En el centro de la soldadura por puntos, la película de óxido es ligeramente más gruesa que la del material base.
- Una limitación de las mediciones AES es que los bajos contenidos de cromo cerca de la superficie no se pueden determinar con precisión ya que los picos de oxígeno y cromo están cerca uno del otro.
- Los perfiles de profundidad medidos por AES muestran que las capas de óxido teñidas térmicamente contienen principalmente hierro y oxígeno.
- No hay cromo presente en la superficie exterior, pero la cantidad de cromo aumenta desde la superficie hacia el interior del material base.

1.8 Metalurgia de los aceros inoxidables austeníticos

Los aceros inoxidables austeníticos son aleaciones que se fabrican fuera de las condiciones de equilibrio termodinámico, es decir, se fabrican por enfriamiento rápido con el fin de evitar que estén presentes fases secundarias perjudiciales como la fase sigma y finalmente obtener, austenita al 100% como fase metaestable a temperatura ambiente. Estas aleaciones no sufren una transformación alotrópica

En uniones soldadas, es importante tener presente las transformaciones de la austenita tanto a bajas y altas temperaturas por lo cual, se deben evitar enfriamientos lentos para impedir la formación de fases secundarias y, por otro lado, evitar enfriamientos rápidos que puedan generar gradientes térmicos y de deformación altos introduciendo tensiones y generando a la vez, distorsiones importantes en las soldaduras. Los procesos térmicos de soldadura y de fabricación a altas temperaturas, pueden cambiar radicalmente la microestructura y por tanto variar sus propiedades mecánicas y su resistencia a la corrosión [55].

1.9 Rol de la ferrita delta en depósitos de soldadura acero inoxidable.

Está bien establecido que es necesario que los depósitos de soldadura austenítica se solidifiquen como ferrita primaria (también conocida como ferrita delta - δ), cuando se quiere minimizar el agrietamiento en caliente [56] [57] por solidificación de la soldadura y reducción del agrietamiento por licuación del metal de soldadura (micro fisuración). Además, el comportamiento frente a la corrosión de los depósitos de soldadura y piezas de acero inoxidable es considerablemente diferente dependiendo de si el acero inoxidable tiene una microestructura generada con ferrita primaria o austenita primaria como se explicará más adelante. Dicho esto, para predecir el modo de solidificación como la constitución del metal de soldadura, se emplean diversos diagramas y ecuaciones que permiten determinar si el metal de soldadura solidificara primero como fase ferrita o fase austenita. Estos diagramas, se basan en la composición química de las aleaciones de interés. Desde la década de 1940, numerosas investigaciones han demostrado que los metales de soldadura de acero inoxidable austenítico que

contienen de 3 FN a 20 FN en la microestructura a temperatura ambiente son resistentes al agrietamiento en una amplia variedad de aplicaciones. Aunque el metal de soldadura totalmente austenítico también puede exhibir una resistencia aceptable al agrietamiento, se ha demostrado repetidamente que la resistencia inherente de los metales de soldadura que contienen ferrita es superior.

El uso de materiales de aporte debe evitarse en aplicaciones en las que la presencia de ferrita puede plantear problemas con respecto al rendimiento del servicio, como en temperaturas criogénicas donde se producen transiciones de dúctil a frágil, a temperaturas elevadas donde la formación de fase sigma causa fragilidad, o donde no se puede tolerar la presencia de materiales ferromagnéticos [58].

1.9.1 Influencia del gas de respaldo en el contenido de ferrita del metal de soldadura en la raíz.

En un estudio realizado por Jeremy McNicol y otros investigadores [50], relacionan la influencia del contenido de oxígeno en el gas de respaldo con la formación de ferrita y generación de óxidos en el metal de soldadura. Para este estudio, los contenidos de ferrita en el metal de soldadura se determinaron utilizando el equipo: FISCHER FERITSCOPE FMP30.

La Figura 25 muestra los resultados y se aprecian los contenidos promedios de ferrita obtenidos en función del tipo de gas de respaldo utilizado: 95% Ar + 5% O₂, 100 % Ar y una soldadura sin gas de respaldo. Las soldaduras se realizaron en un acero inoxidable austenítico 304L con materiales de aporte ER308LSi y ER308L y proceso GMAW. De esta Figura 25, se puede decir que:

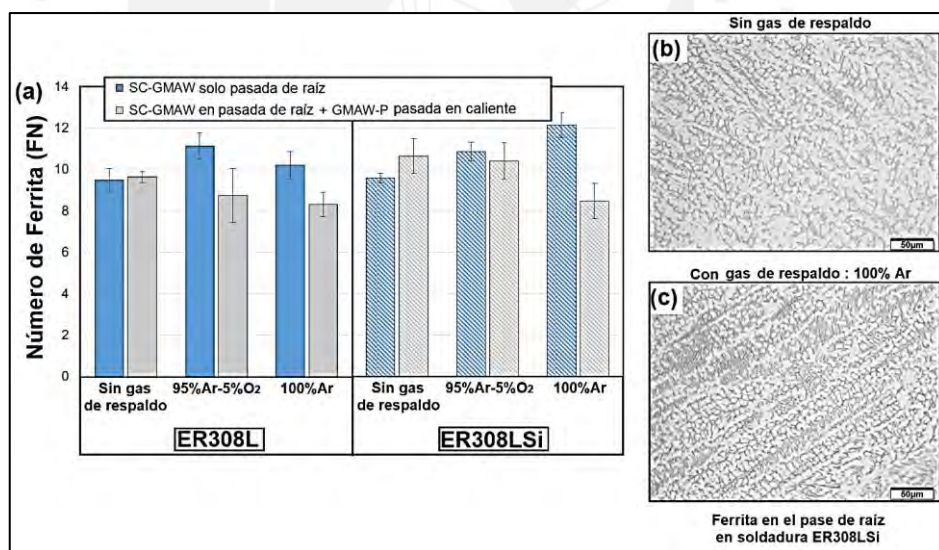


Figura 25. (a) Contenido de ferrita (FN) del metal de soldadura medido con FERITSCOPE en soldaduras GMAW ER308LSi y ER308L.

- (b) Microestructuras de soldadura grabadas sin gas de respaldo. (menos ferrita)
 (c) Microestructuras de soldadura grabadas con gas respaldo de argón puro
 (b) y (c) ambas soldaduras con un solo pase de raíz.[50].

- El contenido de ferrita es similar en los metales de soldadura (8 a 12 FN) y en las soldaduras con un solo pase de raíz (barras azules), se nota que el contenido promedio de ferrita es ligeramente menor en las soldaduras sin gas de respaldo.

- El metal de soldadura exhibe principalmente ferrita esquelética con áreas dispersas de ferrita Lathy. Estas morfologías de ferrita son el resultado del modo de solidificación ferrita-austenita (FA). La morfología de la ferrita y el contenido de ferrita residual a temperatura ambiente dependen de la composición del metal de soldadura y de la velocidad de enfriamiento de la soldadura [59].
- La soldadura del paso de raíz sin gas de respaldo genera formación de escoria o películas de óxido que cubren el metal fundido. Esto puede resultar en una pérdida de elementos promotores de ferrita del metal de soldadura (más notablemente en el cromo) y explicar el menor contenido de ferrita en estas soldaduras de paso de raíz sin gas de respaldo.

1.9.2 Predicción de ferrita y esquemas de constitución: Diagrama WRC-1992

El diagrama WRC-1992 [58] muestra el rango de composición para el modo de solidificación primaria deseable (Figura 26). Las líneas punteadas en rojo indican las diversas transiciones en la fase de solidificación primaria. Debido a que no toda la ferrita es ferrita primaria (es decir, parte es un componente de fase de un eutéctico de ferrita-austenita), este diagrama se puede usar para garantizar que la ferrita sea la primera fase sólida (primaria) en formarse, ya que esta microestructura es preferible y debería ayudar a reducir problemas de agrietamiento en caliente durante la soldadura.

Para que esta condición ocurra, el depósito de soldadura tendrá una composición en el rango etiquetado como FA de la figura 26 (Transformación primaria de ferrita a austenita). Del diagrama también se puede verificar que, si existen aleaciones con una proporción alta de cromo a níquel, esto favorecerá a la formación de ferrita primaria mientras que una proporción baja promoverá la formación de la austenita primaria.

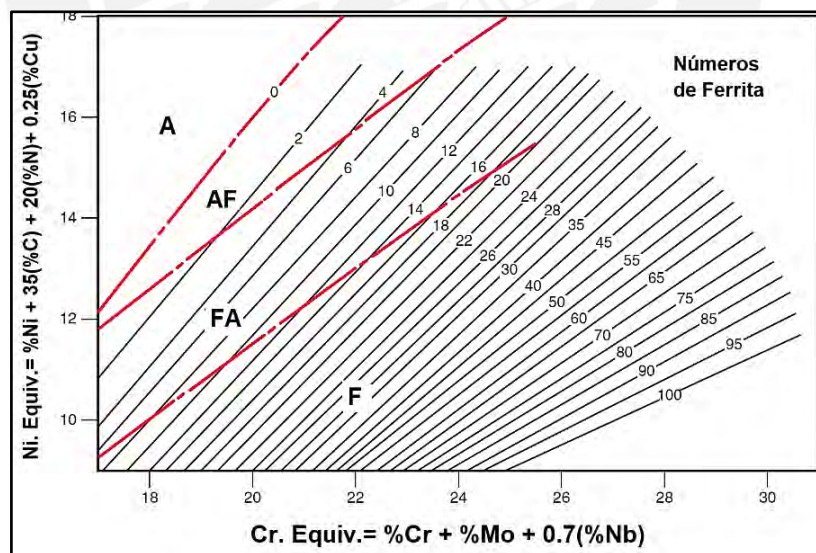


Figura 26. Diagrama WRC-1992 [58].

El diagrama WRC-1992 también se puede emplear para predecir el tipo de ferrita (primaria o eutéctica) y el contenido de ferrita cuando existen diferencias entre los aceros inoxidable que se unen. Por ejemplo cuando se suelda un inoxidable del tipo 304 con un inoxidable del tipo 310 [60]. La cantidad y forma de ferrita en el metal de soldadura se puede controlar seleccionando un metal de aporte con el equivalente apropiado de cromo y níquel. Por lo indicado, el conocimiento del contenido y la forma

de ferrita del metal de soldadura es necesario para poder caracterizar y predecir adecuadamente el comportamiento de la corrosión. La medición del contenido de ferrita se puede confirmar utilizando un equipo de medición magnético [56] [57].

1.9.3 Recomendación de porcentajes de ferrita para uniones soldadas

Se puede lograr una condición óptima para contenidos de ferrita entre 3 y 8% en volumen en el depósito de soldadura. Los contenidos de ferrita superiores al 3% en volumen generalmente garantizan la formación de ferrita primaria y, por lo tanto, reducen la susceptibilidad al agrietamiento en caliente. Sin embargo, la ferrita por encima del 10% en volumen puede degradar las propiedades mecánicas en servicio a baja o alta temperatura [1] :

- A bajas temperaturas, el exceso de ferrita puede promover la formación de grietas cuando la temperatura está por debajo de la temperatura de transición dúctil-frágil.
- A altas temperaturas, se puede formar fase sigma (σ) frágil, continua en la interfaz entre la austenita y la ferrita.

1.9.4 Evolución de la microestructura en la zona de fusión durante el proceso de solidificación.

La microestructura a temperatura ambiente de la zona de fusión de los aceros inoxidable austeníticos depende tanto del comportamiento de solidificación como de las subsiguientes transformaciones del estado sólido. Todos los aceros inoxidable solidifican con ferrita o austenita como fase primaria. En los aceros inoxidable después de la solidificación, pueden ocurrir transformaciones adicionales en el estado sólido al enfriarse a temperatura ambiente. Estas transformaciones son más importantes en aleaciones que experimentan solidificación primaria de ferrita, ya que la mayor parte de la ferrita se transformará en austenita [2].

La fracción de volumen y morfología de la ferrita delta observada en la microestructura depositada de los aceros inoxidable austeníticos, es producto de la secuencia de solidificación y transformación del estado sólido que ocurre durante el enfriamiento. Esta secuencia se puede considerar de manera cualitativa con la ayuda de un esquema de la sección pseudobinaria con 70% de hierro del diagrama de fases ternario de Fe-Cr-Ni que se muestra en la Figura 27. Hay cuatro posibilidades de solidificación y transformación de estado sólido para los metales de soldadura de acero inoxidable austenítico. Estas reacciones se enumeran en la Tabla 8 y se relacionan con el diagrama de fase de la Figura 27. Tenga en cuenta que [58] :

- Los modos de solidificación A y AF están asociados con la solidificación de austenita primaria, la cual es la primera fase que se forma tras la solidificación.
- Los modos de solidificación FA y F tienen ferrita delta como fase primaria y después de la solidificación, se produce una modificación microestructural adicional en estado sólido para los tipos FA y F, debido a la inestabilidad de la ferrita a temperaturas más bajas.

Las diversas microestructuras que son posibles en los metales de soldadura de aceros inoxidable austeníticos y su evolución se muestran en la Tabla 8 y Figura 27. Se describen a continuación las diferentes microestructuras del metal de soldadura según el tipo de solidificación:

Tabla 8. Tipos de solidificación, reacciones y microestructuras resultantes [2].

Tipo de solidificación	Reacción	Microestructura
A	$L \rightarrow L+A \rightarrow A$	Completamente austenita, estructura de solidificación bien definida [2] [61].
AF	$L \rightarrow L+A \rightarrow L+A+$ $(A+F)_{eut} \rightarrow A+Feut$	Ferrita en los límites dendríticos y celulares [2][58].
FA	$L \rightarrow L+F \rightarrow L+F+$ $(F+A)_{per/eut} \rightarrow F+A$	Ferrita Lathy o esquelética resultante de la transformación de ferrita en austenita [2] [62]
F	$L \rightarrow L+F \rightarrow$ $F \rightarrow F+A$	Ferrita acicular o una matriz de ferrita con austenita en el límite de grano y placas laterales de Widmanstätten [2] [63].

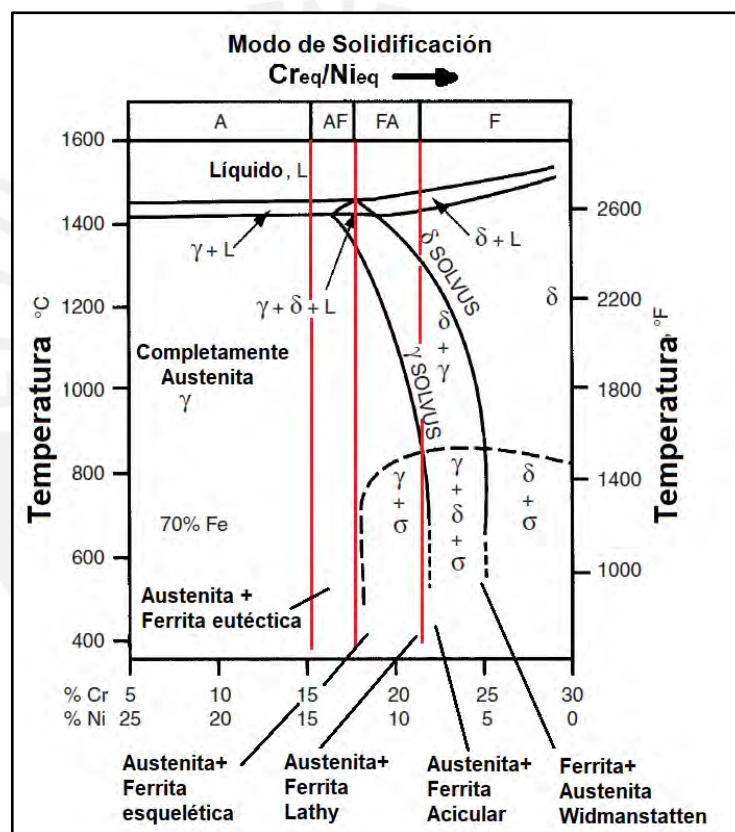


Figura 27. Relación del tipo de solidificación en el diagrama de fase pseudobinario, adaptado de [2] [58].

La figura 28 muestra un resumen de los modos de solidificación de las microestructuras y sus diferentes morfologías de la ferrita δ en el metal de soldadura. En una publicación de Brooks y Thompson [59], sugieren una visión muy útil basada en un trabajo de David [64], quien señaló que las diversas formas de ferrita delta δ dependen de la composición, la ruta de solidificación y las velocidades de enfriamiento posteriores. El esquema de la figura 28 presentan definiciones muy útiles y sugiere que se adopten para futuros estudios.

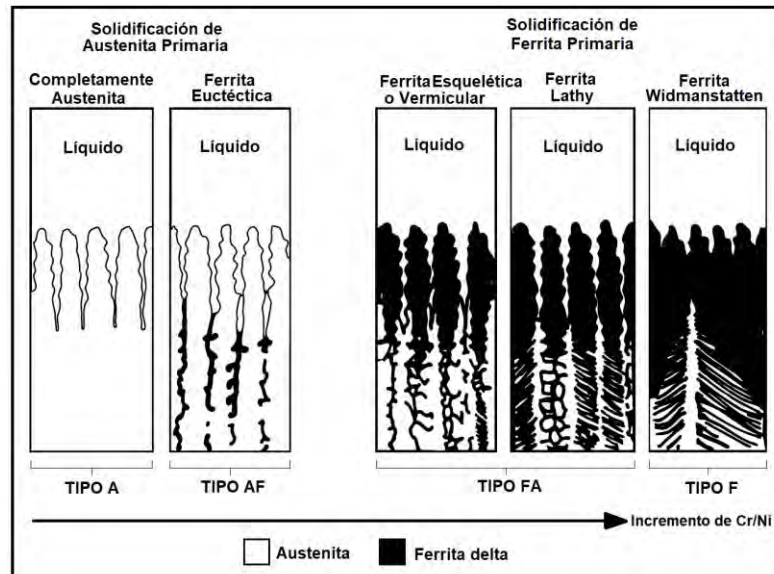


Figura 28. Resumen de modelos esquemáticos del comportamiento de solidificación y transformación de microestructuras totalmente austeníticas y dúplex.

Adaptado de [58] [59][65].

Como se indicó anteriormente en 1.9, la ferrita delta tiene un rol importante en los depósitos de soldaduras austeníticas ya que reducen el agrietamiento en caliente de la zona fundida, por tanto, es necesario que las soldaduras puedan solidificar con ferrita primaria. Dicho esto, se describen los tipos de solidificación con ferrita primaria:

1.9.4.1 Solidificación Tipo FA

En este tipo de solidificación se forma algo de austenita al final de la solidificación, generada a través de una reacción peritectica-eutéctica y existiendo en los límites de solidificación primaria de la ferrita celular y dendrítica, al final de la solidificación. Esta reacción ocurre dentro y a lo largo de la región trifásica triangular que se muestra en la Figura 27. En este tipo de solidificación FA se dan transformaciones que dan lugar a varias morfologías de ferrita, las que se describen a continuación [2]:

1. Cuando se completa la solidificación, la microestructura consta de dendritas de ferrita primaria con una capa interdendrítica de austenita. La cantidad de austenita presente depende de las condiciones de solidificación y del valor Cr_{eq}/Ni_{eq} .
2. A medida que el metal de soldadura se enfría a través del campo bifásico de ferrita delta + austenita, la ferrita se vuelve cada vez más inestable y la austenita comienza a consumir la ferrita a través de una reacción controlada por difusión. La difusión a través de la interfaz austenita-ferrita controla la velocidad y la naturaleza de la transformación.
3. Cuando las velocidades de enfriamiento de la soldadura son moderadas y/o cuando el Cr_{eq}/Ni_{eq} es bajo, pero aún está dentro del rango de FA (Figura 27), se produce una morfología de ferrita vermicular o esquelética como se muestra en la Figura 29. Esto es una consecuencia del avance de la austenita que consume la ferrita hasta que la ferrita está lo suficientemente enriquecida en elementos promotores de ferrita (cromo y molibdeno) y empobrecida en elementos promotores de austenita (níquel, carbono y nitrógeno) que es estable a bajas temperaturas donde la difusión es limitada.

4. Cuando las velocidades de enfriamiento son altas y/o cuando el Cr_{eq}/Ni_{eq} aumenta dentro del rango de FA de la Figura 27, se obtiene una morfología de ferrita laminada como se muestra en la Figura 30. La morfología Lathy se forma en lugar de la morfología esquelética debido a la difusión restringida durante la transformación ferrita-austenita. Cuando se reducen las distancias de difusión, es más eficiente que la transformación se desarrolle como listones más estrechamente o firmemente espaciados, lo que da como resultado un patrón de ferrita residual que corta a través de la dendrita original o en dirección del crecimiento celular. La mayoría de los metales de aporte están formulados de tal manera que la solidificación se produce en el modo FA, con contenidos de ferrita del metal de soldadura que oscilan entre 5 y 20 FN (Número de ferrita).

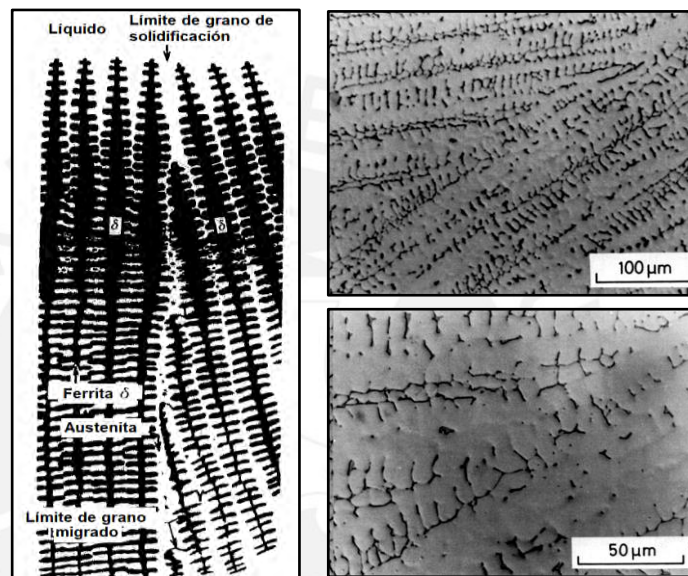


Figura 29. Solidificación tipo FA. Lado izquierdo esquema de ferrita esquelética o vermicular. Lado derecho: microestructura de ferrita esquelética [2][62].

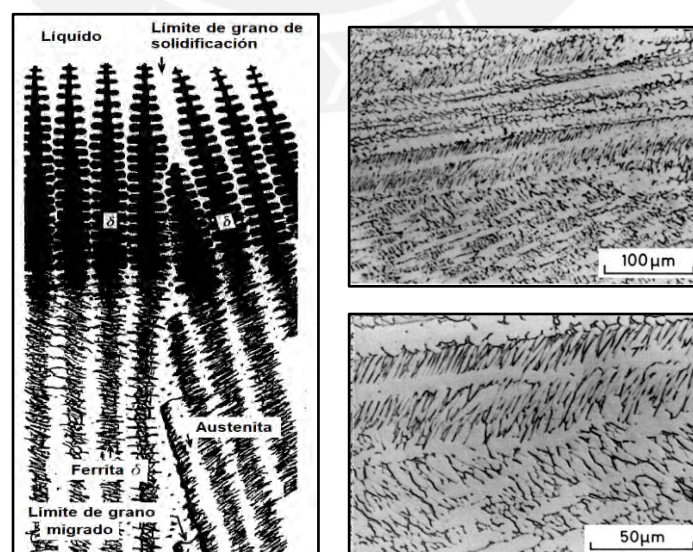


Figura 30. Solidificación tipo FA. Lado izquierdo esquema de ferrita Lathy. Lado derecho: microestructura de ferrita Lathy [2] [62].

1.9.4.2 Solidificación Tipo F.

A medida que aumenta la relación C_{req}/Ni_{eq} , la cantidad de austenita disminuye y al final de la solidificación la microestructura es completamente ferrítica. En este punto, el tipo de solidificación cambia de FA a F. En la práctica, la solidificación tipo F es muy inusual en los metales de soldadura de acero inoxidable austenítico.

1.9.5 Medición de la Ferrita delta

Esta técnica es un proceso rápido, económico y preciso que mide el porcentaje de ferrita en un acero inoxidable austenítico y dúplex. Es importante controlar el contenido adecuado de ferrita en las microestructuras de aceros inoxidables, ya que la ferrita proporciona un equilibrio entre ductilidad, tenacidad, resistencia a la corrosión y prevención de grietas. En soldaduras de aceros inoxidables austeníticos, el contenido de ferrita influye en las propiedades mecánicas, en la soldabilidad (agrietamiento por solidificación) y resistencia a la corrosión. En esta técnica no destructiva, la superficie a ensayar debe estar limpia y lisa para colocar la sonda del equipo sobre el material que se está investigando y de esta manera formar un circuito magnético cerrado que mide la permeabilidad magnética. Esta permeabilidad se mide frente a porcentajes estándar de otros materiales con contenidos de ferrita conocidos. La permeabilidad del material analizado indica el porcentaje de contenido de ferrita y se lee digitalmente en la pantalla del ferritómetro como se muestra en la Figura 31.

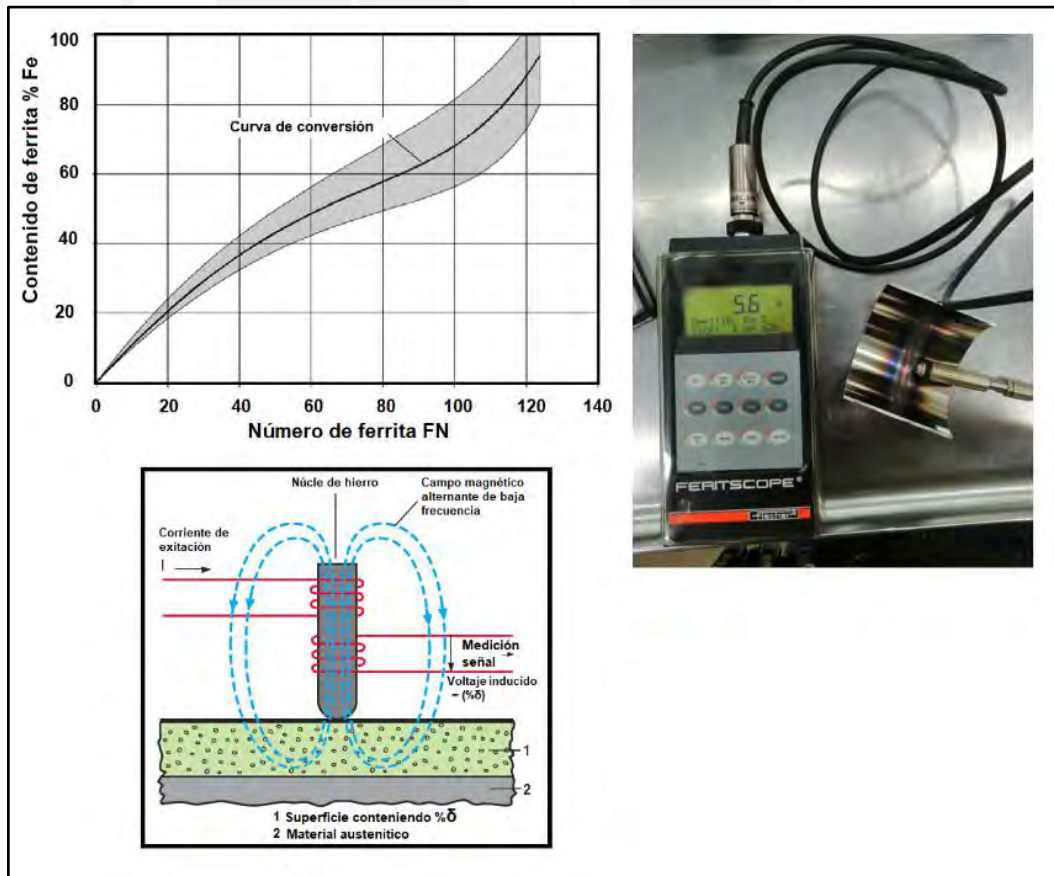


Figura 31. Figura muestra un ferritómetro y como realiza la medición de ferrita.

1.10 Gases de protección (Shielding gas) en soldaduras con proceso GTAW.

La composición del gas de protección (Shielding gas) se puede modificar para mejorar la microestructura y propiedades en las soldaduras GTAW de aceros inoxidable austeníticos. El uso de argón mezclado con pequeños volúmenes de nitrógeno (10% en volumen de N₂ o menos) en un proceso de soldadura GTAW, mejorará la resistencia a la corrosión en contacto con soluciones de ácido clorhídrico oxidante de aleaciones inoxidable Fe-Cr-Ni-Mo-N. En ciertas soluciones no oxidantes, el gas de protección argón-nitrógeno reduce el contenido de ferrita δ del metal de soldadura e influye en el comportamiento de solidificación del metal de soldadura.[1]. La tabla 9 muestra los gases de protección más empleados para realización de soldaduras de aceros inoxidables y describe algunas ventajas que brindan estos y sus mezclas [66].

Tabla 9. Guía de selección de gases de protección en aceros inoxidables [66].

Metal a Soldar	Gas de protección (Shielding Gas)	Aplicación - Resultados
Aceros inoxidables	Argón (99,996%)	Proporciona facilidad para inicio del arco y buen control del baño de fusión y de la penetración en espesores delgados.
	Argón - Helio	Por su contenido de helio, proporciona una velocidad de soldadura más elevada, que tiene especial aplicación en automatismos y en espesores gruesos.
	Argón – Helio - Hidrógeno (= <5%)	Se emplea con velocidades elevadas en la fabricación de tanques y tubos de acero inoxidable austenítico.
	Argón – Hidrógeno (<2%)	Para soldadura manual de acero inoxidable austenítico para dejar un cordón con buen aspecto. Disminuye el riesgo de mordeduras.
	Argón – Hidrógeno (<10%)	En soldaduras de acero inoxidable austenítico, para incrementar la velocidad de soldadura. Se emplea en la fabricación de tanques y tubos
	Argón – Nitrógeno	Se emplea en la unión de acero inoxidable austeno – ferríticos. El contenido de nitrógeno estabiliza la austenita

En el caso de soldaduras con proceso GTAW, normalmente usan como gas de protección argón puro (mínimo 99,99%). En aplicaciones especiales donde es esencial un contenido extremadamente bajo de impurezas, el argón puede ser incluso más puro (99,995%). La adición de helio (hasta un 30%) o hidrógeno (hasta un 2%) aumenta la energía del arco y proporciona una mayor penetración, así como un cordón de soldadura más liso. Además, la velocidad de soldadura se puede aumentar hasta un 50%. Al soldar aceros inoxidables aleados con nitrógeno, como Outokumpu 2205 o Outokumpu 254 SMO, la adición de hasta un 2 % de nitrógeno puede resultar ventajosa. En comparación con la soldadura con gas protector argón puro, esto mejora la resistencia a la corrosión. Un contenido de nitrógeno superior al 2% contribuye positivamente a la resistencia a las picaduras. Sin embargo, como también aumenta el desgaste de los electrodos de tungsteno, no se recomienda en la mayoría de los casos.

La Tabla 10 muestra gases protectores generalmente empleados en procesos de soldadura GTAW para los aceros inoxidable más comunes [67].

Tabla 10. Gases de protección para soldaduras GTAW de aceros inoxidable [67].

Metal Base	Gas de protección
Austeníticos estándar (304, 316, etc)	Ar Ar + 30% He Ar + 2% H ₂
Totalmente austeníticos (254 SMO, etc)	Ar Ar + 2% N ₂ Ar + 30% He + 2% N ₂
Dúplex (2205, SAF 2507)	Ar Ar + 2% N ₂ Ar + 30% He + 2% N ₂
Ferríticos y martensíticos	Ar Ar + 30% He
Aleaciones base níquel (625, 800)	Ar Ar + 30% He

1.11 Gases de respaldo (Backing gas).

Se debe emplear un gas de respaldo inerte cuando se realizan soldaduras de raíz, el cual brinda protección contra la oxidación. Si no se lleva a cabo esta protección o si se realiza de una manera inadecuada, el efecto neto es el deterioro grave del comportamiento frente a la corrosión y la estabilidad estructural de la zona de soldadura. Por razones de simplicidad y practicidad, lo más común es utilizar el mismo gas tanto para respaldo como para protección. Sin embargo, los niveles más bajos de oxidación se obtienen utilizando un gas de respaldo que es una mezcla de nitrógeno e hidrógeno por ejemplo 90% N₂ + 10% H₂. Sin ningún riesgo de que el metal de soldadura absorba hidrógeno, este gas también se puede utilizar como gas de respaldo al soldar aceros dúplex. Preferiblemente, se debe tener un flujo de gas de purga durante toda la secuencia de soldadura. Esto se aplica incluso cuando se sueldan varias pasadas [67]. La tabla 11 muestra gases y mezclas empleados para la protección de la raíz de soldaduras [66].

Tabla 11. Gases de respaldo para protección de la raíz (Backing gas) [66].

Gas de respaldo	Metal
Argón, con la pureza adecuada para la aplicación	Todos los metales
Mezclas de argón – hidrógeno: (Ar + 5 a 10 H ₂)	Aceros inoxidable austeníticos y metales de base níquel.
Mezclas de N ₂ – H ₂ : N ₂ + 5 a 10 H ₂	Aceros inoxidable austeníticos con excepción de los estabilizados con titanio.
Mezclas de argón - nitrógeno	Aceros Dúplex.

2 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

En este capítulo se describirán los materiales, equipos y herramientas empleados para la ejecución de las soldaduras autógenas circunferenciales (líneas de fusión) en las tuberías de 2.5" de diámetro de acero inoxidable austenítico 304L y 316L. Se detalla el procedimiento de ejecución de las soldaduras en taller, la fabricación de probetas y la extracción de muestras soldadas para las distintas condiciones de gas de protección en la raíz. Finalmente se describen todos los ensayos a realizar en las muestras soldadas para su análisis en el Laboratorio de Materiales de la PUCP.

2.1 Materiales:

Los materiales de estudio empleados para la investigación de las líneas de fusión o zonas fundidas fueron tuberías de acero inoxidable austenítico 304L y 316L, y para los gases de protección en la raíz, fueron empleados argón y nitrógeno en calidad de ultrapuro. A continuación, se detallan estos materiales:

2.1.1 Tuberías de acero inoxidable austenítico: 304L y 316L

Las tuberías de acero inoxidable austenítico 304L y 316L fueron adquiridas bajo el estándar ASTM A270 y en la Tabla 12 se muestran las especificaciones técnicas de estas tuberías según el certificado de calidad remitido por el proveedor (Ver certificado en anexos).

Tabla 12. Especificaciones técnicas de tuberías sanitarias de acero inoxidable 304L y 316L según certificado de calidad.

Estándar de las tuberías 304L y 316L:	ASTM A270: Standard Specification for Seamless and Welded Austenitic Stainless Steel Sanitary Tubing.[11]	
Diámetro externo de la tubería	63,5 mm	
Espesor de pared de la tubería	1,65 mm	
Longitud de la tubería	6000 mm	
N.º de colada - 304L	210710AL06	
N.º de colada - 316L	210709AP08	
Composición química según certificado de calidad:	Acero Inoxidable 304L %C = 0.027 %Ni = 8.06 %Cr = 18.11 %Mo = 2.06 %Si = 0.53 %Mn = 1.33 %P = 0.022 %S = 0.004	Acero Inoxidable 316L %C = 0,023 %Ni = 10,05 %Cr = 16,15 %Mo = 2,06 %Si = 0,52 %Mn = 1,11 %P = 0,022 %S = 0,006
Propiedades Mecánicas según certificado de calidad:	Acero Inoxidable 304L Resistencia a la tracción: 565 MPa Resistencia a la fluencia: 251MPa %Elongación: 41	Acero Inoxidable 316L Resistencia a la tracción: 561 MPa Resistencia a la fluencia: 238Ppa % Elongación: 46

Las Figuras 32 y 33 muestran la especificación impresa según ASTM A270, así también se evidencia el número de colada correspondiente a la fabricación de cada tubería de acero inoxidable austenítico adquiridas (304L y 316L).

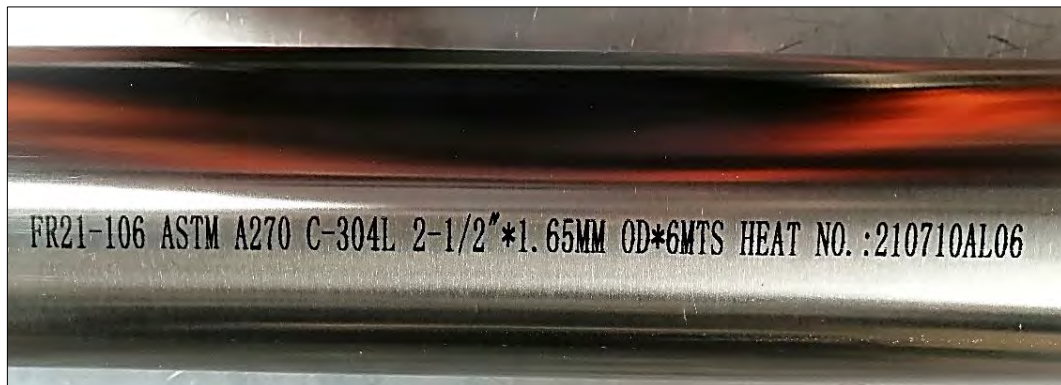


Figura 32. Especificaciones en tubería de acero inoxidable austenítico 304L.



Figura 33. Especificaciones en tubería de acero inoxidable austenítico 316L.

2.1.2 Gases de respaldo o Backing gas: argón y nitrógeno ultrapuros

Gases ultrapuros (UP) fueron empleados como gas de respaldo o “Backing gas” durante la ejecución de las soldaduras autógenas orbitales (líneas de fusión) con el fin de dar protección en la raíz de las soldaduras. Los tanques de gas argón y nitrógeno UP (Figura 34) fueron suministrados con purezas mayores a 99.999% como se aprecia en la Tabla 13. El procedimiento de empleo de los gases de respaldo ultrapuros al interior de las tuberías se realizó de la siguiente manera:

El argón ultrapuro fue inyectado al interior de cada tubería 304L y 316L para dar protección a la raíz durante la ejecución de las ZF y en paralelo se inyectó aire hasta conseguir concentraciones de 50, 75, 100 y 200 ppm de oxígeno a fin de evaluar como influyen en la resistencia a la corrosión por picaduras en la raíz de las soldaduras. La influencia en la corrosión por picaduras será evaluada bajo el estándar ASTM G-48 Método A [18]. Para el caso de empleo de nitrógeno ultrapuro, el procedimiento realizado es idéntico a lo descrito con el argón ultrapuro. El gas en la antorcha del cabezal de soldadura orbital fue argón industrial y fue empleado para protección en la cara de las líneas de fusión exteriores en las tuberías.

Tabla 13. Condiciones de suministro gases ultrapuros según certificado de calidad emitido por el proveedor.

Descripción	Argón de alta pureza: (Ar - 5.0)	Nitrógeno de alta pureza: (N ₂ - 5.0)
Tipo de envase:	X50S	X50S
Capacidad de la botella de acero:	50 Litros	50 Litros
Peso neto:	17,496 kg	10,998 kg
Grado de pureza:	ULTRAPURO	ULTRAPURO
Contenido de gas:	10,576 m ³	9,480 m ³
Presión de llenado @ 21°C:	200 bar-g = 203.943 kg/cm ²	200 bar-g = 203.943 kg/cm ²
Contenido @ 0°C, 1013 Mbar:	9,781 Nm ³	8,800 Nm ³
Lote de inspección:	040008727826	040008691691
Fecha de envasado:	10 mayo 2022	07 abril 2022
Fecha de análisis:	10 mayo 2022	08 abril 2022
Centro de producción:	4868	4868
Valores de Impurezas en argón		
Impurezas	Valores	Unidad
Oxígeno	< 2,00	ppm (V)
CO ₂ + CO	< 1,00	ppm (V)
Agua	< 3,00	ppm (V)
Pureza Total	>99,999%	Pureza Total
Valores de Impurezas en nitrógeno		
Impurezas	Valores	Unidad
Oxígeno	< 2,00	ppm (V)
Agua	< 3,00	ppm (V)
Monóxido de carbono	< 1,00	ppm (V)
Pureza Total	>99,999%	Pureza Total

(V): Fase vapor



Figura 34. Muestra los cilindros de gas argón y nitrógeno ultrapuros adquiridos.

2.2 Equipos para ejecución y control de soldaduras

2.2.1 Máquina de soldar Generador PS 406

La máquina de soldadura orbital TIG empleada en esta investigación cuenta con un generador cuyo modelo es de la gama PS 406. Este equipo permite realizar secuencias de soldaduras enteramente programables (generador modular con PC integrado) adaptándose a los requerimientos y necesidades de las soldaduras de esta investigación. En la Tabla 14 y Figuras 35 y 36 se muestran las principales características técnicas y partes del generador PS 406, el cual ha sido diseñado y fabricado por la empresa francesa POLYSUDE, Los datos presentados en la tabla 14 han sido extraídos del Manual de utilización, mantenimiento y programación del generador PS 406. (MAN.PS 406 ESP – Ind.3)

Tabla 14. Características técnicas del generador portátil PS 406.

Alimentación red sector	Trifásico + Tierra 400V / 415 V trifásico +/- 10% 50 o 60 Hz Opción multiteniones 200 – 400 V +/- 10%
Corriente consumida	18A (400V)
Tensión al vacío	92V
Clase de aislante	F
Índice de protección	IP 21 – IK 04
Gamas de corriente de soldadura	5 – 400 A (1% para $I \geq 100^a$ – 1 ^a para $I \leq 100^a$)
Corriente máxima bajo tensión 400V	400 A / 40% - 360 A / 60% - 300 A / 100%
Gama de pulsado de la corriente	5 – 400A Tiempo de 10 a 9999 ms
Movimientos controlados	Rotación de cabezal, Devanador Alambre, Altura del arco y Oscilación
Gases controlados	Gas soplete, segundo gas (opción). Programables y controlados por caudalímetros masicos
Precisión sobre las velocidades	$\pm 1 \%$
Refrigeración de la fuente	Ventilación Forzada
Refrigeración del soplete	Por agua en circuito cerrado con seguridad de flujo.
Visualización de las medidas reales durante el ciclo	Visualización permanente (en nivel alto si hay pulsación) de tensión en la salida del generador y de la corriente de soldadura
Programas en la memoria	De 50 a 150 programas (según el tamaño)
Sectores por programa	24 máximo
Guardar y cargas	En disquete de 3-5"
Impresión posible	Posibilidad de impresión de un ticket al final del ciclo de los programas de soldadura
Dimensiones totales	1060 x 580 x 1030 mm (L x l x H)
Peso	150 kg (195 kg con la opción multiteniones)
Normativas	EN 60974-1 / EN 50199

El generador posee una variedad de intensidades de corrientes que van de 4 A hasta 400 A y permite programar en su panel parámetros de la soldadura en 06 ejes tales como (ver Figura 37): El eje 1 programa el flujo de gas de protección y los tiempos de antes del cebado de arco y el tiempo después de la detención del arco, el eje 2 programa la corriente continua o pulsada, las corrientes de cebado de arco, corrientes de alta de prefusión, corriente alta y baja de soldadura y la corriente de descenso de arco, el eje 3 programa la velocidad de rotación de soldadura, el eje 4 programa la

alimentación del alambre de manera continua o pulsada, sincronizado con la corriente, el eje 5 programa las alturas de cebado de arco, altura de soldadura, altura de salida o desbloqueo y la altura durante la corriente baja y el eje 6 programa los tiempos de antes del inicio de la oscilación, los tiempos al borde derecho e izquierdo de la oscilación, la amplitud de la oscilación y su velocidad de recorrido.



Figura 35. Vista de parte frontal del generador PS 406.

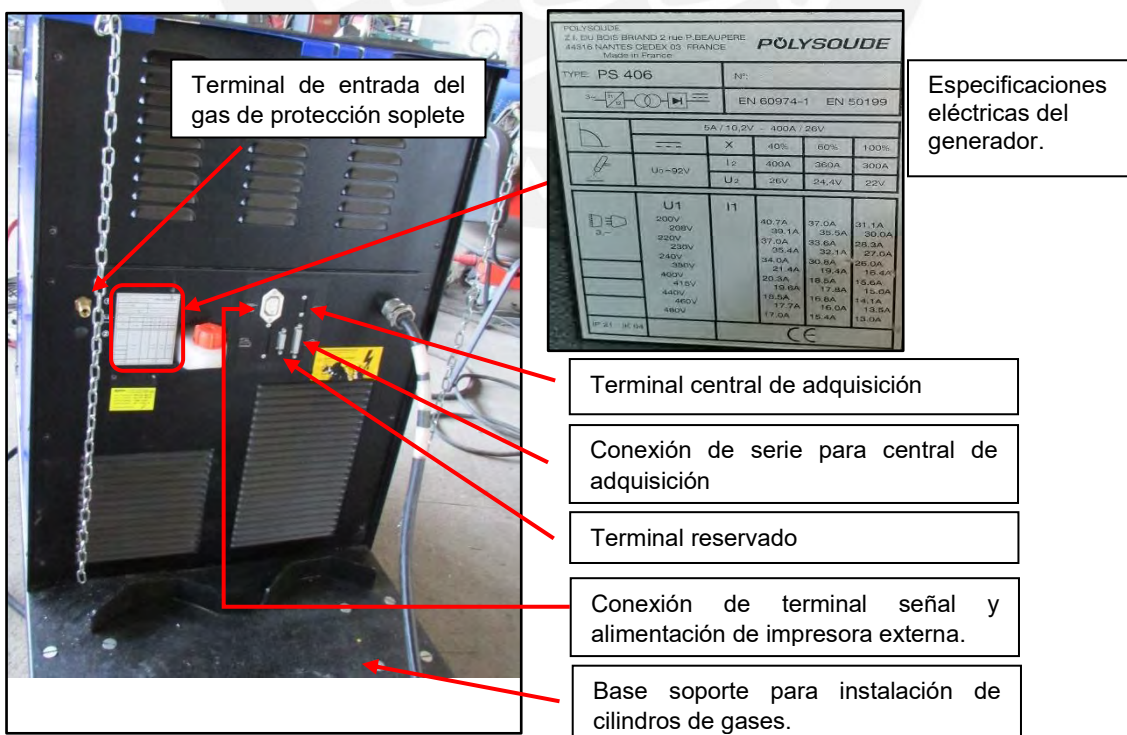


Figura 36. Vista de parte trasera del generador PS 406.

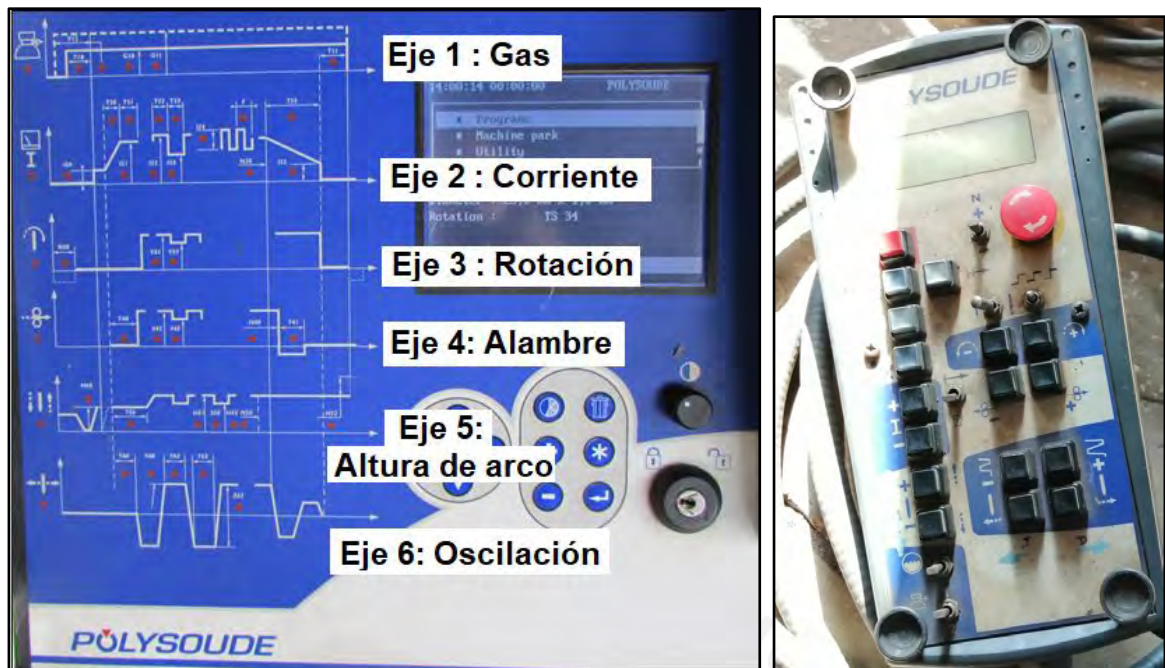


Figura 37. Lado izquierdo muestra el panel de programación en los 06 ejes para los parámetros de soldadura y lado derecho muestra el telemando BP 1668.

2.2.2 Telemando de control a distancia de generador

Para iniciar las soldaduras (líneas de fusión) se emplea el telemando de control a distancia modelo BP 1668 (Figura 37, lado derecho), el cual es conectado al generador PS 406 para controlar a distancia el cabezal de soldadura orbital.

A través de sus botones, se pueden controlar las siguientes funciones y parámetros de soldaduras:

- Inicio y fin de los ciclos.
- Elección y simulación del programa de soldadura.
- Control de cabezales y alimentadores.
- Test de los gases de protección.
- Funcionamiento manual de la bomba del refrigerante.
- Detención de emergencia.
- Detención del ciclo.
- Durante el ciclo (prendido), se controla el aumento o disminución de la velocidad de rotación.
- Fuera del ciclo (apagado), la rotación manual hacia adelante o hacia atrás.
- Durante el ciclo, el incremento o disminución de la velocidad de alimentación del alambre.
- Fuera del ciclo, devanado del alambre hacia adelante o hacia atrás.
- Durante el ciclo, Incremento o disminución de la amplitud de oscilación.
- Fuera del ciclo, oscilación del soplete con auto centrado.
- Fuera del ciclo, desplazamiento del soplete hacia la derecha o izquierda.
- Fuera del ciclo, subida y descenso del soplete.
- Durante el ciclo, incremento y disminución de la altura del soplete.

2.2.3 Cabezal de soldadura orbital TIG

El cabezal de soldadura TIG orbital es abierto, del Tipo MU IV 128 que es parte de la gama POLYSUDE. Este cabezal permite soldar tubos en un rango de \varnothing 50 mm hasta \varnothing 128 mm. En esta investigación se emplearán tubos con un diámetro externo de 63,5 mm (2,5") en calidad 304 L y 316L. La Figura 38 se muestra vistas de este cabezal.

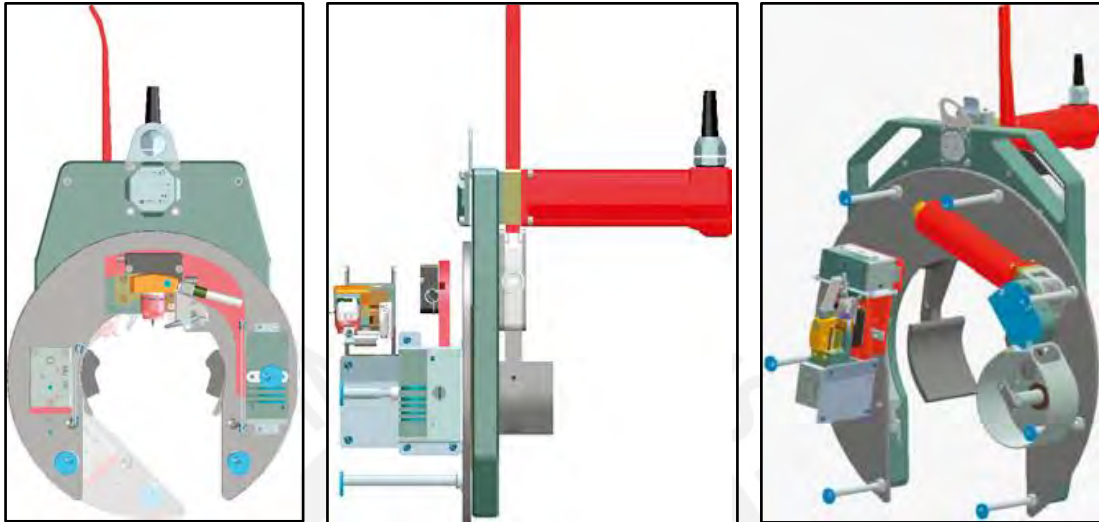


Figura 38: Vistas del cabezal de soldadura MU IV 128 de la gama POLYSUDE.

La foto de la Figura 39 muestra el cabezal de soldadura orbital TIG Tipo MU IV 128 pre montado sobre la cara exterior del tubo de 2,5" \varnothing . (63,5 mm) listo para la realización de las soldaduras en la presente investigación.



Figura 39: Pre Montaje en taller del cabezal MU IV 128 en la tubería de 2,5" \varnothing .

2.3 Equipo Medidor de Oxígeno: PRO2 foxy

Las partes por millón (ppm) de oxígeno en el flujo de gas de respaldo o “Backing Gas” durante las soldaduras orbitales, serán controlados con un medidor de oxígeno residual el cual monitorea con precisión los niveles de oxígeno mientras se está soldando y purgando al interior de la tubería. Se realizarán monitoreos de oxígeno en valores de 50, 75, 100 y 200 ppm cuando se esté empleando gas de respaldo argón o nitrógeno ultrapuro al interior de cada tubería de acero inoxidable austenítico (304L y 316L). En la presente investigación se empleará el medidor de oxígeno residual modelo PRO2 foxy de la marca ORBITAL SERVICE. Este medidor trabaja con un sensor de zirconio termorregulado para lecturas de oxígeno que van de 5 ppm hasta 1000 ppm. La Figura 40 muestra el medidor de oxígeno y la Tabla 15 especificaciones técnicas más importantes del medidor.



Figura 40. Medidor de oxígeno residual PRO2 foxy.

Tabla 15. Características técnicas del medidor de oxígeno residual PRO2 foxy.

Sensor de zirconio termorregulado, de 1000 ppm a 5 ppm – Procedencia Alemana
Pantalla gráfica a color OLED 1"
Adaptador de red 110 VCA-240 VCA
Batería de iones de litio interna con 3,7 VCC, 4.300 mAh
Bocina integrada libremente programable. (El dispositivo puede programarse a través de un adaptador bluetooth disponible de forma opcional en el ordenador o en cualquier teléfono móvil Android) Confirmación del valor de medición con valor de medición en verde en la pantalla OLED.
Manguera de gas de medición FPM especial más resistente a la difusión
Disponible cable de carga para encendedor de automóvil (opcional)
Sensor de posición a bordo. Si el dispositivo se gira, la visualización de la pantalla también se gira.
Disponibilidad para mediciones de hasta 4 horas
Listo para medir en aprox. 10 s.
Alimentación eléctrica: Entrada: 100-240 VCA (50/60Hz)
Salida: 12 VCC, 1000 mA
Dimensiones (La x An x Al): 145 mm x 85 mm x 48 mm
Rango de aplicación: de 1000 ppm a 5 ppm
Peso: 447 g (sin maletín)

2.3.1 Manifold para regulación de flujo de oxígeno.

El control de ingreso del aire y mezclado con cada gas de respaldo (argón o nitrógeno UP) se realizó a través de un manifold de acero inoxidable, el cual permitió regular el flujo de ingreso de aire con oxígeno de planta para mezclarse con el gas de respaldo en la cámara de mezcla. La Figura 41 muestra la ubicación del manifold regulador de contenido de oxígeno, seguido por una tubería de ingreso del Backing gas la cual direcciona el flujo hacia la cámara de mezcla que se encuentra instalada al interior de la probeta y tiene por finalidad confinar la raíz de las soldaduras y la mezcla de gases de respaldo con el oxígeno. La cámara de mezcla se ubica al interior de la probeta de tubería en la cual se han ejecutado 05 cordones de soldadura para cada condición de soldadura. Adicionalmente en este circuito, se muestra el medidor de oxígeno que cuenta con una sonda la cual se ingresa en la cámara de gas para monitorear las partes por millón (ppm) de oxígeno presente en el aire que llega de planta el cual se mezcla con los gases argón y nitrógeno ultrapuros durante la ejecución de las soldaduras.

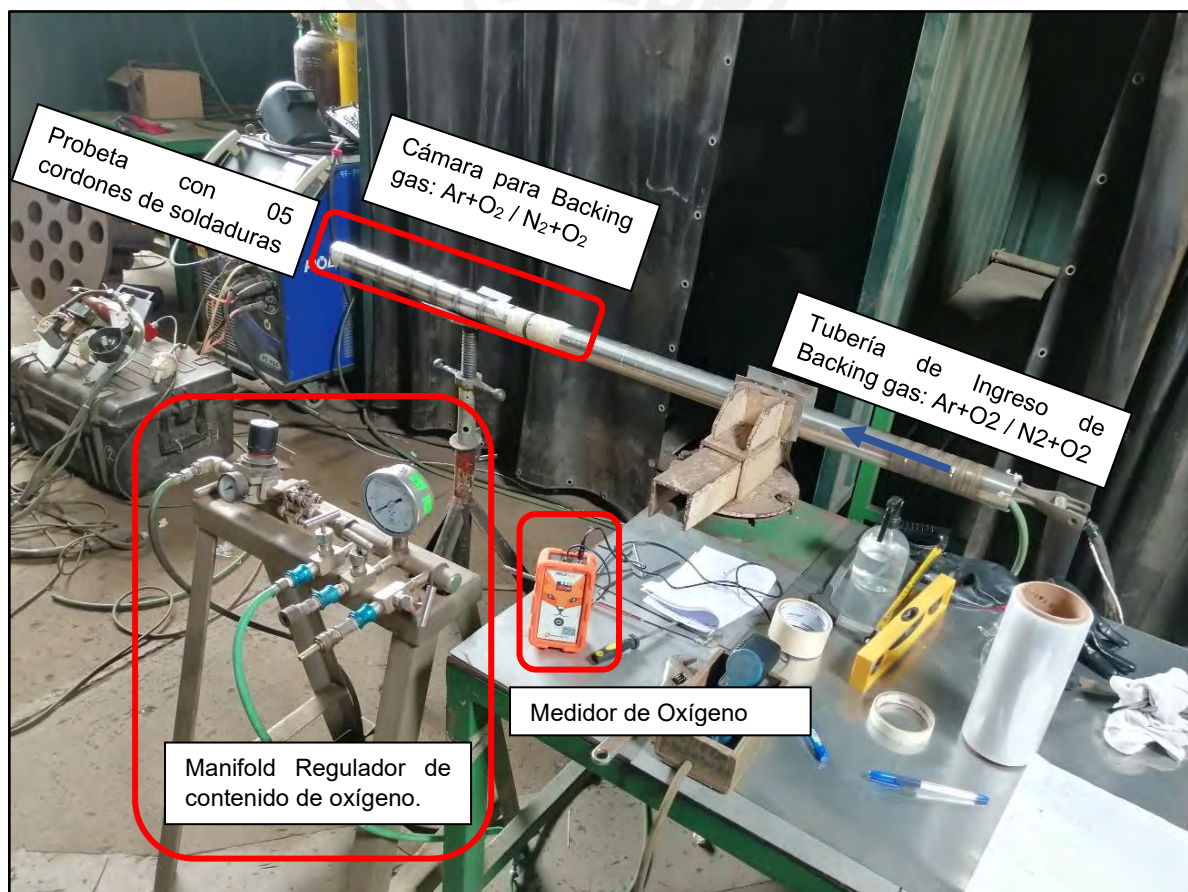


Figura 41. Manifold regulador de flujo de ingreso de oxígeno en el Backing gas.

La foto de la Figura 42 muestra detalladamente la configuración del manifold regulador de contenido de oxígeno para el control de ingreso de las concentraciones de oxígeno en el gas de respaldo (50,75, 100 y 200 ppm). Este manifold contaba con los siguientes accesorios:

- Regulador de presión de aire para control de presión de ingreso hacia manifold.
- Manómetro analógico para monitoreo de presión de aire durante la calibración de inyección de oxígeno (50,75,100 y 200ppm) hacia la cámara de mezcla.
- Válvulas de bola y aguja para regular de forma fina el flujo de inyección de aire en la cámara de mezcla.
- Acoples rápidos para conexión de mangueras flexibles en ingreso y salida de manifold.

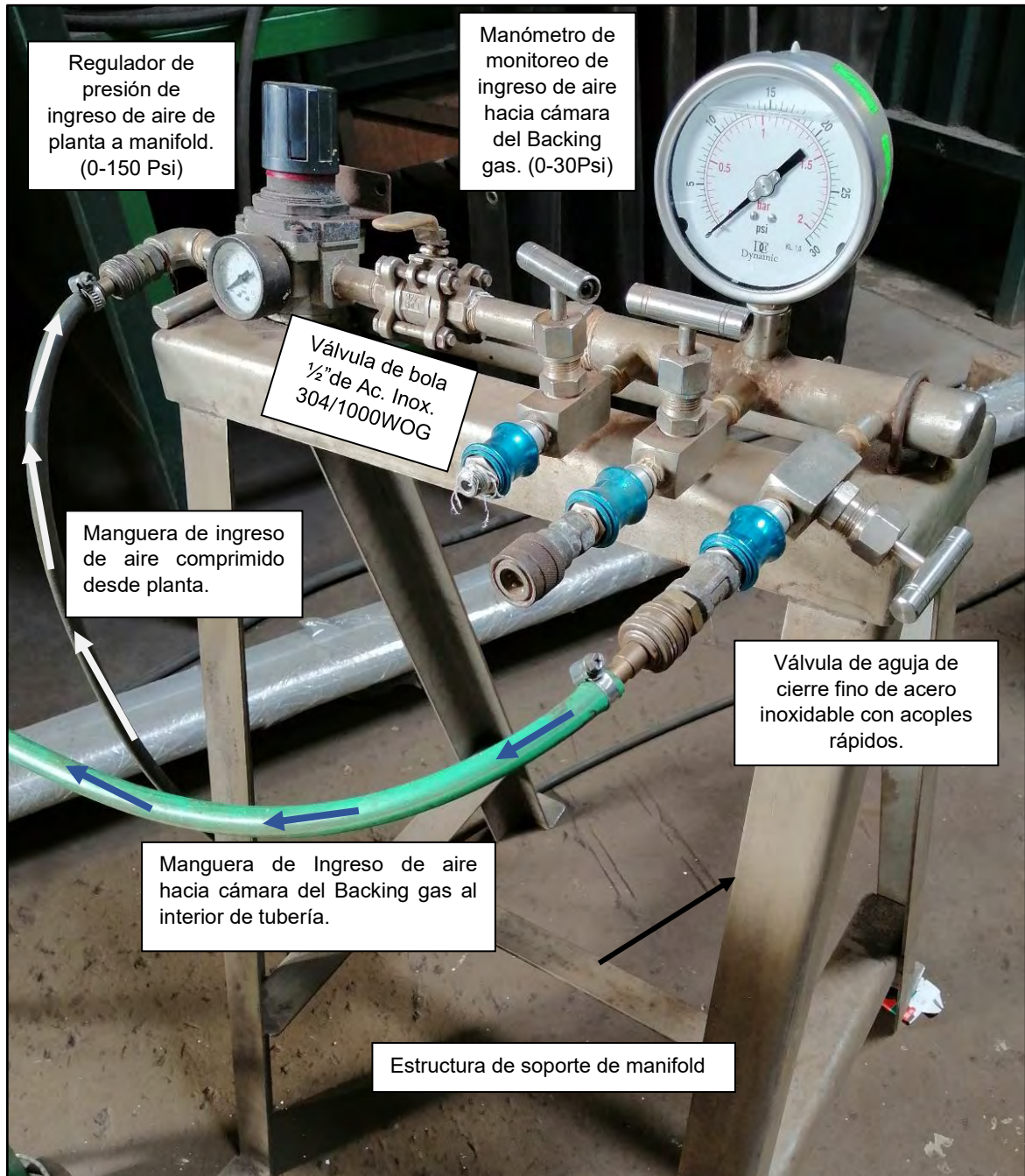


Figura 42. Instalación y accesorios del manifold regulador de contenido de oxígeno en el Backing gas.

2.4 Equipos y accesorios para montaje de tuberías.

Para poder trabajar y habilitar las tuberías y probetas se tuvo que acondicionar una mesa de trabajo como se aprecia en la foto de la Figura 43, la cual fue aislada con planchas de acero inoxidable para evitar cualquier contaminación por contacto directo entre la mesa de acero con las tuberías de acero inoxidable. Para el armado se emplearon soportes fijos y móviles (aislados) para poder realizar la nivelación de las tuberías o probetas antes de ejecutar las soldaduras. (Ver Figura 44)

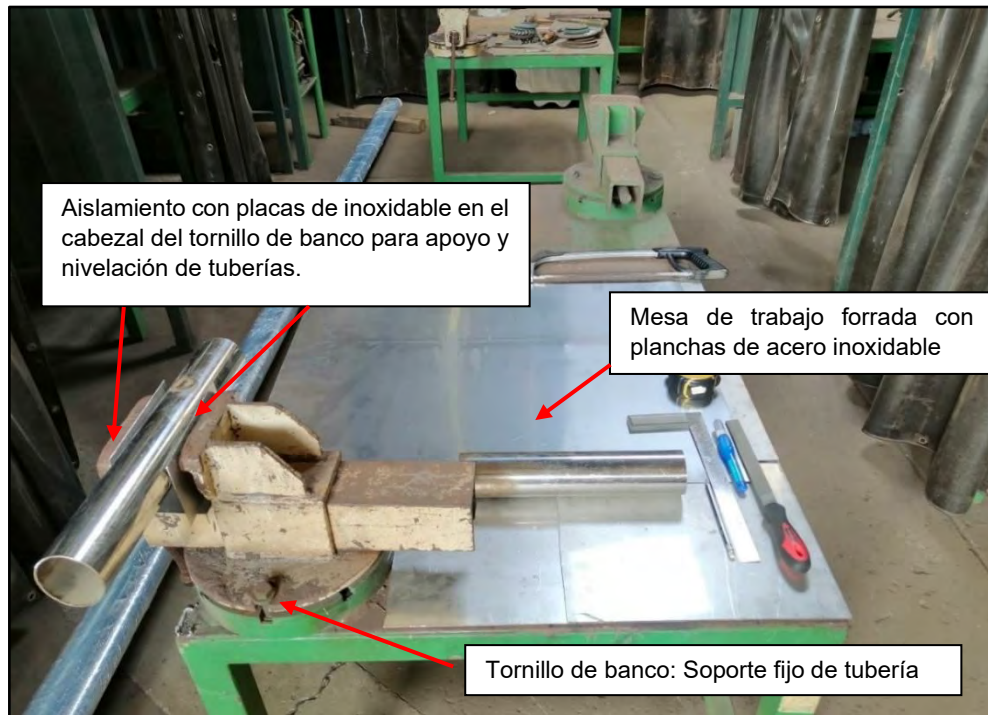


Figura 43. Mesa de trabajo forrada con planchas de acero inoxidable.

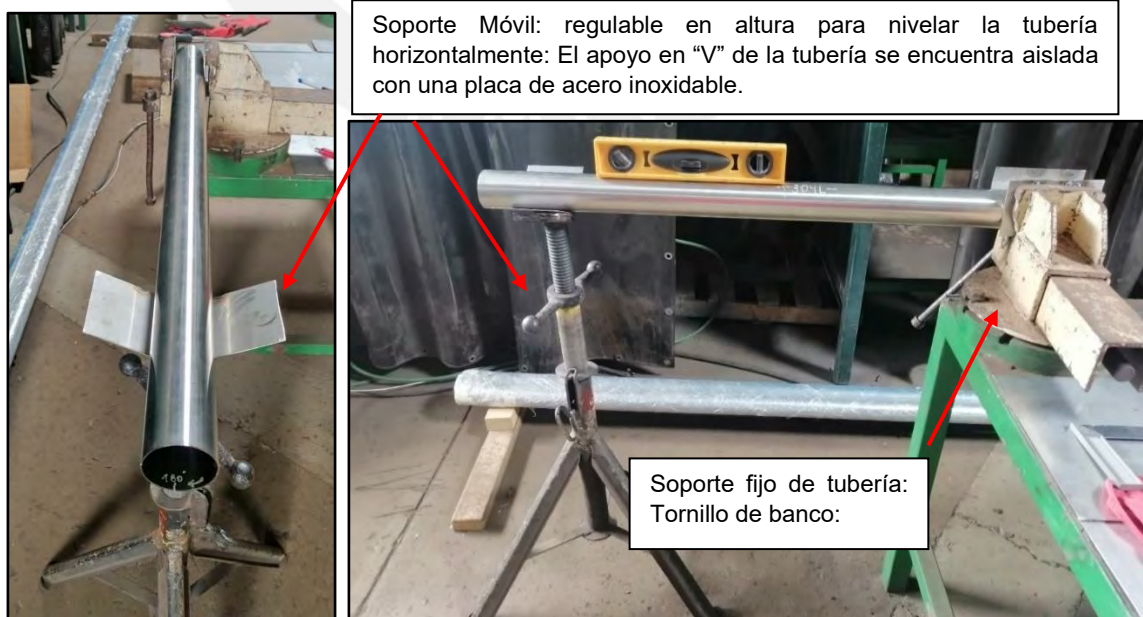


Figura 44. Apoyos fijos y móvil para nivelación de la tubería.

2.5 Especificación del procedimiento de soldadura: Parámetros empleados

La Tabla 16 muestra los parámetros de soldadura empleados para la realización de las líneas de fusión (soldadura autógena) sobre las tuberías. Con estos parámetros obtenidos, se realizó la inspección visual (Figuras 45 y 46) y se comprobó el excelente acabado y uniformidad de las líneas de fusión ensayados tanto en la cara como en la raíz de la tubería. El buen acabado también pudo verificarse cuando las soldaduras se realizaron de forma descendente (0° a 180°) o ascendente (180° a 360°) alrededor del tubo, donde la corriente pulsada permitió controlar el aporte de calor en la ejecución de las soldaduras.

Tabla 16. Parámetros de soldadura.

Proceso de soldadura	TIG pulsado orbital.
Material base de tubería ensayada	Acero inoxidable 304L.
Material de aporte	No se ha empleado material aporte. (Autógeno)
Dimensiones de tubería ensayada	Diámetro $\varnothing 2,5''$ y espesor 1,65mm.
Gas de protección en la antorcha	Argón industrial para protección en la cara de las soldaduras.
Caudal de gas de protección en la antorcha	12 litros/ min.
Gas de respaldo (Backing Gas)	Argón industrial para protección en la raíz de las soldaduras.
Caudal de gas de respaldo	10 litros/min
Electrodo de cabezal	Tungsteno, toreado de 2,5mm
Corriente de soldadura	95 A, corriente pulsada.
Velocidad de soldadura descendente	130 mm/min, (0° a 180°)
Velocidad de soldadura ascendente	130 mm/min, (180° a 360°)

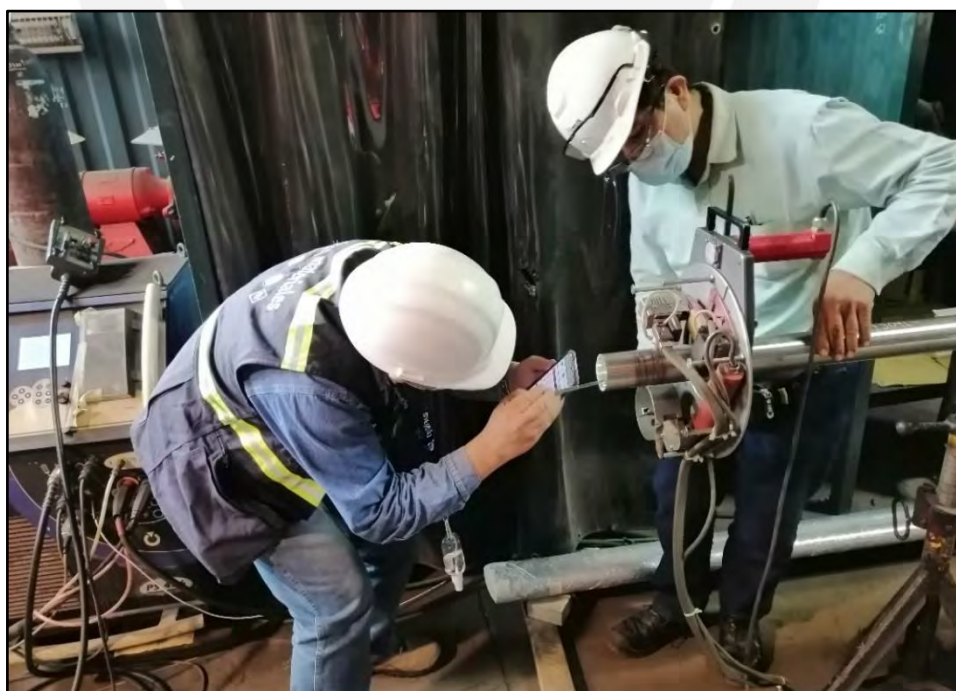


Figura 45. Inspección visual en la raíz de la zona de fusión ejecutada con los parámetros de soldadura de la Tabla 16.

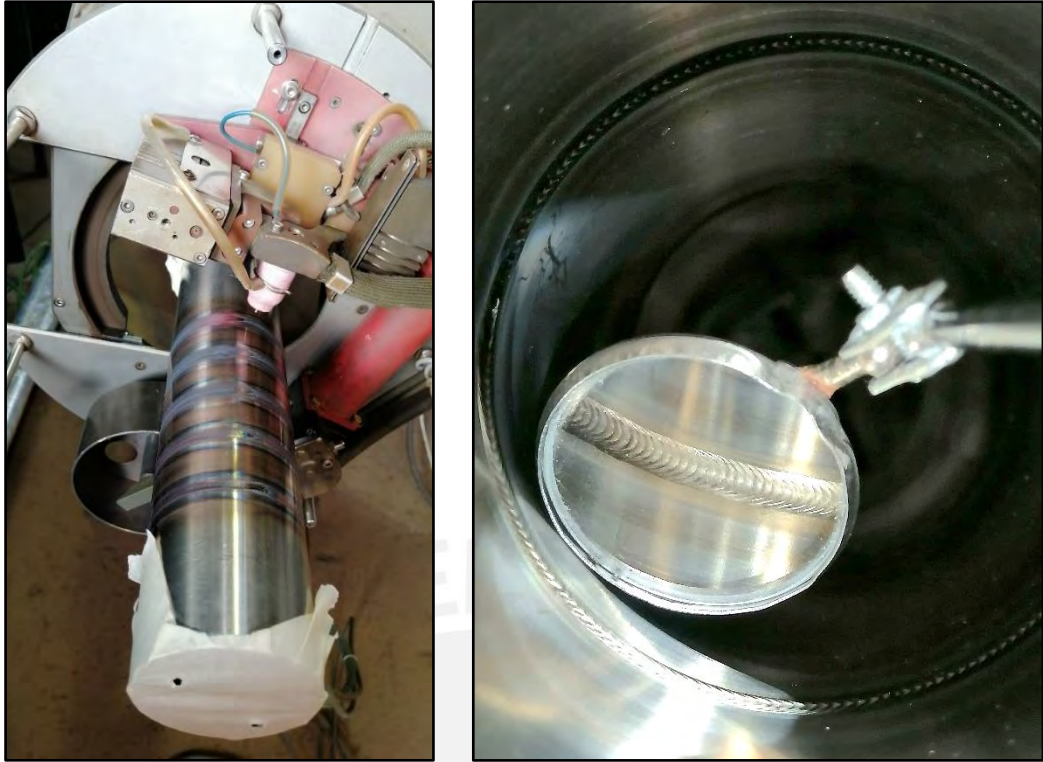


Figura 46. Inspección visual de líneas de fusión en el lado de la cara y raíz de la probeta luego de ejecutada la soldadura con los parámetros indicados en la Tabla 16

2.6 Descripción del montaje y procedimiento de ejecución de las soldaduras

A continuación, se describe y se muestran los esquemas de Instalación para la ejecución de soldaduras empleando gases de respaldo: Argón y Nitrógeno Ultrapuro mezclado con diferentes concentraciones de oxígeno.

Las Figuras 47 y 48 muestran el circuito empleado para la ejecución de las soldaduras o líneas de fusión protegidas con gases de respaldo argón y nitrógeno UP, los cuales han sido mezclado con diferentes concentraciones de oxígeno al interior de las tuberías de inoxidable austenítico 304L y 316L. La inyección del argón y nitrógeno UP en la raíz de las soldaduras se realizó a través de un regulador de flujo en cada tanque de gas UP conectado a una manguera flexible con el fin de controlar y distribuir cada gas hacia el interior de la cámara de cada tubo (304L y 316L).

La inyección y control de las concentraciones de oxígeno (50, 75, 100 y 200 ppm) en cada gas de respaldo, se realizó a través del manifold provisto de una manguera flexible como se describió en el punto 2.3. El monitoreo de las concentraciones se realizó con la sonda del medidor de oxígeno residual descrito en 2.3, la cual fue instalada al interior de la cámara de cada tubería (304L y 316L) para sensar el contenido de oxígeno mezclado en cada gas de respaldo.

Instalado el circuito y todos sus accesorios, en un tramo dado se unen las mangueras flexibles para mezclar cada flujo de gas de respaldo (Argón y nitrógeno UP) con el flujo de oxígeno a fin de inyectarlos en la cámara de mezcla al interior de cada tubería (304L y 316L) para protección de la raíz de la soldadura. Finalmente, cuando el medidor de oxígeno indique las concentraciones de 50, 75, 100 o 200 ppm en cada gas de respaldo (argón y nitrógeno UP), se iniciarán las soldaduras (líneas de fusión) para cada probeta (05 cordones por cada probeta) y luego se extraerán cada condición de soldadura para su análisis posterior en el laboratorio de materiales de la PUCP.

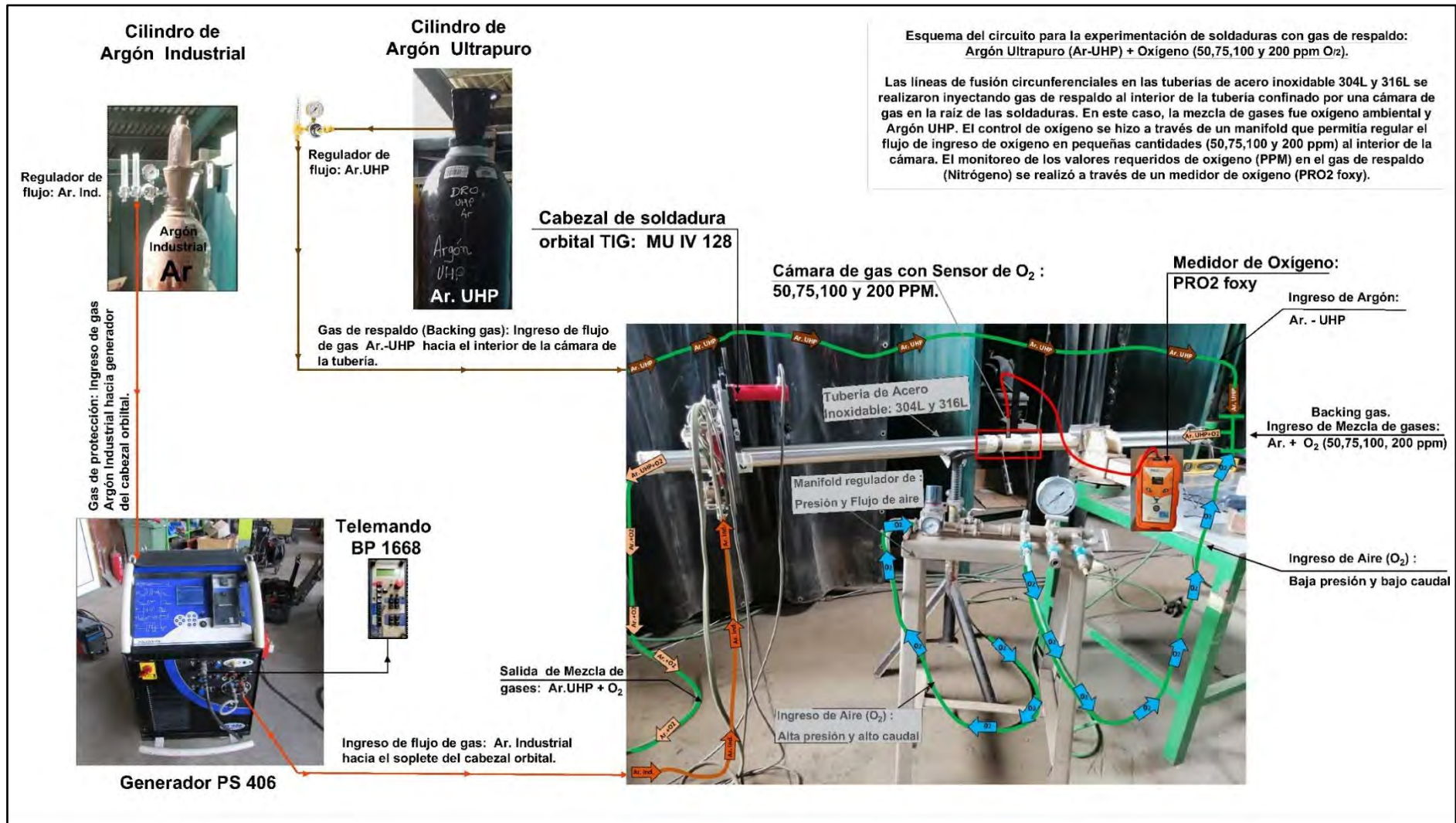


Figura 47. Esquema de montaje para ejecución de las líneas de fusión circunferenciales empleando gas de respaldo (Backing gas) Argón UP y mezclado con oxígeno con diferentes concentraciones (50,75,100 y 200 ppm) al interior de las tuberías 304L y 316L.

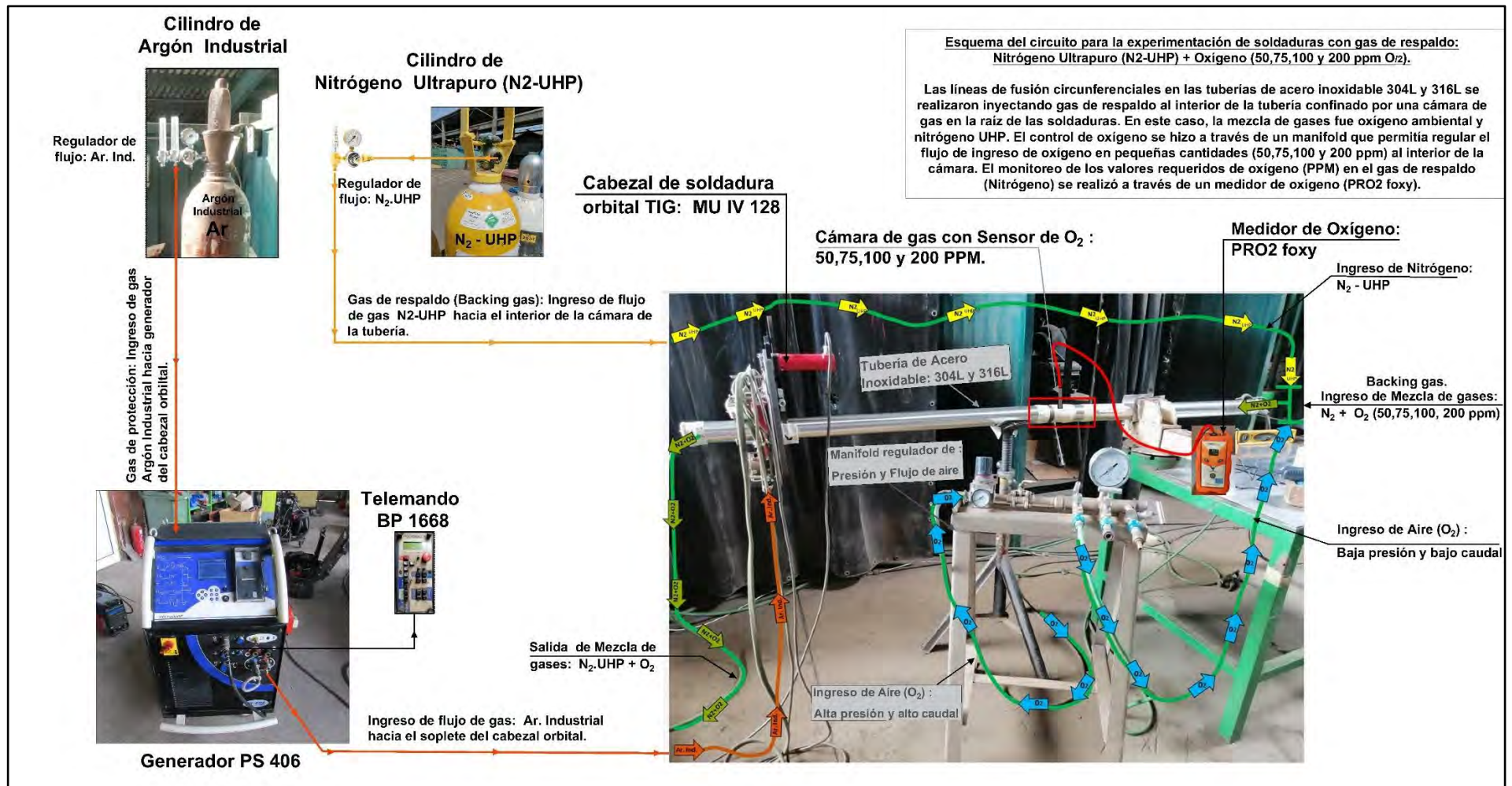


Figura 48. Esquema de montaje para ejecución de las líneas de fusión circunferenciales empleando gas de respaldo (Backing gas) Nitrógeno UP y mezclado con oxígeno en diferentes concentraciones (50,75,100 y 200 ppm) al interior de las tuberías 304L y 316L.

2.7 Habilitado de probetas para soldaduras autógenas orbitales

Las probetas con las líneas de fusión fueron extraídas por corte manual con arco de sierra y en total se cortaron 16 probetas (8 por cada material de tubería) en tramos de 80cm, de manera que la cantidad de soldaduras realizadas en estas probetas fue de 5 cordones separados cada uno a 8 cm aproximadamente. Ver Figuras 49 a 52. Con esta distribución se obtuvieron en total 80 soldaduras orbitales (40 soldaduras por cada material). Ver Tabla 17.

Tabla 17. Muestra cantidad de probetas y soldaduras orbitales realizadas con argón ultrapuro como gas de respaldo o Backing gas:

Material: Tubería 304L			Material: Tubería 316L		
Gases de respaldo mezclado con oxígeno		Probetas	Gases de respaldo mezclado con oxígeno		Probetas
Argón UP	50 ppm de O ₂	1 probeta con 5 soldaduras	Argón UP	50 ppm de O ₂	1 probeta con 5 soldaduras
	75 ppm de O ₂	1 probeta con 5 soldaduras		y	75 ppm de O ₂
Nitrógeno UP	100 ppm de O ₂	1 probeta con 5 soldaduras	Nitrógeno UP		100 ppm de O ₂
	200 ppm de O ₂	1 probeta con 5 soldaduras		200 ppm de O ₂	1 probeta con 5 soldaduras
Total, de Probetas:			Total, de Probetas:		
- 04 probetas en material 304L y 20 soldaduras ejecutadas con gas de respaldo: Argón UP con adiciones de oxígeno (50,75,100 y 200 ppm)			- 04 probetas en material 316L y 20 soldaduras ejecutadas con gas de respaldo: Argón UP con adiciones de oxígeno (50,75,100 y 200 ppm)		
- 04 probetas en material 304L y 20 soldaduras ejecutadas con gas de respaldo: Nitrógeno UP con adiciones de oxígeno (50,75,100 y 200 ppm)			- 04 probetas en material 316L y 20 soldaduras ejecutadas con gas de respaldo: Nitrógeno UP con adiciones de oxígeno (50,75,100 y 200 ppm)		



Figura 49. Corte manual con arco de sierra para extracción de probetas en tramos aproximados de 80cm.



Figura 50. Líneas de fusión circunferenciales realizadas en las probetas. Se realizaron 5 cordones separados cada uno a 8 cm aproximadamente.



Figura 51. La imagen muestra probeta con las 05 soldaduras autógenas.



Figura 52 Extracción de probetas en tuberías 304L y 316L.

2.8 Verificación del electrodo alrededor de la tubería

Antes de iniciar el encendido del arco, se ubica la antorcha a 10 cm del extremo de la tubería para la primera soldadura autógena (Ver Figura 53) y luego se verifica que la distancia de la punta del electrodo a la cara de la tubería alrededor de los 360 grados sea la misma. La verificación se realiza con el telemando el cual gira el cabezal en sentido horario permitiendo verificar la distancia en cada cuadrante (Ver Figuras 54).

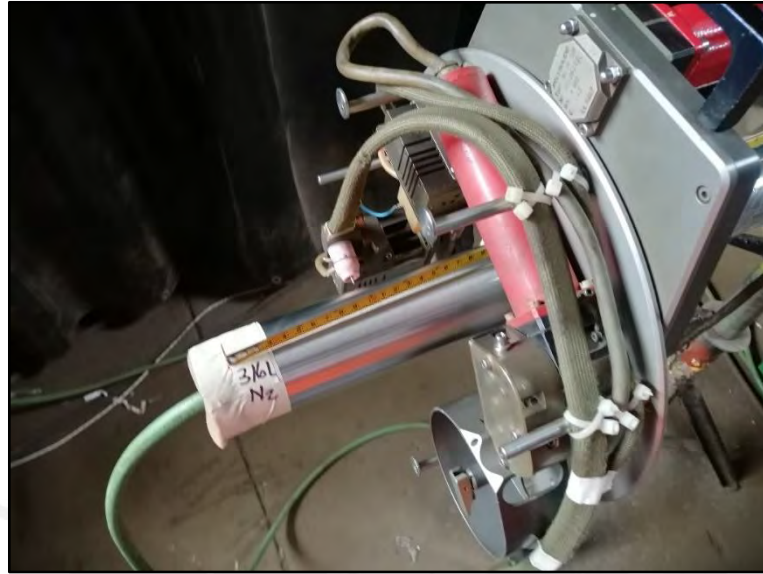


Figura 53. Ubicación de antorcha para la primera soldadura

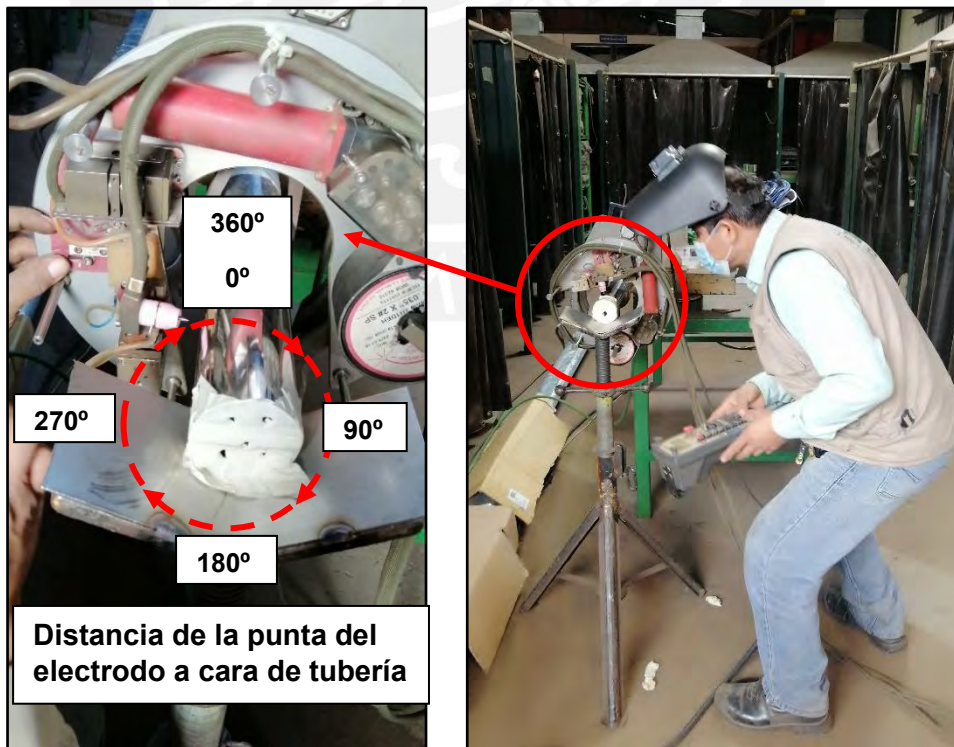


Figura 54 Verificación de la distancia del electrodo a la cara de la tubería con el telemando.

2.9 Purga de aire al interior de la tubería

Al interior de la tubería (cámara de gas) se evacua el aire con los gases de respaldo ultrapuros (Argón o nitrógeno) a presión, los cuales se usarán para dar inicio a las soldaduras autógenas (Ver Figura 55). El monitoreo de la disminución de las partes por millón de oxígeno será con el medidor tal como se muestra las Figuras 55 y 56. La Figura 56 muestra que el oxígeno disminuyó de 865 ppm hasta 5 ppm.



Figura 55. Verificación de la evacuación de oxígeno al interior de la tubería.



Figura 56. Monitoreo de evacuación de oxígeno al interior de la tubería.

2.10 Dosificación de concentraciones de oxígeno: 50,75,100 y 200 ppm

Purgado los gases al interior de la tubería, se procede a realizar la inyección de aire en las cantidades de concentración de oxígeno necesaria (dependiendo de la prueba) mezclado junto con el gas de respaldo que circula al interior de la tubería. La inyección y control de ppm de oxígeno se realizó a través del manifold que cuenta con un regulador de presión y una válvula de aguja para ajustar el contenido de oxígeno a 50, 75,100 y 200 ppm tal como se describió en 2.3. (Ver Figuras 57 y 58)



Figura 57. Manifold dosificador de aire para concentraciones de 50,75,100 y 200 ppm de oxígeno.



Figura 58. Accesorios de control para dosificación de aire en concentraciones de 50,75,100 y 200 ppm de oxígeno.

Para obtener la dosificación exacta de ppm de oxígeno en el gas de respaldo, primero se regula la presión de ingreso de aire y luego se apertura levemente la válvula de aguja del manifold con el fin de que el equipo medidor de oxígeno empiece a detectar los valores de oxígeno requeridos para la prueba (Ver Figuras 59 y 60). Esta regulación es muy sensible y puede tomar unos minutos hasta obtener el valor necesario de concentración de ppm (50,75,100 y 200). Una vez estabilizada la medida de oxígeno mezclado con el gas de respaldo (argón o nitrógeno UP) al interior de la tubería, se puede dar inicio a la ejecución de las soldaduras autógenas orbitales.



Figura 59. Monitoreo de dosificación exacta de ppm de oxígeno: 50 y 75 ppm



Figura 60. Monitoreo de dosificación exacta de ppm de oxígeno: 100 y 200 ppm

2.11 Ejecución de soldaduras autógenas orbitales

Luego de haber estabilizado el valor de la concentración de oxígeno (50,75,100 o 200 ppm) y mezclado en el gas de respaldo al interior de la tubería (cámara de gas), se da inicio a las líneas de fusión circunferenciales en las probetas (Ver figuras 61 y 62) de acuerdo con los parámetros ya establecidos en la Tabla 16.



Figura 61. Inicio de soldadura autógena orbital TIG pulsado con el telemando a distancia.



Figura 62. Ejecución de soldadura autógena orbital TIG pulsado (Líneas de fusión circunferenciales).

Se recomienda llevar un control y etiquetado cuidadoso para cada soldadura orbital ejecutada (ver Figuras 63 a 66), registrando los siguientes datos:

- Material de la probeta a Soldar: Acero inoxidable 304L o 316L
- Gas de protección al interior de la tubería: Argón o nitrógeno UP
- Concentración de oxígeno en el gas de respaldo: 50,75,100 o 200 ppm
- Fecha de ejecución de soldadura.
- Cantidad de cordones realizados en la probeta.

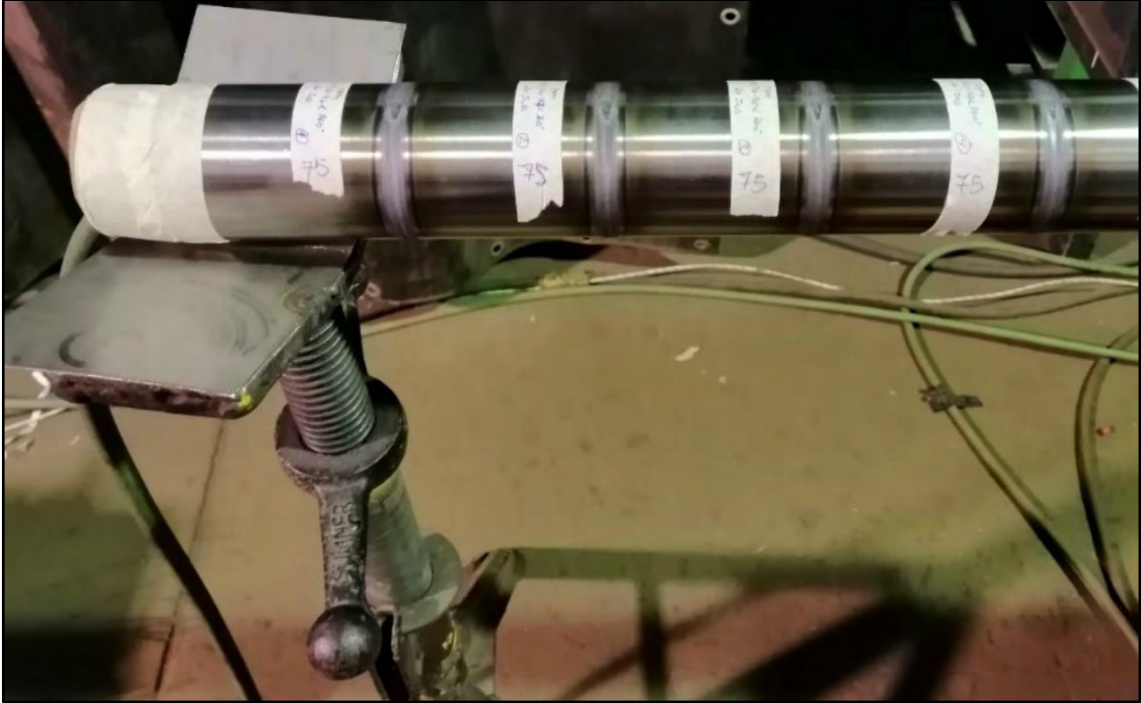


Figura 63. Etiquetado de líneas de fusión circunferenciales en probetas. Probeta 304L soldada con gas de respaldo Argón UP con 75 ppm de oxígeno.

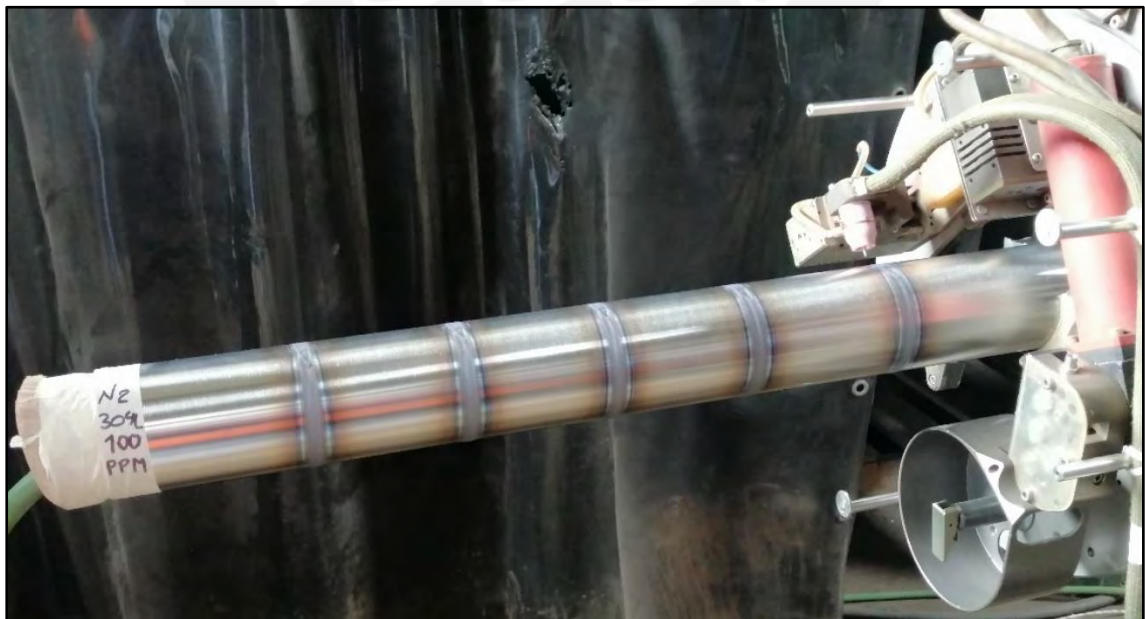


Figura 64. Líneas de fusión circunferenciales en probeta 304L empleando gas de respaldo Nitrógeno UP con 100 ppm de oxígeno.



Figura 65. Líneas de fusión circunferenciales en probeta 316L empleando gas de respaldo Argón UP con 100 ppm de oxígeno.

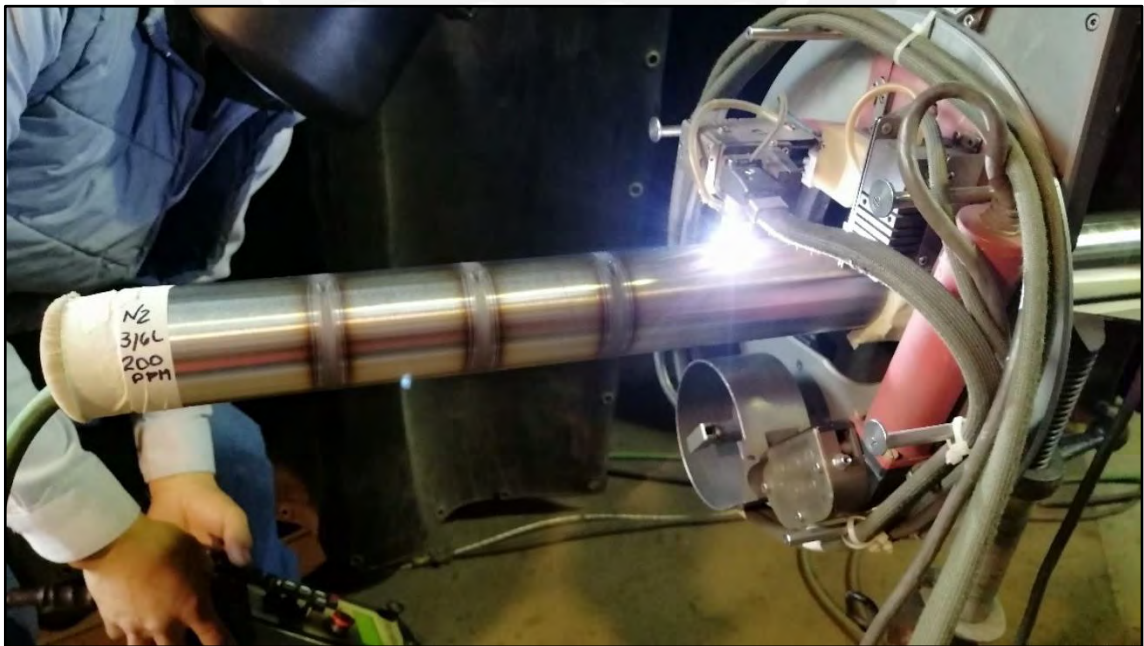


Figura 66. Líneas de fusión circunferenciales en probeta 316L empleando gas de respaldo Nitrógeno UP con 200 ppm de oxígeno.

2.12 Inspección visual de soldaduras autógenas orbitales

Luego de ejecutadas las soldaduras autógenas, se realizó inspección visual por el interior de la tubería (Figura 67), a fin de ver alguna indicación o defecto en el lado de la raíz. Cabe indicar que las líneas de fusión tanto en la cara como en la raíz no presentaron observaciones.

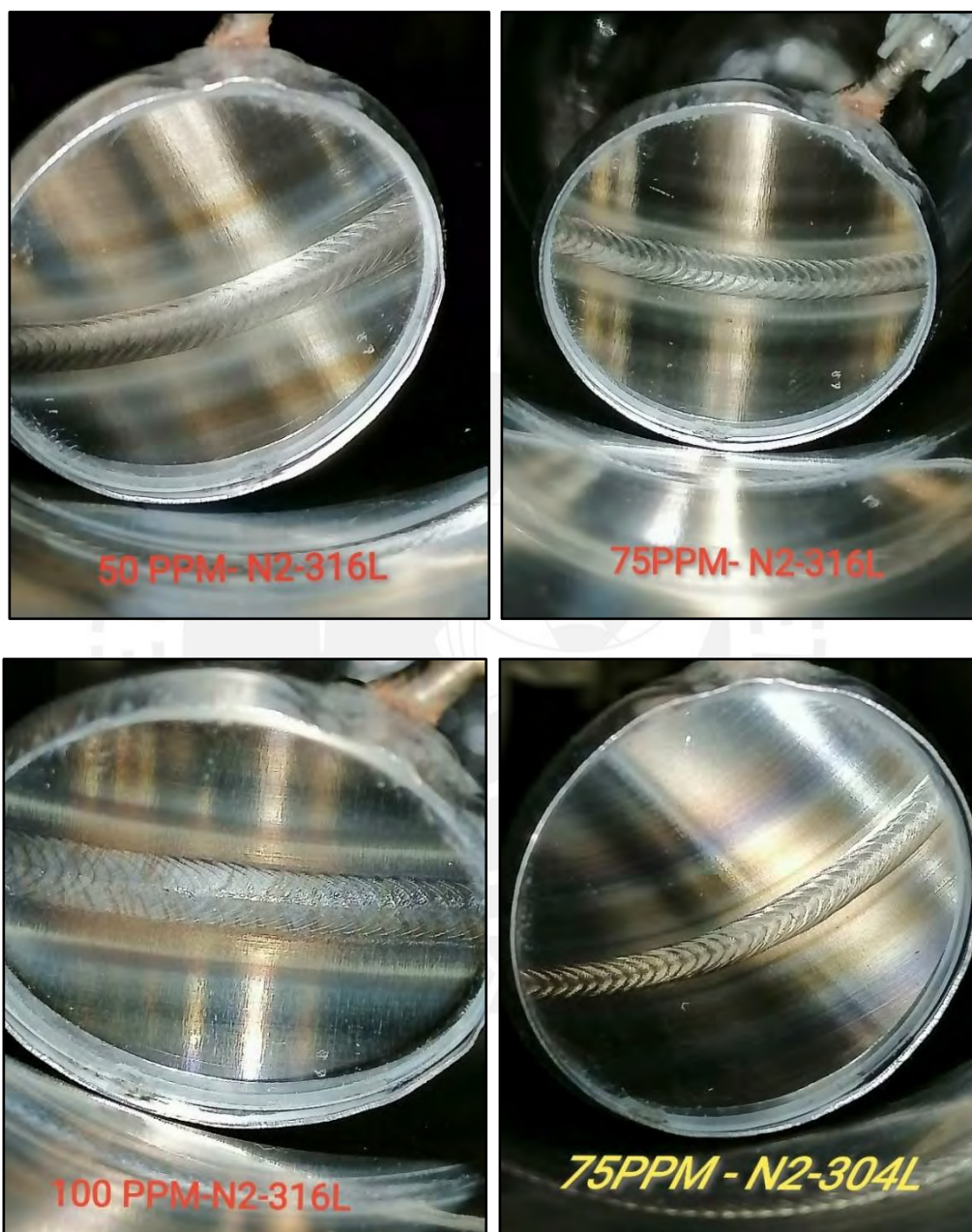


Figura 67. Inspección visual de la raíz en la zona de fusión para diferentes condiciones de soldadura.

2.13 Embalado de probetas

Terminada la ejecución de las líneas de fusión al 100%, todas las probetas extraídas se etiquetaron y se protegieron con cinta film como se aprecia en la Figura 68 para su traslado al laboratorio de materiales de la PUCP.



Figura 68. Probetas extraídas y debidamente etiquetadas.

2.14 Extracción de soldaduras de probetas

Las líneas de fusión en cada probeta fueron extraídas por corte manual con arco de sierra, extrayendo nipples de 5 cm a 6 cm. Cada nipple extraído a la vez fue cortado por la mitad (media caña) tal como se muestra en la Figura 69. Estas medias cañas están debidamente etiquetadas para cada condición de soldadura: tipo de material, tipo de gas de respaldo y concentración de oxígeno en el gas de respaldo.

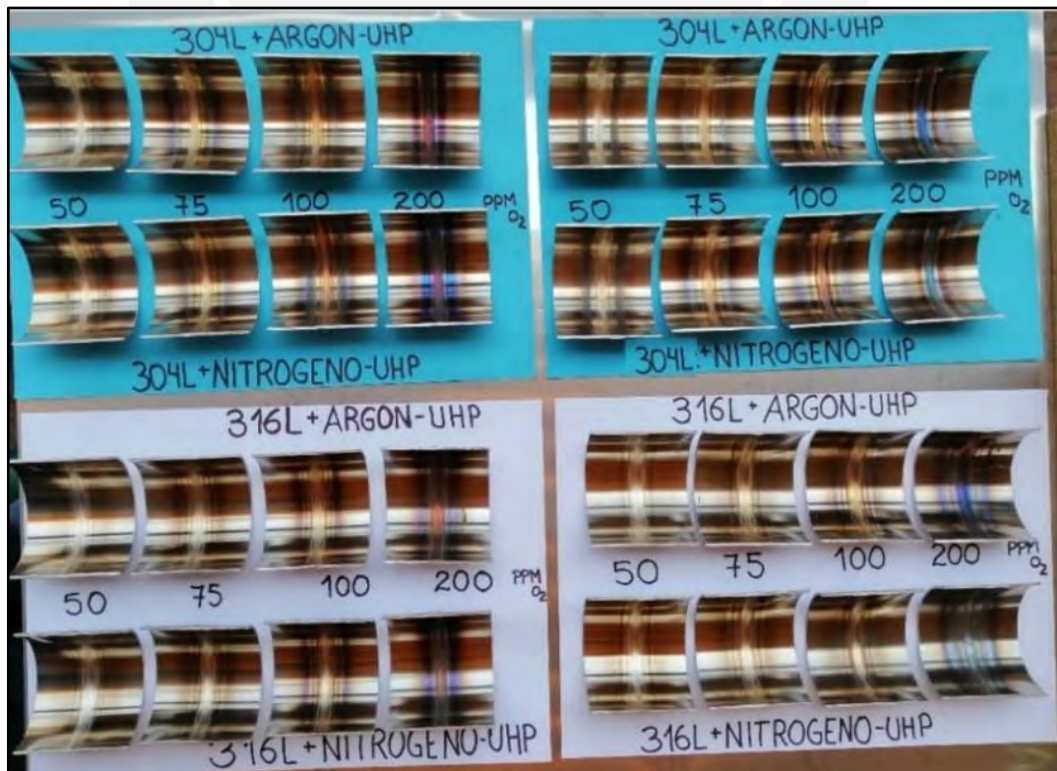


Figura 69. Clasificación de medias cañas por cada condición de soldadura.

2.15 Caracterización del material base (MB)

Las líneas de fusión extraídas de las probetas (medias cañas) se trasladaron hacia el laboratorio y al centro de caracterización de materiales de la PUCP, con el fin de caracterizar el material base y las zonas fundidas de las juntas realizadas en las tuberías de los aceros inoxidable 304L y 316L. A continuación, se describen todas las caracterizaciones y ensayos realizadas en cada muestra en el Laboratorio de Materiales.

2.15.1 Composición química del material base : Probetas 304L y 316L.

Para el análisis químico de las tuberías de aceros inoxidable 304L y 316L se usó el espectrómetro de emisión óptica por chispa (Marca Bruker, modelo Maguellan Q8, (ver Figura 70).



Figura 70. Espectrómetro de emisión óptica por chispa para análisis químico.

2.15.2 Propiedades mecánicas en Material base.

El ensayo de tracción en el material base de las tuberías de aceros inoxidable 304L y 316L se realizaron en la máquina de tracción universal de carrera larga (Marca Zwick Roel, modelo Z250- ver Figura 71). Este ensayo se realizó con la finalidad de verificar los valores de resistencia mecánica y compararlos con el estándar de fabricación ASTM A370 y los certificados de calidad del material entregados por el fabricante.



Figura 71. Máquina de tracción universal de carrera larga de hasta 25Ton.

Las Figuras 72 y 73 muestran las probetas para ensayo de tracción fabricadas de acuerdo a lo indicado en el estándar ASTM A370 [68], tomándose como referencia los datos de espécimen 1 mostrados en la Figura A2.3 de este estándar.

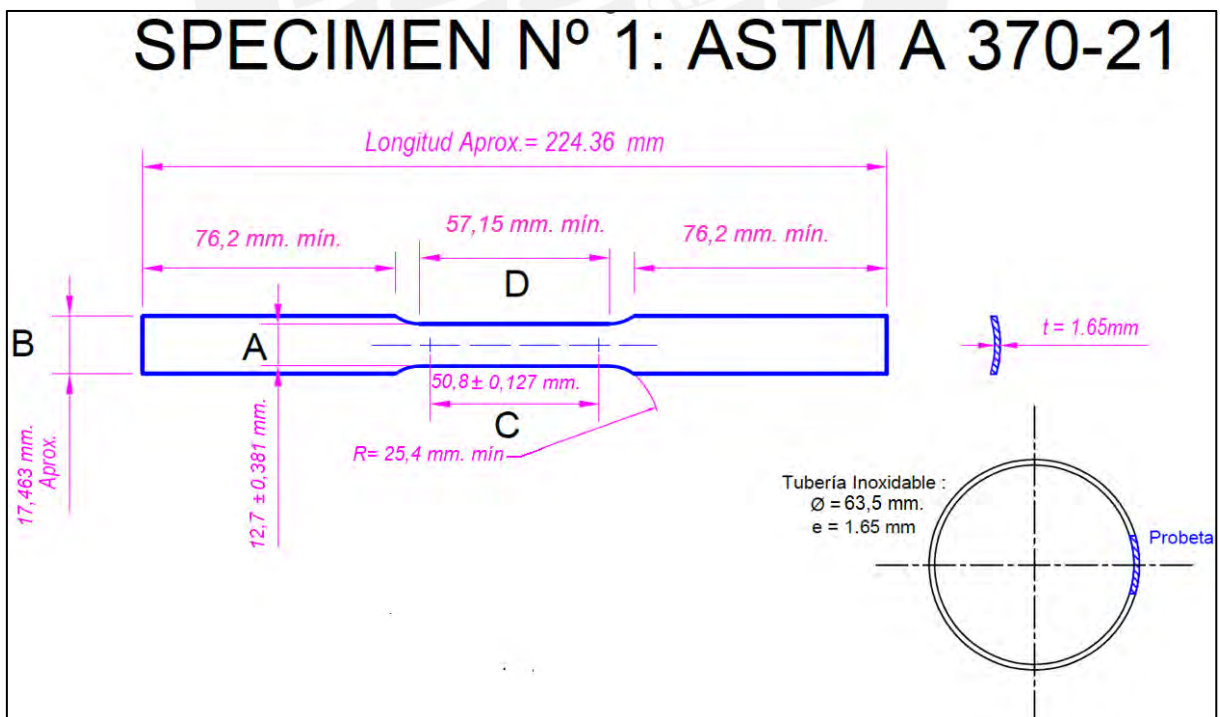


Figura 72. Plano de fabricación de probetas de tracción 304L y 316L según estándar figura A2.3 del ASTM A-370-21



Figura 73. Probetas de tracción 304L y 316L según estándar ASTM A-370-21, fabricadas en el taller de manufactura de la PUCP.

2.15.3 Análisis metalográfico en Material base.

Las muestras de material base de cada material 304L y 316L se extrajeron por corte mecánico y se caracterizarán para revelar su microestructura con la técnica de electroataque. Esta técnica será realizada con un equipo de la marca Struers, modelo Movipol 5 y el revelado será empleando ácido oxálico al 10% el cual atacará a la muestra a un voltaje de 06 voltios durante 14 segundos. Las muestras se analizarán en un microscopio óptico de la marca Leica modelo DMI 5000M, equipado con una cámara digital. El análisis metalográfico se realizó siguiendo las instrucciones dadas en las siguientes normas:

- ASTM E3, Preparación de Especímenes Metalográficos [69].
- ASTM E407, Microataque de Metales y Aleaciones [70].
- ASTM E7, Terminología de Metalografía [71].

A continuación, se describen los procedimientos necesarios para la realización y obtención de las muestras para análisis metalográfico:

2.15.3.1 Proceso de corte metalográfico.

Para la extracción de muestras metalográficas, se ha empleado la cortadora de la marca Leco modelo SX-100M (ver Figura 74), la cual incorpora un sistema de refrigeración durante todo el proceso de corte. Se extrajeron muestras tanto para el material base como para las muestras soldadas (Líneas de fusión).

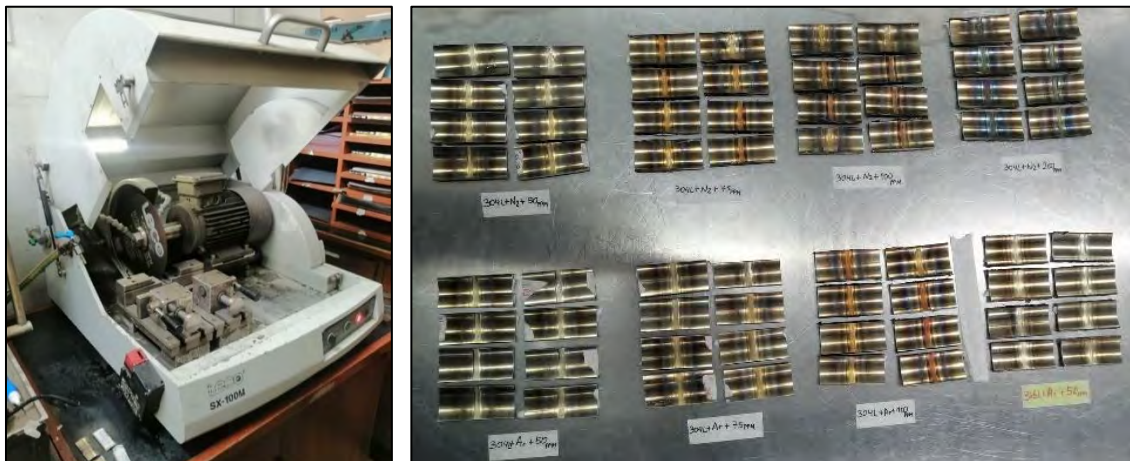


Figura 74. Cortadora para obtención de muestras para análisis metalográfico.

2.15.3.2 Proceso de obtención de briquetas para metalografías.

La fabricación de briquetas se realizó con 02 equipos de encapsulamiento de muestras de la marca Buehler modelo Simplimet como se aprecia en la Figura 75.



Figura 75. Buiquetadores de muestras para análisis metalográfico.

Finalmente, las dimensiones de las muestras cortadas fueron de 5mm x 20mm de manera que estas puedan ingresar en las briquetas de 32 mm de diámetro, quedando listas para el siguiente paso de desbastado y pulido (ver Figura 76).

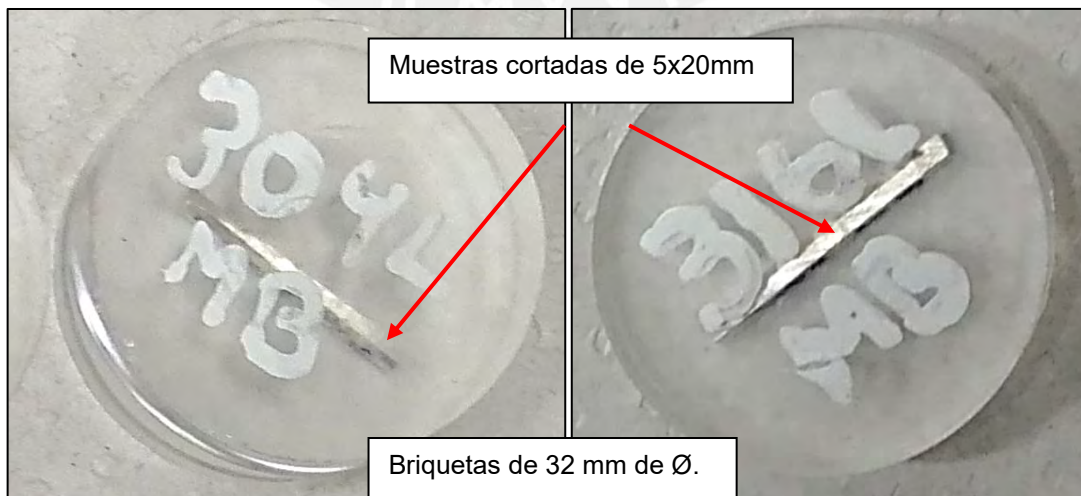


Figura 76. Briquetas de material base 304L y 316L para análisis metalográfico.

2.15.3.3 Proceso de desbaste y pulido para metalografías.

El desbastado y pulido de las muestras briqueteadas se realizó con el equipo mecanizado de la marca Struers modelo LaboPol-25 (ver Figura 77). En este equipo se puede establecer las revoluciones de los discos de pulido y desbaste en un rango de 0 a 500 RPM y a la vez permite realizar el cambio rápido de los discos. Tiene un cabezal porta muestras (LaboForce-3) para trabajar 3 briquetas en simultaneo y cuenta con una unidad automática temporizada para dosificación del lubricante (LaboDoser) durante el proceso de pulido.



Figura 77. Lado izquierdo muestra el cabezal para uso de 3 briquetas y en lado derecho muestra el equipo mecanizado para desbaste y pulido

2.15.3.4 Ataque electrolítico.

El ataque de las muestras (briquetas) se realizó por preparación electrolítica con el equipo de la marca Struers modelo Movipol-5 tal como se aprecia en la Figura 78, siguiendo los procedimientos cubiertos en la práctica estándar ASTM E407 el cual especifica el uso de soluciones químicas para el revelado de aleaciones de la serie 300 y poder realizar su examinación microscópica.

El electrolito empleado para el ataque de las muestras ha sido ácido oxálico al 10% (10g ácido/100 ml de agua), a 6.0 Voltios y en un tiempo de 14 segundos. Por medidas de seguridad, se usó la campana extractora de humos durante el procedimiento de ataque de las muestras con el área bien ventilada para evitar inhalar emanaciones peligrosas tal como se recomienda la práctica estándar ASTM E407.

Para el procedimiento de ataque electrolítico se emplearon 2 elementos (Figura 79): Para el cátodo se fabricó un accesorio tipo "U" de inoxidable regulable en altura y para el ánodo se empleó un tornillo para fijación y contacto de la muestra en la briqueta, el cual permitió el revelado final de cada muestra al fondo del recipiente de vidrio. Finalmente, la Figura 80 de la izquierda muestra la pantalla del equipo con la definición de los parámetros para el ataque electrolítico de las muestras de los materiales base 304L y 316L y en el lado derecho se aprecia la briqueta con la muestra en proceso de ataque (Burbujas sobre la cara de la briqueta)

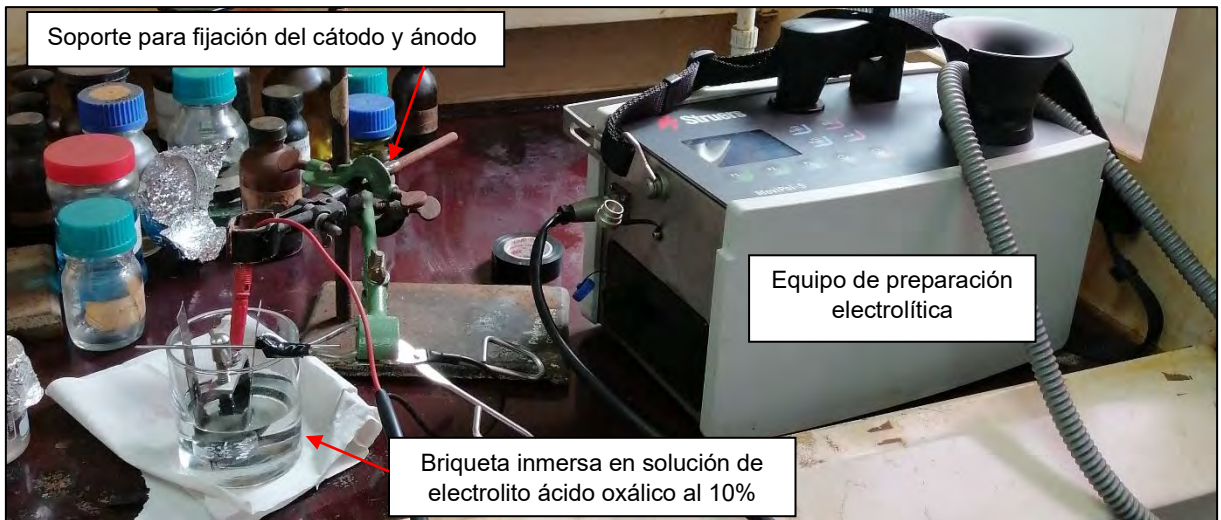


Figura 78. Equipo de electropulido y electroataque marca Struers modelo Movipol-5.

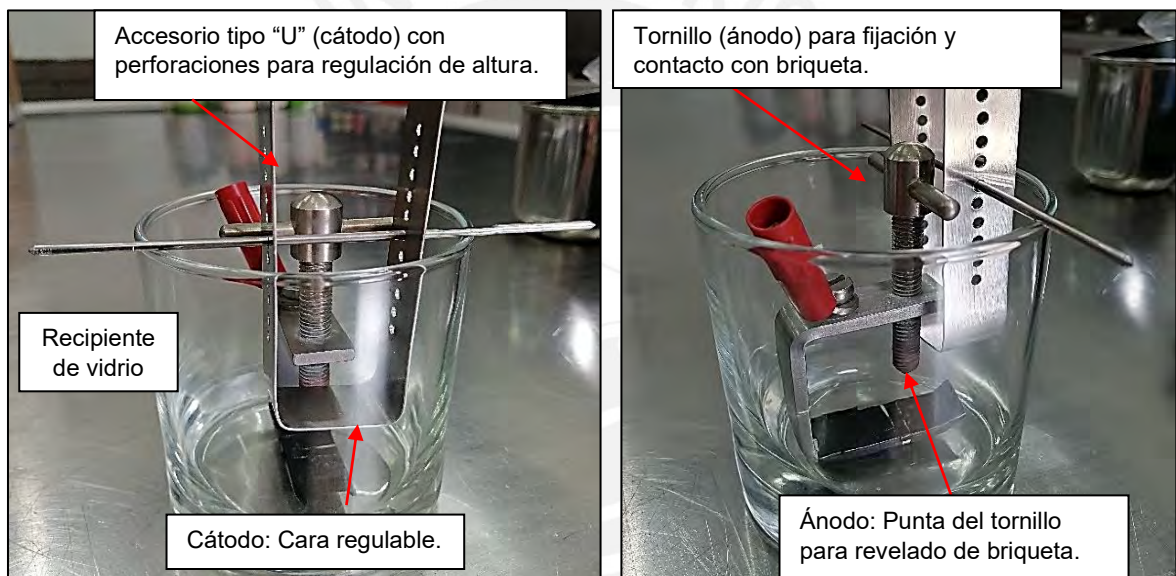


Figura 79. Lado izquierdo, cátodo tipo "U" regulable en altura. Lado derecho ánodo tipo tornillo para fijación y contacto con briqueta.

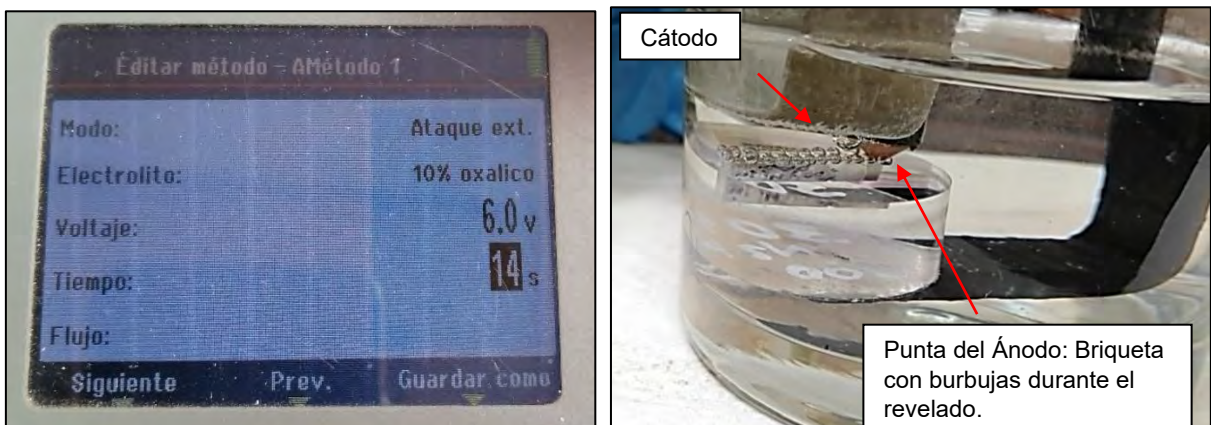


Figura 80. Lado izquierdo, parámetros de ataque electrolítico. Lado derecho, briqueta en proceso de ataque (burbujas).

2.15.3.5 Análisis de muestras con microscopio óptico.

Finalmente, las muestras se analizarán en un microscopio metalográfico óptico digital de la marca Leica modelo DMI 5000M como se muestra en la Figura 81. Este microscopio tiene la capacidad de mostrar imágenes en un rango de 50 a 1000 aumentos y cuenta con un software Leica LAS para procesamiento de imágenes requeridas para la investigación metalográfica.

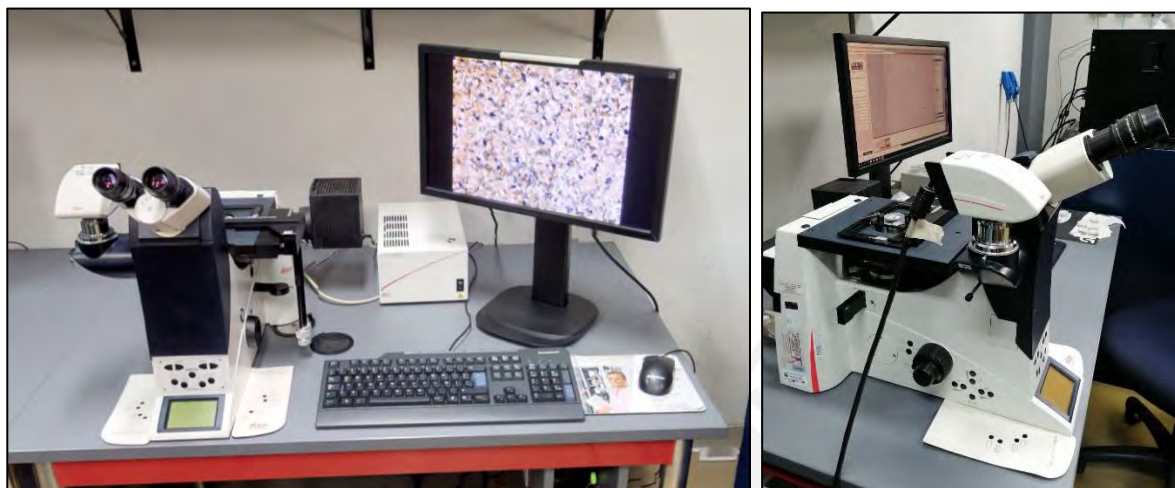


Figura 81. Microscopio metalográfico óptico digital con software Leica LAS para análisis de imágenes metalográficas.

2.16 Caracterización en la zona fundida (ZF)

Se realizó la caracterización de las zonas fundidas en las muestras soldadas de cada probeta de acero inoxidable 304L y 316L en donde las líneas de fusión se ejecutaron con los siguientes gases de protección, tanto en la cara como en la raíz de la zona fundida de cada tubería:

- Gas de protección en la cara: Argón industrial.
- Gases de protección en la raíz: Argón y Nitrógeno ultrapuros con adiciones de aire con oxígeno en distintas concentraciones de 50,75,100 y 200 ppm.

Las muestras extraídas fueron sometidas a ensayo de corrosión por picaduras según estándar ASTM G48 practica A [18]. Estos ensayos evaluaron la corrosión por picaduras en la raíz de las soldaduras en condición pasivada y sin pasivar.

2.16.1 Medición del porcentaje de ferrita en la Zona fundida.

Para la medición del contenido de ferrita en la ZF de las soldaduras (304L y 316L), se usó un Ferritoscopio de la marca Fischer modelo MP30E-S (Ver Figura 82). El instrumento utiliza el método de prueba de inducción magnética en el que el contenido de ferrita se obtiene a partir de la permeabilidad magnética. La medición del % ferrita se realizó en la raíz de todas las muestras (medias cañas, ver Figura 83).



Figura 82. Ferritoscopio para la medición del contenido de ferrita en la ZF.

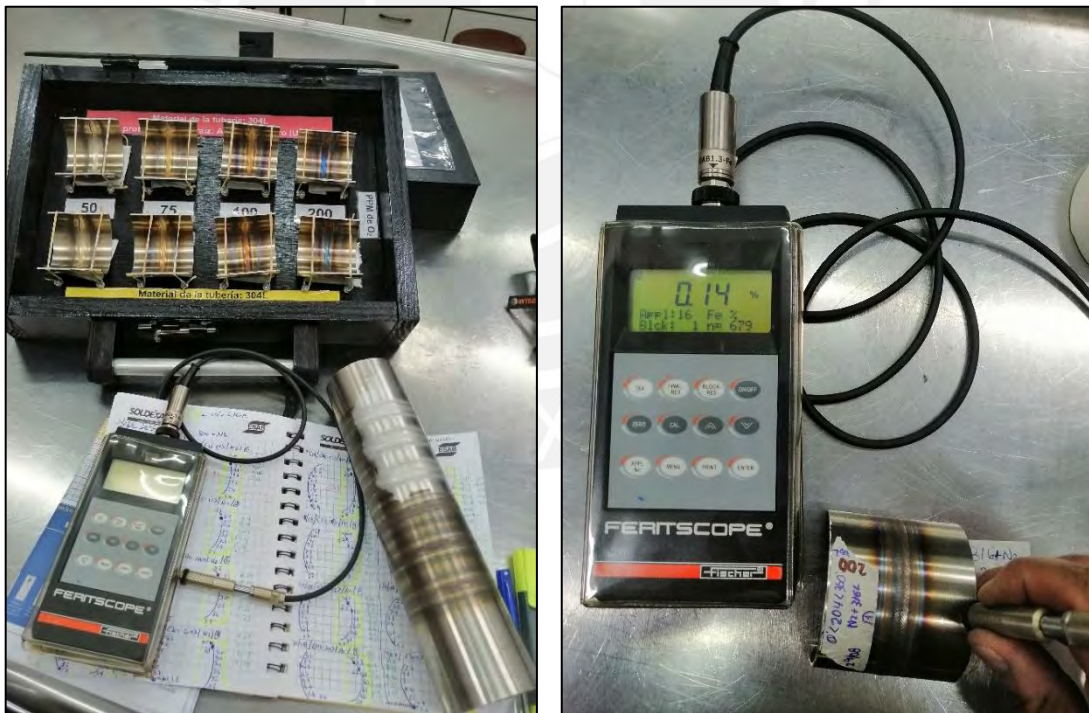


Figura 83. Medición del contenido de ferrita en la ZF (medias cañas).

2.16.2 Macrografía de tintes térmicos (Termo coloración) en la ZF.

La macrografía permitirá evaluar y compara el nivel de termocoloración en la raíz de la zona de fusión (medias cañas), generada por la influencia de las concentraciones de oxígeno en el gas de respaldo de cada material soldado (304L y 316L).

Las imágenes de la termocoloración en la zona de fusión de las muestras soldadas, fueron obtenidas por una cámara fotográfica digital y para mejorar la iluminación se adecuo un bastidor con fondo blanco como se muestra en la Figura 84.

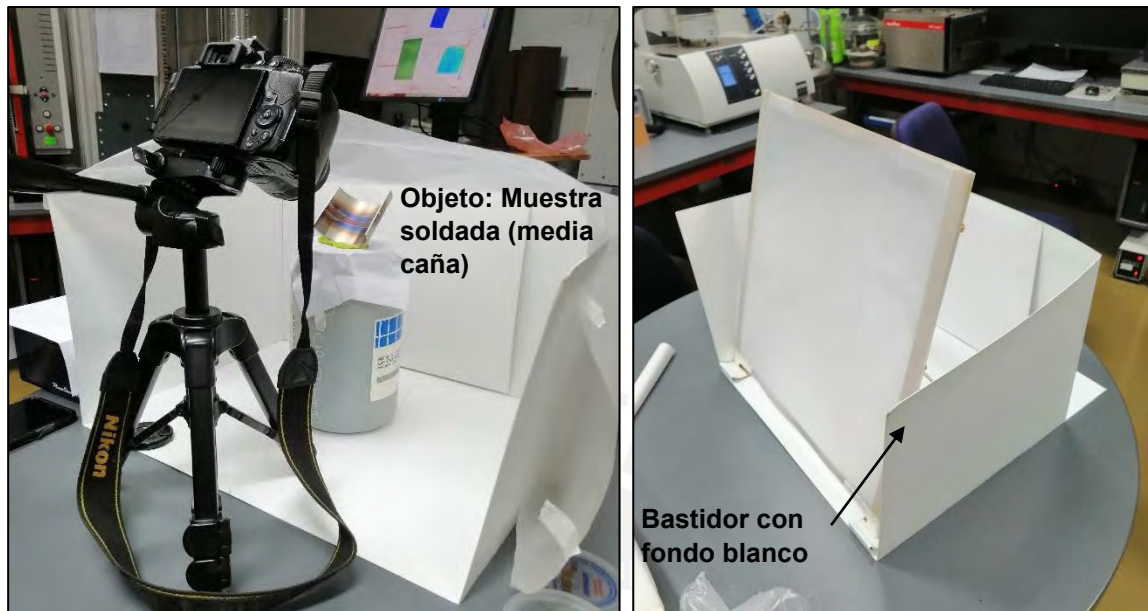


Figura 84. Cámara fotográfica digital adecuada con bastidor y fondo blanco.

2.16.3 Análisis metalográfico en la Zona fundida.

El análisis metalográfico de las muestras en la zona de fusión, será realizado de acuerdo al procedimiento descrito en 2.15.3 (desde el proceso de corte metalográfico 2.15.3.1 hasta el análisis muestras con microscopio óptico para metalografías 2.15.3.5). El corte metalográfico para la extracción de muestras, abarca la zona de fusión (ZF), zona afectada por el calor (ZAC) y material base (MB), como se puede apreciar en la Figura 85.

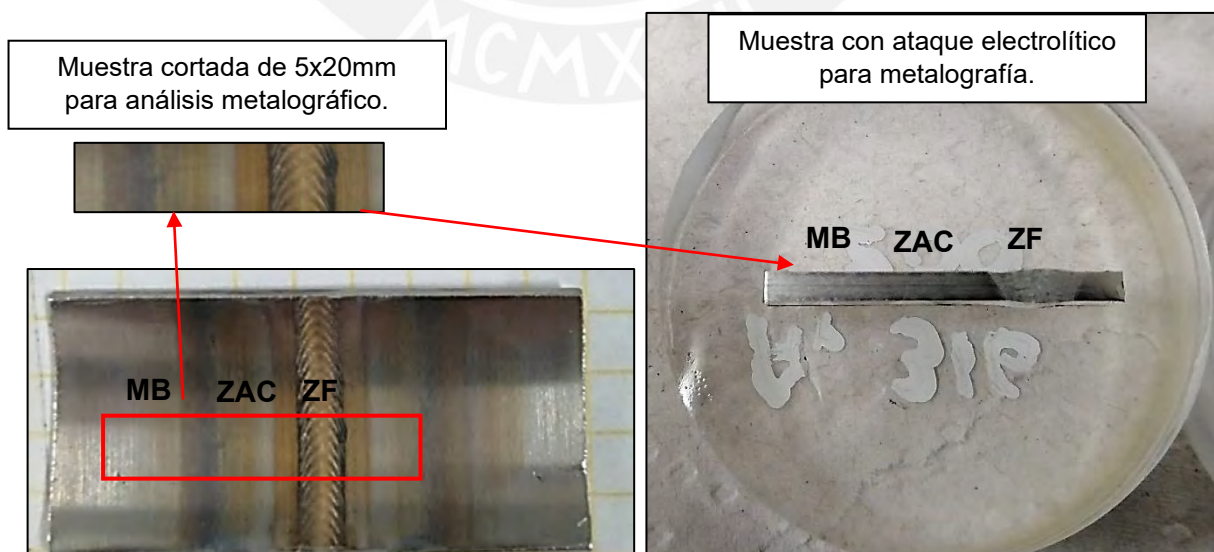


Figura 85. Extracción de muestra en la zona de soldadura para análisis metalográfico.

Para complementar el análisis de las imágenes extraídas con el microscopio metalográfico en las diferentes zonas de la soldadura (zonas de fusión, zona afectada por el calor y material base), se ha empleado el software Stream de Olympus que a través de sus herramientas permite realizar mediciones avanzadas en las muestras extraídas.

2.16.4 Ensayo de corrosión por picaduras en la Zona fundida sin pasivar.

Los ensayos de corrosión de las muestras por el lado de la raíz de la ZF sin pasivar (304L y 316L), se realizó según lo establecido en el estándar ASTM G48 Método A, con el fin de ver el grado de influencia de las diferentes concentraciones de oxígeno (50,75,100 y 200 ppm) en la resistencia a la corrosión localizada por picaduras en la raíz de cada línea de fusión inmersa en una solución de cloruro férrico que acelera el inicio de la corrosión en las muestras. En este ensayo, se tomará nota de los pesos de cada muestra antes y después del ensayo de corrosión para determinar la pérdida de masa por unidad de área (g/cm^2) según el gas de respaldo empleado, para luego analizar cómo se presentó la densidad de picaduras de las diferentes zonas (ZF, ZAC y MB) en cada muestra. Un examen visual y un reporte fotográfico de las superficies, junto con las pérdidas de masa de las muestras mayores o iguales a $0,0001 \text{ g} / \text{cm}^2$ (tasas de corrosión), serán suficientes para caracterizar la resistencia a la corrosión por picaduras [18]. Antes de iniciar los ensayos de corrosión por picaduras en la ZF, las muestras extraídas por corte metalográfico fueron pasivadas solo por el lado de la cara de las líneas de fusión, dejando sin pasivar el área de la raíz de las muestras que es la zona de estudio, con el fin de que estas zonas sean atacadas durante el ensayo. (Ver Figura 86).

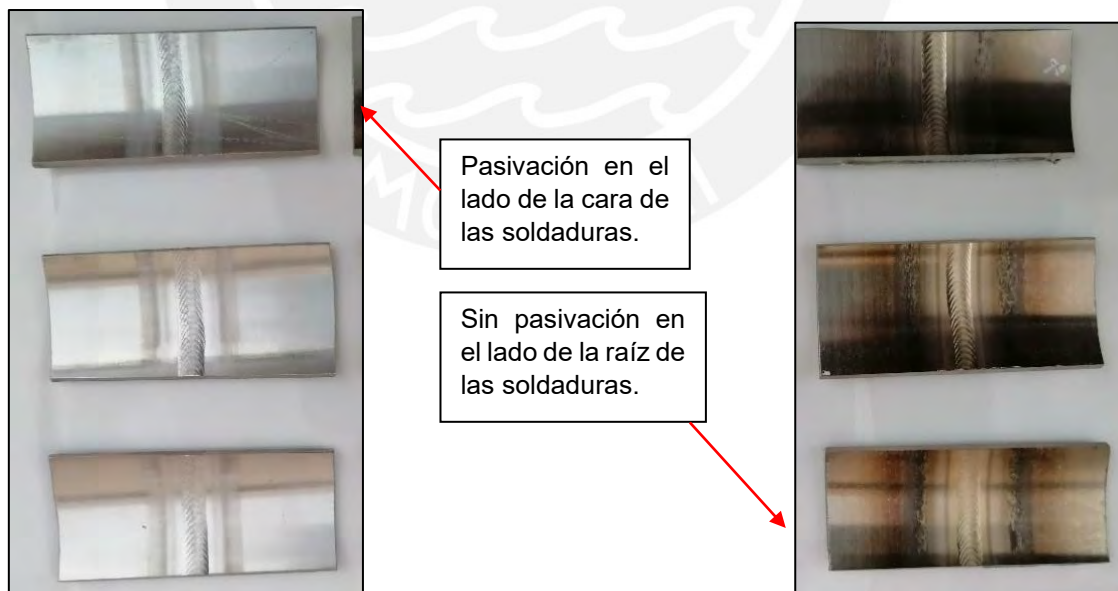


Figura 86. Lado izquierdo, cara pasivada de las muestras.

Lado derecho, reverso de las muestras sin pasivado en el lado de la raíz.

El pasivado en la cara de las soldaduras se realizó con Soldinox, producto químico que permitió limpiar y eliminar los óxidos (tintes térmicos) y restos de impurezas generados por las soldaduras. (Ver Figuras 86 y 87).



Figura 87. Proceso de pasivación en la cara de las soldaduras.

Para los ensayos de corrosión, el estándar ASTM G48 establece el tipo de soporte de vidrio (ver Figura 88).



Figura 88. Diseño de soporte de vidrio para ensayos de corrosión.

La preparación de la solución de prueba de cloruro férrico para los ensayos de corrosión por picaduras, se realizó de acuerdo con las indicaciones del estándar ASTM G48 método A, en donde se establece que se disuelva 100 g de cloruro férrico de grado reactivo ($\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$), en 900 mL de agua de reactivo Tipo IV. El pesaje del cloruro férrico se realizó en una balanza analítica de la marca Sartorius modelo MC 410S como se muestra en la Figura 89. Para iniciar los ensayos, 600 mL de la solución de cloruro férrico fueron vertidos en un vaso de precipitados de 1000 mL (Figura 90).

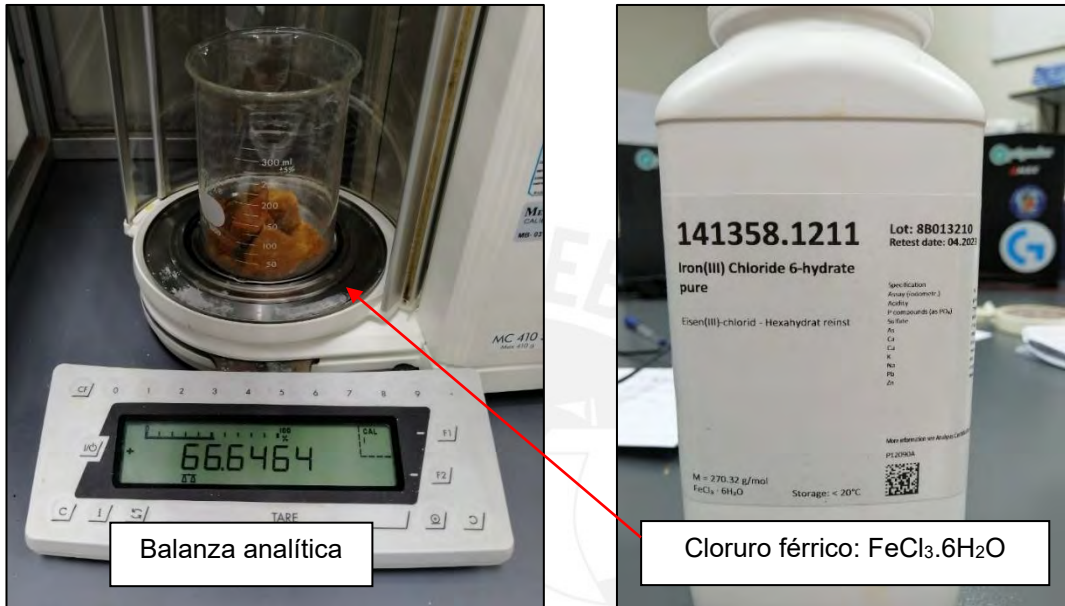


Figura 89. Pesaje de cloruro férrico sólido en balanza analítica.

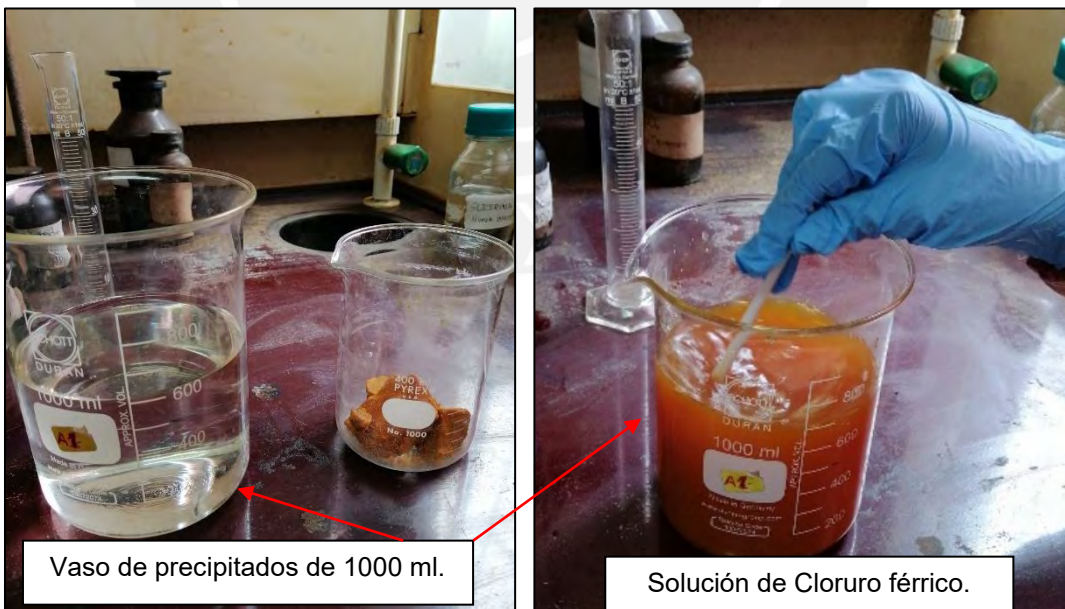


Figura 90. Preparación de la solución de cloruro férrico para ensayos de corrosión por picaduras.

El estándar ASTM G48 recomienda muestras de 25x50 mm (1"x2") para los ensayos de corrosión (Figura 91). Antes de los ensayos de corrosión, las muestras han sido pesadas en la balanza analítica, ver Figura 92.

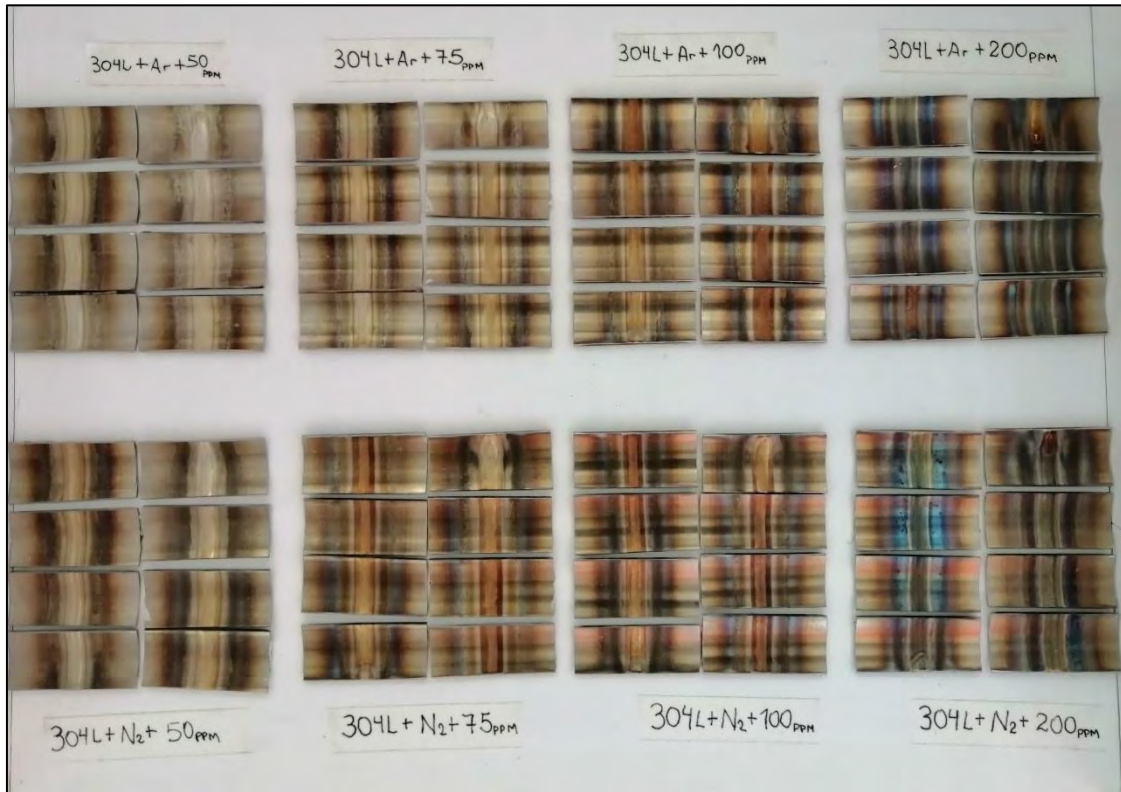


Figura 91. Muestras 304L de 25x50 mm (1"x2") para ensayos de corrosión.

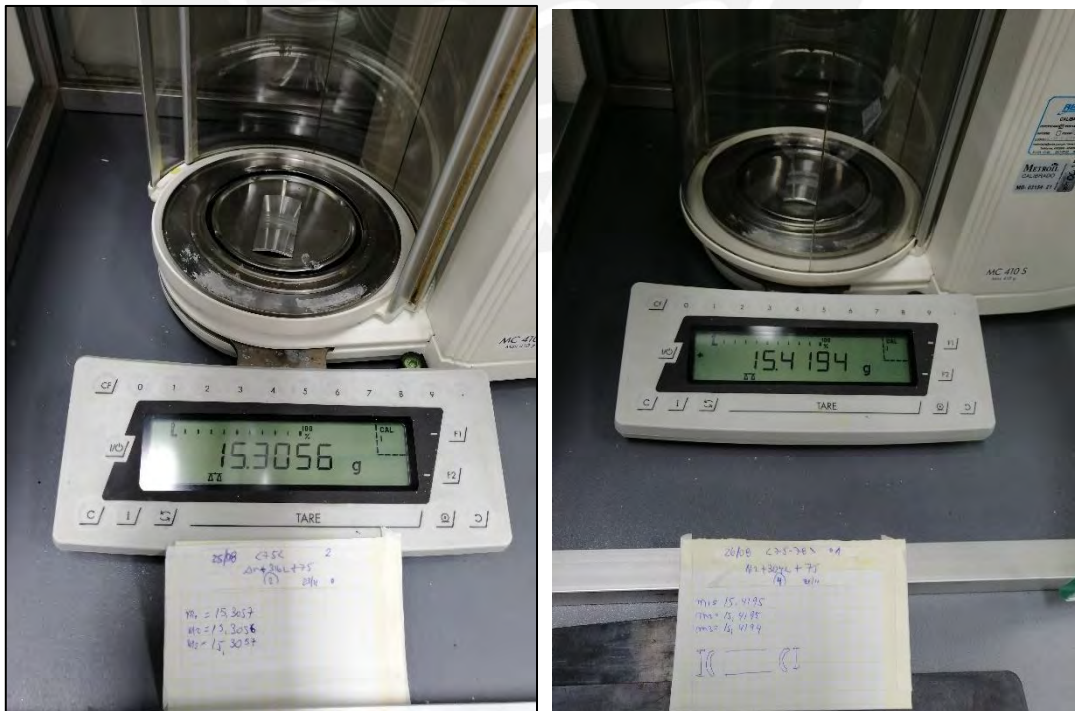


Figura 92. Pesaje de muestras antes de los ensayos de corrosión por picaduras.

Para el cálculo del área interior de cada muestra en la zona de la raíz de la soldadura, se tomó las medidas del largo y ancho de las muestras con un vernier digital (Figura 93). Con las medidas obtenidas se desarrolló el área interior de cada muestra en el programa AutoCAD, el cual permitió que a través de sus comandos se pueda calcular el área interior de las muestras tal como se aprecia en la Figura 94. Esta área permitirá calcular la tasa de corrosión por pérdida de masa por área en cada muestra soldada.

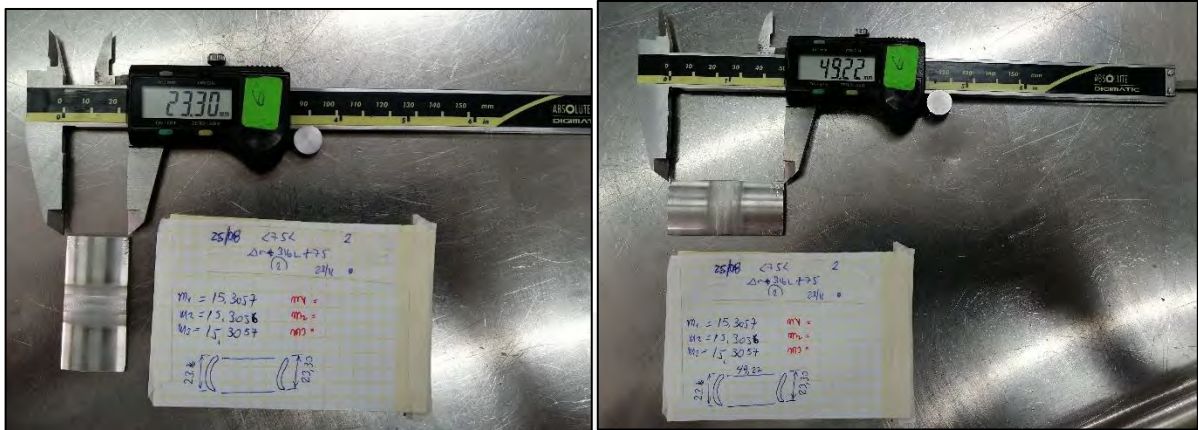


Figura 93. Medición de muestras con vernier digital para cálculo de áreas.

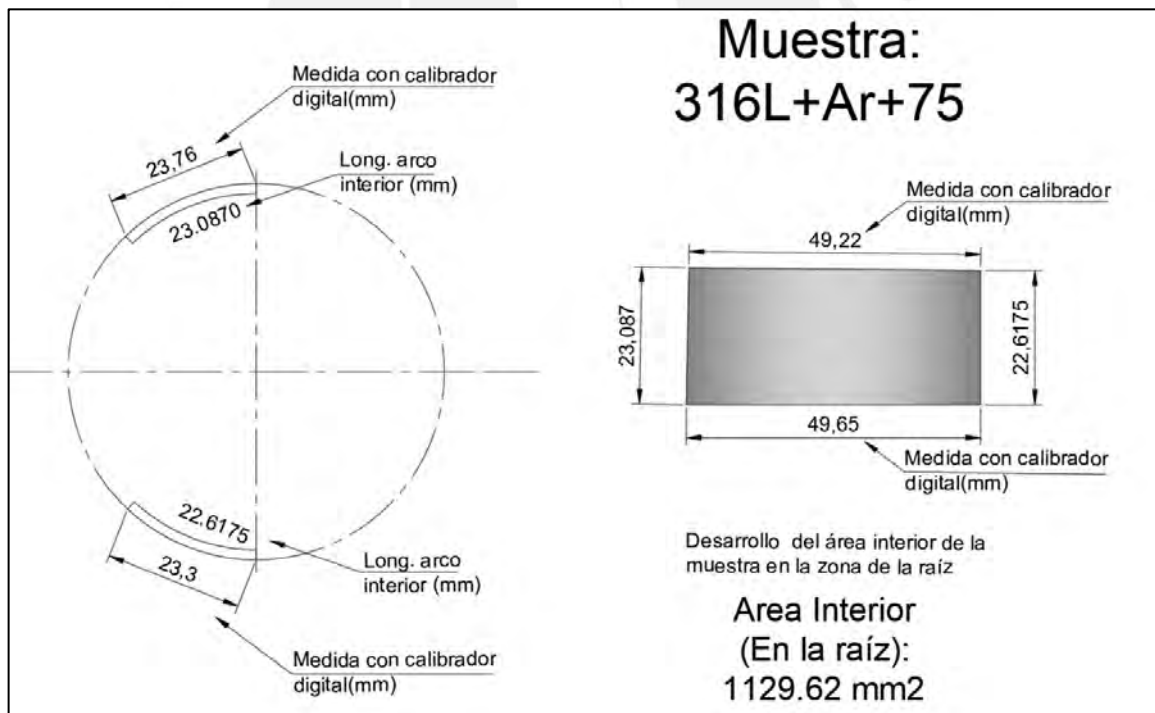


Figura 94. Cálculo del área interior de las muestras (lado de raíz) con AutoCAD.

Luego de haber recopilado los datos de cada muestra (peso, área en la raíz, material de la muestra, gas de protección) se procede a separar las muestras para realizar el ensayo de corrosión por inmersión en la solución de cloruro férrico (Figura 95).



Figura 95. Muestras seleccionadas para el ensayo de corrosión por picadura.

Las muestras que serán ensayadas son marcadas con plumón permanente en el soporte de vidrio antes de la inmersión. Se coloca la concentración de oxígeno en ppm con las que fueron soldadas las muestras, como se aprecia en la Figura 96.

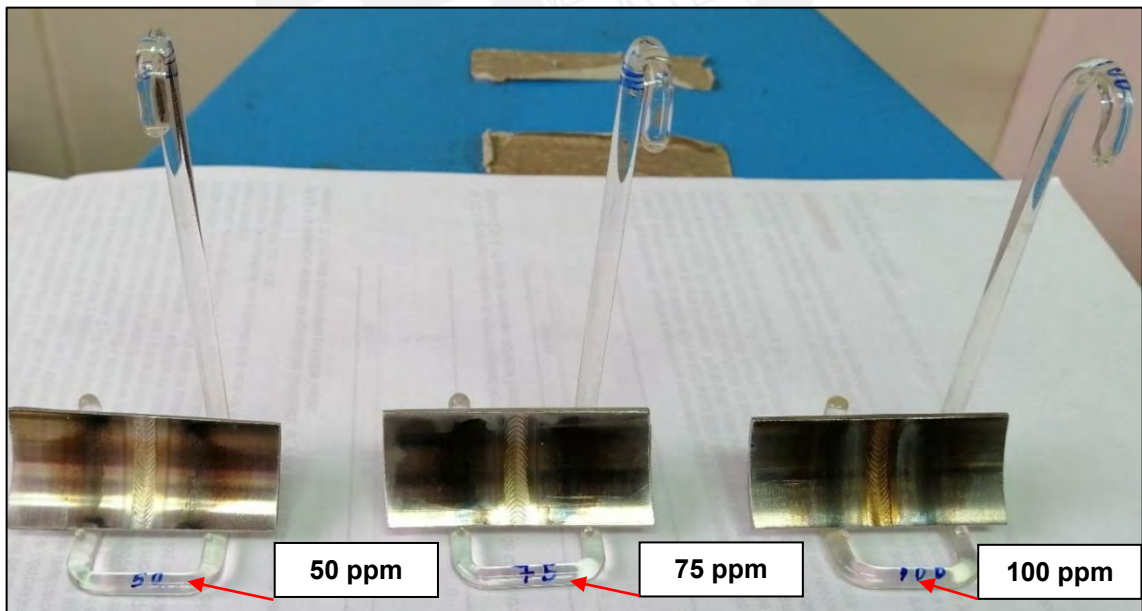


Figura 96. Identificación de muestras para el ensayo de corrosión por picadura.

Culminado el ensayo de corrosión, se procede a retirar las muestras realizando un previo enjuague con agua y frotando con un cepillo de cerdas de nailon bajo corriente de agua para eliminar los productos de corrosión. Seguidamente, las muestras se sumergen en metanol y se realiza la limpieza ultrasónica para eliminar restos en los hoyos profundos de las picaduras (ver Figura 97).



Figura 97. Equipo de limpieza ultrasónica para muestras corroídas luego del ensayo de corrosión.

Finalmente se vuelve a enjuagar con agua frotando con el cepillo de cerdas de nailon hasta que las picaduras sean visibles como se muestra en la Figura 98.

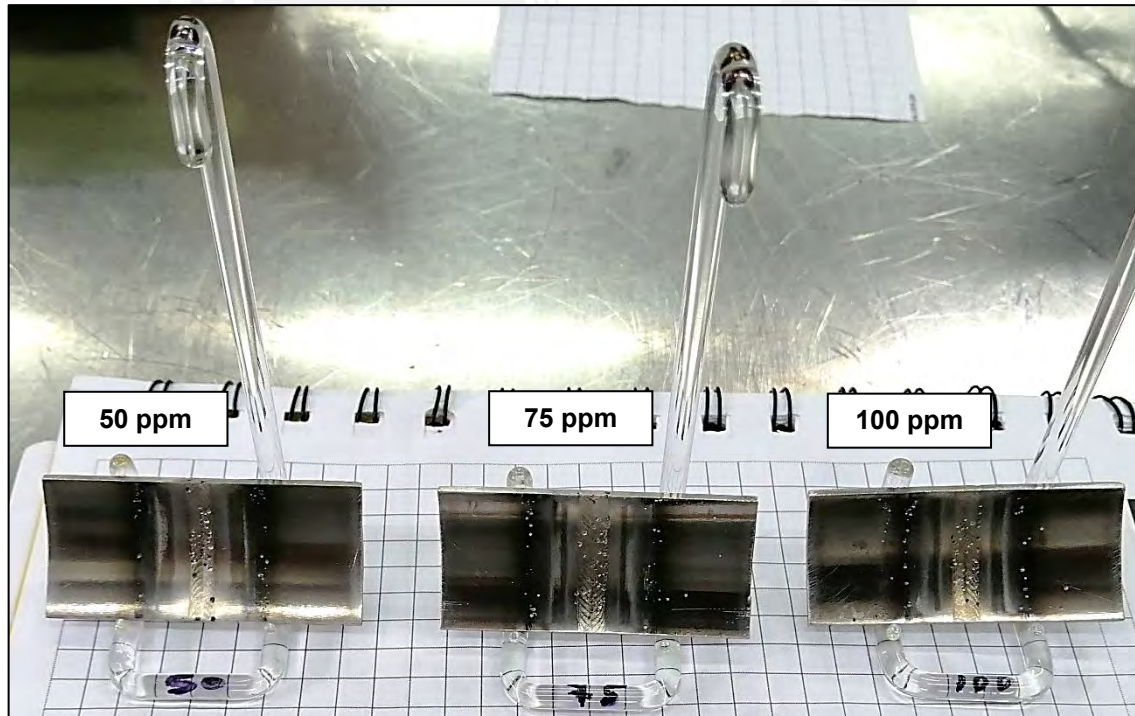


Figura 98. Muestras corroídas por picaduras luego de la limpieza ultrasónica.

2.16.5 Inspección visual en la Zona fundida luego del ensayo de corrosión: Sin pasivar en la zona fundida.

Se evaluará la densidad de picaduras generadas en el centro del cordón de la ZF, en la zona ZAC, en las zonas termo coloreadas y en el material base de cada muestra luego de realizados los ensayos de corrosión con el fin de compararlas y relacionar la forma de las picaduras con los parámetros de soldadura y la microestructura revelada en las metalografías.

La Figura 99 muestra las picaduras generadas por el lado de la raíz de las zonas fundidas en el material 316L, donde las probetas fueron protegidas con gas de respaldo argón ultrapuro y mezclado con aire con concentraciones de oxígeno (50,75,100 y 200 ppm). Las muestras corroídas han sido ensayadas por triplicado para cada condición soldada.

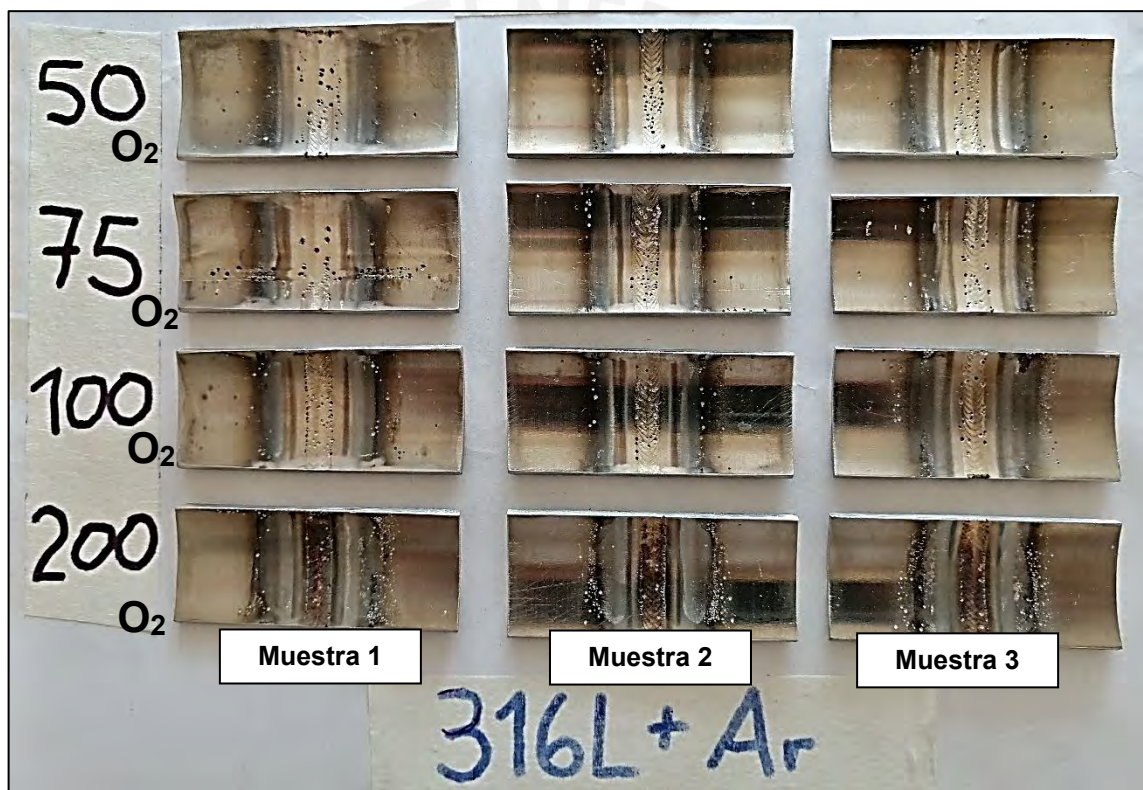


Figura 99. Muestras en material 316L, ensayadas por triplicado.

Se aprecia corrosión por picaduras influenciada por distintas concentraciones de oxígeno en el gas de respaldo.

2.16.6 Análisis metalográfico en la Zona fundida luego del ensayo de corrosión: Zona fundida

Después del ensayo según el método ASTM G48 Método A, se procede a realizar la metalografía de la ZF de manera similar a los descrito en el procedimiento en 2.15.3 (desde el proceso de corte metalográfico 2.15.3.1 hasta el análisis muestras con microscopio óptico para metalografías 2.15.3.4). Las zonas analizadas abarcan picaduras en la ZF, ZAC y MB como se aprecia en la Figura 100.

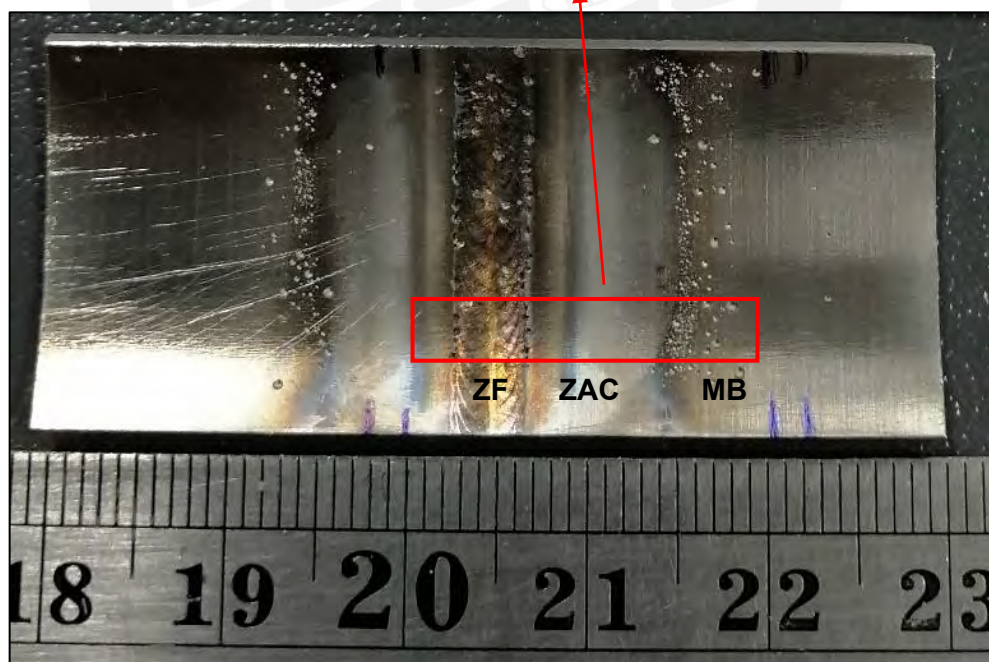
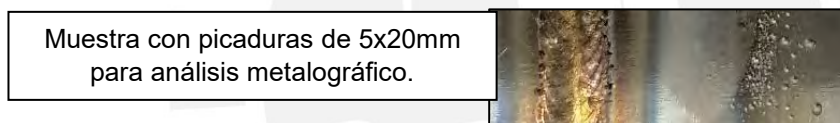


Figura 100. Extracción de muestra corroída por picaduras en la ZF y zona termocoloreada para análisis metalográfico.

Cómo se indicó en el punto 2.16.3, el software Stream de Olympus se empleó para realizar mediciones en las imágenes extraídas con el microscopio en las diferentes zonas de la soldadura (ZF, ZAC y MB) que fueron atacadas por las picaduras. Además, se utilizó el software Microsoft ICE para obtener micrográficas compuestas (Ver Figura 101)



Figura 101. Unión de múltiples imágenes con Software Microsoft ICE.

2.16.7 Ensayos de corrosión por picaduras en la Zona fundida pasivadas en cara y raíz.

Los ensayos de corrosión por picaduras según ASTM G48 en muestras pasivadas (lado cara y raíz) será realizado de manera similar al procedimiento descrito en el punto 2.16.4. En este caso antes de iniciar los ensayos de corrosión por picaduras, las muestras extraídas por corte metalográfico han sido pasivadas en el lado de la cara y raíz de las líneas de fusión como se aprecia en la Figura 102



Figura 102. Muestras pasivadas por ambos lados de las líneas de fusión (cara y raíz).

2.16.8 Macrografías en la Zona fundida luego del ensayo de corrosión: Zonas fundidas pasivadas en la raíz.

Mediante macrografía se evaluará el grado de corrosión por picaduras en la región de la raíz de las líneas de fusión que fueron pasivadas. En la figura 103 no aprecian las muestras luego del ensayo de corrosión.

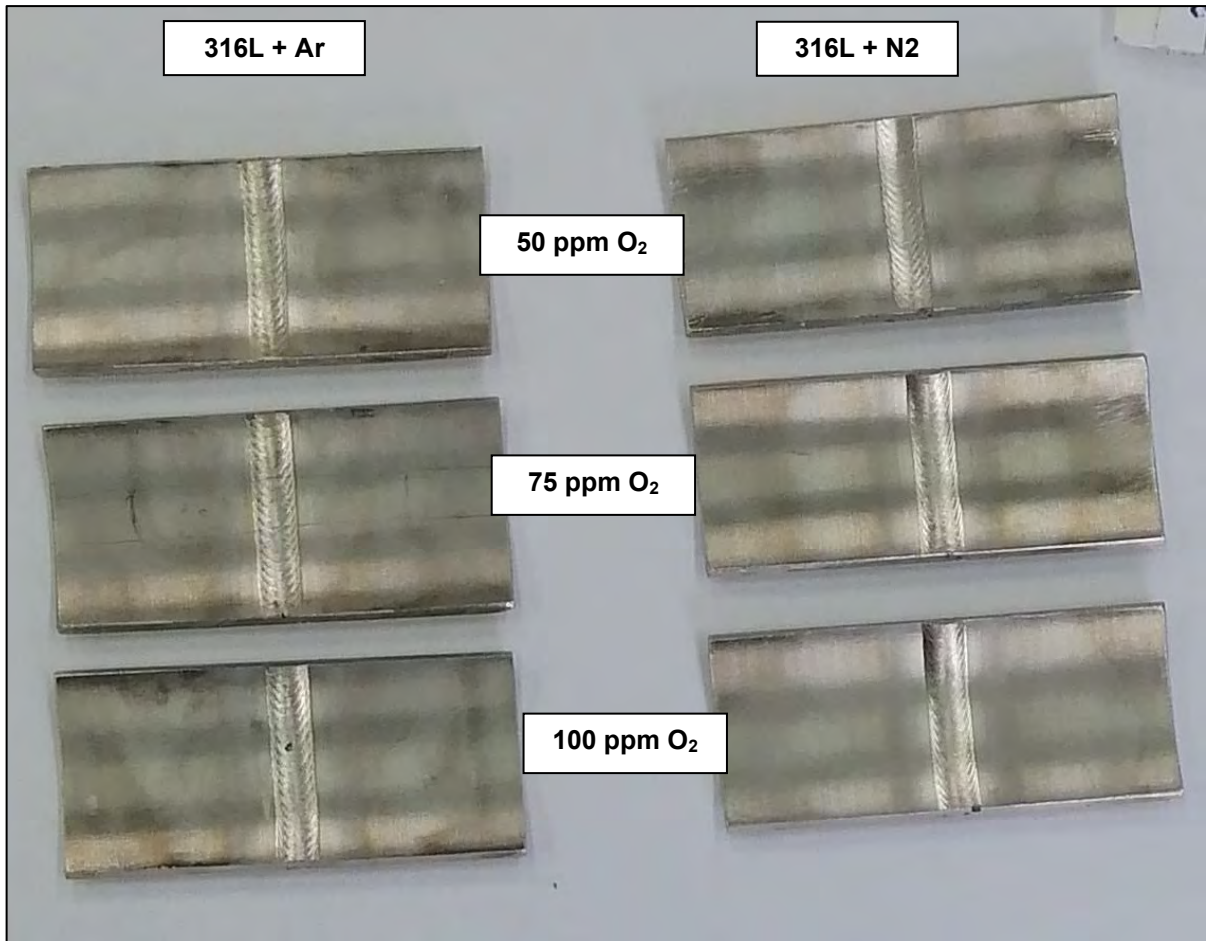


Figura 103. Muestras pasivadas en cara y raíz luego de realizado el ensayo de corrosión por picaduras.

3 RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1 Caracterización del material base (MB)

3.1.1 Composición Química del Material base

Las Tablas 18 y 19 muestran cuadros comparativos de los elementos aleantes en cada acero inoxidable 304L y 316L. Los valores indicados corresponden a los aleantes establecidos en la especificación ASTM A270 y el certificado de calidad emitido por el proveedor (Adjunto en anexo). Estos valores permiten ser comparados con los obtenidos en el espectrómetro de emisión óptica por chispa, verificándose que los materiales base empleados en este estudio cumple con los rangos de valores establecidos según ASTM A270 [11].

Tabla 18. Composición química del acero inoxidable 304L. Cuadro comparativo según ASTM A270, certificado de calidad de procedencia y análisis en laboratorio

Composición Química (%) - Material Base 304L								
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Ni
Según ASTM A270	0,035 máx.	2 máx.	1,00 máx.	0,045 máx.	0,030 máx.	18--20	...	8--12
Certificado de calidad	0,027	1,33	0,53	0,022	0,004	18,11	...	8,06
Analizado (PUCP)	0,050	1,02	0,37	0,034	0,003	18,13	0,11	8,31

Tabla 19. Composición química del acero inoxidable 316L. Cuadro comparativo según ASTM A270, certificado de calidad de procedencia y análisis en laboratorio.

Composición Química (%) - Material Base 316L								
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Ni
Según ASTM A270	0,035 máx.	2 máx.	1,00 máx.	0,045 máx.	0,030 máx.	16--18	2--3	10--14
Certificado de calidad	0,030	1,11	0,52	0,022	0,006	16,15	2,06	10,05
Analizado (PUCP)	0,030	1,34	0,44	0,031	0,001	16,78	1,97	10,29

3.1.2 Propiedades mecánicas del Material base.

La Tabla 20 muestra un cuadro comparativo de los valores de resistencias mecánicas y % de alargamiento obtenidos en las probetas 304L y 316L luego de realizado los ensayos de tracción. Se aprecia que los valores obtenidos en cada probeta, son superiores y cumplen con lo establecido en la especificación ASTM A270 [11].

Tabla 20. Cuadro comparativo de propiedades mecánicas en probetas de acero inoxidable austenítico 304L y 316L.

Material	Especificación	Resistencia a la Fluencia (MPa.)	Resistencia Máxima (MPa.)	% Alargamiento
Ac. Inox. 304L	ASTM A270	170 mín.	485 mín.	≥ 35 (*)
	Analizado (PUCP)	417,27	757,32	57 (**)
Ac. Inox. 316L	Según ASTM A270	170 mín.	485 mín.	≥ 35 (*)
	Analizado (PUCP)	386,58	652,34	46 (**)

(*) El porcentaje de alargamiento es para una longitud calibrada de 2 “.

(**) El porcentaje de alargamiento es para una longitud calibrada de 2 “. La longitud final entre marcas de la probeta fue de 79,51 mm para 304L y 73,94 mm para 316L.

A través de los datos de las curvas fuerza -alargamiento (Figura 104) y de la sección transversal de cada probeta estándar se obtuvieron los valores de resistencia máxima y de fluencia en cada probeta. Se aprecia también que el material de la probeta 304L presenta mayor ductilidad que el material de la probeta 316L.

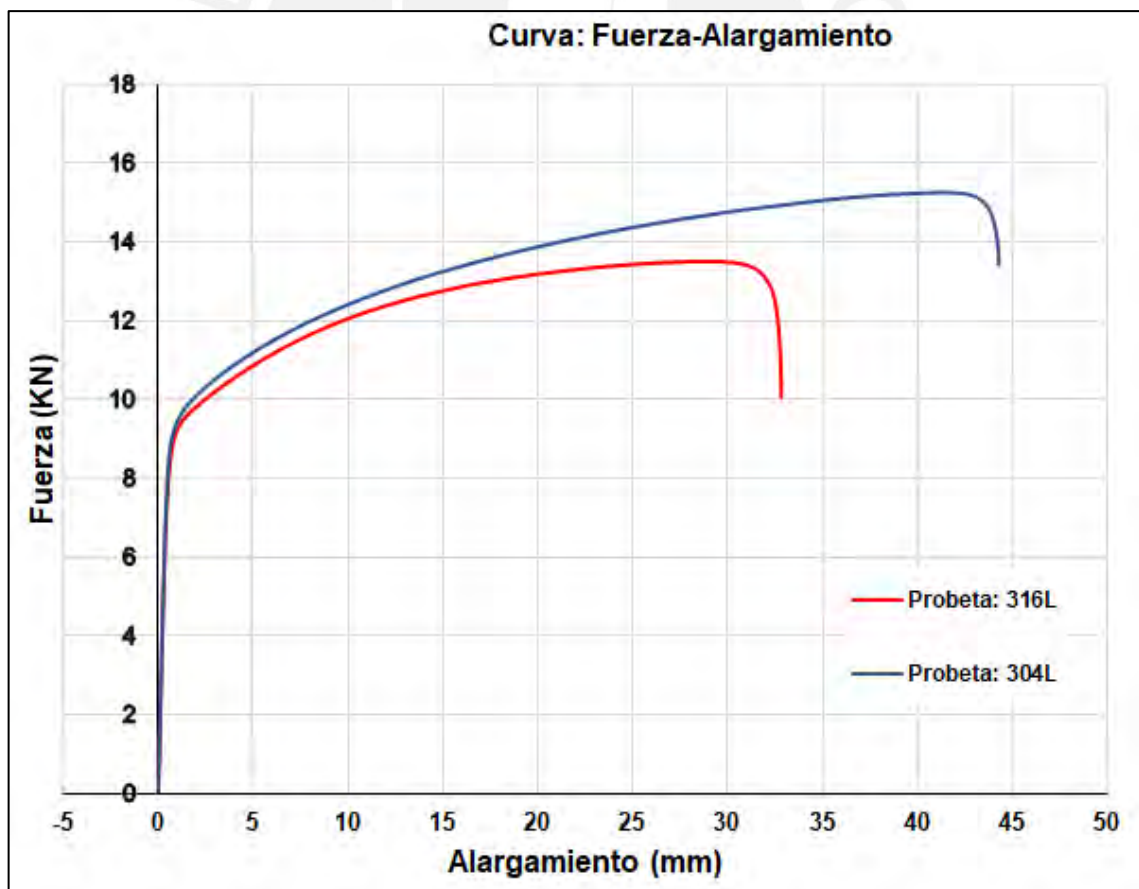


Figura 104. Curvas de fuerza - alargamiento en probetas de acero inoxidable 304L y 316L

3.1.3 Metalografías del Material base de los aceros inoxidables 304L y 316L

3.1.3.1 Metalografía del MB en acero inoxidable 304L

La Figura 105 muestra la microestructura del acero inoxidable austenítico 304L revelada con la técnica de electroataque, siguiendo según los lineamientos y procedimientos descritos en las normas ASTM E407 [70] y ASTM E3 [69]. La micrografía inferior a 500X aumentos revela que esta microestructura es compatible con un acero inoxidable austenítico, en la cual se puede apreciar granos de austenita (γ) equiaxiales y donde se observa que los límites de grano tienen una apariencia punteada, indicativo que este acero inoxidable 304L se encuentra sensibilizado, sin embargo, todas las soldaduras y ensayos han sido realizados con el fin de evaluar el grado de influencia de esta condición en la presente investigación.

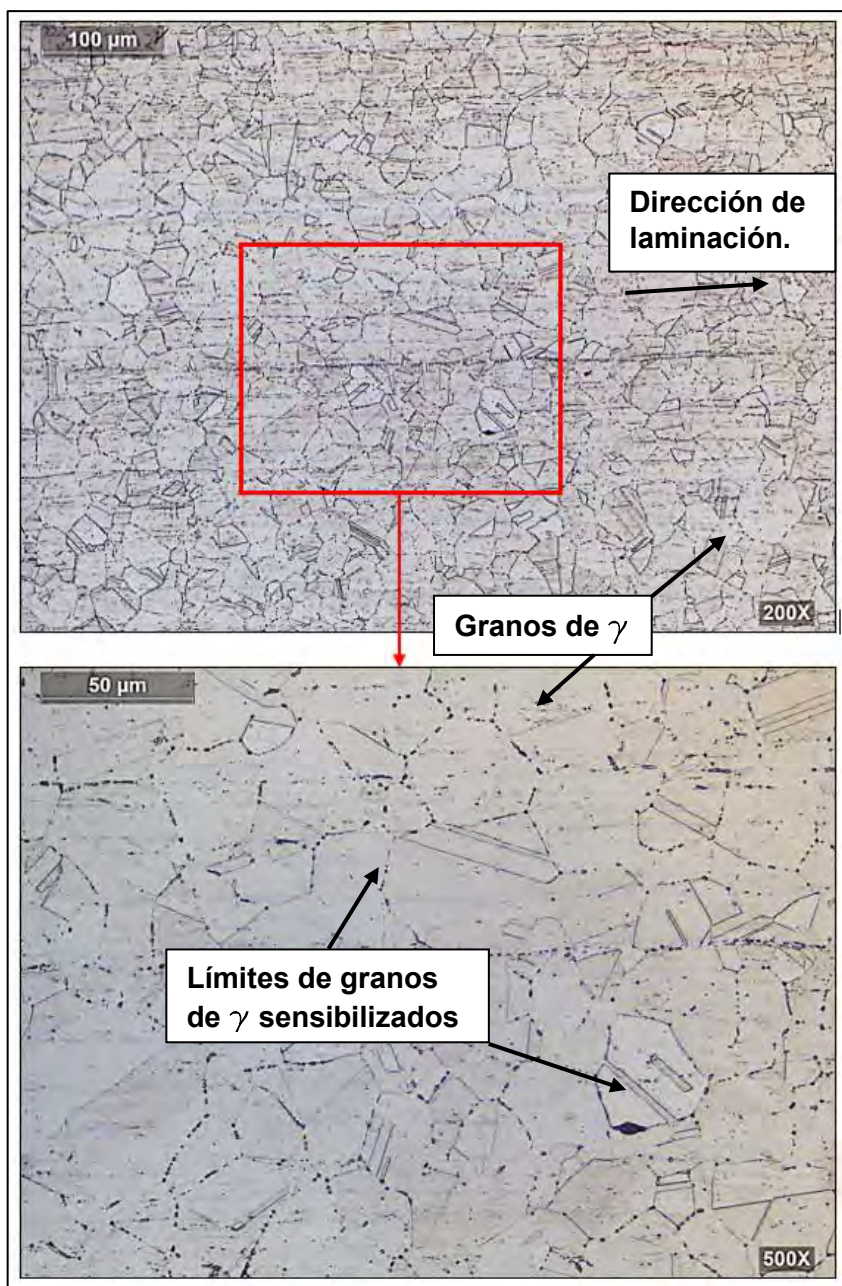


Figura 105. Metalografía del acero inoxidable 304L.10%Acido Oxálico (6V,14s).

3.1.3.2 Metalografía del Material base en acero inoxidable 316L

En la Figura 106, la micrografía inferior a 500X aumentos muestra la microestructura del acero inoxidable austenítico 316L. Se aprecia que los granos equiaxiales en la microestructura son compatibles con granos de austenita (γ) y además, también se aprecia ferrita delta alineada en la dirección del conformado. En este caso, el material no presenta sensibilización en los límites de granos de la austenita.

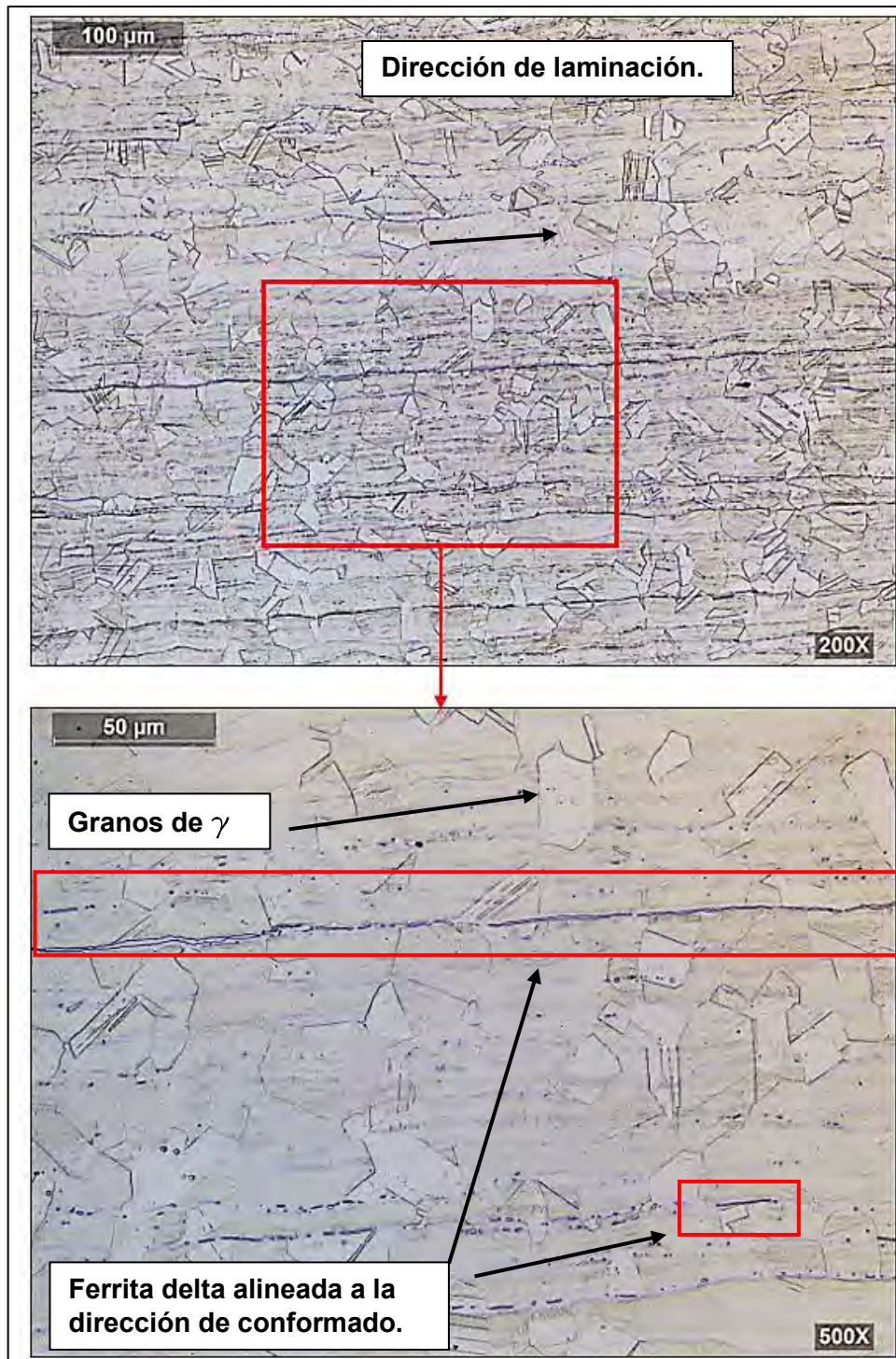


Figura 106. Metalografía del acero inoxidable 316L.10%Acido Oxálico (6V,14s)

3.2 Caracterización de las zonas fundidas (ZF)

3.2.1 Macrografía de tintes térmicos en la Zona fundida.

Las Figuras 107 y 108 muestran macrografías de termocoloración generadas por soldaduras en el lado de la de raíz en tuberías de acero inoxidable 304L y 316L de esta investigación. Se puede apreciar las películas de óxidos o tintes térmicos en las diferentes zonas del MB, ZAC y ZF los cuales se han generado como producto de las temperaturas alcanzadas durante la ejecución de las líneas de fusión circunferenciales y de la influencia directa de las diferentes concentraciones de oxígeno en el gas de respaldo. Es evidente que a medida que se incrementa la concentración de oxígeno en el gas de respaldo, la coloración de los tintes térmicos se hace más intensa a lo largo de estas zonas. Las macrografías revelan los colores presentados en los tintes térmicos, los cuales fueron principalmente: Amarillo claro y oscuro, rojo, azul claro y azul oscuro.

Las Figuras 107 y 108 muestran también que la raíz de la zona fundida casi no presenta termocoloración para la condición de 50 ppm en el gas de respaldo, sin embargo, las zonas ZAC y MB ya presentan tintes térmicos.

Para concentraciones de oxígeno entre 75 y 100 ppm en el gas de respaldo, los tintes térmicos presentan una coloración amarilla más intensa y en las zonas ZAC y MB, aparecen tintes térmicos azulados y violetas respectivamente y para concentraciones de oxígeno de 200 ppm, la ZAC y el MB presentan un color intenso rojo/azul oscuros.

Cabe mencionar que la formación y la intensidad de termocoloración tiene relación directa con la formación de diferentes óxidos en la superficie del acero inoxidable como lo reporta la bibliografía. En este estudio, la termocoloración se presenta muy similar para ambos gases de respaldo (argón y nitrógeno).

De acuerdo a lo indicado en la especificación AWS D18.1 de la Sociedad Americana de Soldadura [44] se aprecia en las macrografías de las Figuras 107 y 108, que las muestras soldadas con 50 ppm alcanzan aproximadamente el nivel 3 de esta especificación, lo cual es un nivel de termocoloración aceptable y en el caso de las muestras soldadas con 75, 100 y 200 ppm, la oxidación indicada en la termocoloración exceden el máximo permitido (nivel 4 a mayor de termocoloración, ver Figura 14).

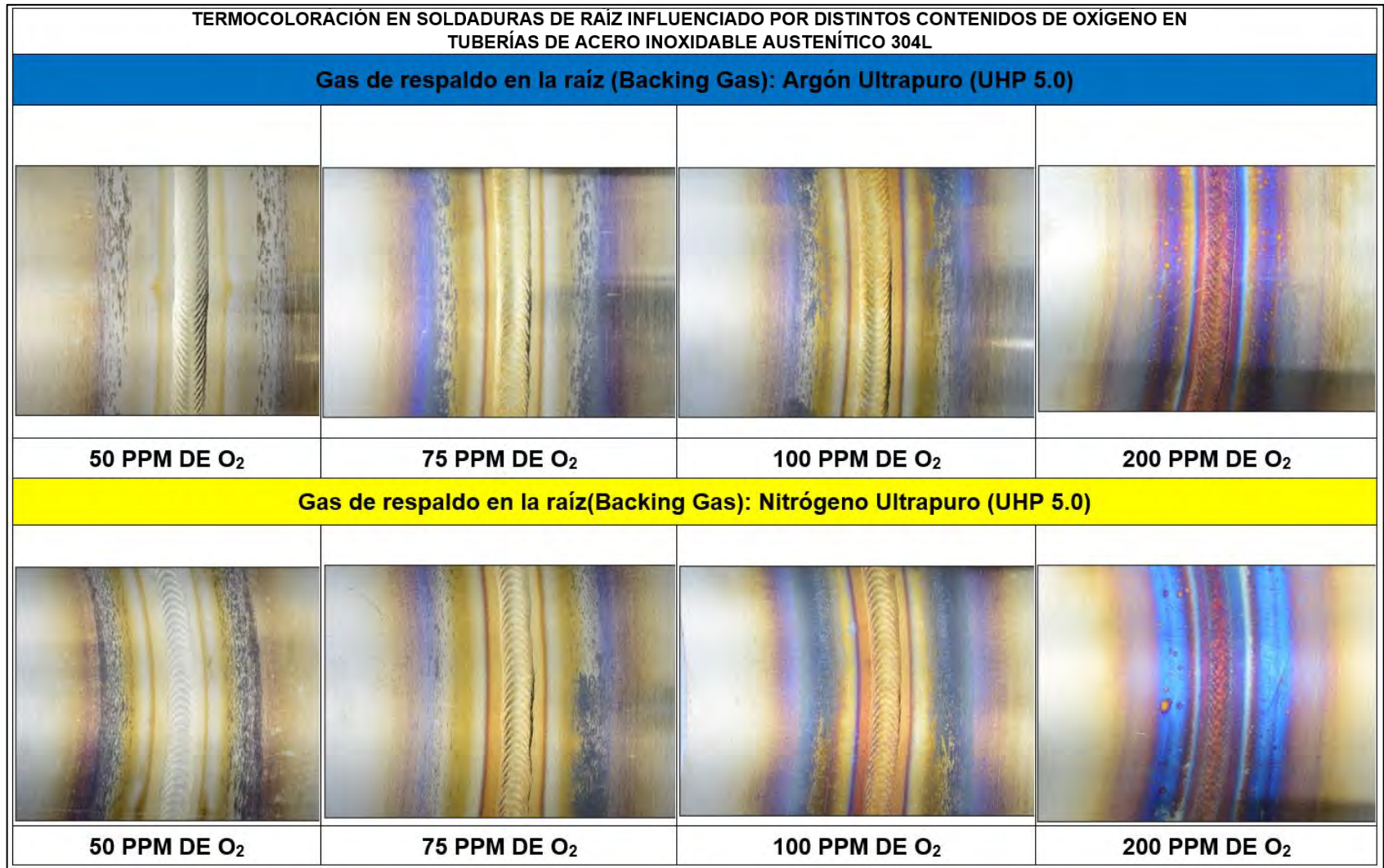


Figura 107. Macrográficas de tintes térmicos (termocoloración) por el lado de la raíz del acero inoxidable 304L, influenciado por diferentes concentraciones de oxígeno en el gas de respaldo (Ar y N₂ UP).

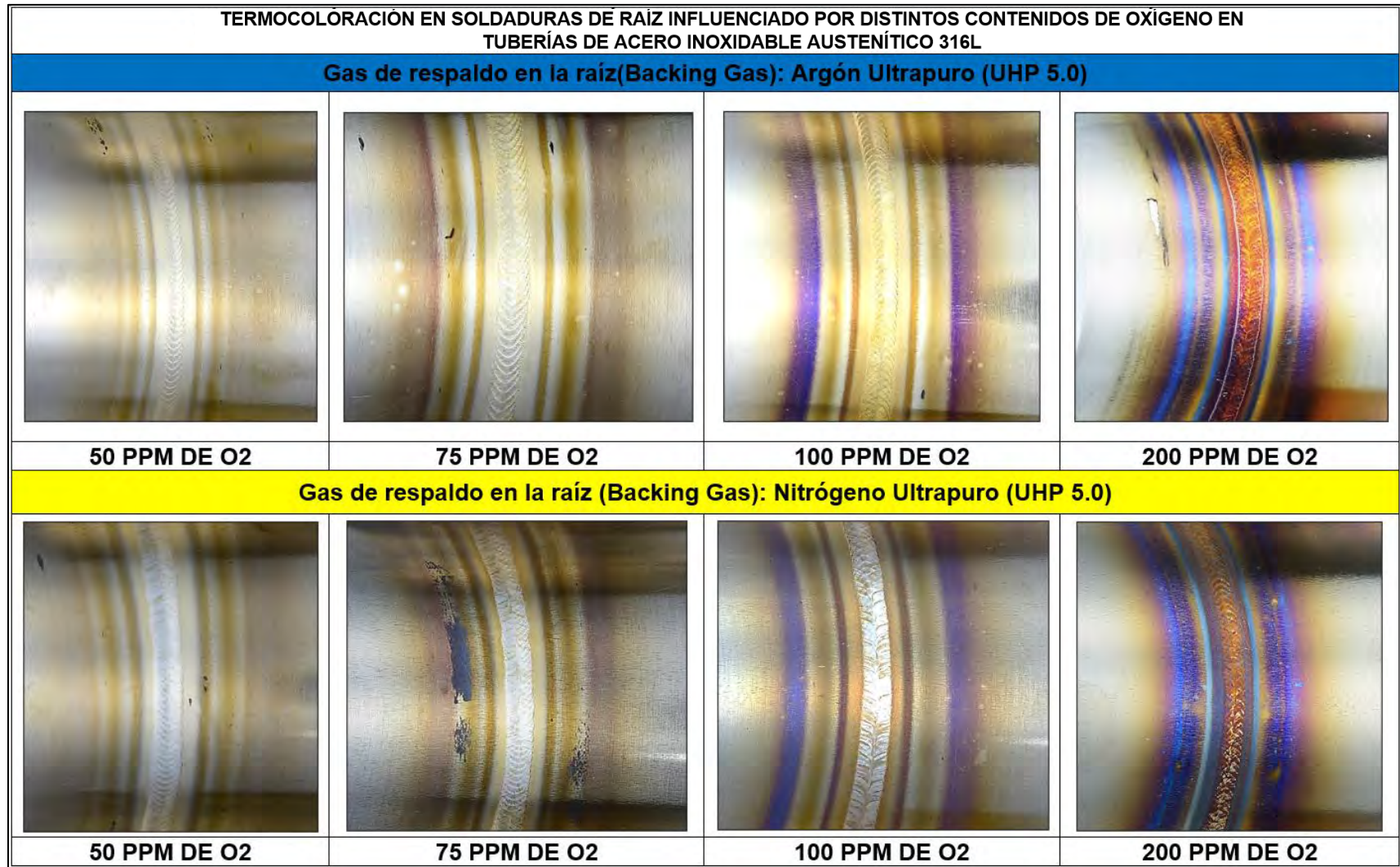


Figura 108. Macrografías de tintes térmicos (termocoloración) por el lado de la raíz del acero inoxidable 316L, influenciado por diferentes concentraciones de oxígeno en el gas de respaldo (Ar y N₂ UP).

3.2.2 Metalografía en la Zona fundida (ZF)

Las micrografías de las Figuras 109 a 112 muestran dimensiones del ancho de la raíz y de la cara en la ZF, así como también crecimiento de grano en la ZAC la cual presenta valores de 1,10 mm a 1,54 mm en la zona de la raíz para las diferentes condiciones ensayadas. Las micrografías de las Figuras 113 a 116 muestran las morfologías típicas presentadas en las microestructuras de las zonas de fusión, la zona afectada por el calor (ZAC) y el material base (MB) de los aceros inoxidable austeníticos 304L y 316L, las cuales fueron protegidas con gases de respaldo argón y nitrógeno ultrapuros mezclados con aire, para obtener diferentes concentraciones de oxígeno (50,75,100 y 200 ppm), donde se puede decir que:

- En la zona del MB, se aprecian granos equiaxiales de austenita (γ). En la ZAC colindante con el límite de fusión, se puede ver crecimiento de granos de austenita (γ). En el límite de la ZF se aprecia crecimiento dendrítico de granos columnares hacia la zona central de la ZF, donde se ve la formación de ferrita esquelética.
- La microestructura en la ZF no es homogénea y es del tipo dendrítica la cual difiere de la del metal base de la misma composición [21].
- La morfología presentada en la parte central, muestra que la microestructura de la ZF consiste principalmente de una matriz de austenita (γ) con ferrita de 02 tipos [21]: una ferrita delta (δ) del tipo esquelética en la zona de granos columnares y en la zona central una ferrita del tipo Lathy y esquelética, verificándose así que la solidificación de la soldadura fue del modo FA como se aprecia más adelante en las gráficas de las Figuras 117 y 118.
- En el proceso de enfriamiento, la ferrita primaria (δ) se solidifica en la ZF y luego tiene lugar la transformación ferrita (δ) \rightarrow Austenita (γ). Dado que la transformación (δ) \rightarrow (γ) es un proceso controlado por difusión, el enfriamiento rápido en el proceso GTAW no ofrece tiempo suficiente para completar la transformación de fase. Como resultado, una gran parte de la ferrita (δ) primaria se retiene en el metal de soldadura TIG y la transformación incompleta da como resultado la retención de (δ) dendrítica 'esquelética' dentro de la matriz de austenita [31].
- El aporte de calor y la técnica de soldadura afectan el comportamiento de solidificación en el metal de soldadura. En esta investigación las soldaduras autógenas se ejecutaron sobre materiales con espesores delgados (1.65 mm), por lo cual el baño de fusión era pequeño, realizándose soldaduras con bajo aporte de calor a una velocidad de enfriamiento relativamente alta. Por lo tanto, es bien sabido que el ciclo de calentamiento y enfriamiento rápido que ocurre durante el proceso de soldadura afecta la microestructura y la composición de la superficie de las soldaduras [22].



Figura 109. Micrografía y dimensiones en la sección transversal de la ZF de la muestra: 304L -Ar UP – 50ppm.



Figura 110. Micrografía y dimensiones en la sección transversal de la ZF de la muestra: 304L -N₂ UP – 200ppm.

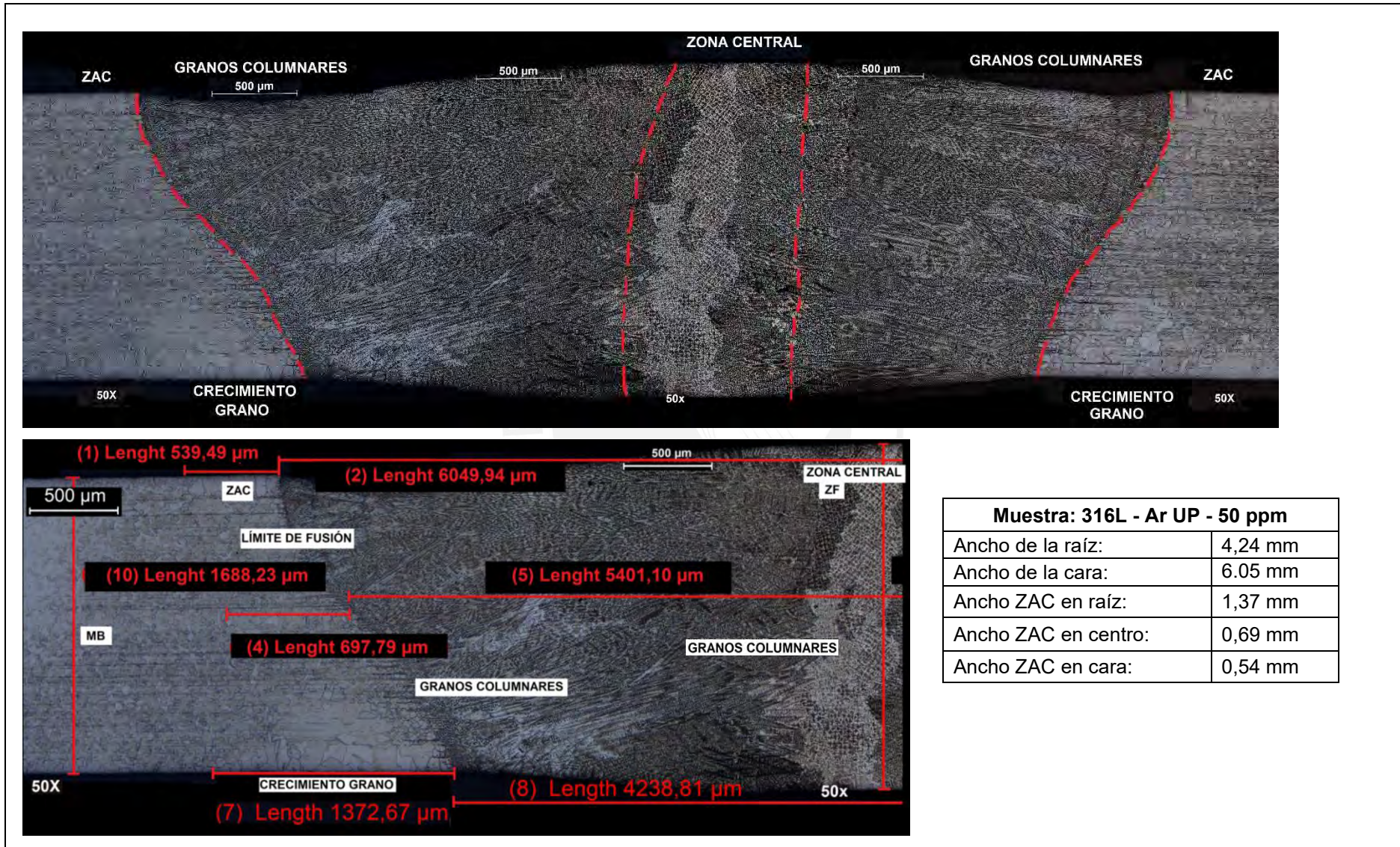
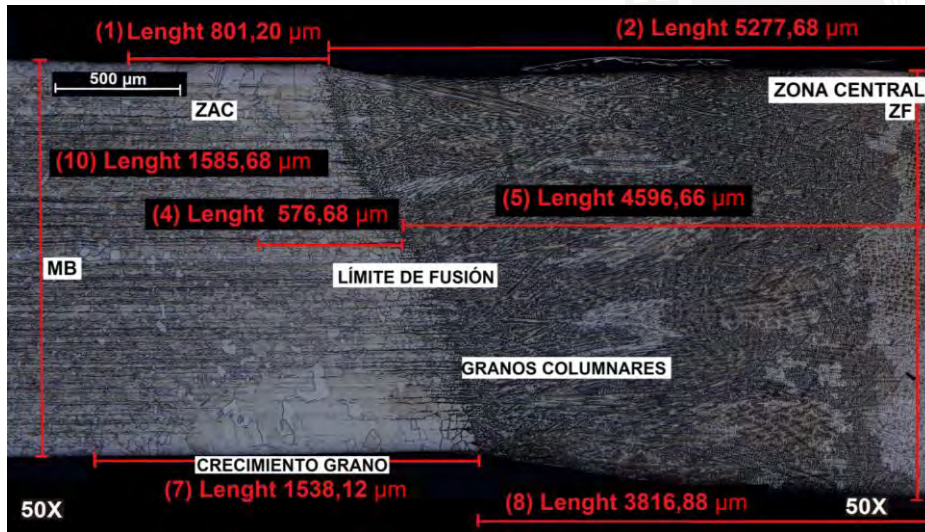
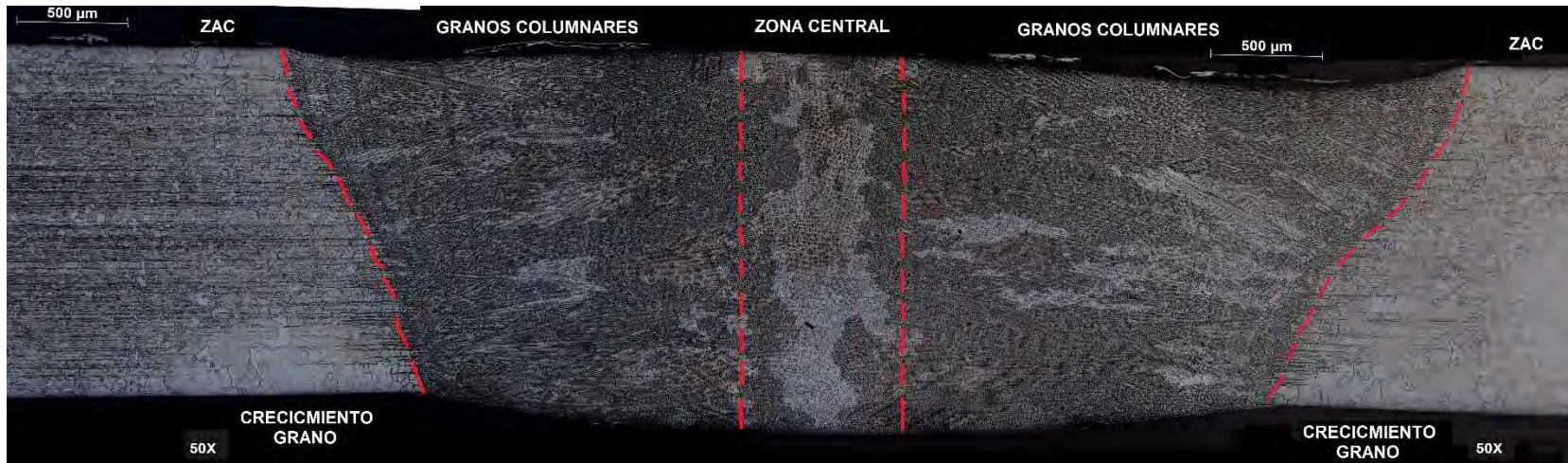


Figura 111. Micrografía y dimensiones en la sección transversal de la ZF de la muestra: 316L -Ar UP – 50ppm.



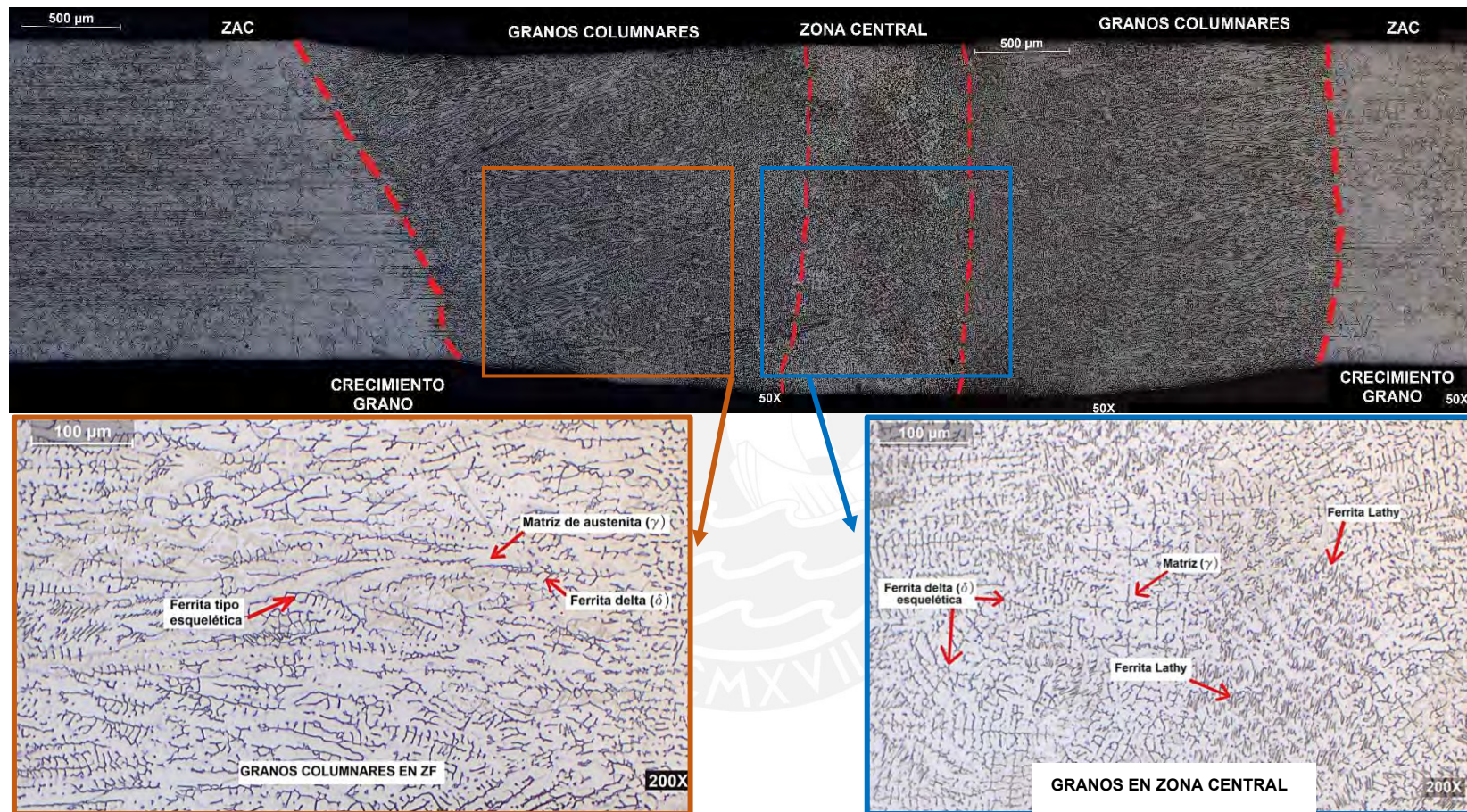
Muestra: 316L - N ₂ UP - 200 ppm	
Ancho de la raíz:	3.82 mm
Ancho de la cara:	5.28 mm
Ancho ZAC en raíz:	1,54 mm
Ancho ZAC en centro:	0,58 mm
Ancho ZAC en cara:	0,8 mm

Figura 112. Micrografía y dimensiones en la sección transversal de la ZF de la muestra: 316L -N₂ UP – 200ppm.



Las micrografías revelan las microestructuras presentes en las zonas del MB (granos equiaxiales), las zonas de granos columnares con presencia de ferrita delta esquelética, la zona central de la soldadura con presencia de 02 tipos de ferrita (ferrita esquelética y Lathy). En la ZAC se aprecia crecimiento de grano ubicado a lo largo de la línea de fusión. Micrografía compuesta, revelado en 10%Acido Oxálico (6V,14s)

Figura 113. Microestructuras en la ZF realizado con gas de respaldo: Ar UP + 50 ppm de O₂ en el acero inoxidable 304L



Las micrografías revelan las microestructuras presentes en las zonas del MB (granos equiaxiales), las zonas de granos columnares con presencia de ferrita delta esquelética, la zona central de la soldadura con presencia de 02 tipos de ferrita (ferrita esquelética y Lathy). En la ZAC se aprecia crecimiento de grano ubicado a lo largo de la línea de fusión. Micrografía compuesta, revelado en 10%Acido Oxálico (6V,14s)

Figura 114. Microestructuras en la ZF realizado con gas de respaldo: N_2 UP + 200 ppm de O_2 en el acero inoxidable 304L

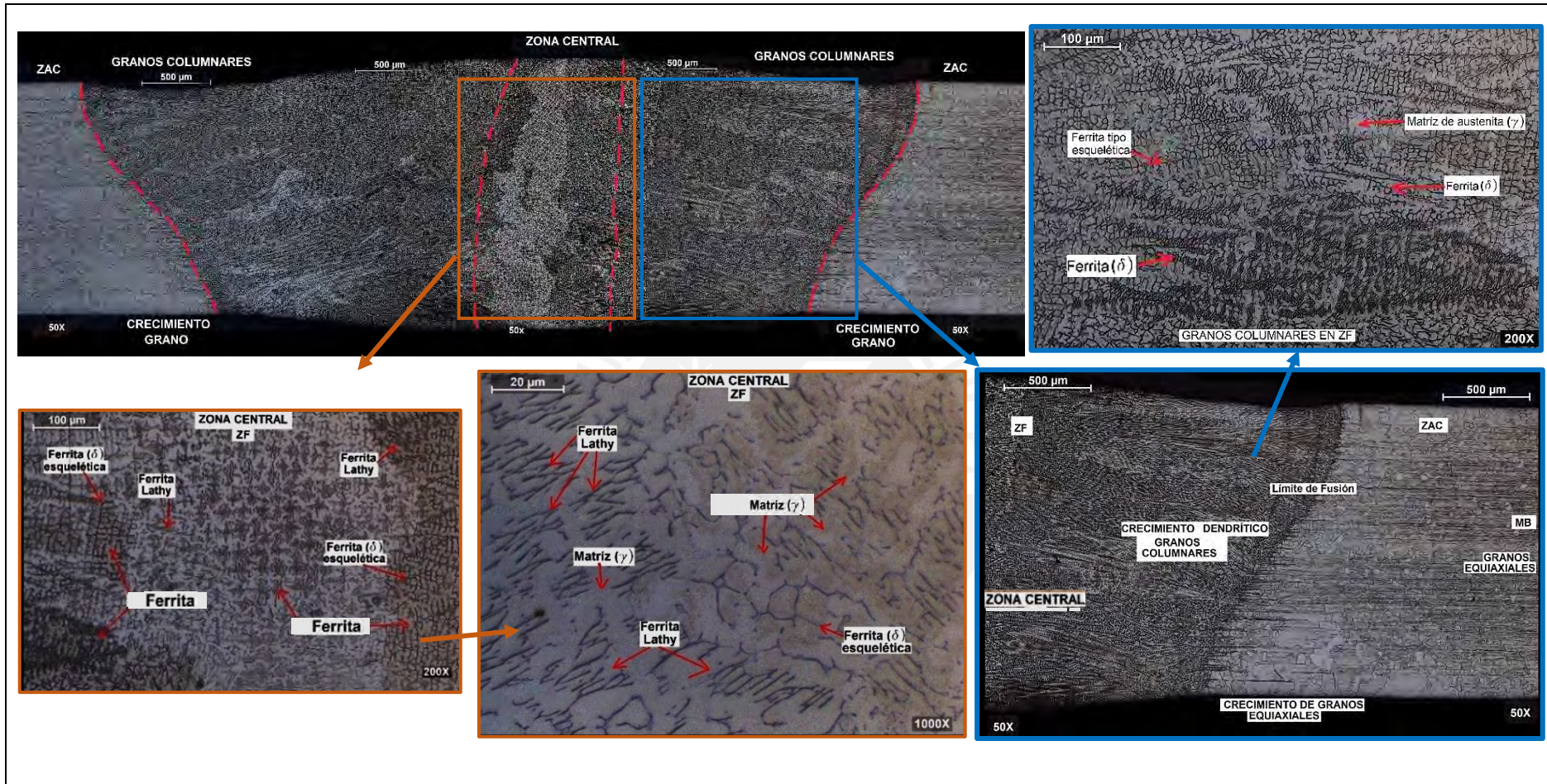
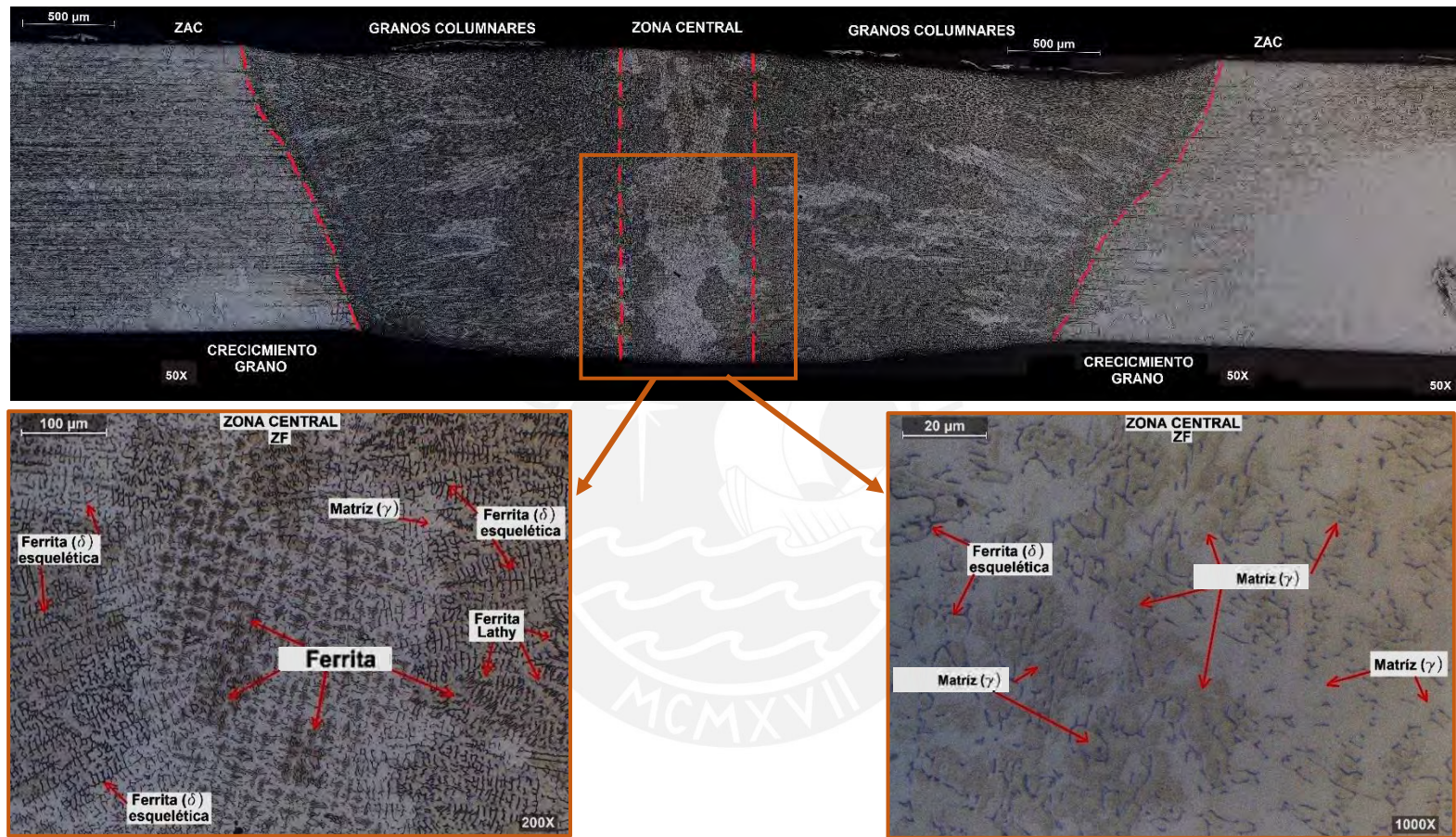


Figura 115. Microestructuras en la ZF realizado con gas de respaldo: Ar UP + 50 ppm de O₂ en el acero inoxidable 316L



Las micrografías revelan las microestructuras presentes en las zonas del MB (granos equiaxiales), las zonas de granos columnares con presencia de ferrita delta esquelética, la zona central de la soldadura con presencia de 02 tipos de ferrita (ferrita esquelética y Lathy). En la ZAC se aprecia también crecimiento de grano y adicionalmente, la micrografía a grandes aumentos muestra áreas oscuras (matriz de γ) en la ZF que son las áreas donde posiblemente se ha microsegregado el Cr y el Mo.

Figura 116. Microestructuras en la ZF realizado con gas de respaldo: N_2 UP + 200 ppm de O_2 en el acero inoxidable 316L

3.3 Predicción y medición del %ferrita en la raíz de la zona fundida.

3.3.1 Predicción de ferrita y del modo de solidificación en la Zona fundida

El tipo de microestructura presente en las líneas de fusión circunferenciales dependen de su modo de solidificación. La cantidad y morfología de la ferrita delta es una función sensible de la relación química de la soldadura (Cr_{eq}/Ni_{eq}) [22]; para obtener los valores del Cr_{eq} y Ni_{eq} en la zona de fusión, se emplearon las fórmulas mostradas en la gráfica WRC-1992 de la Figura 117 [2] [72], las cuales están en función al porcentaje en peso (%) de la composición química de cada acero inoxidable. Con los valores obtenidos del Cr_{eq} y Ni_{eq} para cada acero inoxidable, se puede predecir de la gráfica WRC-1992 que los aceros inoxidables 304L y 316L tienen un % de ferrita aproximado de 4% y 2.5% respectivamente y además se verifica que el modo de solidificación es del tipo FA, es decir que la solidificación se inicia con la ferrita delta primaria en las líneas de fusión.

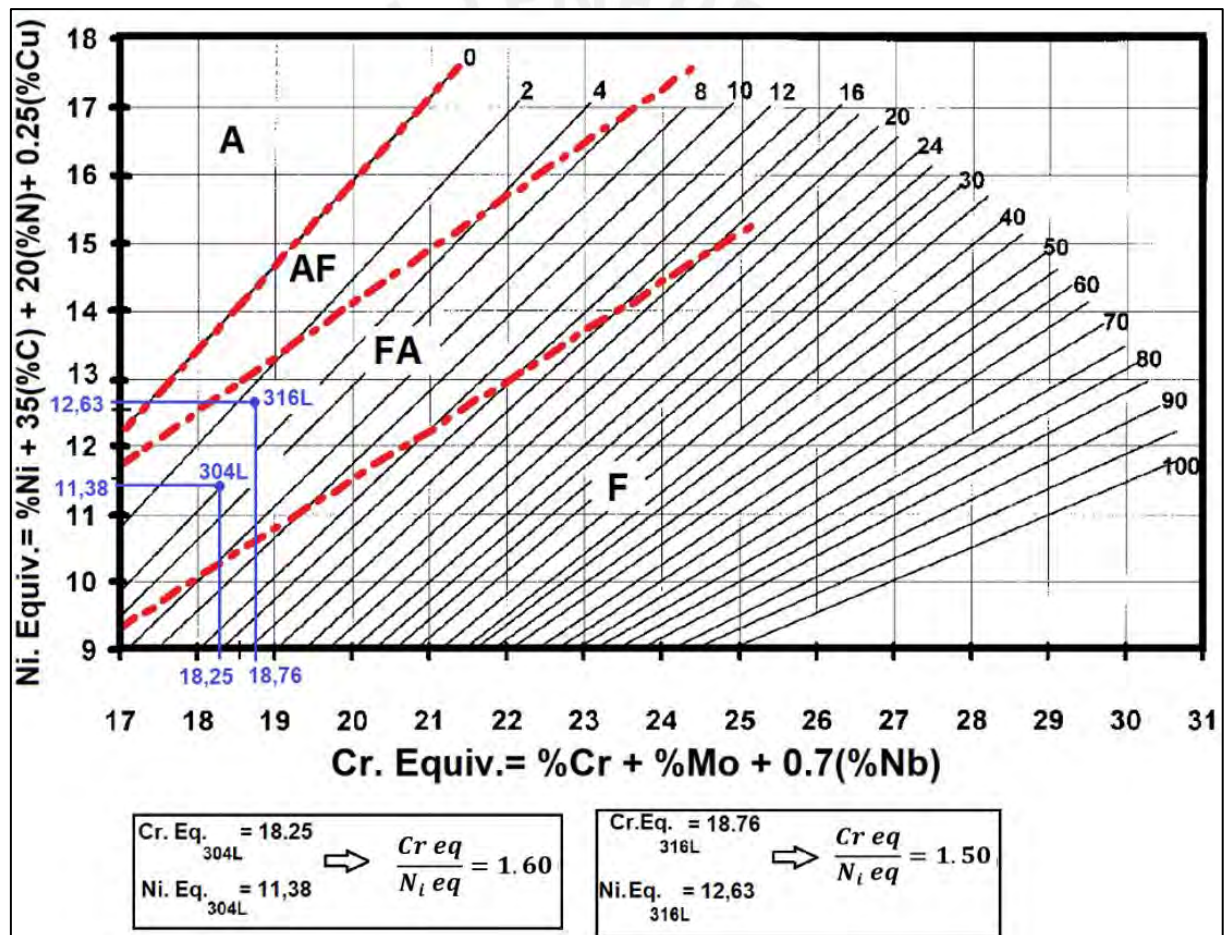


Figura 117. Obtención del porcentaje de ferrita en la zona de fusión del acero inoxidable austenítico 304L y 316L. Diagrama WRC-1992 [72].

Según el grafico de la Figura 118, en soldaduras de aceros inoxidables austeníticos, el modo de solidificación depende de la relación del cromo equivalente (Cr_{eq}) y níquel equivalente (Ni_{eq}). Se aprecia que cuando la relación de $Cr_{eq} / Ni_{eq} \geq 1.5$, se dará inicio a la solidificación con ferrita primaria delta (δ). [22] [73] [62]

En esta investigación, los valores obtenidos de la relación de Cr_{eq} / Ni_{eq} de los aceros inoxidables austeníticos 304L y 316L son mayores o iguales a 1.5, confirmando que la solidificación de las líneas de fusión serán del modo FA. En este modo de solidificación FA, la ferrita delta (δ) cristaliza al principio y la transformación δ - γ ocurre durante el proceso de enfriamiento, en la cual se forma austenita después de enfriar a temperatura ambiente y la ferrita δ residual permanece en la soldadura dado que la transformación es incompleta [73].

De acuerdo con la gráfica de la Figura 118, la microestructura en la zona de fusión presentará ferrita del tipo esquelética o del tipo Lathy.

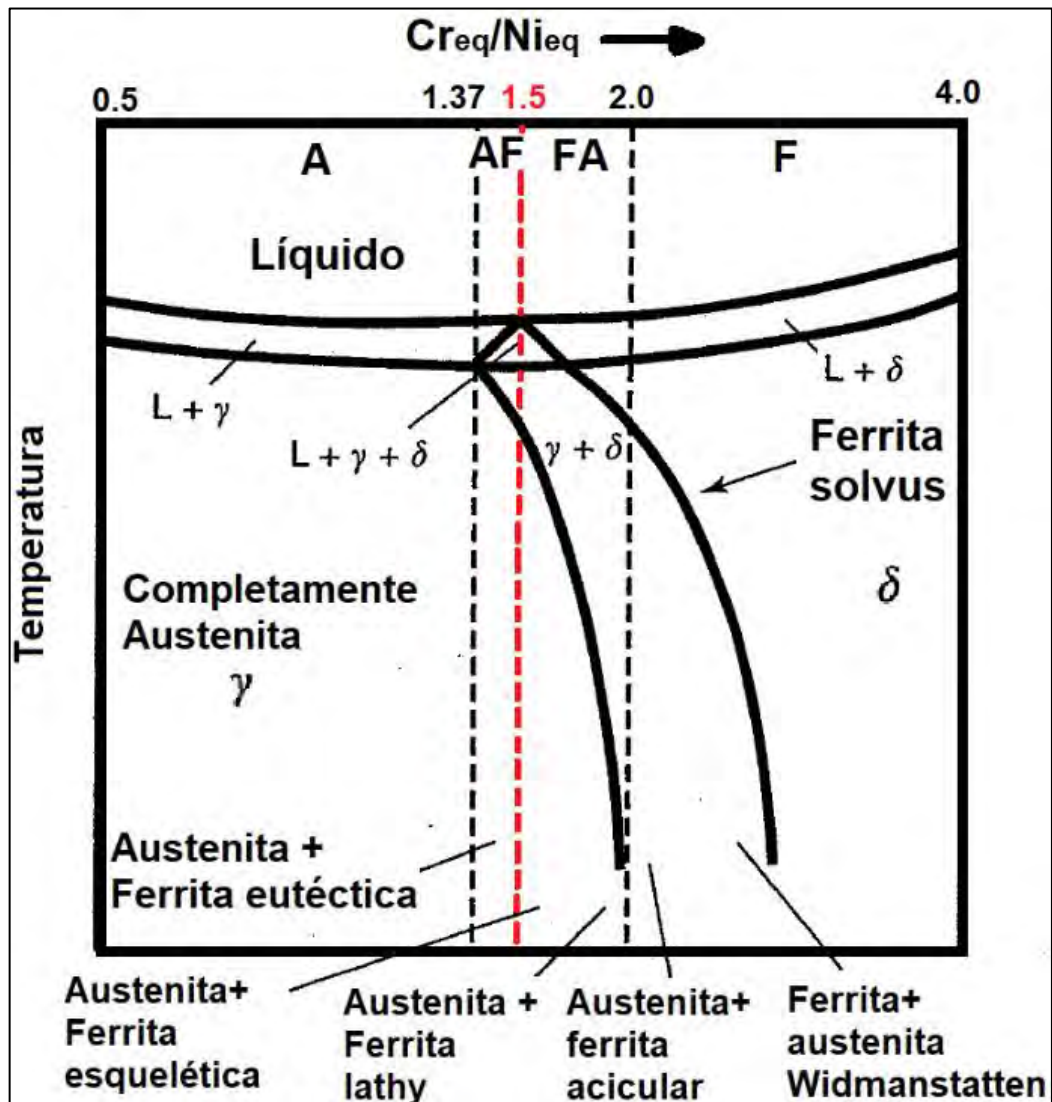


Figura 118. La composición química depende del modo de solidificación en los aceros inoxidables austeníticos [73].

Los metales de soldadura de acero inoxidable austenítico de la serie 300 generalmente contienen 2%-10% de ferrita delta para evitar el problema del agrietamiento por solidificación [22][74].

3.3.2 Medición del porcentaje de ferrita en la raíz de la zona fundida de los aceros inoxidables austeníticos 304L y 316L

La Tabla 21 muestra los valores de % de ferrita medidos con el Ferritoscopio en la raíz de las zonas fundidas (Figura 120), alrededor de las tuberías de acero inoxidable 304L y 316L. En la Figura 119 se muestra un diagrama de barras con los promedios de % de ferrita en función al gas de respaldo empleado en cada material.

De la Tabla 21 se puede decir que:

- Los resultados muestran que se ha formado mayor % de ferrita empleando gas de respaldo Argón UP en cada material.
- El menor valor de % de ferrita empleando gas de respaldo nitrógeno, se debe a que el nitrógeno empleado es un elemento gammágeno que promueve la formación de austenita.
- Para el acero inoxidable 304L, el promedio de % de ferrita empleando gas de respaldo Argón UP a distintas concentraciones de oxígeno es de 5.3% y para el acero inoxidable 316L es 6.6%.
- Para el acero inoxidable 304L, el promedio de % de ferrita empleando gas de respaldo Nitrógeno UP a distintas concentraciones de oxígeno es de 3.5% y para el acero inoxidable 316L es 5.0%.
- Existe mínima variación de % de ferrita (± 2 a 5 %) empleando cualquiera de los gases de respaldo a distintas concentraciones de oxígeno como se puede apreciar tabla 21, es decir, el %ferrita se mantiene casi estable para cada condición soldada, con lo cual se puede postular que la influencia del oxígeno en la formación de ferrita en la raíz de las zonas fundidas es mínima o no tienen influencia en la variación de los valores de % de ferrita.
- Cuantificando los distintos valores de formación de % de ferrita en la ZF para cada condición soldada, se determina que en el acero inoxidable austenítico 316L se ha formado más cantidad de ferrita en la zona fundida de la raíz.
- En la tabla 21 se aprecia que el menor promedio de % de ferrita (3.5%) se presentó con el material 304L y gas de respaldo N₂ UP y el mayor promedio de % de ferrita (6.6%) se presentó con el material 316L y gas de respaldo Ar UP.
- Cabe indicar también que el mayor % de ferrita en el acero 316L, se debe a la presencia en su composición química de molibdeno el cual es un elemento que promueve la formación de ferrita a diferencia del acero inoxidable 304L.

Tabla 21. Valores % de ferrita en la raíz de la zona de fusión de los aceros inoxidables 304L y 316L medidos con el Ferritoscopio.

Gas de respaldo: Argón UP + O ₂	Valores medidos de % de ferrita en la raíz - 304L													Promedio
50 ppm O ₂ + Ar UP	5,5	5,0	4,9	5,7	5,7	5,2	5,0	5,8	5,0	5,4	5,3	4,8	5,0	5,3
75 ppm O ₂ + Ar UP	5,8	5,6	5,4	5,7	5,5	5,3	4,9	5,3	6,3	5,4	4,9	4,8	5,1	5,4
100 ppm O ₂ + Ar UP	5,5	5,4	5,5	5,1	5,6	5,6	5,3	5,5	5,4	5,3	5,0	4,8	5,1	5,3
200 ppm O ₂ + Ar UP	5,4	4,9	5,7	5,6	5,6	5,5	5,6	5,3	4,9	5,0	4,9	5,3	5,4	5,3
Gas de respaldo: Nitrógeno UP + O ₂	Valores medidos de % de ferrita en la raíz - 304L													Promedio
50 ppm O ₂ + N ₂ UP	4,2	3,7	3,9	3,8	3,6	3,1	3,3	3,3	3,6	3,2	3,4	3,1	2,9	3,5
75 ppm O ₂ + N ₂ UP	3,7	3,5	2,9	3,5	3,5	3,8	3,5	3,7	3,3	3,4	2,8	2,7	2,6	3,3
100 ppm O ₂ + N ₂ UP	3,9	3,6	3,7	4,0	3,6	3,7	3,6	3,8	4,5	2,9	3,3	3,0	2,9	3,6
200 ppm O ₂ + N ₂ UP	4,2	4,2	4,0	4,5	4,1	4,0	3,7	3,7	3,8	4,0	3,1	3,0	3,0	3,8
Gas de respaldo: Argón UP + O ₂	Valores medidos de % de ferrita en la raíz - 316L													Promedio
50 ppm O ₂ + Ar UP	7,5	6,7	6,5	6,5	6,9	6,3	7,1	6,6	6,8	6,2	6,6	5,3	6,2	6,6
75 ppm O ₂ + Ar UP	6,9	7,0	7,1	7,0	7,2	7,0	6,7	6,9	6,7	6,6	6,7	6,2	6,1	6,8
100 ppm O ₂ + Ar UP	7,0	6,6	6,8	6,8	7,6	6,7	6,6	6,6	6,1	6,5	6,1	6,1	6,0	6,6
200 ppm O ₂ + Ar UP	6,6	6,7	6,8	6,6	6,7	6,6	6,8	7,4	6,5	7,3	6,7	6,2	6,0	6,7
Gas de respaldo: Nitrógeno UP + O ₂	Valores medidos de % de ferrita en la raíz - 316L													Promedio
50 ppm O ₂ + N ₂ UP	5,4	4,8	5,2	5,4	5,6	5,4	5,3	5,1	4,7	5,2	4,6	4,2	4,4	5,0
75 ppm O ₂ + N ₂ UP	5,6	4,3	5,1	5,1	5,4	5,0	5,1	5,3	4,2	4,9	4,8	4,5	4,7	4,9
100 ppm O ₂ + N ₂ UP	5,2	5,3	5,7	5,8	5,8	5,0	5,0	5,0	5,3	4,9	4,9	4,7	4,6	5,2
200 ppm O ₂ + N ₂ UP	5,4	4,9	5,1	5,4	5,1	4,7	5,6	5,1	5,4	4,1	4,4	4,2	4,6	4,9

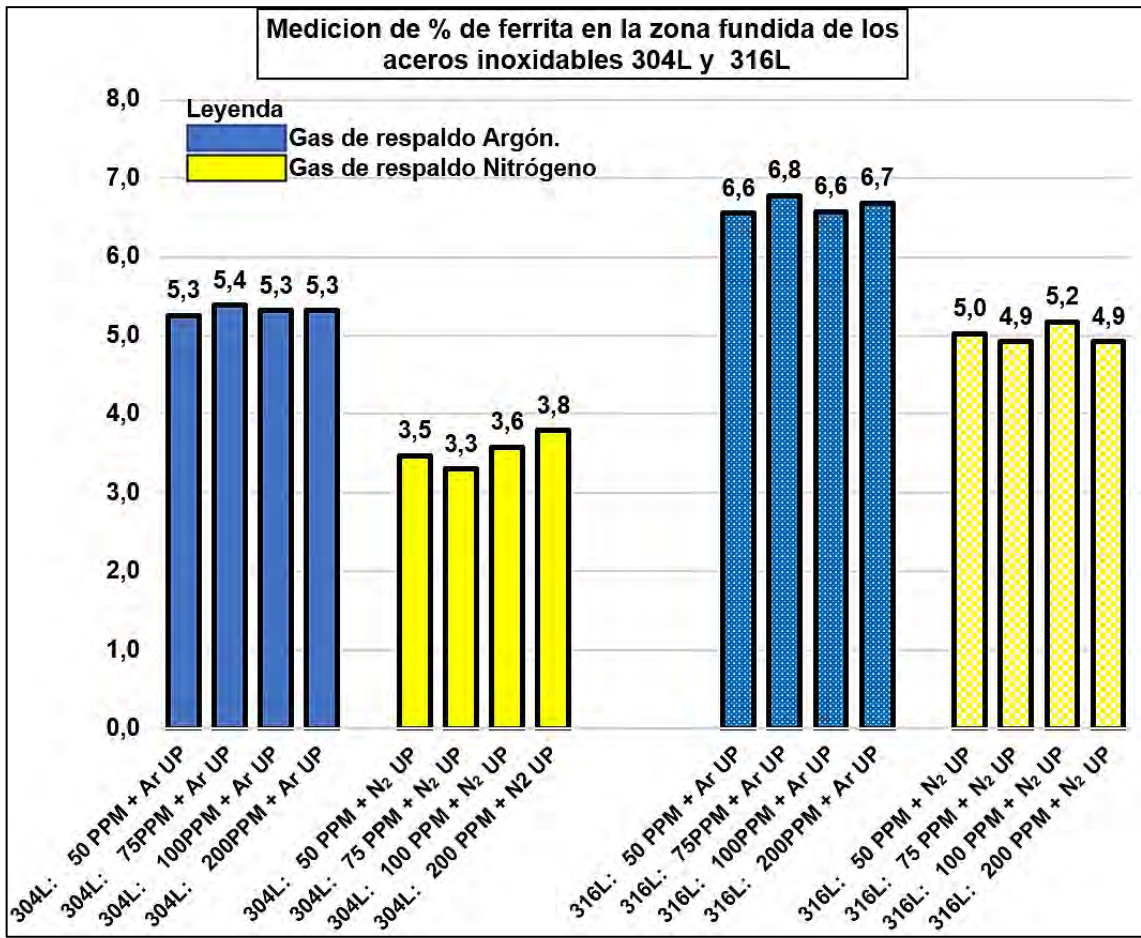


Figura 119. Grafica muestra un comparativo de los valores promedios de % de ferrita en la zona fundida de los aceros inoxidable 304L y 316L.



Figura 120. Valores medidos de % de ferrita en la raíz de la ZF en el acero inoxidable 304L y 316L.

La Tabla 22 muestra diferentes modelos matemáticos para predicción de ferrita en la zona fundida. Se aprecia en la tabla que para el acero inoxidable 304L los modelos matemáticos WRC-1988, WRC-1992 y De Long se aproximan a los valores de ferrita medidos. En el caso del acero inoxidable 316L, los modelos matemáticos WRC-1992 y de Schaeffler se aproximan a los valores de ferrita medidos (Ver la Figura 119).

Tabla 22. Predicción de ferrita en la raíz de la ZF de aceros inoxidables 304L y 316L. Tabla adaptada de [12][58].

Modelos Matemáticos de predicción de Ferrita para el acero inoxidable austenítico 304L						
Autor	Año	Creq. y Nieq.	Fórmula	Valor	Creq. / Nieq.	Ferrita
Schaeffler	1949	Cr eq.	$\%Cr + \%Mo + (1,5 \times \%Si) + (0,5 \times \%Nb)$	18,8	1,8	7,5
		Ni eq.	$\%Ni + (0,5 \times \%Mn) + (30 \times \%C)$	10,3		
De Long	1956	Cr eq.	$\%Cr + \%Mo + (1,5 \times \%Si) + (0,5 \times \%Nb)$	18,8	1,5	4
		Ni eq.	$\%Ni + (0,5 \times \%Mn) + (30 \times \%C) + (30 \times \%N)$	12,2		
		Ni eq.	$\%Ni + (0,31 \times \%Mn) + (22 \times \%C) + (14,2 \times \%N) + \%Cu$	10,9		
Espy	1982	Cr eq.	$\%Cr + \%Mo + (1,5 \times \%Si) + (0,5 \times \%Nb) + (5 \times \%V) + (3 \times \%Al)$	19,3	1,7	7,5
		Ni eq.	$\%Ni + (30 \times \%C) + (0,87 \times \%Mn) + (0,33 \times \%Cu) + (30 \times (\%N - 0,045))$	11,3		
WRC-1988	1988	Cr eq.	$\%Cr + \%Mo + (0,7 \times \%Nb)$	18,3	1,6	4
		Ni eq.	$\%Ni + (35\% \times C) + (20 \times \%N)$	11,3		
WRC-1992	1992	Cr eq.	$\%Cr + \%Mo + (0,7 \times \%Nb)$	18,3	1,6	4
		Ni eq.	$\%Ni + (35 \times \%C) + (20 \times \%N) + (0,25 \times \%Cu)$	11,4		
Schaeffler – De Long modificado	***	Cr eq.	$\%Cr + \%Mo + (1,5 \times \%Si) + (0,5 \times \%Nb)$	18,8	1,5	6
		Ni eq.	$\%Ni + (0,5 \times \%Mn) + (30 \times \%C) + (30 \times \%N)$	12,2		
Modelos Matemáticos de predicción de Ferrita para el acero inoxidable austenítico 316L						
Autor	Año	Creq. y Nieq.	Fórmula	Valor	Creq. / Nieq.	Ferrita
Schaeffler	1949	Cr eq.	$\%Cr + \%Mo + (1,5 \times \%Si) + (0,5 \times \%Nb)$	19,4	1,6	6,5
		Ni eq.	$\%Ni + (0,5 \times \%Mn) + (30 \times \%C)$	11,9		
De Long	1956	Cr eq.	$\%Cr + \%Mo + (1,5 \times \%Si) + (0,5 \times \%Nb)$	19,4	1,4	2
		Ni eq.	$\%Ni + (0,5 \times \%Mn) + (30 \times \%C) + (30 \times \%N)$	13,7		
		Ni eq.	$\%Ni + (0,31 \times \%Mn) + (22 \times \%C) + (14,2 \times \%N) + \%Cu$	12,4		
Espy	1982	Cr eq.	$\%Cr + \%Mo + (1,5 \times \%Si) + (0,5 \times \%Nb) + (5 \times \%V) + (3 \times \%Al)$	19,8	1,5	2,5
		Ni eq.	$\%Ni + (30 \times \%C) + (0,87 \times \%Mn) + (0,33 \times \%Cu) + (30 \times (\%N - 0,045))$	12,9		
WRC-1988	1988	Cr eq.	$\%Cr + \%Mo + (0,7 \times \%Nb)$	18,8	1,5	2
		Ni eq.	$\%Ni + (35\% \times C) + (20 \times \%N)$	12,6		
WRC-1992	1992	Cr eq.	$\%Cr + \%Mo + (0,7 \times \%Nb)$	18,8	1,5	2,5
		Ni eq.	$\%Ni + (35 \times \%C) + (20 \times \%N) + (0,25 \times \%Cu)$	12,6		
Schaeffler – De Long modificado	***	Cr eq.	$\%Cr + \%Mo + (1,5 \times \%Si) + (0,5 \times \%Nb)$	19,4	1,4	2
		Ni eq.	$\%Ni + (0,5 \times \%Mn) + (30 \times \%C) + (30 \times \%N)$	13,7		

3.4 Ensayos de corrosión

3.4.1 Ensayos de corrosión por inmersión: Zona fundida sin pasivado en la raíz

Los resultados de los ensayos de corrosión por inmersión en cloruro férrico de las muestras soldadas con dimensiones de 25x50 mm. (1"x2") según ASTM G48 método A [18], se grafican en la Figura 121. Cabe indicar que, para cada condición soldada, las muestras fueron ensayadas por triplicado (ver macrográficas de Figuras 122 hasta la Figura 126) e inmersas durante un tiempo de 3 horas, tiempo suficiente para generar picaduras en todas las muestras soldadas. En la gráfica de la figura 121, se presentan valores promedios de pérdida de masa ($\text{g} \times 10^{-3}$) luego del ensayo de corrosión por picaduras y adicionalmente se ha colocado como referencia los valores de % ferrita presente en cada condición soldada.

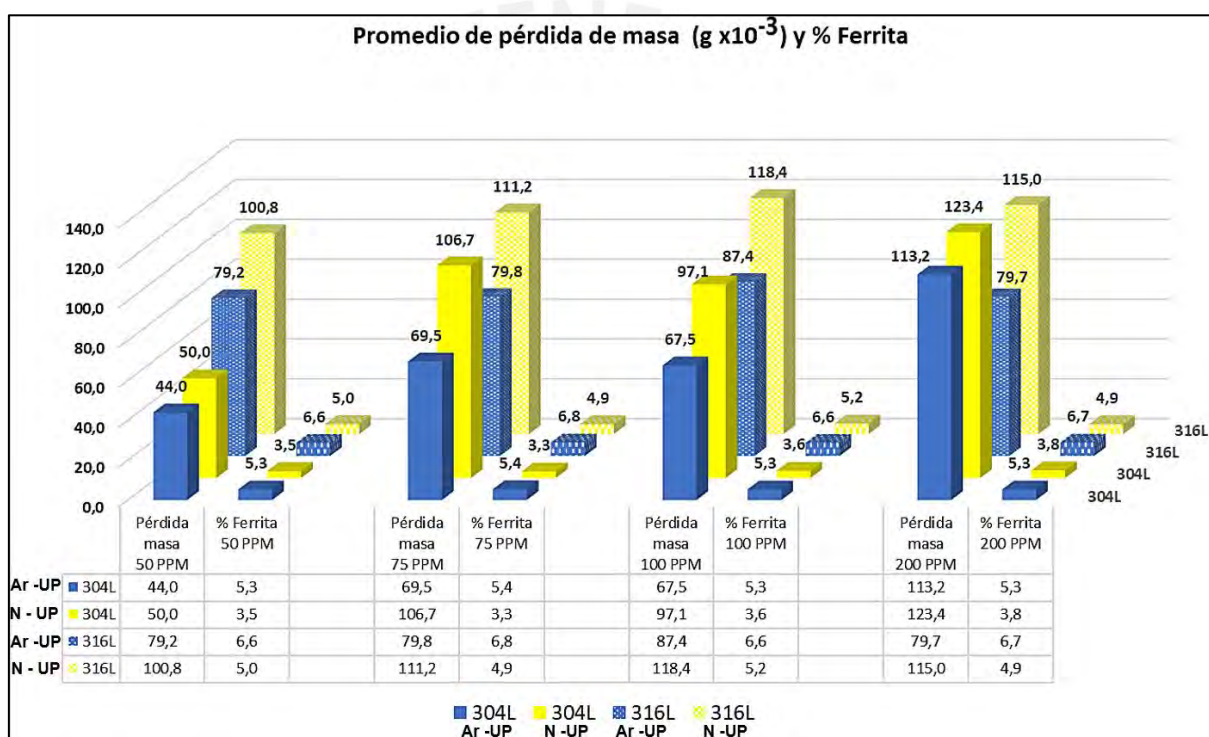


Figura 121. Valores promedios de pérdida de masa en la zona de fusión de los aceros inoxidable 304L y 316L luego del ensayo de corrosión por picaduras. Como referencia se incluyen los valores del % ferrita de cada condición soldada.

De la gráfica de la Figura 121 se aprecia que:

- En todos los casos, conforme se incrementa la concentración de oxígeno en el gas de respaldo (50,75,100 y 200 ppm), el promedio de pérdida de masa por picaduras aumenta en las muestras.
- Los mayores promedios de pérdida de masa por picaduras se presentan en las zonas de fusión del material 316L. Mientras que los menores promedios de pérdida de masa se presentan en el material 304L.

Como referencia, se muestra la Tabla 23 que resume las pérdidas de masa acumuladas para cada zona de fusión; para generar esta tabla, se han tomado los valores más altos en las barras de la Figura 121 y se han sumado para generar los valores acumulados

Tabla 23. Cuadro resumen de pérdidas de masa acumulada en gramos luego del ensayo de corrosión por picaduras según ASTM G48 método A.

Pérdida de masa acumulada luego del ensayo de corrosión por picaduras según ASTM G48			
Tipo de gas de respaldo UP	Material: 304L	Material: 316L	Pérdida de masa total acumulada
	(g x 10 ⁻³)	(g x 10 ⁻³)	(g x 10 ⁻³)
Ar UP + O ₂	294	326	620
N ₂ UP + O ₂	377	445	822

De la Tabla 23 se puede decir que:

- Para las muestras 304L y 316L, la pérdida de masa total acumulada en estos materiales protegidos con gas de respaldo N₂ UP+O₂, fue de 822 x 10⁻³ gramos y en el caso de las soldaduras protegidas con gas de respaldo Ar UP+O₂, la pérdida de masa total acumulada fue de 620 x 10⁻³ gramos. Comparando estos valores, las muestras soldadas y protegidas con gas de respaldo N₂ UP+O₂ presentan un 25% más de pérdida de masa por corrosión de picaduras en 3 horas del ensayo.

3.4.2 Macrografías en la Zona fundida luego del ensayo de corrosión: Zona fundida sin pasivado en la raíz

En las Figuras 122 hasta la Figura 126 se observan macrografías por triplicado de muestras picadas para cada condición de soldadura, luego de realizado los ensayos de corrosión por picaduras según ASTM G48 [18].

En las Figuras 122 y 123 se observan macrografías de picaduras por el lado de la raíz de la zona de fusión en muestras 304L, que fueron protegidas con gases de respaldo Argón UP y Nitrógeno UP (Backing gas). Para estas condiciones de soldadura, se observa que:

- La densidad de picaduras es alta y se han concentrado en las zonas termo coloreadas de todas las muestras soldadas.
- La densidad de picaduras en la parte central de la zona de fusión, son mucho menores o casi nulas.
- La densidad de picaduras en cada muestra va aumentando conforme se incrementa la concentración de oxígeno en el gas de respaldo empleado.
- Existe mayor densidad de picaduras en las muestras protegidas con gas de respaldo Nitrógeno UP en comparación con las muestras protegidas con Argón UP.

En las Figuras 124 y 125 se observan macrografías de picaduras por el lado de la raíz de la zona de fusión en muestras 316L que fueron protegidas con gases de respaldo Argón UP y Nitrógeno UP (Backing gas). Para estas condiciones de soldadura, se observa que:

- La densidad de picaduras es alta y se han concentrado en las zonas termo coloreadas de todas las muestras soldadas.
- La densidad de picaduras en la parte central de la zona de fusión es alta y se observa que existe gran concentración de picaduras a lo largo de la línea de fusión y en el centro del cordón de soldadura. Esta disminución de la resistencia a la corrosión por picaduras en la ZF es debido a la probable microsegregación que se ha generado en el núcleo de las dendritas que estén empobrecidas de Cr y Mo.
- Existe mayor densidad de picaduras en las muestras que fueron protegidas con gas de respaldo Nitrógeno UP. Se observa en las macrografías, que el diámetro de estas picaduras es más grande en comparación con el diámetro de picaduras generadas con gas Argón UP.
- La densidad de picaduras va aumentando conforme se incrementa la concentración de oxígeno en cada gas de respaldo.

En la Figura 126 se observa un cuadro resumen de macrografías con el fin de poder observar y comparar las picaduras presentadas en la raíz de la zona de fusión de las muestras para todas condiciones soldadas realizadas en esta investigación.











PPM O ₂	304L + Argón UP		
50	 <p data-bbox="645 517 667 544">1</p>	 <p data-bbox="1167 517 1189 544">2</p>	 <p data-bbox="1666 517 1688 544">3</p>
75	 <p data-bbox="645 767 667 794">1</p>	 <p data-bbox="1167 767 1189 794">2</p>	 <p data-bbox="1666 767 1688 794">3</p>
100	 <p data-bbox="645 1034 667 1061">1</p>	 <p data-bbox="1167 1034 1189 1061">2</p>	 <p data-bbox="1666 1034 1688 1061">3</p>
200	 <p data-bbox="645 1268 667 1295">1</p>	 <p data-bbox="1167 1268 1189 1295">2</p>	 <p data-bbox="1666 1268 1688 1295">3</p>

Figura 122. Macrografía de picaduras en la raíz de la zona de fusión en muestras de acero inoxidable 304L, protegidas con gas de respaldo (Backing gas) Argón UP + O₂.













PPM O ₂	304L + Nitrógeno UP		
50	 <p style="text-align: center;">1</p>	 <p style="text-align: center;">2</p>	 <p style="text-align: center;">3</p>
75	 <p style="text-align: center;">1</p>	 <p style="text-align: center;">2</p>	 <p style="text-align: center;">3</p>
100	 <p style="text-align: center;">1</p>	 <p style="text-align: center;">2</p>	 <p style="text-align: center;">3</p>
200	 <p style="text-align: center;">1</p>	 <p style="text-align: center;">2</p>	 <p style="text-align: center;">3</p>

Figura 123. Macrografía de picaduras en la raíz de la zona de fusión en muestras de acero inoxidable 304L, protegidas con gas de respaldo Nitrógeno UP + O₂.













PPM O ₂	316L + Argón UP		
50	 <p>1</p>	 <p>2</p>	 <p>3</p>
75	 <p>1</p>	 <p>2</p>	 <p>3</p>
100	 <p>1</p>	 <p>2</p>	 <p>3</p>
200	 <p>1</p>	 <p>2</p>	 <p>3</p>

Figura 124. Macrografía de picaduras en la raíz de la zona de fusión en muestras de acero inoxidable 316L, protegidas con gas de respaldo Argón UP + O₂.













PPM O ₂	316L + Nitrógeno UP		
50	 <p data-bbox="600 517 629 553">1</p>	 <p data-bbox="1171 517 1200 553">2</p>	 <p data-bbox="1706 517 1736 553">3</p>
75	 <p data-bbox="600 764 629 801">1</p>	 <p data-bbox="1171 764 1200 801">2</p>	 <p data-bbox="1706 764 1736 801">3</p>
100	 <p data-bbox="600 1011 629 1048">1</p>	 <p data-bbox="1171 1011 1200 1048">2</p>	 <p data-bbox="1706 1011 1736 1048">3</p>
200	 <p data-bbox="600 1259 629 1295">1</p>	 <p data-bbox="1171 1259 1200 1295">2</p>	 <p data-bbox="1706 1259 1736 1295">3</p>

Figura 125. Macrografía de picaduras en la raíz de la zona de fusión en muestras de acero inoxidable 316L, protegidas con gas de respaldo Nitrógeno UP + O₂.

















PPM O ₂	304L + Argón UP	304L + Nitrógeno UP	316L + Argón UP	316L + Nitrógeno UP
50	 3	 3	 2	 2
75	 3	 3	 2	 2
100	 3	 3	 2	 2
200	 3	 3	 2	 2

Figura 126. Cuadro comparativo de macrográficas: Picaduras en la raíz de la zona de fusión en muestras de material 304L y 316L, protegidas con gases de respaldo: Argón UP + O₂. y Nitrógeno UP + O₂

La Figura 127 presenta los promedios de pérdida de masa por picaduras y por unidad de área ($\text{g}/\text{cm}^2 \times 10^{-3}$, densidad de picaduras), de las muestras soldadas sin pasivado en la raíz, luego de ser sometidas a los ensayos de corrosión por picaduras según ASTM G48 método A [18], por un tiempo de 3 horas.

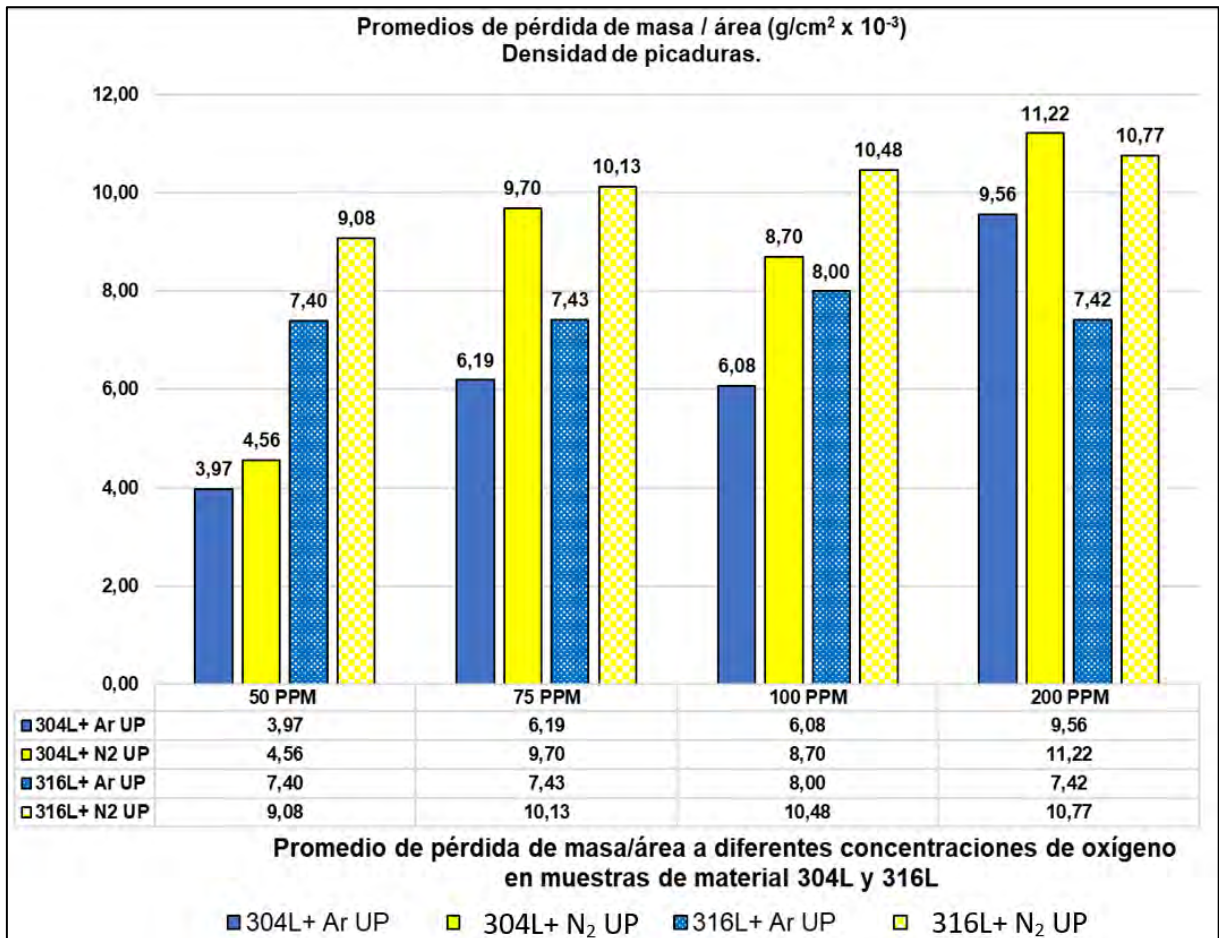


Figura 127. Promedios de pérdida de masa por unidad de área de los aceros inoxidables 304L y 316L luego del ensayo de corrosión por picaduras.

De la gráfica se puede decir que:

- Para todos los casos, la mayor densidad de picaduras (g/cm^2) en la zona de fusión se presenta cuando las muestras fueron soldadas con gas de respaldo nitrógeno ultrapuro.
- La mayor densidad de picaduras ($11,22 \times 10^{-3} \text{ g}/\text{cm}^2$), se presentan en la de raíz de la zona de fusión del material 316L protegida con gas de respaldo nitrógeno UP.
- La menor densidad de picaduras ($3,97 \times 10^{-3} \text{ g}/\text{cm}^2$) se presenta en la raíz de la zona de fusión del material 304L protegida con gas de respaldo argón UP.
- Para todos los casos, la densidad de picaduras (g/cm^2) en las muestras se incrementan conforme aumenta la concentración de oxígeno en cada gas de respaldo (50,75,100 y 200 ppm).
- En la gráfica se aprecia que la mayor densidad de picaduras en la raíz de las zonas fundidas está representada por las barras en color amarillo que representan las muestras soldadas con gas de respaldo nitrógeno UP en comparación con las muestras soldadas con gas de respaldo argón UP.

3.4.3 Metalografías en la Zona fundida luego del ensayo de corrosión: Zona fundida sin pasivado en la raíz

Las micrografías que se presentan en las Figuras 128 a 132 revelan la microestructura de las zonas fundidas luego de realizado el ensayo de corrosión para cada condición de soldadura de esta investigación. Estas micrografías se revelan a diferentes aumentos a fin de observar el ataque sufrido por picaduras en la ZF, ZAC y MB luego de terminados los ensayos de corrosión en las muestras soldadas que fueron inmersas en cloruro férrico siguiendo las indicaciones y procedimientos establecidos en la norma ASTM G48 [18]. Mencionar que:

- En el acero inoxidable 304L, se aprecia en la microestructura, un patrón similar de picaduras para cada condición de gas de respaldo.
- La densidad de picaduras que se aprecia en la microestructura es variable y está influenciada por el tipo del gas de respaldo (Ar UP o N₂ UP) y la concentración de oxígeno (50,75,100 y 200 ppm) mezclado en el gas de respaldo.
- Las micrografías en el material 304L (Figuras 128 y 129) muestran que el ataque por picaduras se da principalmente en la región termocoloreada (película de óxidos) la cual coincide con la zona de granos equiaxiales del MB y casi no existe ataque por picaduras en la microestructura de la ZF.
- En el acero inoxidable 316L, se aprecia en la microestructura, un patrón similar de picaduras para cada condición de gas de respaldo. La densidad de picaduras presentes en la microestructura también es variable y esta influenciada por el tipo del gas de respaldo (Ar UP o N₂ UP) y la concentración de oxígeno (50,75,100 y 200 ppm) mezclado en el gas de respaldo.
- Las micrografías en el material 316L (Figuras 130 y 131) muestran que el ataque por picaduras se presenta principalmente en 02 regiones: la región termo coloreada (película de óxidos), que coincide con la zona de granos equiaxiales del material base y la región de la ZF donde se presenta gran concentración de picaduras en la zona de granos columnares y zona central.
- Las macrografías presentadas (Figuras 124 y 125) referente a las picaduras de las muestras soldadas 316L luego de realizado los ensayos de corrosión por inmersión en cloruro férrico, revelaron gran densidad de picaduras en la ZF debido a la probable microsegregación en su microestructura dendrítica. Estas picaduras se evidenciaron desde el límite de fusión hasta el centro de la zona de fusión en el material 316L (Ver Figura 132), que tiene en su composición química 1,97% en peso de molibdeno.
- Estudios similares a esta investigación, muestran que los aceros inoxidables austeníticos que contienen bajo contenido de carbono y donde la sensibilización no es un problema importante, el metal de soldadura o la ZF puede ser la zona más propensa a la corrosión, siendo un caso particular la corrosión que se da en soldaduras autógenas (soldadura sin material de aporte). La soldadura autógena en aceros inoxidables austeníticos 316L tiene un efecto perjudicial sobre su resistencia a la corrosión por picaduras en ambientes de cloruro ácido bajo condiciones oxidantes [21]. Esta pérdida de resistencia a la corrosión por picaduras se correlaciona directamente con el empobrecimiento de la aleación o los efectos de la microsegregación en la estructura austenítica dendrítica del metal de soldadura y no está influenciada por la presencia de ferrita interdendrítica. La microsegregación durante la solidificación del metal de soldadura deja los centros dendríticos empobrecidos en molibdeno y cromo [21] [23] [75].

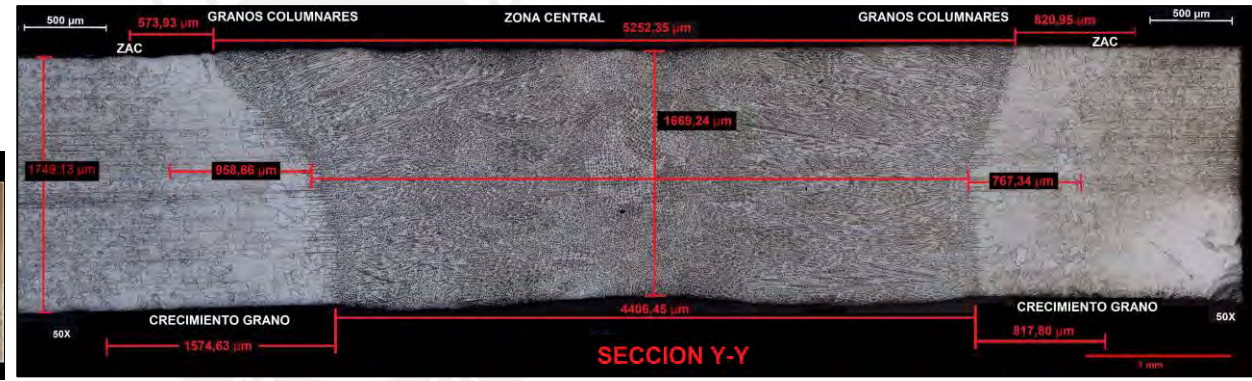


Figura 128: Micrografías de picaduras en una muestra del tipo **304L- Ar UP - 50 ppm**, luego del ensayo de corrosión según ASTM G48 [18]. En el corte X-X se observa que las picaduras se ubican en el MB a una distancia de 7mm a 11 mm desde el centro de la ZF. En el corte Y-Y, se observa que no existe presencia de picaduras en la zona de crecimiento de grano (ZAC) y en la zona de granos columnares de la ZF.

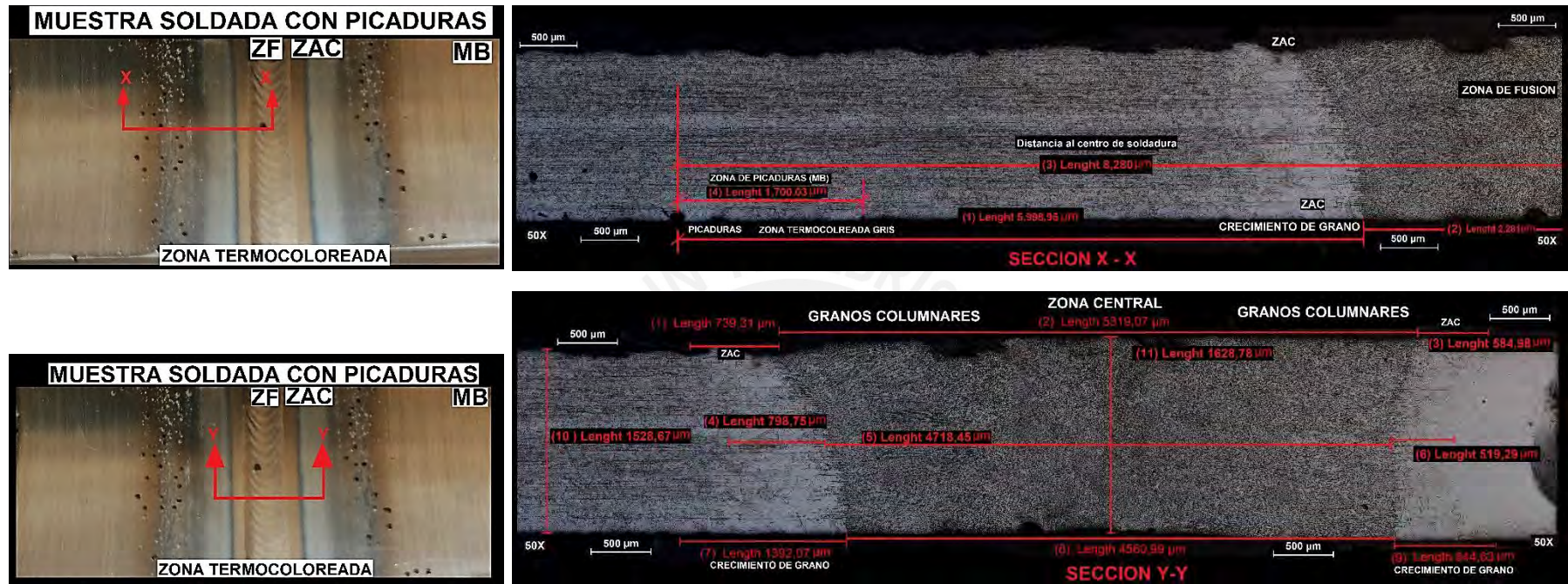


Figura 129: Micrografías de picaduras en una muestra del tipo **304L-Ar- 200 ppm**, luego del ensayo de corrosión según ASTM G48 [18]. En el corte X-X se observa que las picaduras se ubican en el MB a una distancia de 8mm a 10 mm desde el centro de la ZF. En el corte Y-Y, se observa que no existe presencia de picaduras en la zona de crecimiento de grano (ZAC) y en la zona de granos columnares de la ZF.

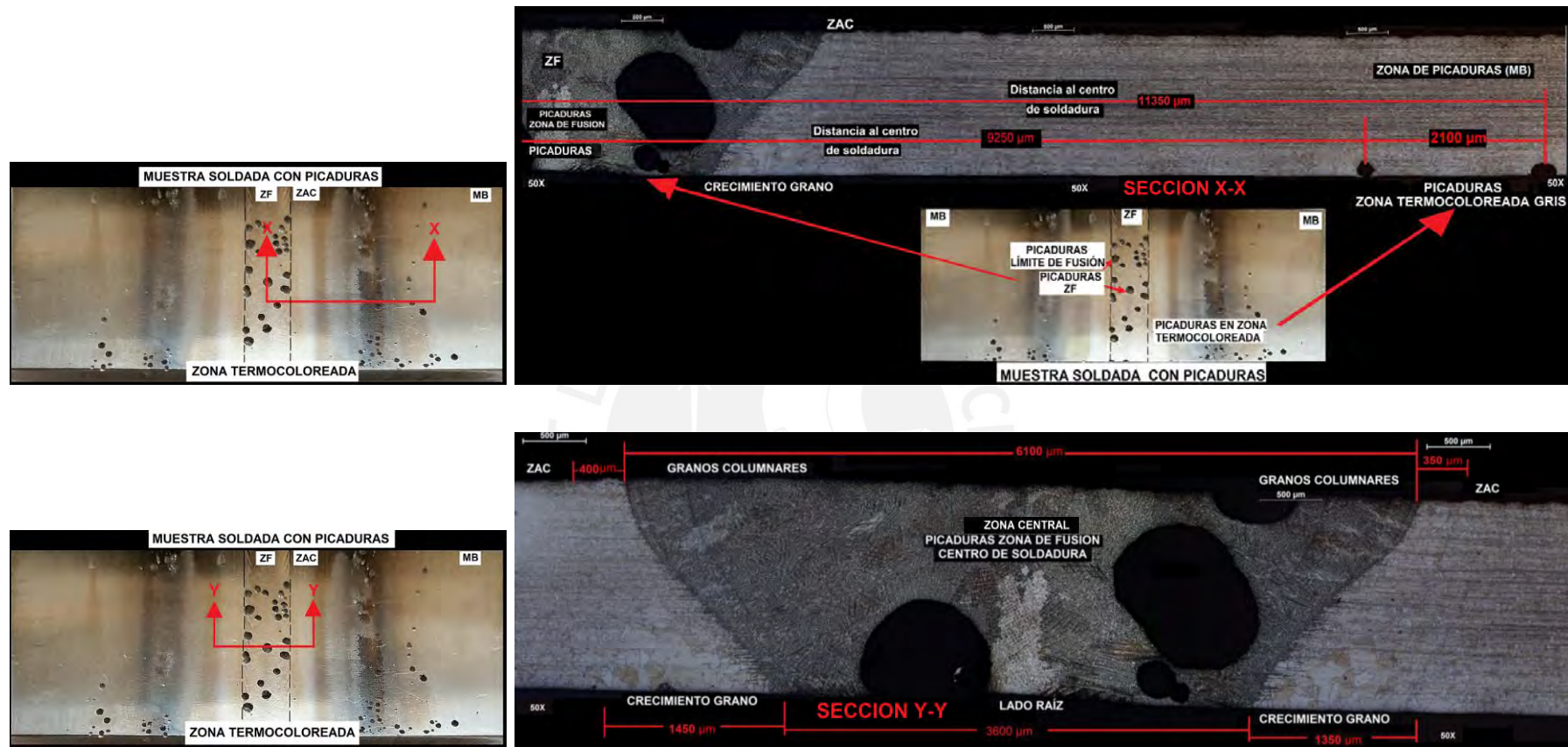


Figura 130: Micrografías de picaduras en una muestra del tipo **316L- Ar UP - 50 ppm**, luego del ensayo de corrosión según ASTM G48 [18]. En el corte X-X se observa que las picaduras se ubican en el MB a una distancia de 9 mm a 11 mm desde el centro de la ZF. En el corte Y-Y, se observa presencia de grandes picaduras en zona central de la soldadura, en el límite de fusión y la zona de granos columnares, generadas por la microsegregación de Cr y Mo en la matriz de austenita de la ZF

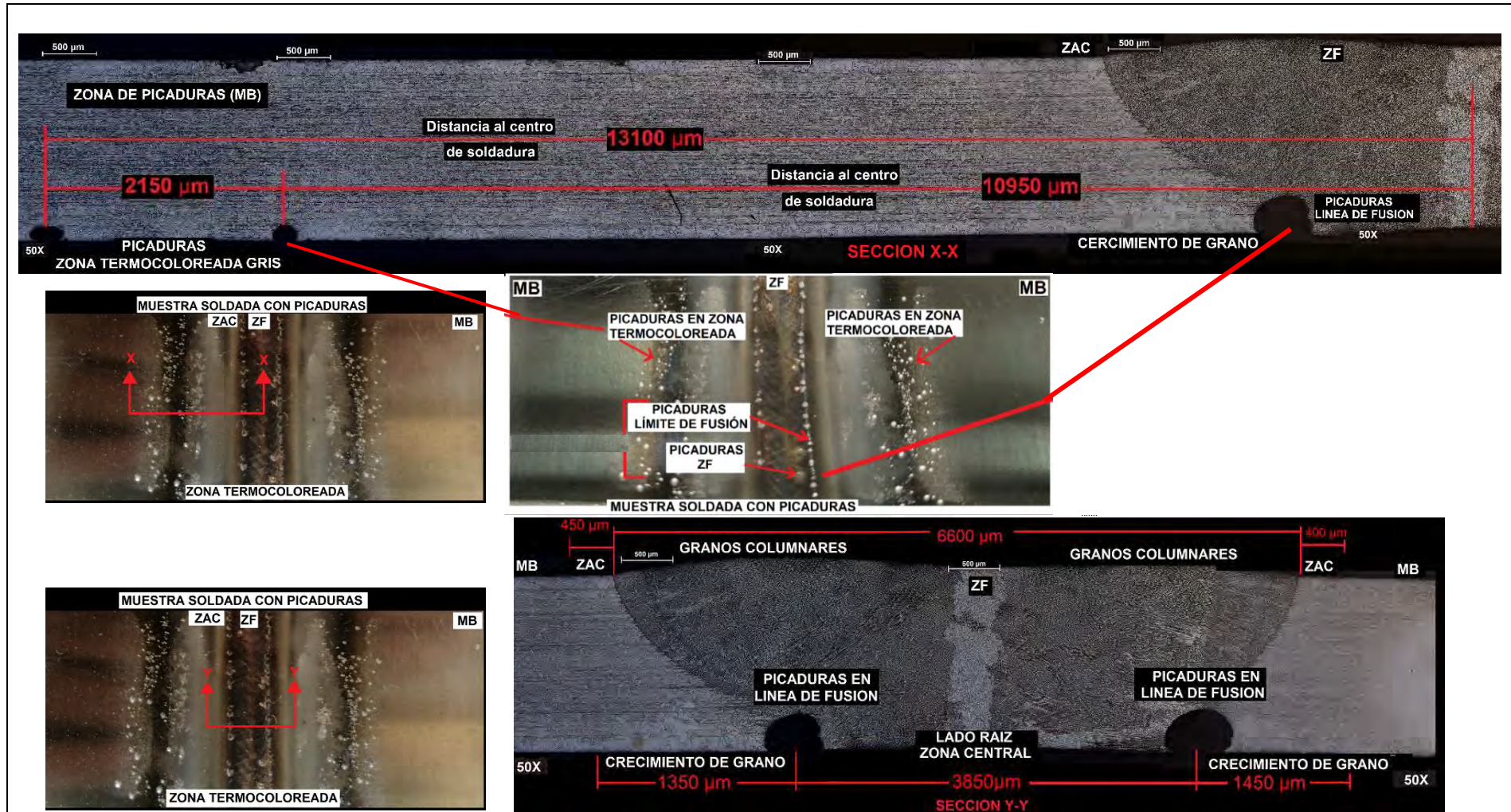


Figura 131: Micrográficas de picaduras en una muestra del tipo **316L- Ar UP - 200 ppm**, luego del ensayo de corrosión según ASTM G48 [18]. En el corte X-X se observa que las picaduras se ubican en el MB a una distancia de 11 mm a 13 mm desde el centro de la ZF. En el corte Y-Y, se observa presencia de grandes picaduras en zona central de la soldadura, en el límite de fusión y la zona de granos columnares, generadas por la microsegregación de Cr y Mo en la matriz de austenita de la ZF.

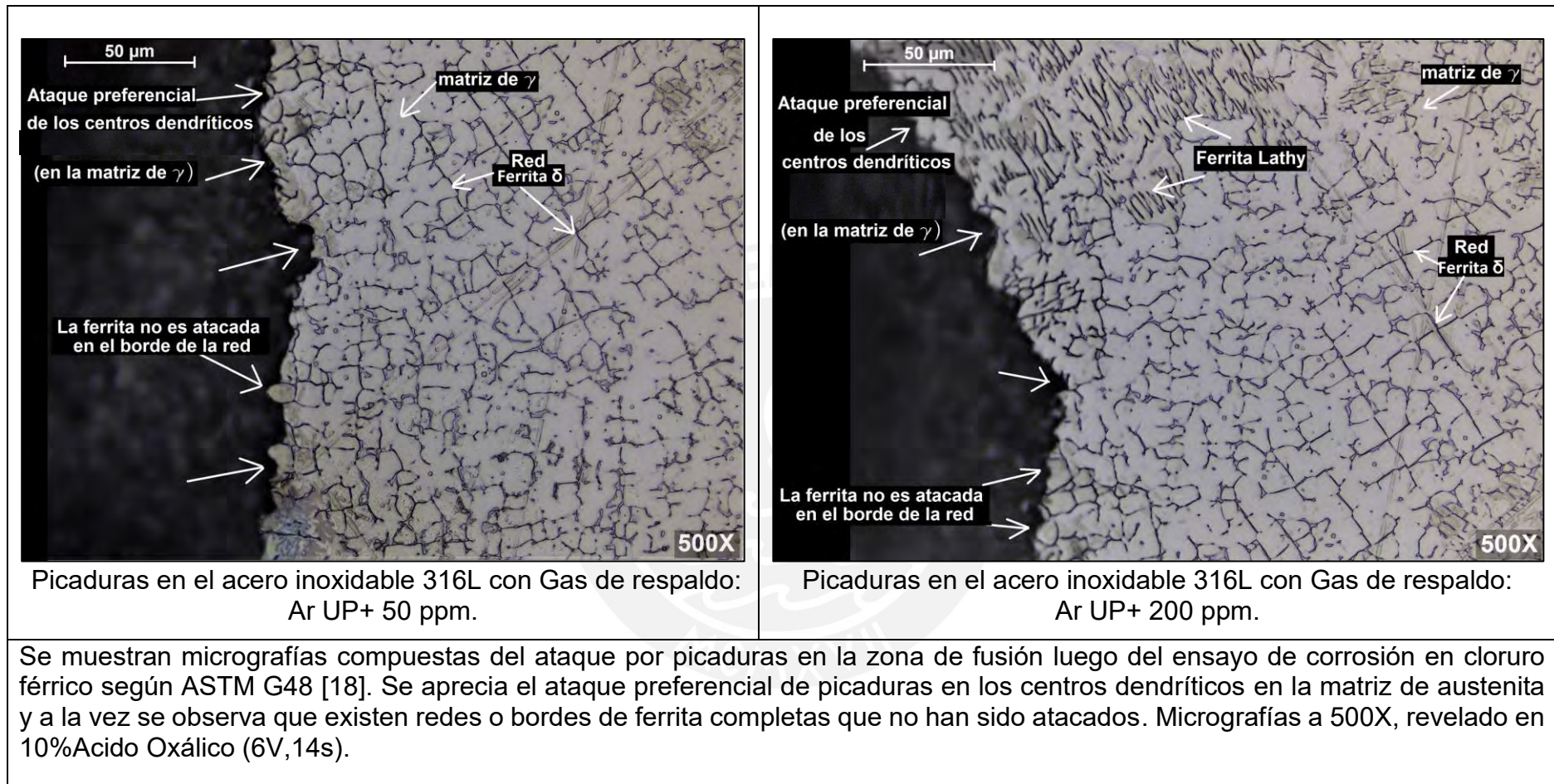


Figura 132. Micrografías de ataque preferencial de picaduras de la ZF en los centros dendríticos de la matriz de austenita en las muestras de acero inoxidable 316L, luego del ensayo de corrosión según ASTM G48 [18].

CONCLUSIONES

1. Se determinó que la resistencia a la corrosión por picaduras en soldaduras autógenas orbitales GTAW-P realizadas en tuberías de aceros inoxidable austeníticos 304L y 316L, disminuye debido a la influencia de la cantidad de oxígeno presente en los gases de respaldo ultrapuros (Argón y Nitrógeno), afectando áreas como la zona fundida en la raíz y el material base cercano cuando no están pasivadas.
2. Se determinó que las muestras soldadas de acero inoxidable 316L son las que presentaron menor resistencia a la corrosión por picaduras, cuando se empleó gas de respaldo Nitrógeno mezclado con diferentes concentraciones de oxígeno: 50, 75, 100 y 200 ppm.
3. Se determinó los parámetros adecuados para la ejecución de soldaduras autógenas sobre las líneas de fusión circunferenciales en las tuberías de acero inoxidable austenítico 304L y 316L, los cuales fueron: Proceso orbital TIG pulsado, con un flujo de 10 l/min en la raíz (gases de respaldo argón y nitrógeno ultrapuro) y un flujo de 12 l/min en la cara (Argón industrial), con corriente pulsada de 95A y velocidad de soldadura constante de 130 mm/min.
4. Se determinó que la composición química y las propiedades mecánicas de las tuberías SAE-AISI 304L y 316L son conformes con lo establecido en la norma ASTM A270-24, la evaluación metalográfica determinó que ambos materiales presentan una microestructura con granos de austenita equiaxial, también se observó inicios de sensibilización en los límites de granos del acero inoxidable 304L, sin embargo, no se encontró relación entre esta condición y la nucleación de picaduras en este trabajo.
5. La caracterización microestructural, determinó la existencia de granos columnares con presencia de ferrita tipo esquelética y tipo Lathy en la zona de fusión, mientras que, en la zona afectada por el calor colindante a la línea de fusión, se observa crecimiento de grano en todas las líneas de fusión ejecutadas, independientemente del gas de respaldo.
6. Se determina que para el acero inoxidable 304L, el % promedio de ferrita en la zona fundida disminuye de 5,3% a 3,5% cuando se pasa de emplear gas de respaldo argón ultrapuro a gas nitrógeno ultrapuro, en el caso del acero inoxidable 316L el % promedio de ferrita disminuye de 6,6% a 5,0%. Se determina que las diferentes concentraciones de oxígeno en los gases de respaldo no influyen en el % de ferrita de la zona de fusión.
7. Se evaluó la termocoloración por inspección visual en el lado de la raíz de las líneas de fusión, determinándose que esta termocoloración es rápidamente influenciada por la adición de pequeños contenidos de oxígeno mezclados en los gases de respaldo argón y nitrógeno ultrapuros. Con la adición desde 50 ppm hasta 200 ppm (50, 75, 100 y 200) de oxígeno en los gases de respaldo, se tiene presencia de tintes térmicos en la zona de fusión, ZAC y material base, conforme se incrementa la concentración de oxígeno, los tintes térmicos se intensifican notoriamente, predominando sobre la superficie los siguientes colores: Amarillo claro y oscuro,

rojo, azul claro y azul oscuro. Se verifica que solo el grado de termocoloración con 50 ppm de oxígeno en cada gas de respaldo es aceptable de acuerdo a los requerimientos establecidos en la especificación AWS D18.1.

8. Se determinó que cuando la termocoloración es más intensa (oscura) en la raíz de las soldaduras autógenas, se presenta una alta densidad de picaduras en el material base cercano a la zona de fusión, disminuyendo la resistencia a la corrosión por picaduras en las muestras soldadas 304L y 316L.
En las muestras soldadas de acero inoxidable 304L, se determinó que la termocoloración tuvo baja o nula influencia en la corrosión por picaduras de la zona fundida y la ZAC por el lado de la raíz, independientemente del gas de respaldo empleado.
9. Se confirmó luego de terminado los ensayos de corrosión por picaduras en todas las muestras soldadas 304L y 316L sin pasivar por el lado de la raíz, la presencia de mayor densidad aparente de picaduras en la zona del material base, principalmente en la zona con termocoloración más intensa.
10. Se concluyó que todas las muestras soldadas de acero inoxidable 316L sin pasivar por la raíz, resultaron ser más susceptibles a corrosión por picaduras en la línea de fusión y zona fundida, a diferencia de las muestras soldadas en acero inoxidable 304L, donde la presencia de picaduras fue escasas y muy puntuales en la línea de fusión y zona fundida.
11. Se observó que otro factor importante que influye en la disminución de la resistencia a la corrosión por picaduras es el empleo del gas de respaldo nitrógeno, debido a la mayor pérdida de peso en las muestras soldadas con este gas de respaldo.
12. Las muestras pasivadas no presentaron picaduras, con lo cual se comprueba la regeneración de la película o capa pasiva protectora de cromo en las zonas fundidas de la raíz y material base de los aceros inoxidables 304L y 316L.

RECOMENDACIONES

1. Se recomienda realizar soldaduras autógenas empleando gas de respaldo argón ultrapuro en tuberías de acero inoxidable austenítico 304L con espesores de paredes delgadas.
2. Se recomienda el uso de equipos que realicen control y monitoreo de presencia de oxígeno en los gases de respaldo cuando se estén ejecutando soldaduras, y disminuir la formación de óxidos (termocoloración). Con este control se asegura la calidad de la unión soldada de manera que no disminuya su resistencia a la corrosión por picaduras en el metal de soldadura y material base.
3. Se recomienda siempre eliminar mediante decapado los óxidos generados por las altas temperatura de soldaduras, y luego realizar una repasivación a fin de reponer la capa o película protectora de cromo y restaurar la resistencia a la corrosión en los aceros inoxidables.
4. Se recomienda contar con áreas limpias para la ejecución de soldaduras en taller y obra de aceros inoxidables austeníticos. No permitir el contacto directo con otros materiales, de manera que se pueda evitar su contaminación.
5. No se recomienda realizar soldaduras autógenas en aceros inoxidables austeníticos del tipo 316L debido a la probabilidad del fenómeno de microsegregación.
6. Se recomienda complementar este estudio evaluando por técnicas de caracterización adecuadas, el fenómeno de microsegregación que se da en uniones soldadas autógenas en material 316L.
7. No se recomienda emplear como gas de respaldo, nitrógeno ultrapuro en soldaduras autógenas de tuberías de aceros inoxidables 304Ly 316L, debido a la menos protección que brinda respecto a los fenómenos de corrosión, principalmente corrosión por picaduras.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] J. R. Davis, *Corrosion of Weldments Edited by, ASM International*. 2006.
- [2] J. C. Lippold, D. J. Kotecki, and A. J. Wiley, *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. 2005.
- [3] C. Fosca Pastor, "1. Los aceros inoxidables - Material de clase Maestría 2021.," vol. 1, pp. 1–37, 2021.
- [4] E. Britannica, "The nickel and chromium content of different types of stainless steel.," *Britannica, Encyclopædia*, 2023.
<https://www.britannica.com/biography/Elwood-Haynes#/media/1/562558/233265> (accessed Jul. 25, 2023).
- [5] Australian Stainless Steel Development Association (ASSDA), "Magnetic effects of stainless steel," *ASSDA Tech. FAQ 3*, pp. 2–3, 2007.
- [6] NDT Resource Center, "Electrical Conductivity and Resistivity for Iron and Iron-Based Alloys," *Iowa State University*, 2021. https://www.nde-ed.org/NDETechniques/EddyCurrent/ET_Tables/ET_matlprop_Iron-Based.xhtml (accessed Jul. 25, 2023).
- [7] Byju, "Thermal properties of materials," *Physical properties of materials -Byjus*, 2016. <https://byjus.com/physics/thermal-properties-of-materials/>
- [8] Nickel Institute, "High-temperature characteristics of stainless steels. A designers' handbook series N° 9004," *Am. Iron Steel Inst.*, 2015.
- [9] Advanced Mechanical Engineering Solutions, "Linear thermal expansion coefficient for metals," *AmesWeb*, 2018. <https://amesweb.info/Materials/Linear-Thermal-Expansion-Coefficient-Metals.aspx>
- [10] International Stainless Steel Forum - ISSF, "La solución ferrítica: propiedades ,ventajas, aplicaciones.," *ISSF*, 2007.
- [11] ASTM A270/A270M-01.(2001), "Standard Specification for Seamless and Welded Ferritic / Austenitic Stainless Steel," *ASTM Int.*, vol. 01, pp. 1–6, 2001.
- [12] Outokumpu, "Handbook of stainless steel," 2013.
- [13] R. G. Buchheit, J. P. Moran, and G. E. Stoner, "Localized corrosion behavior of alloy 2090. The role of microstructural heterogeneity," *Corrosion*, vol. 46, no. 8, pp. 610–617, 1990, doi: 10.5006/1.3585156.
- [14] W. A. Baeslack, W. F. Savage, and J. C. Lippold, "Unmixed Zone Formation in Austenitic Stainless Steel Weldments.," *Weld J (Miami Fla)*, vol. 58, no. 6, pp. 168–176, 1979.
- [15] ELGA, "Structure of Stainless Steels," *Elga Welding*, 2020.
<https://elgawelding.com/structure-of-stainless-steels/>
- [16] C. Fosca Pastor, "2. Los Aceros Inoxidables: Aspectos generales de su comportamiento frente a la corrosión -Material de clase: Maestría 2021.," vol. 2, pp. 38–72, 2021.
- [17] British Stainless Steel Association, "Calculation of pitting resistance equivalent numbers (PREN)," 2015. https://bssa.org.uk/bssa_articles/calculation-of-pitting-resistance-equivalent-numbers-pren/
- [18] ASTM G48-11(2015), "Standard Test Methods for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Related Alloys by Use of Ferric Chloride," *ASTM Int.*, 2015, doi: 10.1520/G0048-11R15.Copyright.
- [19] C. W. Kovach, "High-Performance Stainless Steels," *Nickel Dev. Inst.*
- [20] P. Stones, "The effects of post-weld cleaning techniques on the corrosion resistance of stainless steel," *Stainless Steel World Publisher*, 2022.
<https://stainless-steel-world.net/the-effects-of-post-weld-cleaning-techniques->


- on-the-corrosion-resistance-of-stainless-steel/
- [21] Andrew Garner, "The effect of autogenous welding on chloride pitting corrosion in austenitic stainless steels," *Corrosion*, vol. 35, no. 3, pp. 108–114, 1979, doi: 10.5006/0010-9312-35.3.108.
 - [22] M. G. Pujar, R. K. Dayal, T. P. S. Gill, and S. N. Malhotra, "Microstructural evaluation of molybdenum-containing stainless steel weld metals by a potentiostatic etching technique," *J. Mater. Sci.*, vol. 33, no. 10, pp. 2691–2700, 1998, doi: 10.1023/A:1004334109353.
 - [23] A. Garner, "Molybdenum in stainless steels," *Can. Metall. Q.*, vol. 16, no. 1, pp. 48–56, 1977, doi: 10.1179/cm.1977.16.1.48.
 - [24] A. Garner, "Corrosion," vol. 35, p. 108, 1979.
 - [25] O. H. and U.Svenson, "Solidification and casting of metals : proceedings of an International Conference on SolidificationNo Title," *Met. Soociety, London*, p. 401, 1979.
 - [26] R. A. FARRAR, "Stainless Steels' 84," *Inst. Met. London*, p. 336, 1986.
 - [27] M. Lindenmo, "Stainless Steels' 84," *Inst. Met. London*, p. 262, 1986.
 - [28] W. F. Cieslak, M. J., & Savage, "Ferrite Morphology in High-Molybdenum Stainless Steels," *Weld. J. (Miami, Fla)*, vol. 60, p. 131s, 1981.
 - [29] J. C. L. and W. F. SAVAGE, "Modeling of Casting and Welding Processes," *Ed. by H. Brody D. Apelian (Metallurgical Soc. ASME, Warrendale, PA, 1981)*, p. 443, 1981.
 - [30] J. L. Davey, T. G., Gooch, T. G., & Robinson, "Assessment of flux cored wire welding type 316 L austenitic stainless steel.Part 2.," *Met. Constr.*, vol. 19, pp. 545–551, 1987.
 - [31] M. Dadfar, M. H. Fathi, F. Karimzadeh, M. R. Dadfar, and A. Saatchi, "Effect of TIG welding on corrosion behavior of 316L stainless steel," *Mater. Lett.*, vol. 61, no. 11–12, pp. 2343–2346, 2007, doi: 10.1016/j.matlet.2006.09.008.
 - [32] G. A, "Pitting corrosion of high alloy stainless steel weldments in oxidizing environments," *WELD. J.*, vol. 62, no. 1, p. PP. 27-34, 1983.
 - [33] M. A. Streicher, "Pitting Corrosion of 18Cr-8Ni Stainless Steel," *J. Electrochem. Soc.*, vol. 103, no. 7, p. 375, 1956, doi: 10.1149/1.2430359.
 - [34] LIZLOVS EA and BOND AP, "Anodic Polarization of Some Ferritic Stainless Steels in Chloride Media," *Electrochem Soc-J*, vol. 115, no. 11, pp. 1130–1135, 1968, doi: 10.1149/1.2411967.
 - [35] A. P. Bond, "Effects of Molybdenum on the Pitting Potentials of Ferritic Stainless Steels at Various Temperatures," *Electrochem Soc-J*, vol. 120, no. 5, pp. 603–606, 1973.
 - [36] R. J. Brigham and E. W. Tozer, "EFFECT OF ALLOYING ADDITIONS ON THE PITTING RESISTANCE OF 18% Cr AUSTENITIC STAINLESS STEEL.," *Corrosion*, vol. 30, no. 5, pp. 161–166, 1974, doi: 10.5006/0010-9312-30.5.161.
 - [37] E. A. Lizlovs and A. P. Bond, "Anodic Polarization Behavior of High-Purity 13 and 18% Cr Stainless Steels," *J. Electrochem. Soc.*, vol. 122, no. 6, pp. 719–722, 1975, doi: 10.1149/1.2134307.
 - [38] R. J. Brigham and E. W. Tozer, "Localized Corrosion Resistance of Mn-Substituted Austenitic Stainless Steels: Effect of Molybdenum and Chromium," *Corrosion*, vol. 32, no. 7, pp. 274–276, 1976, doi: 10.5006/0010-9312-32.7.274.
 - [39] T. Yoshii, M. Nishikawa, and S. Kawamura, "Pitting Resistance of High Cr-High Ni Austenitic Stainless Steels," *Trans Iron Steel Inst Jpn*, vol. 16, no. 9, pp.

- 481–485, 1976, doi: 10.2355/isijinternational1966.16.481.
- [40] M. Fletcher, “Heat Tint Poses Corrosion Hazard in Stainless Steel,” *Weld. J.*, pp. 80–83, 2014.
- [41] S. Turner and F. P. A. Robinson, “The effect of the surface oxides produced during welding on the corrosion resistance of stainless steels,” *Corrosion*, vol. 45, no. 9, pp. 710–716, 1989, doi: 10.5006/1.3585023.
- [42] The Nickel Institute, “Practical Guidelines for the Fabrication of Austenitic Stainless Steel,” *Int. Molybdenum Assoc. (IMOA)*, pp. 1–93, 2020.
- [43] R. E. Tuthill, Arthur H; Avery, “Heat tints on stainless steels can cause corrosion problems.,” *Nickel Dev. Inst.*, 1999.
- [44] AWS D18.1/D18.1M (2009), “Specification for Welding of Austenitic Stainless Steel Tube and Pipe Systems in Sanitary (Hygienic) Applications,” AWS, 2009.
- [45] ASME BPE (2019), “Bioprocessing Equipment,” ASME, 2019.
- [46] V. Š. T. Brajkovič, I. Juraga, “Influence of surface treatment on corrosion resistance of Cr-Ni steel,” *Eng. Rev.*, vol. 33, no. 2, pp. 129–134, 2013.
- [47] M. E. Somervuori, L. S. Johansson, M. H. Heinonen, D. H. D. Van Hoecke, N. Akdut, and H. E. Hänninen, “Characterisation and corrosion of spot welds of austenitic stainless steels,” *Mater. Corros.*, vol. 55, no. 6, pp. 421–436, 2004, doi: 10.1002/maco.200303753.
- [48] J. Kearns, “The Corrosion of Heat-Tinted Austenitic Stainless Alloys,” *NACE Int.*, vol. 50, 1985.
- [49] L. Wickström, G. Hinds, and A. Turnbull, “Influence of weld preparation procedure and heat tinting on sulfide stress corrosion cracking of duplex stainless steel,” *Corrosion*, vol. 71, no. 8, pp. 1036–1047, 2015, doi: 10.5006/1645.
- [50] J. McNicol, B. Narayanan, N. Sridhar, and C. Fink, “Corrosion resistance of austenitic stainless steel welds with no-backing gas,” *Weld. World*, vol. 67, no. 3, pp. 819–830, 2023, doi: 10.1007/s40194-022-01442-x.
- [51] L. G. Ling, T. G. Liu, Y. H. Lu, and P. L. Guo, “Investigation of the oxides film on 304L base metal produced during welding process without inert gas shielding,” *Appl. Surf. Sci.*, vol. 465, no. June 2018, pp. 780–786, 2019, doi: 10.1016/j.apsusc.2018.09.189.
- [52] L. G. Ling, T. G. Liu, and Y. H. Lu, “Investigation of the oxide film on 308L weld surface produced during welding process,” vol. 146, no. September, pp. 113–120, 2018, doi: 10.1016/j.matchar.2018.09.011.
- [53] J. Kim, K. J. Choi, C. B. Bahn, and J. H. Kim, “In situ Raman spectroscopic analysis of surface oxide films on Ni-base alloy/low alloy steel dissimilar metal weld interfaces in high-temperature water,” *J. Nucl. Mater.*, vol. 449, no. 1–3, pp. 181–187, 2014, doi: 10.1016/j.jnucmat.2014.03.038.
- [54] E. M. Westin, C. O. A. Olsson, and S. Hertzman, “Weld oxide formation on lean duplex stainless steel,” *Corros. Sci.*, vol. 50, no. 9, pp. 2620–2634, 2008, doi: 10.1016/j.corsci.2008.06.024.
- [55] C. Fosca Pastor, “3. Metalurgia de aceros inoxidable - Material de clase: Maestría 2021.,” *Mater. Cl. Maest.*, vol. 3, pp. 73–202, 2021.
- [56] D.J. Kotecki, “Understanding delta ferrite,” *Weld. Des. Fabr.*, vol. 63, no. 12, pp. 33–36, 1990.
- [57] D. J. Kotecki, “Ferrite control in duplex stainless steel weld metal.,” *Weld. J. (Miami, Fla)*, vol. 65, no. 10, pp. 273s-278s, 1986.
- [58] A. O. Brien, *Welding Handbook- AWS*, Novena., vol. 4. 2011.
- [59] J. A. B. and A. W. Thompson, “Microstructural development and solidification

- cracking susceptibility of austenitic stainless steel welds,” *Int. Mater. Rev.* 1991, vol. 36, no. 1, pp. 16–44, 1991, doi: 10.1179/imr.1991.36.1.16.
- [60] T. A. Siewert, C. N. McCowan, and D. L. Olson, “Ferrite number prediction to 100 FN in stainless steel weld metal,” *Weld. J. (Miami, Fla)*, vol. 67, no. 12, pp. 289s-298s, 1988.
- [61] A. R. Anderson, T. D.; Perricone, M. J. ; DuPont, J. N.; Marder, “The Influence of Molybdenum on Stainless Steel Weld Microstructures,” *Analysis*, vol. 86, pp. 281–292, 2007.
- [62] A. T. M. N. SUUTALA, T. TAKALO, “Ferritic-Austenitic Solidification Mode in Austenitic Stainless Steel Welds,” *Metall. Trans. A*, vol. 11A, pp. 717–725, 1980, doi: 10.1007/bf02661201.
- [63] S. Varmaziar, M. Atapour, and Y. S. Hedberg, “Corrosion and metal release characterization of stainless steel 316L weld zones in whey protein solution,” *npj Mater. Degrad.*, vol. 6, no. 1, pp. 1–9, 2022, doi: 10.1038/s41529-022-00231-7.
- [64] S. A. David and O. Ridge, “Ferrite Morphology and Variations in Ferrite Content in Austenitic Stainless Steel Welds,” no. April 1981, 2019.
- [65] J. J. Smith and R. A. Farrar, “Influence of microstructure and composition on mechanical properties of some AISI 300 series weld metals,” pp. 3–9.
- [66] A. Manuel and R. Rosana, *SOLDEO TIG - CESOL*, vol. Módulo 1.
- [67] Avesta Welding, *The Avesta Welding Manual: Practice and products for stainless steel welding*. 2004.
- [68] ASTM A370 (2021), “Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products,” *ASTM Int.*, pp. 1–50, 2014, doi: 10.1520/A0370-21.2.
- [69] ASTM E3 (2011), “Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens,” *ASTM Int.*, vol. 03.01, no. July, pp. 1–12, 2012, doi: 10.1520/E0003-11R17.1.
- [70] ASTM E407 (2007), “Standard Practice for Microetching Metals and Alloys,” vol. 07, no. Reapproved 2015, pp. 1–22, 2016, doi: 10.1520/E0407-07R15E01.2.
- [71] ASTM E7 (2022), “Standard Terminology Relating to Metallography,” *ASTM Int.*, pp. 1–35, 2022, doi: 10.1520/E0007-22.2.
- [72] D. J. Kotecki and T. a. Siewert, “WRC-1992 Constitution Diagram for Stainless Steel Weld Metals : A Modification of the WRC-1988 Diagram,” *AWS Annu. Meet.*, pp. 171–178, 1992.
- [73] Y. Feng, Z. Luo, Z. Liu, Y. Li, Y. Luo, and Y. Huang, “Keyhole gas tungsten arc welding of AISI 316L stainless steel,” *Mater. Des.*, vol. 85, pp. 24–31, 2015, doi: 10.1016/j.matdes.2015.07.011.
- [74] F. C. Hull, “Effect of delta-ferrite on the hot cracking of stainless steel,” *Weld. J. (Miami, Fla)*, vol. 46, no. 9, pp. 399S-409S, 1967.
- [75] National Association of Corrosion Engineers, “Pulp and Paper Industry Corrosion Problems,” *NACE Int.*, vol. 2, 1977.

ANEXOS

- Certificado de calidad: Gas Nitrógeno Ultrapuro

	<p>Certificado de conformidad</p> <p>Air Products Perú S.A. AV. JORGE BASADRE 233 INT. 201 URB. SAN ISIDRO 150131 LIMA PERU Tel: 511 7089100 Fecha de impresión: 20 MAY 2022</p> <p>Tipo de envase: X50S - 50L Botella acero Válvula de conexión: CGA580 Peso neto: 10.998 kg Grado de pureza: ULTRAPURO Presión de llenado @ 21 °C: 200.0 bar-g Presión de llenado @ 21 °C: 203.943 kg/cm2 Contenido @ 0°C, 1013 mbar: 8.800 Nm3</p>		
Material 508172 Nitrógeno	Fecha envasado 07 ABR 2022	Fecha de análisis 08 ABR 2022	Consumir antes de 07 ABR 2027
Lote de inspección 040008691691		Centro de Producción 4868	

	Límite inferior	Límite superior	Valor nominal	Valor actual	Unid.	Incert. Expandida	Nr. rep. Des Est	Analítica		
								Fase	Frecuencia	Método
Oxígeno		2.00		< 2.00	ppm(V)			V		B
Agua		3.00		< 3.00	ppm(V)			v		B
Dióxido de carbono		1.00		< 1.00	ppm(V)			V		B
Monóxido de carbono		1.00		< 1.00	ppm(V)			V		B
Pureza total		99.999		> 99.999	%					G

Este certificado ha sido expedido electrónicamente y es válido sin firma.

Observaciones:
 Frecuencia de análisis: I=Análisis Individual, B=Análisis por lote, C=Valor calculado, D= Diario, S=Origen. El sufijo (m) en la Unidad de Medida hace referencia a la masa.
 No utilizar con presiones por debajo de 3 bar (excepto productos suministrados con menos de 10 bar).
 Mantener almacenado y en uso en temperaturas entre -10 y 50 °C

KC04HJ9	JY18PB2	JW97LFG	JW29FU9	JU48JLG	JU34MHP
KB86HLX	JY18NLP	JW96RU5	JW29FTB	JU40PD2	JU31QD6
KB77FFQ	JY18NJT	JW91NXM	JV66NV6	JU40KTP	JU26VJK
KB44HGI	JX00NAJ	JW41VX8	JV65VUJ	JU40JFM	JF14FJ4
KB29ECU	JX00MWG	JW40BAZ	JV42FJH	JU40ABR	JF14FCI
JY19WJK	JW97LQT	JW29FV7	JV42FDT	JU39XBN	

Página 1 de 1

- Certificado de calidad: Gas Argón Ultrapuro



Certificado de conformidad

Air Products Perú S.A.
 AV. JORGE BASADRE 233 INT. 201 URB. SAN ISIDRO
 150131 LIMA
 PERU
 Tel: 511 7089100
 Fecha de impresión: 20 MAY 2022

Tipo de envase: X50S - 50L Botella acero
 Válvula de conexión: CGA580
 Peso neto: 17.496 kg
 Grado de pureza: ULTRAPURO
 Presión de llenado @ 21 °C: 200.0 bar-g
 Presión de llenado @ 21 °C: 203.943 kg/cm2
 Contenido @ 0°C, 1013 mbar: 9.817 Nm3

Material 508158 Argón	Fecha envasado 10 MAY 2022	Fecha de análisis 10 MAY 2022	Consumir antes de 10 MAY 2027
Lote de inspección 040008727826		Centro de Producción 4868	

Limite inferior	Limite superior	Valor nominal	Valor actual	Unid.	Incert. Expandida	Nr. rep. Des Est	Analítica		
							Fase	Frecuencia	Método
	2.00		< 2.00	ppm(V)			V	B	
	1.00		< 1.00	ppm(V)			V	B	
	3.00		< 3.00	ppm(V)			v	B	
Pureza total 99.999			> 99.999	%				G	

Este certificado ha sido expedido electrónicamente y es válido sin firma.

Observaciones:

*Frecuencia de análisis: I=Análisis Individual, B=Análisis por lote, C=Valor calculado, D= Diario, G= Garantizado#S=Origen. El sufijo (m) en la Unidad de Medida hace referencia a la masa.#No utilizar con presiones por debajo de 3 bar (excepto productos suministrados con menos de 10#bar).#Mantener almacenado y en uso en temperaturas entre -10 y 50 °C"

KB79VAQ	JX62QXI	JW91WHG	JW37DGA	JV54VHY	JU42UGU	JU40BBN
KB75UM3	JX06CE5	JW90YUP	JW31HLY	JV54URI	JU42TB7	JU36LN1
KA56UG3	JX06CC9	JW79MB7	JW29FMP	JV54TY6	JU42JJX	JF13YAS
KA50MEF	JX06CAD	JW42XT2	JV65ACU	JV54TVC	JU42ECW	JF07WWB
JX79GCQ	JX06BLY	JW42TDB	JV62GHK	JV54TUE	JU40WNO	JF07VNX
JX67QUH	JX05XYZ	JW38TTL	JV61VVC	JV40HGV	JU40UQS	

- Certificado de calidad: Tuberías de acero inoxidable austenítica 316L

KAYSEN		KAYSEN STEEL INDUSTRY CO.,LIMITED											MTC(Mill Test Certificates) EN10204-3.1				
客户(Customer)		合同号(Order No.): K5210825006											日期(Date): Aug, 26th, 2021				
产品 Product	材质 MATERIAL	执行标准 STANDARD		化学成分 (CHEMICAL COMPOSITION) %										物理性能 (MECHANICAL PROPERTY)			
SS WELDED SANITARY TUBE	C-316L	ASTM A270		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Ti	抗拉强度 T.S	屈服强度 Y.S	延伸率 E.L	硬度 Hardness	
Item No.	炉号 HEAT NO.	产品规格 Size(mm) OD*Thickness* <i>L</i>	数量 QTY	≤0.035	≤0.75	≤2.00	≤0.045	≤0.030	10.00-14.00	16.00-18.00	2.00-3.00		Mpa	%	HRB		
82	210708AL21	1/2" X 1.65MM X 6 M	20	0.021	0.55	1.15	0.031	0.001	10.16	16.22	2.15	/	530	225	47	/	
83	210709AP08	3/4" X 1.65MM X 6 M	20	0.023	0.52	1.11	0.022	0.006	10.05	16.15	2.06	/	561	238	42	/	
84	210709AP08	1" X 1.65MM X 6 M	40	0.023	0.52	1.11	0.022	0.006	10.05	16.15	2.06	/	561	238	42	/	
85	210709AP08	1 1/2" X 1.65MM X 6 M	60	0.023	0.52	1.11	0.022	0.006	10.05	16.15	2.06	/	561	238	42	/	
86	210709AP08	2 1/2" X 1.65MM X 6 M	70	0.023	0.52	1.11	0.022	0.006	10.05	16.15	2.06	/	561	238	42	/	
87	210709AND6	4" X 2.11MM X 6 M	60	0.025	0.58	1.13	0.016	0.011	10.13	16.07	2.13	/	529	222	46	/	

水压试验 Hydrostatic Test	光谱分析 PMI	尺寸检查 Dimension Inspection	表面质量 Surface Quality	交货状态 Delivery Status	质检员(QUALITY INSPECTOR)
OK	OK	OK	OK	POLISH FOR 320G GRIT/HL (OUT/IN)	质检专用章(STAMP OF QI) 质检日期 (INSPECTION DATE): 2021.08.27

兹证明本产品经检验符合标准ASTM A270及上述订单的所有要求。
 We hereby certify that tubes described above have been manufactured and tested in accordance with the order and standard ASTM A270 request and the result is acceptable.

Add: Yongzhong Street, Longwan District, Wenzhou City, Zhejiang Province, China
 Tel: +86 577-86866707 Fax: +86 577-86866707 Mob: +86-15906484621 E-mail: info@kaysensteel.com

- Certificado de calidad: Tuberías de acero inoxidable austenítica 304L

KAYSEN		KAYSEN STEEL INDUSTRY CO.,LIMITED											MTC(Mill Test Certificates) EN10204-3.1				
客户(Customer)		合同号(Order No.):											日期(Date): Aug, 26th, 2021				
产品 Product	材质 MATERIAL	执行标准 STANDARD		化学成分 (CHEMICAL COMPOSITION) %										物理性能 (MECHANICAL PROPERTY)			
SS WELDED SANITARY TUBE	C-304L	ASTM A270		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Ti	抗拉强度 T.S	屈服强度 Y.S	延伸率 E.L	硬度 Hardness	
Item No.	炉号 HEAT NO.	产品规格 Size(mm) OD*Thickness* <i>L</i>	数量 QTY	≤0.035	≤0.75	≤2.00	≤0.045	≤0.030	8.00-12.00	18.00-20.00			Mpa	%	HRB		
74	210719AM02	1/2" X 1.65MM X 6 M	40	0.015	0.56	1.42	0.030	0.003	8.17	18.12	/	/	541	228	46	/	
75	210719AM02	3/4" X 1.65MM X 6 M	40	0.027	0.53	1.33	0.022	0.004	8.06	18.11	/	/	565	251	41	/	
76	210710AL06	1" X 1.65MM X 6 M	60	0.027	0.53	1.33	0.022	0.004	8.06	18.11	/	/	565	251	41	/	
77	210710AL06	1 1/4" X 1.65MM X 6 M	20	0.027	0.53	1.33	0.022	0.004	8.06	18.11	/	/	565	251	41	/	
78	210710AL06	1 1/2" X 1.65MM X 6 M	70	0.027	0.53	1.33	0.022	0.004	8.06	18.11	/	/	565	251	41	/	
79	210710AL06	2 1/2" X 1.65MM X 6 M	12	0.027	0.53	1.33	0.022	0.004	8.06	18.11	/	/	565	251	41	/	
80	210710AL06	3" X 1.65MM X 6 M	30	0.027	0.53	1.33	0.022	0.004	8.06	18.11	/	/	565	251	41	/	
81	210717AL08	4" X 2.11MM X 6 M	40	0.023	0.58	1.45	0.032	0.014	8.11	18.04	/	/	528	236	47	/	

水压试验 Hydrostatic Test	光谱分析 PMI	尺寸检查 Dimension Inspection	表面质量 Surface Quality	交货状态 Delivery Status	质检员(QUALITY INSPECTOR)
OK	OK	OK	OK	POLISH FOR 320G GRIT/HL (OUT/IN)	质检专用章(STAMP OF QI) 质检日期 (INSPECTION DATE): 2021.08.27

兹证明本产品经检验符合标准ASTM A270及上述订单的所有要求。
 We hereby certify that tubes described above have been manufactured and tested in accordance with the order and standard ASTM A270 request and the result is acceptable.

Add: Yongzhong Street, Longwan District, Wenzhou City, Zhejiang Province, China
 Tel: +86 577-86866707 Fax: +86 577-86866707 Mob: +86-15906484621 E-mail: info@kaysensteel.com

- Certificado de calibración (Fabricante): Equipo medidor de ferrita

Prüfzertifikat / Test Certificate

Für Einstellnormale zur Ferritgehaltmessung nach dem Magnetinduktiv-Verfahren

Die Ferritgehalte der unten aufgeführten Einstellnormale wurden durch Vergleichsmessungen mit bei der Firma FISCHER vorhandenen Sekundärstandards bestimmt. Die verwendeten Sekundärstandards:

„Stainless Steel Weld Metal Ferrite Secondary Standards Range 0 - 30 FN certificate of calibration set no. 03“ vom 10. 11. 95
 „Stainless Steel Weld Metal Ferrite Secondary Standards Range 30 - 100 FN certificate of calibration set no. 42“ vom 10. 11. 95
 wurden hergestellt durch TWI (UK) und Mladis (Russia) und zertifiziert von TWI (UK). Die Referenznormale für den in Prozent angegebenen Ferritgehalt sind gegossene Proben hergestellt von Avesta (Schweden), Bergakademie Freiberg und Mannesmann (Deutschland). Die Ferrit-Gewichtsanteile wurden von den Labors des jeweiligen Herstellers durch metallographischen Schliff bestimmt.


Mit diesen Proben wurde eine Umwertebeziehung zwischen Ferrit-Gehalt in % und gemessener Ferritnummer erstellt. Mit Hilfe dieser Umwertebeziehung sind die Ferrit-Gehalte in % aus den Messungen der Ferritnummer berechnet. Gemessen wurde mit FISCHERSCOPE MMS und Sonde EGAB1.3Fe Ser.Nr.: 06637362 Die Messung wurde mit dem magnetinduktiven Verfahren durchgeführt. Die nachstehenden Werte sind Mittelwerte aus 5 * 5 Einzelmessungen aufgenommen innerhalb einer Fläche mit dem Durchmesser 10mm in der Mitte der jeweiligen Normale. Die Garantiefehlergrenze beträgt +/- 5%(relativ) des beschrifteten Wertes der Normale oder +/- 0,4 FN(absolut). Es gilt der größere Wert.

Calibration standards for calibration of ferrite measuring instruments using the magnetic induction method

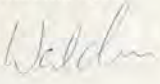
The ferrite content of standards covered by this certification has been determined by comparative measurements against secondary master standards owned by HELMUT FISCHER GmbH & Co. The secondary master standards for the measurement of FN units consist of: Stainless Steel Weld Metal Ferrite secondary standards set no. 03, range 0 - 30 FN, with certificate of calibration issued on 11-10-1995 by the TWI (UK) Stainless Steel Weld Metal Ferrite secondary standards set no. 42, range 30 - 100 FN, with certificate of calibration issued on 11-10-1995 by the TWI (UK). The above sets were produced by TWI (UK) and Mladis (Russia). The secondary master standards for the measurement of Ferrite % consist of cast samples produced by the Avesta Co. of Sweden, the Bergakademie Freiberg (Germany) and the Mannesman Corp. of Germany. The ferrite percentage was determined by the producer of the standards by means of microscopical examination of a cross section (point count method). Using the above standards an empirical relationship for the conversion of ferrite number (FN) units to ferrite % was established. The stated ferrite percent of the standards listed below are based on this conversion. The comparative measurements were made using the magnetic induction method with a Fischerscope MMS and probe EGAB1.3-Fe, serial no. 06637362. The stated standard values represent mean values of 5 groups. Each group consists of 5 single measurements made within a circular area having a diameter of 10 mm in the center of the standard. The standards are guaranteed to be accurate within the greater of ± 5 % (relativ) of stated value or ± 0.4 FN (absolut).


Set No.: M-0449	No.	FN(Ferrit No.)	Ferrit %
1	Base		
2	12667	0.53 FN	0.54 Fe%
3	12668	2.69 FN	3.12 Fe%
4	12669	12.7 FN	14.1 Fe%
5	12670	34.8 FN	30.9 Fe%
6	12671	86.6 FN	60.8 Fe%


Zertifikatsdatum / date of certification: 15. Dez. 2000



HELMUT FISCHER GMBH + CO KG
 Institut für Elektrotechnik und Messtechnik
 D - 71050 Sindelfingen, Postfach 600161
 Tel. (07031) 303-0, Fax (07031) 303 - 79

Unterschrift / Signed: 


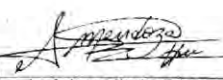





Physikalisches Versuchslabor/ Standards Department

N:\prgk\vorlagen\ZVDE107DGM.DOC Seite 1 von 2 Erstellt: 13.11.96 Geändert: 10.10.05

- Certificado de calibración: Equipo medidor de ferrita (Hoja1/2)

		LABORATORIO DE CALIBRACIÓN
CERTIFICADO DE CALIBRACIÓN		Página 1 de 2
SGFP-0999-2022		
1. Orden de Trabajo	: V5-1149-22	
2. Solicitante	: FIMA INDUSTRIAL SOCIEDAD ANONIMA CERRADA	Los resultados indicados en el presente documento son válidos en el momento de la calibración y se refieren exclusivamente al instrumento calibrado, no debe utilizarse como certificado de conformidad de producto.
3. Dirección	: CAL. VICTOR ANDRÉS BELAÜNDE NRO. 852, CARMEN DE LA LEGUA, PROV. CONST. DEL CALLAO, PROV. CONST. DEL CALLAO	
4. Instrumento	: Manómetro	
Tipo de Indicación	: Analógico	Los resultados del presente certificado solo son válidos para el objeto calibrado y se refieren al momento y condiciones en que se realizaron las mediciones y no debe utilizarse como certificado de conformidad con normas de producto. SG NORTEC S.R.L no se responsabiliza de ningún perjuicio que pueda derivarse del uso inadecuado del objeto calibrado. Este certificado de Calibración es trazable a los patrones Nacionales o Internacionales, y esta expresado en unidades de medida de acuerdo con el sistema internacional de Unidades (SI)
Intervalo de Indicación	: 0 psi a 30 psi / 0 bar a 2 bar	
Div. de Escala	: 0,5 psi / 0,05 bar	
Clase de Exactitud	: 1 % F.S. (*)	
Marca	: DYNAMIC	
Modelo	: NO INDICA	
Serie	: NO INDICA	
Diametro de Rosca	: ½" NPT	
Diametro de Caja	: 98 mm	
Posicion de Trabajo	: Vertical	
Procedencia	: NO INDICA	
Código de Identificación	: MAN-028 (**)	
Ubicación	: NO INDICA	
Fecha de Calibración	: 2022-07-26	
Fecha de Emisión	: 2022-07-26	
Lugar de calibración	: Laboratorio de Fuerza y Presión de SG NORTEC S.R.L.	
5. Método de Calibración Empleado	<p>La calibración ha sido realizada por el método de comparación directa entre las indicaciones de lectura del manómetro a calibrar y el patrón de trabajo de indicación digital tomando como referencia el procedimiento PC-004, 3ra Edición, 2019 "Procedimiento de calibración de instrumentos de medición de presión relativa con clase de Exactitud igual o mayor a 0,05% F.S." de INACAL-DM.</p>	
6. Observaciones	<p>(*) Clase indicado en el instrumento (**) Código indicado en una etiqueta adherida y/o grabada al instrumento. El usuario es responsable de la recalibración de sus instrumentos a intervalos apropiados de acuerdo al uso, conservación y mantenimiento del mismo y de acuerdo con las disposiciones legales vigentes. El presente documento carece de valor sin firmas y sellos. Se adhirió una etiqueta con el código: SG-C-1375-22. Se adhirió una etiqueta con el código: SG-C-1375-22.</p>	
		  <p>Ing. Andersson Mendoza Zuloeta C.I.P. N° 245379 Supervisor de Laboratorio</p>
		F09-P11, V3
<p>Av Ramón Castilla N° 154, Urb. Playa Rímac, Callao 572-2630 572-1691 PROHIBIDA LA REPRODUCCIÓN PARCIAL O TOTAL DEL PRESENTE DOCUMENTO</p>		

- Certificado de calibración: Equipo medidor de ferrita (Hoja2/2)

**CERTIFICADO DE CALIBRACIÓN
SGFP-0999-2022**

7. Trazabilidad

Los resultados de la calibración realizada son trazables a la Unidad de Medida de los Patrones Nacionales de Masa de la Dirección de Metrología del INACAL, en concordancia con el Sistema Internacional de Unidades de Medida (SI).

Patrón de SG NORTEC S.R.L.		
Trazabilidad	Patrón de Trabajo	Cert./Inf. de Calibración
INACAL - DM	LFP-001 Manómetro Digital (Clase de Exactitud 0,05% FS)	LFP-005-2022

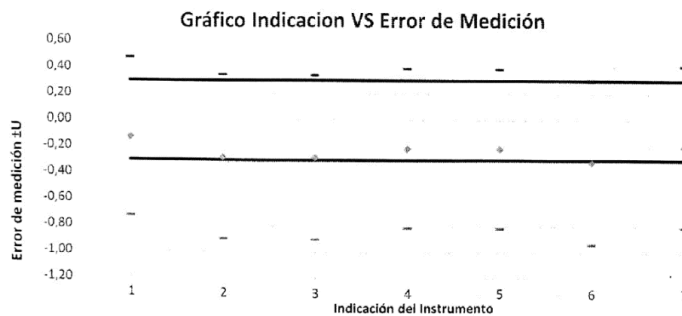
8. Resultado de Calibración

Condiciones Ambientales	Inicio	Fin
Temperatura	21,7 °C	22,3 °C
Humedad	67 %	66 %
Presión	957 mbar	957 mbar



Resultados para presión Positiva					
Indicación del Instrumento de Medición		Error de medición	Histeresis	Incertidumbre	Error máximo permitido
(kPa)	(psi)	(psi)	(psi)	(psi)	(psi)
0,000	0,000	-0,13	0,00	0,60	0,30
34,474	5,000	-0,28	0,07	0,62	0,30
68,948	10,000	-0,28	0,07	0,62	0,30
103,421	15,000	-0,21	0,00	0,60	0,30
137,895	20,000	-0,22	0,00	0,60	0,30
172,369	25,000	-0,32	0,10	0,62	0,30
206,843	30,000	-0,20	-0,02	0,61	0,30

Error de descenso = Error de medición + Histeresis



9. Incertidumbre

La Incertidumbre de medición reportada ha sido calculada de acuerdo con la Guías OIML G1-100-en: 2008 (JCGM 100: 2008) y OIML G1-104-en: 2009 (JCGM 104: 2009) "Guía para la Expresión de la Incertidumbre en las Mediciones", la cual sugiere desarrollar un modelo matemático que tome en cuenta los factores de influencia durante la calibración.

La Incertidumbre indicada no incluye una estimación de las variaciones a largo plazo.

La Incertidumbre de medición reportada se denomina Incertidumbre Expandida (U) y se obtiene de la multiplicación de la Incertidumbre Estándar Combinada (u) por el Factor de Cobertura (k). Generalmente se expresa un factor k=2 para un Nivel de Confianza de aproximadamente 95%.

Fin del Certificado de Calibración

F09-P11, V3

- Certificado de calibración: Equipo analizador de oxígeno (Hoja1/2)



SG NORTEC
EN NORMAS TÉCNICAS EMPLEADAS A LA CALIDAD S.M.A.

Página 1 de 2

CERTIFICADO DE CALIBRACIÓN SGFQ - 241 - 2022

1. CÓDIGO DEL CERTIFICADO	: SG-C-1417-22
2. ORDEN DE TRABAJO	: V5-1151-22
3. SOLICITANTE	: FIMA INDUSTRIAL SOCIEDAD ANONIMA CERRADA
4. DIRECCIÓN	: CAL. VÍCTOR ANDRÉS BELAUNDE NRO. 852, CARMEN DE LA LEGUA, PROV. CONST. DEL CALLAO, PROV. CONST. DEL CALLAO
5. INSTRUMENTO DE MEDICIÓN	: ANALIZADOR DE OXIGENO
TIPO DE GAS (ENTRADA)	: O ₂
AMPLITUD DE INDICACIÓN	: 1000 ppm
RESOLUCIÓN	: 1 ppm
MARCA	: ORBITAL SERVICE
MODELO	: PRO2 FOXY
TIPO DE INDICACIÓN	: Digital
PROCEDENCIA	: ALEMANIA
NÚMERO DE SERIE	: No Indica
CÓDIGO DE IDENTIFICACIÓN	: AOX-003 (*)
UBICACIÓN	: No Indica
6. FECHA DE CALIBRACIÓN	: 2022-08-01
7. FECHA DE EMISIÓN	: 2022-08-03
8. LUGAR DE CALIBRACIÓN	: Instalaciones de SG NORTEC S.R.L. - Laboratorio Físicoquímico

9. MÉTODO DE CALIBRACIÓN EMPLEADO
 La calibración se realizó por el método de comparación directa, tomando como referencia el procedimiento QU-012 "Procedimiento de calibración de detectores de Gas de uno o más componentes." del CEM de España.

10. OBSERVACIONES
 (*) Código indicado en una etiqueta adherida y/o grabado al instrumento.
 Flujo de gas utilizado es de 0,5 LPM.
 Este certificado se expide de acuerdo a las pruebas efectuadas según el procedimiento del fabricante.
 Los resultados indicados en el presente documento son válidos en el momento de la calibración y se refieren exclusivamente al instrumento calibrado, no debe utilizarse como certificado de conformidad de producto.
 SG NORTEC S.R.L. no se hace responsable por los perjuicios que pueda ocasionar el uso incorrecto o inadecuado de este instrumento y tampoco de interpretaciones incorrectas o indebidas del presente documento.
 El usuario es responsable de la recalibración de sus instrumentos a intervalos apropiados de acuerdo al uso, conservación y mantenimiento del mismo y de acuerdo con las disposiciones legales vigentes.
 El presente documento carece de valor sin firmas y sellos.





Ing. Andersson Mendoza Zuloeta
C.I.P. N° 245375
Supervisor de Laboratorio

F80-P11,V2

Av. Ramon Castilla N° 154, Urb. Playa Rímac, Callao 572-2630 572-1691
 PROHIBIDA LA REPRODUCCIÓN PARCIAL O TOTAL DEL PRESENTE DOCUMENTO

- Certificado de calibración: Equipo analizador de oxígeno (Hoja2/2)



SG NORTEC
SG NORMAS TÉCNICAS EMPLEADAS A LA CALIDAD S.R.L.

Página 2 de 2

CERTIFICADO DE CALIBRACIÓN


SGFQ - 241 - 2022

11. TRAZABILIDAD
Los resultados de la calibración realizada son trazables a la Unidad de Medida de los Patrones Nacionales e Internacionales en concordancia con el Sistema Internacional de Unidades de Medida (SI).

Estándar de Referencia	Unidad de Medida	Concentración	Precisión	P/N	Vencimiento	Trazabilidad
MIXTURA	% LEL ppm	10 (H ₂ S), 2,5 (CH ₄), 25 (CO), 50 (EX), 20 (O ₂).	± 10 %	Lot: 099056 ; Cyl: 33	Octubre 2023	RAE SYSTEMS 600-0050-055

12. RESULTADOS DE MEDICIÓN

Condiciones Ambientales	Inicial	Final
Temperatura	20,2 °C	20,1 °C
Humedad Relativa	57 %	57 %



Gas Patrón	Objetivo a Verificar	Incert. del Gas	Número de Lote	Mediciones			Incert. de la Medición
				1	2	3	
Oxígeno (O ₂)	20 ppm	10%	099056	20	20	20	0,8059 ppm


13. INCERTIDUMBRE
La Incertidumbre de medición reportada ha sido calculada de acuerdo con las Guías OIML G1-100-en: 2008 (JCGM 100: 2008) y OIML G1-104-en: 2009 (JCGM 104: 2009) "Guía para la Expresión de la Incertidumbre en las Mediciones (GUM)", la cual sugiere desarrollar un modelo matemático que tome en cuenta los factores de influencia durante la calibración.
La Incertidumbre indicada no incluye una estimación de las variaciones a largo plazo.
La Incertidumbre de medición reportada se denomina Incertidumbre Expandida (U) y se obtiene de la multiplicación de la Incertidumbre Estándar Combinada (u) por el Factor de Cobertura (k). Generalmente se expresa un factor k=2 para un Nivel de Confianza de aproximadamente 95%.

.....
Fin del Certificado de Calibración

F80-P11,V2

Av. Ramón Castilla N° 154, Urb. Playa Rímac, Callao 572-2630 572-1691
PROHIBIDA LA REPRODUCCIÓN PARCIAL O TOTAL DEL PRESENTE DOCUMENTO

- Certificado de calibración (fabricante): Equipo analizador de oxígeno



ORBITALSERVICE
THE FUTURE OF ORBITAL SERVICE


Operating instructions

PRO2 Foxy

7. Declaration of conformity

EC Declaration of conformity


EG-Konformitätserklärung – Déclaration de conformité
according to the European Union Machinery Directive 2006/42/EG dated 17.05.2006
for the




EG-Richtlinie
2006/42/EG

Oxygen Analyzer

Type of device: PRO2 foxy
article number: PRO2foxy100
serial number: XXXX



of the company



Orbitalservice GmbH
Kreuzdelle 13
D-63872 Heimbuchenthal

The undersigned hereby declares that the Oxygen Analyzer PRO2 plus Comfort conforms to the applicable fundamental health and safety requirements of the EC Directive due to its design and configuration.

In the event of changes to the system, which have not been authorised by ourselves, this declaration of conformity shall lose its validity.

The legal obligation of this EC-Declaration of Conformity only applies to the European Economic Area.

Applicable EC directives:


EC Machinery Directive:	2006/42/EC dated 17.05.2006
EC Low Voltage Directive:	2006/95/EC dated 12.12.2006
EMC Directive:	2004/108/EG dated 15.12.2004

Applied/Applicable harmonized European standards:

EN 14121/12100	- Risk assessment / technical safety equipment
EN 349	- Safety of machinery, minimum distances
EN 13849	- Safety-related parts of control systems
EN 60 204-1	- Safety of machinery; electrical equipment of machines; part 1: general requirements

Heimbuchenthal, 07th of January 2016

Orbitalservice GmbH
Kreuzdelle 13
D-63872 Heimbuchenthal
Tel. + 49 (0) 6092 82294-0
Fax + 49 (0) 6092 822940-09
E-Mail info@orbitalservice.de



Dirk Kunze
CEO

© 09/2015 Rev 1 / Subject to modifications!

Page 12

- Hoja técnica: Equipo medidor de oxígeno PRO2 foxy.



Medidor de oxígeno residual PRO2 foxy

THE FUTURE OF ORBITAL WELDING

DESCRIPCIÓN:

Este nuevo medidor de oxígeno residual se presenta como un medidor innovador, práctico y económico que trabaja con un sensor de zirconio duradero y resistente al desgaste. La gestión de la carga bien estudiada, así como los componentes instalados de alta calidad, convierten al dispositivo en un líder del mercado en su sector. Con el sensor de posición interno que puede girar la pantalla 180° también se activa la bomba y la calefacción del sensor agitando con fuerza lateralmente. Si el dispositivo no registra ningún valor de medición tras 10 minutos en funcionamiento, el dispositivo se apaga automáticamente. Así se protege la batería y la capacidad del sensor. El dispositivo se encuentra en una funda protectora de silicona resistente a los impactos. En la parte inferior incorpora un llavero para colgarlo, p. ej., de una tubería u otro objeto.

- Sensor de zirconio termorregulado, de 1000 ppm a 5 ppm
- Pantalla gráfica a color OLED 1"
- Adaptador de red 110 VCA-240 VCA
- Batería de iones de litio interna con 3,7 VCC, 4.300 mAh
- Bocina integrada libremente programable. (El dispositivo puede programarse a través de un adaptador bluetooth disponible de forma opcional en el ordenador o en cualquier teléfono móvil Android) Confirmación del valor de medición con valor de medición en verde en la pantalla OLED
- Manguera de gas de medición FPM especial más resistente a la difusión
- Disponible cable de carga para encendedor de automóvil (opcional)
- Sensor de posición a bordo. Si el dispositivo se gira, la visualización de la pantalla también se gira.
- Disponibilidad para mediciones de hasta 4 horas
- Listo para medir en aprox. 10 s.

DATOS TÉCNICOS:

- Alimentación eléctrica: Entrada: 100-240 VCA (50/60Hz)
- Salida: 12 VCC, 1000 mA
- Peso: 447 g (sin maletín)
- Dimensiones (La x An x Al): 145 mm x 85 mm x 48 mm
- Rango de aplicación: de 1000 ppm a 5 ppm





ORBITALSERVICE®
THE FUTURE OF ORBITAL WELDING

ORBITALSERVICE GmbH
Kreuzdelle 13
63872 Heimbuchenthal
(Alemania)

orbitalservice-group.com
info@orbitalservice.de
0049 6092 82294 0

- Hoja técnica: Equipo orbital de soldadura POLYSOUDE

OMU IV Open welding head
for welding of tube to tube joints, tube to elbow joints...

A range of modular standard welding heads, perfectly adapted to your needs

Advantages

- ▶ Productivity increase of more than one third
- ▶ Easy to use
- ▶ Challenging applications, even with delicate materials, can be welded
- ▶ Quick to set-up according to the workload making variations in production capacity trouble free
- ▶ Precision engineered assemblies for a lifetime of trouble-free service

Resulting from 50 years' experience in mastering welding technologies

General characteristics

- Encoder for position based control of the welding program
- Closed loop regulation to ensure precise, constant or pulsed welding speed
- Mechanical sensor for a constant distance between electrode and workpiece
- Welding torch with ceramic nozzle and gas lens for laminar gas protection
- Two interchangeable clamping systems (C and P):
 - C - Clamping shells per O.D. for precise and strong clamping, for heavy duty production, with water cooling for preheated tubes
 - P - Chuck clamping system: full range adjustable for frequent O.D. change
- On-board wire feeder for 1.5 kg spool or external POLYFIL wire feeder for 15 kg spool with wire accessories
- Precise and constant torch rotation by means of planetary drive
- Z-axis wire adjustment
- Motorized Arc-Voltage Control (AVC) and Torch Oscillation Control (TOC) for multi-pass welding of medium and heavy wall tubes

Associated Power Sources

- ▶ PS 164-2: 160 A "full inverter" constant speed power supply
- ▶ P4: 170 A "modular" portable programming by PC or touch control single phase power supply
- ▶ P6: 200 A "full application" programming by PC or touch control with Arc Voltage Control (AVC) and Torch Oscillation Control (TOC) three-phase power supply

Wire feeders

- ▶ Polyfil series: Universal portable wire feeders with remote processor

- Maletín con muestras soldadas para docencia.

Maletas donadas para docencia.
Incluye muestras soldadas realizadas para la investigación de la tesis.

Material de la tubería: 304L
Gas de protección en la raíz: Argón Birregado (UHP 5.0)

Material de la tubería: 316L
Gas de protección en la raíz: Argón Ultrapurum (UHP 5.0)

Material de la tubería: 304L
Gas de protección en la raíz: Nitrógeno Ultrapurum (UHP 5.0)

Material de la tubería: 316L
Gas de protección en la raíz: Nitrógeno Ultrapurum (UHP 5.0)