



**UNIVERSIDAD DE CONCEPCIÓN**  
**FACULTAD DE INGENIERÍA**  
**DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA DE MATERIALES**

**Estudio de la susceptibilidad a la corrosión  
intergranular de un acero inoxidable austenítico AISI  
304L laminado en frío sometido a proceso de soldadura  
arco eléctrico TIG**

*Diego Alejandro Latorre Morales*

Informe de Memoria de Título para optar al título de:

**Ingeniero Civil de Materiales**

Profesor Patrocinador: **Dr. David Rojas Jara**

Ingeniero Asesor: **Dr. Jesús Ramírez Briceño**

**Enero 2024**

**Concepción, Chile**

Se autoriza la reproducción total o parcial, con fines académicos, por cualquier medio o procedimiento, incluyendo la cita bibliográfica del documento.

## **AGRADECIMIENTOS**

En primer lugar, agradezco a mis familiares cercanos en especial a mis padres Ana Morales y Leonardo Latorre por el apoyo por parte de todo ellos durante toda esta etapa de forma incondicional en lo valórico, económico y emocional y también en las decisiones que he tomado a pesar de las erróneas como la inclinación a esta carrera.

También agradezco a los profesores Dr. Juan Pablo Sanhueza, Dr. Jesús Ramírez y ex profesores del Departamento de Ingeniería de Materiales Dra. Marta López por sus conocimientos y ayuda en mi periodo universitario y al Dr. Raúl Benavente por darme la oportunidad de ser integrante del honorable Coro de Ex alumnos Lycée Charles De Gaulle de Concepción.

## Sumario

Los aceros inoxidable austeníticos son una de las mejores aleaciones en los distintos campos de las industrias alrededor del mundo por sus propiedades anticorrosivas, mecánicas y bajos costos de producción comparados con otros aceros inoxidable como el martensítico o dúplex. Además, posee una mejor soldabilidad como a diferencia de los aceros inoxidable ferríticos, por ende, también es el más usado en este campo. Sin embargo, realizar una buena soldadura in situ está siempre limitado por factores externos, desde lo administrativo hasta la falta de personal capacitado, dando como consecuencias a soldaduras deficientes y de mala calidad, lo que puede producir grandes consecuencias. Por esto, la necesidad de contratar profesionales capacitados y con altos conocimientos de los procesos de soldadura y de las propiedades de los materiales a soldar es de suma significancia.

La presente investigación se centró en el estudio del comportamiento de un acero inoxidable AISI 304L soldado, con el objetivo de evaluar la resistencia y susceptibilidad a la corrosión como las propiedades mecánicas en condiciones agresivas. Para esto, se soldó una placa acero inoxidable austenítico AISI 304L con laminación en frío a través de un procedimiento de soldadura TIG con el material de aporte AWS ER-308L. Se hizo una inspección visual, en el cual se encontró defectos como poros en el cordón de soldadura, exceso de material de aporte y contracciones. Posteriormente, se aplicó un tratamiento térmico de alivio de tensiones a 380°C por 4 horas y un tratamiento de sensibilizado a 650°C por 10 horas, definidas por las muestras A y B respectivamente del mismo material.

Para determinar las características del material, se realizaron diferentes técnicas de caracterización como microscopía óptica, difracción de Rayos X y microscopía electrónica de barrido y espectroscopía de dispersión de energía (SEM-EDS, por sus siglas en inglés). De los cuales se encontró una composición química y microestructura de austenita y ferrita delta. Además, la muestra A presentó martensita inducida por deformación por el laminado en frío. Por otro lado, la muestra B se halló precipitados de carburo de cromo  $M_{23}C_6$  debido al tratamiento térmico de sensibilización.

Posteriormente, se evaluó mediante técnicas electroquímicas la resistencia y cinética de corrosión a través del ensayo Curva de Polarización Potenciodinámica Cíclica (CPP) en solución de 3.5% NaCl para las muestras en condiciones con y sin cámara de niebla salina. Se demostró que las muestras sin cámara obtuvieron una mejor resistencia al presentar menores densidades de corriente y una mayor protección de pasivado. Sumado a esto, se aplicó el ensayo de Reactivación Potenciodinámica Electroquímica de Doble Bucle (DL-EPR, por sus siglas en inglés) en una solución de 0,05M  $H_2SO_4$  + 0,005M KSCN para medir el grado de sensibilización (%DOS, por sus siglas en inglés), donde B1MB obtuvo el más alto valor con un 16.75% debido a los precipitados  $M_{23}C_6$  y A1ZF presentó el más bajo con un 0.305% por la ausencia de los precipitados y mejor resistencia en la zona fundida por el material de aporte. En cuanto a las propiedades mecánicas, se realizó ensayo de tracción y macro dureza Vickers HV30, donde la muestra A sin el efecto de la prueba de cámara de niebla presenta una mayor resistencia a la tracción, límite

elástico y elasticidad, además de una mayor ductilidad aunque una menor dureza en comparación a la muestra B con cámara de niebla, lo que muestra que los precipitados de  $M_{23}C_6$  y el ambiente salino afecta de mayor manera a las propiedades mecánicas que la martensita inducida por deformación.

## Índice

1. Introducción .....	1
2.Estado del arte.....	3
2.1 Aceros Inoxidables.....	3
2.1.1 Descripción General.....	3
2.1.2 Clasificación.....	4
2.1.3 Acero Inoxidable Austenítico AISI 304L .....	7
2.2 Corrosión.....	10
2.2.1 Introducción .....	10
2.2.2 Definición y clasificación .....	10
2.2.3 Corrosión Localizada .....	13
2.2.4 Técnicas Electroquímicas de corrosión .....	13
2.2.5 Tipos de Corrosión Localizada .....	15
2.2.6 Corrosión Intergranular en los aceros inoxidables austeníticos.....	17
2.2.7 Factores que inducen a la corrosión intergranular.....	17
2.2.8 Tratamiento y prevención ante la corrosión intergranular.....	19
2.3 Soldadura por Fusión .....	20
2.3.1 Fundamento de la Soldadura Arco Eléctrico .....	20
2.3.2 Equipo estándar de Soldadura Arco Eléctrico .....	22
2.3.3 Soldadura TIG (GTAW) .....	22
2.3.4 Parámetros y variables del proceso TIG.....	23
2.4 Hipótesis .....	27
2.5 Objetivos Generales .....	27
2.6 Objetivos Específicos .....	27
3. Procedimiento Experimental.....	28
3.1 Etapa 1. Diseño, Soldadura y Tratamientos Térmicos.....	29
3.1.1 Dimensionado.....	29
3.1.2 Procedimiento de soldadura TIG .....	29
3.1.3 Ajustes aplicados post soldadura .....	33
3.1.4 Obtención de A y B .....	34

3.1.5 Tratamiento Térmico .....	34
3.2 Etapa 2. Caracterización .....	37
3.2.1 Preparación Metalografía y Microscopía Óptica .....	37
3.2.2 Microscopia Electrónica de Barrido .....	38
3.2.3 Difracción de Rayos X.....	39
3.3 Etapa 3: Resistencia a la Corrosión y Comportamiento Mecánico.....	39
3.3.1 Ensayos Corrosivos .....	39
3.3.2 Ensayos Mecánicos .....	43
4. Resultados y Discusiones .....	45
4.1 Análisis Químico .....	45
4.2 Evaluación de la soldadura e inspección visual.....	45
4.3 Análisis de Caracterización para la pieza A .....	48
4.3.1 Microscopia Óptica .....	48
4.3.2 Difracción de Rayos X.....	49
4.3.3 SEM-EDS y Mapeo .....	51
4.4 Análisis de Caracterización para la pieza B .....	53
4.4.1 Microscopia Óptica .....	53
4.4.2 Difracción de Rayos X.....	54
4.4.3 SEM-EDS y Mapeo .....	56
4.5 Análisis de la resistencia a la corrosión .....	60
4.5.1 Potencial de Circuito Abierto .....	60
4.5.2 Curva de polarización potenciodinámica .....	61
4.5.3 Reactivación potenciocinética electroquímica de doble bucle .....	64
4.6 Análisis Ensayos Mecánicos .....	66
4.6.1 Ensayo tracción.....	66
4.6.2 Ensayo de Dureza .....	67
5. Conclusiones.....	70
6. Referencias.....	72

## Índice de Ilustraciones

<b>Figura 1.</b> Familia de los aceros Inoxidables Austeníticos [7] .....	5
<b>Figura 2.</b> Microestructura AISI 304L base austenita [12] .....	8
<b>Figura 3.</b> Diagramas de fases Fe-Cr y Fe-Ni. a) Fe-Cr en % en masa y b) Fe-Ni en % en masa [13] .....	9
<b>Figura 4.</b> Celda Electroquímica [19] .....	12
<b>Figura 5.</b> Curva de Polarización Potenciodinámica para una muestra metal pasivo [27] .....	14
<b>Figura 6.</b> Grafico descriptivo de la técnica de corrosión DL-EPR [28] .....	15
<b>Figura 7.</b> Mecanismo de corrosión por picado en agua salina [30] .....	16
<b>Figura 8.</b> Formación de $M_{23}C_6$ y distribución del cromo en porcentaje entre la matriz y límites de granos [21] .....	17
<b>Figura 9.</b> Diagrama TTS del acero inoxidable austenítico [20] .....	18
<b>Figura 10.</b> Curvas de inicio para la formación de $M_{23}C_6$ en un acero austenítico (18%Cr-8%Ni) a distintos porcentajes de carbono [35] .....	19
<b>Figura 11.</b> Esquema de la zona de soldadura por fusión [40] .....	21
<b>Figura 12.</b> Componentes del equipo de soldadura estándar [6] .....	22
<b>Figura 13.</b> Esquema del equipo de soldadura de arco TIG [43] .....	23
<b>Figura 14.</b> Efectos del tipo de corrientes y polaridades empleados en un proceso de soldadura TIG. a) CC con polaridad directa. b) CC con polaridad inversa. c) CA con ambas polaridades [44] .....	24
<b>Figura 15.</b> Dimensiones y afilado del electrodo para CC polaridad directa [47] .....	25
<b>Figura 16.</b> Esquema resumen del procedimiento experimental .....	28
<b>Figura 17.</b> Proceso de corte en plancha AISI 304L para obtención de muestras experimentales .....	29
<b>Figura 18.</b> Esquema de las dimensiones del talón y bisel de las piezas a soldar .....	30
<b>Figura 19.</b> Modelo dispositivo Fronius Transpocket 150 aplicado en soldadura TIG .....	31
<b>Figura 20.</b> Esquema de los cordones de relleno y la unión de tipo V en vista transversal .....	32
<b>Figura 21.</b> Seccionamiento de las piezas A y B para ensayos. a) Pieza A con tratamiento térmico de alivio de tensiones de 380°C por 4 horas y b) Pieza B con tratamiento térmico de sensibilización a 600°C por 10 horas .....	34



<b>Figura 22.</b> Diagrama de las distintas etapas sometidas las piezas A y B.....	35
<b>Figura 23.</b> Aplicación del pasivado y desoxidación de la pieza A. a) Gel pasivante con base ácido nítrico y b) Remoción del oxido de la superficie.....	36
<b>Figura 24.</b> Montaje de tipo caliente por compresión. a) Equipo de prensa de montaje automática y b) Muestras de las piezas A (izquierda) y B (derecha) montadas en baquelita resultantes.....	37
<b>Figura 25.</b> Pulidora Metalográfica Mecatech 264 .....	38
<b>Figura 26.</b> Microscopio óptico Leica DMI8 M.....	38
<b>Figura 27.</b> Probetas y placas de pieza A y B correspondientemente para ensayo de cámara de niebla salina.....	42
<b>Figura 28.</b> Piezas A y B montadas en la cámara de niebla salina.....	42
<b>Figura 29.</b> Esquema y diseños de las probetas A y B para ensayo de tracción. a) Esquema diseño de las probetas, b) Tres probetas muestra A y c) Tres probetas muestra B .....	44
<b>Figura 30.</b> Piezas AISI 304L soldada por proceso TIG. a) Vista planta, b) Vista cara posterior y c) Vista alzada.....	46
<b>Figura 31.</b> Inspección visual de procedimiento de soldadura. a) Cordón horizontal, b) Condón vertical y c) Vista transversal .....	47
<b>Figura 32.</b> Microestructura de las piezas A. a) Inclusiones no metálicas, sin ataque químico x100 aumento, b) y c) Zonas de MB con ataque químico x100 y x500 aumento respectivamente, d) Zona ZAT de la soldadura con ataque químico x200 aumento y e) y f) ZF de la soldadura con ataque químico x200 y x500 respectivamente.....	49
<b>Figura 33.</b> Difracción de Rayos X para la muestra A .....	50
<b>Figura 34.</b> MEB para muestra A1. a) MB, b) ZAT y c) ZF.....	52
<b>Figura 35.</b> Mapeo de la muestra A de ZF en función al elemento de interés. a) Cr, b) Fe y c) Ni 53	
<b>Figura 36.</b> Microestructura de las piezas B. a) Inclusiones no metálicas x100 aumento, b) y c) Zona de metal base con ataque químico x100 y x500 aumento respectivamente, d) Zona ZAT de la soldadura con ataque químico x200 aumento y e) y f) Zona fundida de la soldadura con ataque químico x200 y x500 aumento respectivamente .....	54
<b>Figura 37.</b> Difracción de Rayos X para la muestra B .....	55
<b>Figura 38.</b> MEB para muestra B1. a) MB, b) ZAT y c) ZF.....	57
<b>Figura 39.</b> Mapeo para la muestra B de MB. a) C, b) Cr, c) Fe y d) Ni.....	58
<b>Figura 40.</b> Mapeo para la muestra B de ZF. a) C, b) Cr, c) Fe y d) Ni.....	58

<b>Figura 41.</b> Diagrama de Schaeffler-Delong para el cálculo de las fases en el cordón de soldadura para un AISI 304L con material de aporte ER-308L [88].....	60
<b>Figura 42.</b> Estabilización del potencial en OCP de las muestras A y B en solución 5% NaCl a 1 hora. a) 1 Sin cámara de niebla. b) Con cámara de niebla .....	61
<b>Figura 43.</b> Ensayos de CPP de las muestras A y B en solución de 5% NaCl. a) Sin cámara de niebla y b) Con cámara de niebla.....	62
<b>Figura 44.</b> Curva de ensayo DL-EPR para las muestras A1 y B1 en zona MB y ZF.....	65
<b>Figura 45.</b> Ensayo de tracción por las curvas de deformación de las muestras A y B. a) Con cámara de niebla y b) Sin cámara de niebla .....	66
<b>Figura 46.</b> Ensayo de macro dureza HV 30 de las muestras A y B. a) A, b) B y c) Comparación entre ambas.....	68

## Índice de Tablas

<b>Tabla 1.</b> Composición química del AISI 304L según norma ASTM A240/240M [11] .....	7
<b>Tabla 2.</b> Propiedades mecánicas del AISI 304L según norma ASTM A240/240M [11] .....	7
<b>Tabla 3.</b> Clasificación electrodos para la soldadura TIG según la norma AWS A5.12/A5.12M [46] .....	25
<b>Tabla 4.</b> Parámetros para el procedimiento de soldadura TIG para la unión de las piezas de acero AISI 304L .....	30
<b>Tabla 5.</b> Propiedades químicas y mecánicas del material de aporte [51], [52].....	33
<b>Tabla 6.</b> Condición y nomenclatura de las zonas representativas de las muestras A y B para los ensayos de corrosión .....	40
<b>Tabla 7.</b> Parámetros del ensayo cámara de niebla salina .....	42
<b>Tabla 8.</b> Composición química de la muestra objetivo .....	45
<b>Tabla 9.</b> Determinación de los parámetros de red respecto las fases en la muestra A.....	51
<b>Tabla 10.</b> Composición química de las zonas ZAT y ZF de la muestra A por EDS .....	52
<b>Tabla 11.</b> Determinación de los parámetros de red respecto las fases en la muestra B.....	55
<b>Tabla 12.</b> Composición química de las zonas MB, ZAT y ZF de la muestra B por EDS .....	57
<b>Tabla 13.</b> Valores de potenciales en los puntos de interés de los gráficos CPP.....	63
<b>Tabla 14.</b> Densidad y velocidad de corrosión de las muestras A y B con y sin cámara de niebla. .....	64
<b>Tabla 15.</b> Cálculo del DOS (%) para las muestras A y B MB y ZF con y sin cámara de niebla. ....	65
<b>Tabla 16.</b> Resultados de los ensayos de tracción y para la muestra A y B con y sin cámara niebla .....	67
<b>Tabla 17.</b> Valores de macro dureza Vickers en las zonas MB, ZAT y ZF de las muestras A y . ....	68
<b>Tabla 18.</b> Promedio de dureza en escala HV30 y HRb de las muestras A y B .....	69

## Abreviaciones

AISI: American iron and steel institute (Instituto Americano de Hierro y Acero).

UNS: Unified numbering system (Sistema de Numeración Unificado).

ASTM: American Society for Testing and Materials (Sociedad Americana de Pruebas y Materiales).

NACE: National Association of Corrosion Engineers (Asociación Nacional de Ingenieros de la Corrosión).

FEPA: European Federation of Abrasive Producers (Federación Europea de Productores Abrasivos).

SMAW: Shielded metal Arc Welding (Soldadura Manual de Metal por Arco).

MIG: Metal Inert Gas (Gas Inerte Metálico).

MAG: Metal Active Gas (Gas Activo Metálico).

GMAW: Gas Metal Arc Welding (Soldadura por Arco Metálico con Gas).

TIG: Tungsten Inert Gas. (Gas Inerte Tungsteno).

GTAW: Gas Tungsten Arc Welding (Soldadura por Arco de Tungsteno con Gas).

CC: Corriente Continua.

CA: Corriente Alterna.

AWS: American Welding Society (Sociedad Americana de Soldadura).

SEM: Scanning Electron Microscopy (Microscopía Electrónica de Barrido).

EDS: Energy Dispersive X-ray Spectroscopy (Espectroscopía de Rayos X de Energía Dispersiva).

MB: Metal Base.

ZAT: Zona Afectada Térmicamente o ZAC: Zona Afectada por el Calor.

ZF: Zona Fundida.

A1: Pieza soldada de Acero Inoxidable Austenítico AISI 304L con Tratamiento Térmico de Alivio de Tensiones sin Cámara de Niebla Salina.

B1: Pieza soldada de Acero Inoxidable Austenítico AISI 304L con Tratamiento Térmico de Sensibilización sin Cámara de Niebla Salina.

A2: Pieza soldada de Acero Inoxidable Austenítico AISI 304L con tratamiento térmico de Alivio de Tensiones con Cámara de Niebla Salina.

B2: Pieza soldada de Acero Inoxidable Austenítico AISI 304L con Tratamiento Térmico de Sensibilización con Cámara de Niebla Salina.

$\gamma$ : Fase Austenita.

$\delta$ : Fase Ferrita delta.

$\epsilon$ : Fase Martensita Inducida por Deformación.

$M_{23}C_6$ : Carburo de Cromo.

FCC: Face Centered Cubic (Cúbico Centrado en las Caras).

BCC: Body Centered Cubic (Cúbico Centrado en el Cuerpo).

HC: Hexagonal Compacto.

PSE: Product of Strength and Elongation (Producto de Fuerza y Elongación)

## 1. Introducción

Los métodos de soldadura que se implementan hoy en día, son trabajados mediante varios tipos de procedimientos (WPS) que ayudan al soldador a elaborar una buena aplicación, con el fin de resguardar la seguridad de las personas y para que los materiales soldados presenten una buena calidad, cumpliendo así de forma correcta su ciclo de vida útil preestablecida. Este mercado de soldadura está creciendo cada vez, donde estudios afirman que se valora en 28.5 billones de dólares hasta el 2020 y que esto crecerá de la misma manera en los cinco años próximos [1].

Dentro de este ámbito, las grandes industrias intentan modernizarse optando en invertir en nuevas investigaciones y tecnologías que automaticen los procesos de soldadura a través de la integración de la robótica en el rubro [2]. Actualmente se ha comenzado a masificar el sistema de cooperación entre humanos y robots en las industrias manufacturadas, reduciendo los accidentes, mayor flexibilidad, promover una mejor calidad del producto y la producción de la misma [3], [4]. Sin embargo, este sistema en los procesos de soldadura presenta un elevado costo para la mayoría de las pequeñas y medianas industrias que no pueden adquirirlos, por lo que siguen con el sistema manual tradicional de soldadores e inspectores. Por otro lado, estos procedimientos de soldadura que se desarrollan en las industrias a veces son deficientes y no cumplen con las normas que se recomiendan debido al factor humano, y por ello, ocurren una serie de inconvenientes como la falta de experiencia del soldador y la escasez de recursos e insumos que se requieren, y a pesar de esto, las empresas realizan de igual manera las ejecuciones de soldado, dando como consecuencia la aparición de defectos e imperfecciones en la microestructura y propiedades de los materiales, lo que ocasiona en peor de los casos fallas catastróficas.

Cuando se presenta estos defectos en la soldadura, el personal de mantención se enfoca en resolver desde un punto de vista mecánico y de carácter superficial, donde no siempre se logra obtener un análisis eficiente, por lo que en varios casos se debe contratar empresas externas especializadas que investiguen de forma detallada el problema.

Por lo anterior, la necesidad de adquirir ingenieros que posean altos conocimientos que aporten a un mejor análisis sobre los defectos que se presentan los materiales después de un procedimiento de soldadura, en función cambios en las propiedades mecánica y de corrosión es de suma importancia.

El estudio que se intenta llevar a cabo en esta memoria, consiste en replicar las posibles condiciones que se presenta en las industrias, bajo la realización intencional de un deficiente procedimiento de soldadura GTAW. Para esto, se seleccionó una placa de acero AISI 304L, debido a que es el acero inoxidable más utilizado en la industria y en el mercado por sus diversas aplicaciones, entre ellas en los procesos de soldadura por sus excelentes propiedades de resistencia a la corrosión. Lo siguiente será analizar y comparar los resultados entre dos piezas del mismo material sometidos a distintos tratamientos térmicos: uno será sensibilizado

intencionalmente a 650°C por 10 hora y el otro se le aplicará un tratamiento térmico de alivio de tensiones a 380°C por 4 horas. Para realizar un mejor análisis, se adicionó las condiciones ambientales agresivas, simuladas en una cámara de niebla salina. Esto conlleva en obtener no solo análisis mecánicos como de dureza o tracción, sino de agregar un análisis metalográfico y de comportamiento frente a la corrosión en el material con el fin de que ayuden a comprender de manera detallada las fallas ocurridas después de una soldadura deficiente.

De esta forma, con los análisis de caracterización, ensayos mecánicos y corrosivos se podrá comparar los resultados y generar conciencia sobre la importancia en realizar una soldadura de manera correcta.

## 2.Estado del arte

### 2.1 Aceros Inoxidables

#### 2.1.1 Descripción General

Los aceros inoxidables, a diferencia de los aceros al carbono, son materiales de alta aleación cuya principal característica es ser resistentes a la corrosión frente a las condiciones de la atmósfera y altas temperaturas. Esta propiedad se debe a los elementos que componen la microestructura, en el cual, el cromo es el más importante. El porcentaje mínimo de cromo que deben tener estas aleaciones para obtener la cualidad de ser inoxidable es del 11%. Además, la calidad y propiedades mejoran al adicionar aleantes como el níquel, manganeso, silicio, molibdeno entre otros, como mayor soldabilidad, resistencia a la tracción, tenacidad, etc. [5] . El cromo es el elemento esencial para dar a un acero la cualidad de ser resistente a la corrosión y oxidación, esto es posible por la capacidad de generar una capa protectora de óxido en el área superficial y lograr aislar al acero de los agentes corrosivos al presentar contacto con ella [6].

Las diferencias de propiedades que presenta los aceros inoxidables van a depender del tipo y la cantidad de porcentaje de elementos que presentan, existiendo varios tipos de estos materiales, los cuales presentan distintas características y rendimientos para ciertas aplicaciones y condiciones de servicio.

El uso de los aceros inoxidables ha aumentado al pasar del tiempo, además de la gran variedad de aplicaciones en las plantas industriales como petroquímica, nuclear y alimenticia, además de su uso como perfiles, piezas automotrices, construcción, utensilios, etc. Por lo tanto, este material seguirá siendo uno de los aceros más importantes por sus beneficios a la vida cotidiana de las personas, cuidado al medio ambiente y sustentabilidad, por lo que cada vez su producción seguirá aumentando alrededor de todo el mundo [7], [8].

Su invento de manera accidental fue en el año 1913 por el británico Harry Brearley, desde ese momento, se produjo las primeras fabricaciones, pero al comienzo de la 1° Guerra Mundial, la producción de acero inoxidable se detuvo [9]. Su mayor crecimiento de la producción en el siglo XX y auge fue cuando varios países pudieron por sus propias cuentas construir acerías para poder producir este material a inicios de los años 80'. Asimismo, en los últimos años, la cantidad de producción de acero inoxidable a millones de toneladas aumentó significativamente. A principios de los años 80' y en el año 2020 se llegó casi a 51 millones de toneladas métricas, superando el triple de su producción en los últimos 20 años.



### 2.1.2 Clasificación

Como se mencionó anteriormente, los aceros inoxidable se clasifican según la cantidad de porcentaje de sus aleantes y fases presentes. Según los sistemas de identificación internacional como el Instituto Americano del hierro y acero (AISI: por sus siglas en inglés *American Iron and Steel Institute*) se pueden clasificar los aceros inoxidable como austeníticos, martensíticos, ferríticos, dúplex y endurecidos por precipitación basados en el tipo de tratamiento térmico.

#### Acero Inoxidable Austenítico

Corresponden a la familia de los AISI 300 y 200 (Cr-Ni-Mn). Son los aceros inoxidable más usados en el mercado con gran diferencia de los demás. Poseen entre un 18-20% de cromo y 8-12% de níquel, además elementos aleantes como silicio, manganeso, fósforo y azufre en menores cantidades que ayudan al acero obtener diferentes propiedades en distintos servicios, por ejemplo, el molibdeno en los aceros AISI 316 ayuda a aumentar la resistencia mecánica en caliente. No son magnéticos, aunque con trabajo en frío adquieren un cierto grado. Son resistentes al impacto y alta resistencia a la corrosión, gran tenacidad en altas y bajas temperaturas. No son endurecibles por tratamiento térmico, pero sí en frío, aunque de esta manera se puede dar la posibilidad de formar martensita, afectando a sus propiedades.

Los aceros más utilizados de esta serie son los AISI 304, 316 y 202 por su equilibrio en precio, confiabilidad y características para ciertas aplicaciones y requerimientos específicos. Por ejemplo, el AISI 304 presenta una buena resistencia a la corrosión y propiedades mecánicas en general, sin embargo, el AISI 316 al presentar molibdeno, lo que hace mejor resistente a corrosiones localizadas que el AISI 304 pero es más costoso [10].

En la **Figura 1** se puede ver esquemáticamente la familia de los aceros inoxidable austeníticos, en el cual se señala en cada cuadro la identificación AISI (parte superior) y UNS (parte inferior) y su diferencia de otros aceros. Como se mencionó anteriormente, la adición de nuevos elementos aportará al acero diferentes propiedades. Un ejemplo de esto, son los aceros AISI 316 (0.08 %C) y 316L (0.03 %C), donde se diferencian por el porcentaje de carbono y el AISI 316N al presentar nitrógeno tendrá mejores características mecánicas a altas temperaturas, resistencia al desgaste y a la corrosión intergranular y una mayor estabilidad de la fase austenita. Cabe destacar que estas diferencias de composición y adiciones dentro del mismo tipo son comunes en los demás aceros inoxidable como se ha señalado, ya que existen condiciones de servicios y ambientales en el cual se requiere que los aceros tengan las características y resistencias específicas de forma particular y mayor durabilidad.

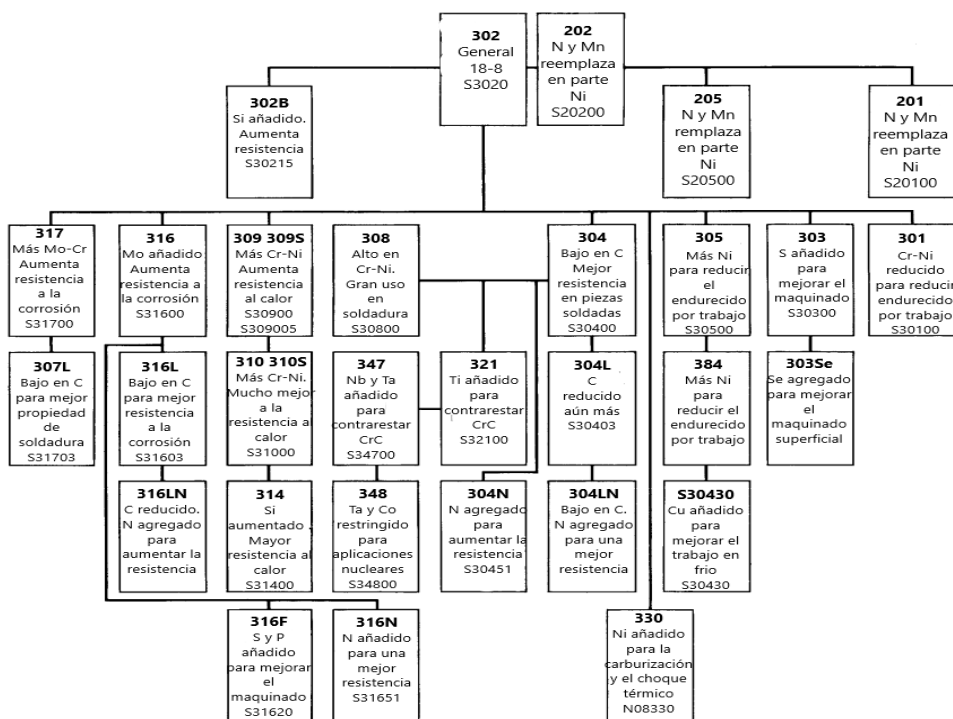


Figura 1. Familia de los aceros Inoxidables Austeníticos [10]

### Acero Inoxidable Ferríticos

Estos aceros son de la serie AISI 400, tienen entre un 10-30% de cromo y menos del 0.08% en carbono. Algunos aceros ferríticos pueden presentar silicio, molibdeno, aluminio y en algunos casos titanio para tener mejores características en particular. Como menciona su nombre, poseen principalmente una microestructura de fase ferrita, con un ordenamiento atómico tipo BCC. Son de carácter magnético, más baratos que los otros aceros inoxidables y son más utilizados en áreas de construcción, decoraciones y revestimientos. No pueden endurecerse mediante tratamiento térmico ni endurecimiento por trabajos en frío y, producto de su poca tenacidad, es más reducida por las características de la fase ferrita [11]. No presenta buena soldabilidad en piezas con mayores espesores de 5 mm por la falta de tenacidad y poca resistencia a altas temperaturas en comparación a los austeníticos.

El material más utilizado de esta serie es el AISI 430. Se utilizan en ciertas aplicaciones químicas debido a su resistencia al ácido nítrico por su alta protección a la corrosión y alta conformabilidad, además de presentar buenas propiedades mecánicas.

### Acero Inoxidable Martensíticos

La composición base es principalmente de cromo entre 10.5 - 18% y carbono hasta 1.2%. Son de la serie AISI 400 al igual que los aceros ferríticos. Presentan aceptables resistencias a la corrosión y pueden ser endurecibles por tratamientos térmicos formando estructura martensítica, por lo

que tiene una alta resistencia mecánica [3]. Se tiende a agregar azufre y selenio para mejorar la maquinabilidad. Son magnéticos y tienen poca soldabilidad. Especialmente aplicables para servicio a temperaturas elevadas, gracias a que mantienen su resistencia a la tracción y su límite de fluencia a temperaturas moderadamente elevadas, pero no superiores a los 475°C debido a la precipitación de fases secundarias como la fase sigma (fenómeno de fragilización).

Los aceros inoxidable martensíticos más usados son los AISI 403, 410, 416, 420 y 440 donde pueden ser utilizados en numerosas tareas como instrumentos quirúrgicos (AISI 420), tornillos y tuercas (AISI 410) o flechas para bombas y conectores (AISI 431).

### **Acero Inoxidable Dúplex**

Estos son de la serie AISI 400 y 500 y se definen como aceros inoxidables que presentan una estructura de dos fases: ferrita y austenita. Sus elementos con mayores cantidades son el cromo y el níquel. Pueden presentar mejores resistencias que los aceros inoxidables austeníticos, son usados en ambientes marinos, plantas petroquímicas, aguas salinas e intercambiadores de calor. Sus propiedades mecánicas en condiciones de recocido y sin endurecimiento se basan en la combinación de propiedades de las fases ferríticas y austeníticas. No son usados en temperaturas criogénicas.

Su aumento de demanda fue en los años setenta, debido a la escasez del níquel en ese periodo, por lo que el acero inoxidable austenítico fuera más costoso, esto hizo que se viera la opción de producir una mayor cantidad de aceros inoxidables dúplex para contrarrestar este problema.

### **Acero Inoxidables Endurecidos por Precipitación**

Estos aceros presentan varios tipos de clasificación, dado que algunas industrias privadas se los asignan por su propio patentado, sin embargo, la mayoría están bajo la clasificación ASTM con las letras iniciales "PH" seguido de "XX-Y", en el cual XX representa el porcentaje de cromo e "Y" el porcentaje de molibdeno. Tienen mayores cantidades de cromo, níquel y bajo contenido de carbono, además contiene mayor variedad de elementos aleantes como molibdeno, nitrógeno, niobio, aluminio y cobre entre otros dependiendo de uso al que se desea utilizar.

Su característica más destacada es presentar propiedades semejantes a los aceros austeníticos y martensíticos, dependiendo de la proporción de cromo y níquel, adquiriendo altas resistencias mecánicas y corrosivas, incluso mayores al acero austenítico en ciertos casos. Su mecanismo de endurecimiento por precipitación consiste en un tratamiento térmico de recocido o envejecimiento, esto va a depender de la formación de los compuestos intermetálicos en los granos que ayuden a obstaculizar el deslizamiento de dislocaciones. Estos aceros presentan altas durezas y tenacidad, obteniendo gran importancia en las industrias aeroespacial, química y nuclear [12].

### 2.1.3 Acero Inoxidable Austenítico AISI 304L

Desde el punto de vista general, el AISI 304L presenta una gran resistencia a la corrosión en muchos ambientes que presentan agentes corrosivos, no obstante, se debe tomar precauciones a los ataques corrosivos localizados, como la corrosión por picadura o bajo tensión que pueden ocurrir en ciertas condiciones. Tiene una buena resistencia a la oxidación hasta los 870°C de forma alternada y no sobre los 925°C en trabajo continuo, no se deben usar en el rango de temperaturas de sensibilización (427-816°C), aunque presentan mejores resistencias que el AISI 304 y alta resistencia a corrosión acuosa. Son endurecibles fácilmente, sin embargo, bajo a diseños de fabricación que requieran trabajo en frío, deben ser sometidos a un recocido de disolución previamente para aliviar tensiones y evitar posible agrietamiento en la etapa final de fabricación. Tienen buena maquinabilidad, aunque se debe ocupar lubricantes o refrigerantes para evitar concentración de calor en zonas particulares de la pieza dependiendo del tipo de servicio [13].

#### Composición química

En la **Tabla 1**, según la asignación internacional Sociedad Americana para Pruebas y Materiales (ASTM, por sus siglas en inglés), se observa su composición química de acuerdo a la norma ASTM A240/240M.

**Tabla 1.** Composición química del AISI 304L según norma ASTM A240/240M [14]

Composición (%)							
<i>C</i>	<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>S</i>	<i>P</i>	<i>Fe</i>
0.03	18-20	8-10.5	1	2	0.03	0.045	Balance

#### Propiedades Mecánicas

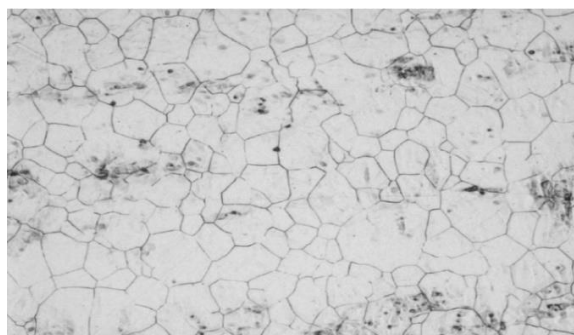
Análogamente, en la **Tabla 2**, se muestra las propiedades mecánicas del acero según la norma ASTM A240/240M.

**Tabla 2.** Propiedades mecánicas del AISI 304L según norma ASTM A240/240M [14]

Resistencia a la tracción		Resistencia a la fluencia		Elongación en 50 mm mínimo (%)	Dureza máxima		Flexión en frío
KSI	MPa	Ksi	MPa		Brinell HBW	Rockwell HRb	
70	485	25	170	40	201	92	No requerido

## Microestructura

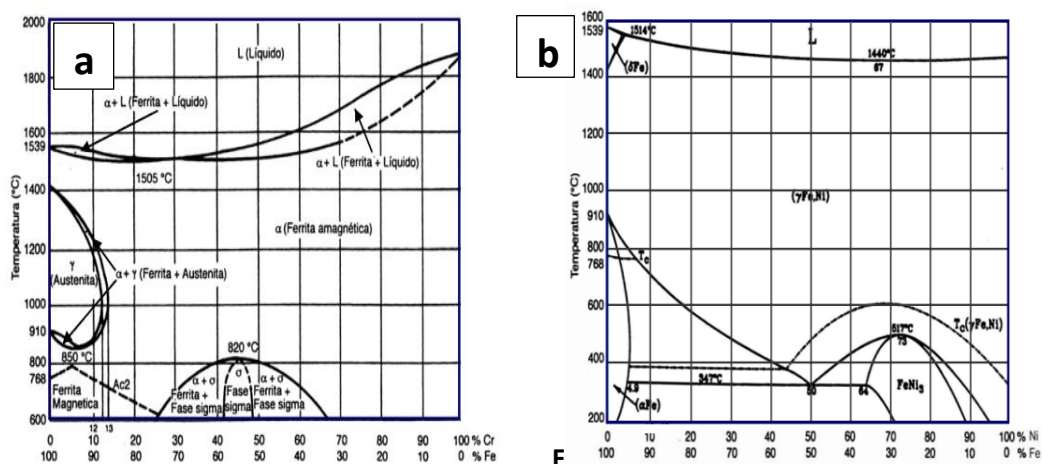
La microestructura se ve representada en la **Figura 2**, cuya fase principal es la austenita. La formación y estabilidad de esta fase se debe a los elementos aleantes conocidos como estabilizadores de la austenita (gammágenos), donde se puede caracterizar el níquel como el más importante. Si bien es cierto que el carbono y el nitrógeno son los elementos más estabilizadores de la austenita, incluso sus efectos son 30 veces mayores a la del níquel, pero están limitados sus porcentajes requeridos a la hora de adicionarlos debido a la aparición de propiedades indeseadas en el acero, como el aumento de la rigidez y baja ductilidad. La adición del manganeso es necesario para que la fase austenita sea más estable y evitar la transformación martensítica a bajas temperaturas.



**Figura 2.** Microestructura AISI 304L base austenita [15]

Por otra parte, el cromo está presente entre un 18-20% y es un estabilizante de la fase ferrita (alfágeno), aumentando su campo de existencia en el diagrama de fases del acero. En la **Figura 3** se muestra estos campos de las fases austenita y ferrita, donde en la Figura 3.a se puede ver en función del porcentaje de cromo este fenómeno y, a medida en que aumenta la cantidad de este elemento, el campo de la ferrita es cada vez mayor.

Volviendo a lo anterior, la adición del níquel produce el efecto contrario del cromo al ser gammágeno, la fase austenita comienza a ampliar como se puede verificar en la Figura 3.b. Por lo tanto, junto con la adición de más elementos gammágenos como el carbono y manganeso es la fase dominante a temperaturas de ambiente [16].



**Figura 3.** Diagramas de fases Fe-Cr y Fe-Ni. a) Fe-Cr en % en masa y b) Fe-Ni en % en masa [16]

Los aportes que brinda la fase austenita son: alta tenacidad incluso a bajas temperaturas, resistencia a altas temperaturas, mayor límite elástico respecto a los esfuerzos de tracción y ductilidad. Las propiedades físicas que presenta la austenita son una baja conductividad térmica y eléctrica en comparación a la fase ferrítica, pero mejor expansión térmica y carácter no magnético [17].

### Soldabilidad

El acero AISI 304L presenta muy buena soldabilidad, por lo que es uno de los que más se ocupa en el campo de la soldadura, siendo superior que el AISI 304 de su mismo tipo. El grado soldabilidad depende principalmente del bajo contenido de carbono en una microestructura, en el caso del AISI 304L presenta solo el 0.03%. La soldabilidad se puede describir como la resistencia que tienen los materiales en mantener sus propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión en la zona afectada por el calor (ZAC o ZAT). La conservación de estas propiedades está ligada a que el material mantenga su microestructura original antes del proceso de soldadura y, en el caso del AISI 304L, consiste en mantener su fase austenita. Para que el acero mantenga sus características después de la soldadura, dependerá no solamente de su grado de soldabilidad, sino que también del mismo proceso de soldadura, nivel de impurezas y dimensiones de la pieza, entre otras. Además, las situaciones en la práctica son más complejas, por lo que más adelante se describirá con mayores detalles.

### Aplicaciones

Los aceros austeníticos representan más del 70% del uso comercial de todos aceros inoxidables, debido a sus altas propiedades mecánicas, resistencia a la corrosión y de costos asequibles [18]. Las aplicaciones más usadas del AISI 304L son:

- Tuberías en intercambiadores de calor.
- Depósitos de reactores en industrias de alimentos, química, farmacéutica, marina o del papel.
- Cubiertos de ruedas.
- Equipos y utensilios de cocina.
- Perfiles para el área automotriz y aeroespacial.
- Piezas de fijación y acabado como chapas, tornillos, varillas y pernos.
- Instrumentos en el área de la salud como quirúrgicos y odontológicos.
- Electrodomésticos.
- HERRAJES para construcciones.
- Filtros de agua en industrias mineras.
- Transporte de materiales corrosivos de menor grado o idóneo

## **2.2 Corrosión**

### **2.2.1 Introducción**

La corrosión ha sido uno de los fenómenos que más han preocupado al mundo industrial debido al impacto negativo que genera en los equipos y herramientas al deteriorar sus propiedades, dejando inutilizables de forma permanente. Esto trae para las industrias consecuencias económicas y sociales, riesgos para salud y contaminación al medio ambiente.

Desde los periodos anteriores, se han gastado gran cantidad de recursos para combatir a los fenómenos de corrosión y gestiones de prevención. Se ha estimado que los costos directos por los daños de la corrosión oscilan entre los \$2.5 trillones de dólares, lo que equivale el 3.4% de PIB global, donde los costos se ven pagados principalmente en los sectores industriales como la minería, construcción y manufactura entre otros [19].

Las fallas de los materiales no solo dependen de la corrosión, sino también en las condiciones y tiempo de servicio, errores humanos, sobreesfuerzos y tensiones internas de la pieza que, combinados con la corrosión acelera el proceso de deterioro teniendo que ser reemplazado, lo que genera pérdidas de producción por paralizaciones de plantas. Es por esto que se ha desarrollado en el campo de la ingeniería profesionales especializados para tratar el tema de la corrosión a través de investigaciones sobre las causas que lo provocan, elaboración de diseños de mantención y mecanismos de protección y así prolongar en lo posible la vida útil del material.

### **2.2.2 Definición y clasificación**

Según las designaciones internacionales NACE/ASTM G192-12c, define a la corrosión como “La deteriorización de un material resultante de una reacción química o electroquímica con su entorno” [20]. En efecto, los materiales reaccionan con el medio que son expuestos, provocando a que ocurran reacciones químicas en la superficie, donde la cantidad de reacción y degradación

del elemento está en función del nivel de agresividad del medio corrosivo y del tiempo en contacto.

Desde otro punto de vista, la corrosión ocurre debido a la inestabilidad química que el material presenta con respecto al medio y para lograr una mayor estabilidad química y volver a su fase de menor energía, esta tiende a reaccionar. De todos modos, la energía requerida para retornar a su estado más natural va a depender de la cantidad de energía percibida por el medio, es decir, mientras más energía adquiere, más rápido será la transformación y las reacciones que se producen es de carácter irreversible. Por lo tanto, los estudios que se realizan de hoy en día se enfocan en proteger previamente el metal y/o controlar la velocidad de reacción de la corrosión [21]. Existen 2 tipos de clasificación de la corrosión.

### Corrosión Química

Ocurren en general en materiales cerámicos o polímeros y tienden a reaccionar químicamente con un medio líquido o gas de carácter no-iónico y es degradado hasta que se consume completamente. Ejemplos para este tipo son la corrosión a altas temperaturas, gases corrosivos como gasolinas, aceites, etc.

### Corrosión Electroquímica

Es la más importante a la hora de considerar, ya que la mayoría de los casos de corrosión provienen de este tipo. Se caracteriza por presentar un intercambio de electrones a través de un medio acuoso que los traslade y reaccione con soluciones de sales, ácidos o base [22]. Este tipo de fenómeno se les conoce como reacción oxido-reducción, en el cual, el metal se transforma en un agente reductor y el otro elemento un agente oxidante.

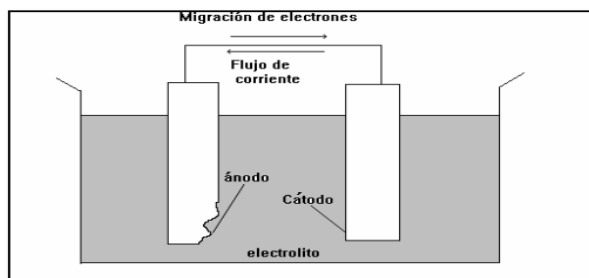
Este tipo de mecanismo de corrosión se puede demostrar en una celda electroquímica mostrado en la **Figura 4**, donde se definen las partes que la componen:

- **Ánodo:** Es el elemento metálico que sede sus electrones y se oxida, por lo tanto, es la parte que se corroe cambiando su estado metálico a ión catión junto con disolverse en el electrolito. Esto explica la pérdida de material o peso en el metal corroído.
- **Cátodo:** Es el elemento metálico que acepta los electrones del metal oxidado y se reduce.
- **Electrolito:** Es el medio generalmente acuoso donde viajan los electrones desde el ánodo hacia el cátodo a través de iones libres.
- **Conexión eléctrica:** Fuente de alimentación de energía eléctrica en volts conectado a una batería para acelerar el proceso de reacción.

Las ecuaciones (1) y (2), representan los fenómenos de óxido de y reducción respectivamente, donde  $M$  es un metal oxidado y  $e^-$  el electrón:







**Figura 4.** Celda Electroquímica [23]

La situación en que los metales tienden a oxidarse o a reducirse, está relacionado con el valor de la energía de Gibbs, que termodinámicamente muestra si una reacción química ocurre o no. Si este valor es negativo, significa que la reacción ocurrirá. De lo contrario, si es positivo, la reacción no ocurrirá y, si es cero, el sistema está en equilibrio. De todos modos, si hay un intercambio de iones entre los metales, quiere decir que la energía de Gibbs es negativa y hay una diferencia de potencial, y para que vuelva al equilibrio químico, la reacción debe ocurrir entre ambos agentes [24]. El diferencial de potencial se refiere a que los metales tienen distintos potenciales de electrones o electroquímicos, definiendo como la resistencia que tiene un metal a no querer corroerse o, en otras palabras, en ceder sus electrones. Para poder calcular el valor de potencial, se mide a través de una celda electroquímica, en el cual el metal y un electrodo de referencia inerte que transporta los electrones y se mide el diferencial de potencial entre ellos al observar el voltaje del circuito. El electrolito común de referencia es el hidrogeno por ser el más simple y si un metal difiere del valor de potencial del hidrógeno, se podrá medir la capacidad o el valor numérico del metal de resistir a la corrosión [25]. Si el potencial tiene valor positivo, significa que el metal tiende a mantener sus electrones los orbitales atómicos, teniendo el carácter catódico. En contraparte, si el metal cede sus electrones, su potencial es de magnitud negativo y tendrá el carácter anódico.

Esta relación de medición de voltajes en un circuito y el diferencial de potencial en un sistema cátodo-ánodo se puede relacionar con la fuerza electromotriz (fem) de las pilas y la ecuación (3) que relaciona estos conceptos es la ecuación de Nernst:

$$E = E^0 + \frac{0.0592}{n} \log(C) \quad (\text{ec.3})$$

Donde  $E$  es el potencial de electrodo,  $C$  es la concentración del metal en moles,  $n$  es el valor de la carga del ion metálico y  $E^0$  corresponde al potencial estándar medido con el electrodo de hidrógeno. La magnitud del valor de  $E$  dependerá de qué tan dispuesto está el metal en convertirse en agente catódico o anódico.

Por ejemplo, el litio es el más activo al dar sus electrones, por otro lado, el oro es el más noble en mantenerlos. Es por esta razón que el oro se mantiene en estado puro en la naturaleza al no

corroerse. El hierro es poco noble, tiene su potencial estándar relativamente positivo, de modo que en la mayoría de los medios va a corroerse [26]. En la naturaleza se lo encuentra como óxido de hierro por reaccionar con el oxígeno. Así, el hierro al transformarse en acero, necesita de un sistema de protección para que no pueda reaccionar con el oxígeno y evitar a que se corroa como es en el caso de los aceros inoxidable, donde el cromo se oxida al tener menos potencial estándar que el hierro. De esta manera, el acero queda aislado del ambiente y protegido al formarse una película de óxido de cromo en la superficie.

### **2.2.3 Corrosión Localizada**

La corrosión uniforme puede atacar de manera proporcional en la superficie de un metal, reduciendo de manera proporcional el espesor. Es el tipo de ataque menos dañina, ya que, en el mayor de los casos, el material no altera significativamente sus propiedades y puede seguir en operación, además facilita el cálculo de vida útil [24], [27]. Para los aceros inoxidable, el grado de corrosión es muy bajo al tener la facultad de pasivarse.

Por otra parte, el mecanismo de ataque de la corrosión también puede ser de carácter localizada y que, a diferencia de la uniforme, esta se presenta en zonas pequeñas preferenciales que son atacadas por agentes altamente reactivos. Este tipo es la más peligrosa y catastrófica para los aceros inoxidable, donde la película pasiva protectora se vuelve inestable y es penetrada por iones corrosivos [28], [29]. El tipo de propagación de esta corrosión suele ir hacia el interior del acero, produciendo fisuras que, en condiciones de esfuerzos mecánicos, puede ocasionar una falla catastrófica y en algunos casos es difícil de detectar o predecir. Es por esta razón que este tipo de corrosión es de las más riesgosa al producir accidentes fatales a niveles industriales y pérdidas humanas.

### **2.2.4 Técnicas Electroquímicas de corrosión**

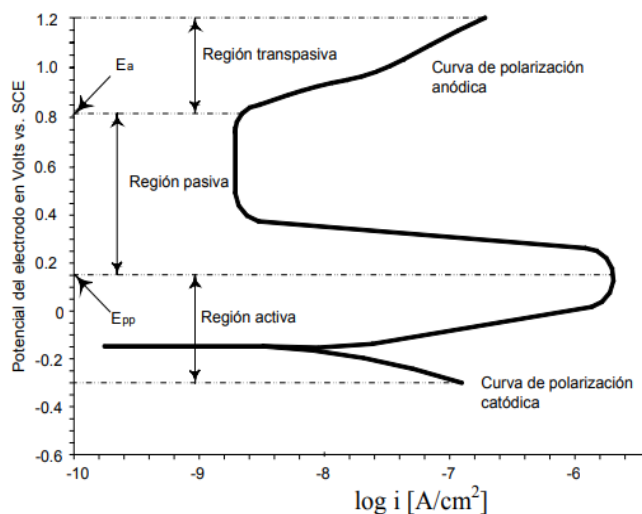
Como se mencionó anteriormente, los fenómenos de corrosión ocurren por reacciones catódicas y anódicas entre el metal y el medio a que se expone, del cual se produce un flujo de electrones debido por el diferencial de potencial.

Existen técnicas electroquímicas que se realizan en laboratorios a través de un potencióstato con el fin de estudiar los mecanismos de corrosión ya que brinda información de los mecanismos y cinética de reacción de estas y poder detectar con anticipación la presencia de agentes corrosivos ya que no es fácil detectarlo a simple vista. Se mencionarán a continuación dos métodos fundamentales que serán utilizados en este trabajo de investigación: Curva de Polarización Potenciodinámica (CPP) y Reactivación Potenciodinámica Electroquímica de Doble Bucle (DL-EPR).

### Curva de Polarización Potenciodinámica

La técnica consiste en polarizar la muestra en un medio agresivo aplicando un barrido de potencial para generar una densidad de corriente, con el fin analizar el comportamiento el material presente frente a la corrosión al formar una capa pasiva y la velocidad de corrosión luego de que esta se rompa por el barrido de potencial y la penetración sobre la capa por el agente agresivo[30].

En la **Figura 5** se puede observar las curvas Potencial (V) v/s Densidad de Corriente ( $A/cm^2$ ) de polarización potenciodinámica representativa de este ensayo, en el cual se ven zonas donde la densidad de corriente presenta distintos comportamientos de polarización al aumentar el potencial aplicado.



**Figura 5.** Curva de Polarización Potenciodinámica para una muestra metal pasivo [31]

En la figura se observan las siguientes regiones características:

- Región activa: Esta región es la primera en formarse, está constituido por las curvas de polarización catódicas donde se caracteriza en reducir la densidad de corriente hasta llegar al potencial de corrosión  $E_{corr}$ , y luego empieza a aumentar por las reacciones de corrosión, representada por la curva de polarización anódica que llega hasta el potencial de pasivación primaria  $E_{pp}$ , disminuyendo o manteniéndose constante la densidad de corriente. En este punto, se inicia la Región pasiva.
- Región pasiva: Como se mencionó, la densidad de corriente de esta zona disminuye o es constante a pesar de aumentar el potencial debido a que el material reacciona frente a la corrosión al formar una película pasiva de protección. En esta zona se puede evaluar los rangos de potenciales que puede resistir esta capa protectora hasta que se vuelve inestable al ser penetrada por el agente corrosivo. Este punto máximo se llama potencial de agotamiento  $E_a$  o potencial de ruptura  $E_{rup}$ .

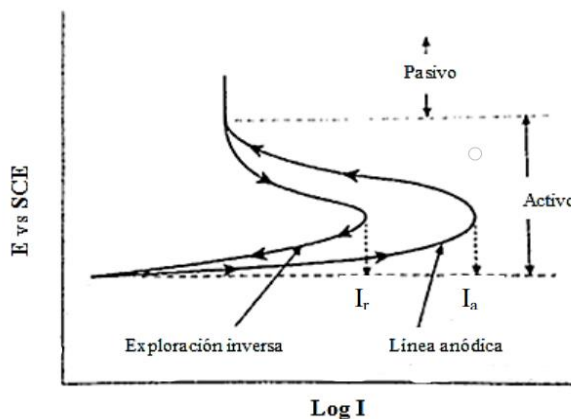
- c) Región traspasiva: La densidad de corriente nuevamente aumenta y la reacción anódica vuelve a ocurrir en el material debido al rompimiento de la capa pasiva.

El comportamiento de la curva obtenida en el ensayo va a depender de la capacidad de respuesta que tiene el metal frente a la corrosión, por lo tanto, la curva podría presentar zonas muy pequeñas o nula de pasivación y las densidades de corrientes muy altas o más desplazadas a la derecha del gráfico. O bien, puede tener la capacidad de repasivarse en la región de transpasividad, donde la densidad de corriente vuelve a reducirse después del barrido potenciodinámico cíclico al invertir el potencial.

### Reactivación Potenciodinámica Electroquímica de Doble Bucle (DL-EPR)

Este ensayo consiste en poder detectar en el metal regiones de sensibilización en los aceros inoxidable y es característico al mostrar de manera cuantitativa el efecto de la corrosión intergranular [32]. En la **Figura 6** se muestra una curva característica del ensayo DL-EPR, donde se aplica un potencial de polarización en dirección anódica hasta la repasivación al formar un pick máximo de la densidad de corriente llamado potencial de activación ( $I_a$ ). Luego se reinvierte la dirección del barrido, generando un pick llamado potencial de reactivación ( $I_r$ ). El cálculo del grado de sensibilización (%DOS, por sus siglas en inglés) se mide entre la relación ( $I_a/I_r$ ), indicado en la ecuación (4).

$$DOS(\%) = \frac{I_a}{I_r} \times 100\% \text{ (ec.4)}$$



**Figura 6.** Gráfico descriptivo de la técnica de corrosión DL-EPR [32]

## 2.2.5 Tipos de Corrosión Localizada

### Corrosión por Picadura

Un importante tipo de corrosión localizada es el picado. En la **Figura 7** se muestra un ejemplo de esto en un acero inoxidable sumergido en agua de mar compuesto de sales de ion cloro y sodio.

El primer paso del mecanismo de ataque es el desprendimiento de la película protectora de la superficie del metal que actúa como ánodo y la superficie cercana como cátodo, donde el metal se oxida mediante la reacción  $M \rightarrow M^{n+} + ne$ . Por otra parte, el agua de la superficie reacciona en contacto con el electrolito lleno de oxígeno generando la reacción catódica  $O_2 + 2H_2O + 4e \rightarrow 4OH^-$  para equilibrar el sistema. De este modo, el ion halógeno de cloro, al ser altamente reactivo, logra penetrar la superficie reaccionando con el metal en el fondo del área, con niveles de pH muy bajos por su acumulación, produciendo la reacción  $M^+Cl^- + H_2O \rightarrow MOH + H^+ + Cl^-$ . La presencia de iones  $H^+$  impide que la superficie se repase, por esto, el mecanismo continúa hasta la perforación del metal y su grado aumenta con el pasar del tiempo [33].

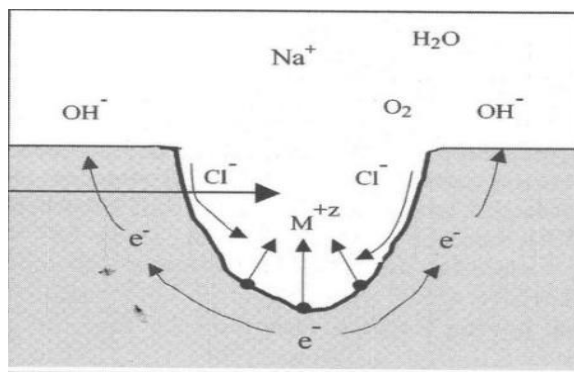


Figura 7. Mecanismo de corrosión por picado en agua salina [34]

### Corrosión Intergranular

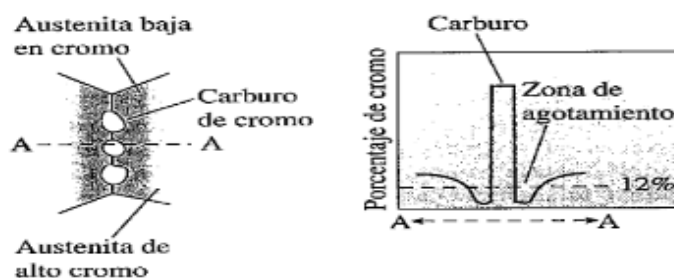
Este tipo de corrosión se caracteriza por tener un ataque de tipo localizada y preferentemente en las zonas cercana a los límites de grano, produciendo el desperfecto en la resistencia a la corrosión y de las propiedades del material al formar un cambio estructural de forma preferencial en los límites de granos y en las zonas adyacentes a estas.

Si bien este tipo de corrosión se puede presentar de carácter uniforme, de manera en que los límites de granos sean poco reactivos para que el material no reciba algún cambio considerable, por lo que podría seguir operando. Sin embargo, hay en condiciones que el ataque se produce de manera localizada y con mayor efecto, provocando que el material sea inutilizable y deba ser reemplazado. La corrosión intergranular afecta a materiales como los acero inoxidable austeníticos y ferríticos, aleaciones a base níquel, aluminio e incluso a metales puros, cambiando la composición química y su homogeneidad al haber precipitaciones de compuestos o segregación de soluto [24].

### 2.2.6 Corrosión Intergranular en los aceros inoxidable austeníticos

Los aceros inoxidable de la serie 300 de composición 18%Cr-8%Ni son susceptibles a este tipo de corrosión, principalmente por la formación de  $M_{23}C_6$  cuando son calentados entre los rangos de temperaturas 427-816°C y a cierta cantidad de tiempo, generando un fenómeno llamado sensibilización del material, lo que genera el empobrecimiento del cromo en las zonas adyacentes a los límites de granos, dejando a la región sin capa pasiva protectora, lo que aumenta la susceptibilidad a los ataques por agentes corrosivos que dañan a la microestructura de la austenita [35], [36].

En la **Figura 8**, se ve la formación de los carburos  $M_{23}C_6$  en el límite de grano, dejando a la zona de la matriz cercana escaso de cromo debido a que el elemento es más propenso a que reaccione con el carbono y se deposite en forma de compuesto en los límites de grano, quedando esta zona con mayor porcentaje de cromo en forma de carburos. Como la corrosión intergranular es de carácter localizada, el resto de la matriz mantiene su composición química normalmente. Sin embargo, con solo unas pequeñas zonas sean atacadas, es suficiente para que se produzca una falla en el material de manera considerable.

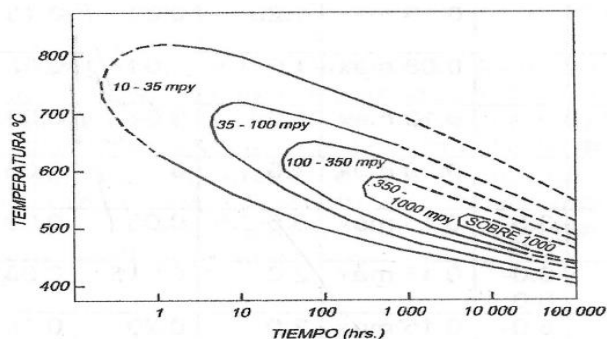


**Figura 8.** Formación de  $M_{23}C_6$  y distribución del cromo en porcentaje entre la matriz y límites de granos [25]

### 2.2.7 Factores que inducen a la corrosión intergranular

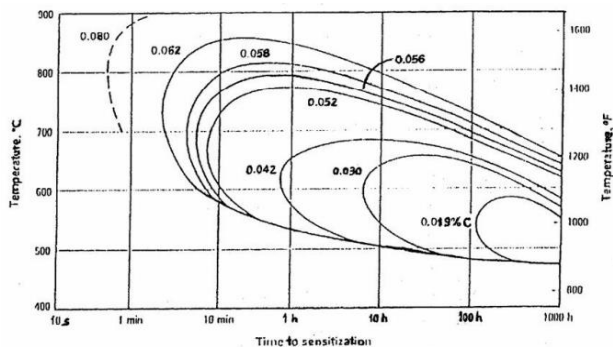
- Temperatura-Tiempo:** El rango de temperatura y tiempo en que se expone el metal es clave a la hora de determinar el grado de ataque producido en las zonas adyacentes a los límites de granos. La velocidad de corrosión cambia dependiendo del nivel de temperatura dentro del rango de sensibilización y del tiempo expuesto a esta. En la **Figura 9**, se ve el diagrama TTS (temperatura-tiempo-sensibilización) de un acero inoxidable austenítico común, donde la cantidad de material disuelto está medido en milésimas de pulgadas por año (mpy). La zona afectada está limitada por el rango de temperatura de sensibilización de entre 427°C y 816°C y disminuye con el paso del tiempo dado que la mayoría del cromo ya se transformó

en carburos, dejando zonas escasas de este elemento en la matriz. En los rangos 700-816°C, la velocidad de corrosión será mayor por la alta energía generada a estas temperaturas a diferencia en los 500°C, donde requiere mayor tiempo para que se produzca el ataque.



**Figura 9.** Diagrama TTS del acero inoxidable austenítico [24]

- Composición química:** Este tipo de corrosión está directamente relacionado con la composición química, dado que está caracterizado por la formación de carburo  $M_{23}C_6$ . Por ende, es fácil deducir que la cantidad de carbono que contenga el acero determinará el nivel o grado de sensibilización. Por lo tanto, a mayor porcentaje de carbono, mayor y será la corrosión intergranular [37]. Esto se observa en la **Figura 10** y es la razón en que se diseñaron aceros inoxidables con menos cantidad de carbono como el AISI 304L o 316L (ambos 0.03%C) para reducir la cantidad de  $M_{23}C_6$ . En aleaciones como el 316 que presenta molibdeno, ayuda a disminuir la precipitación de carburos. El níquel afecta negativamente ya que reduce la solubilidad del carbono en la matriz austenítica, facilitando la segregación de este incluso a menores temperaturas [38]. Una de las maneras para evitar la nucleación de  $M_{23}C_6$  es adicionar elementos que sean más afines al carbono como el Titanio y/o Niobio. En aleaciones que contienen nitrógeno como el 316N, que tiende a disolverse a mayores temperaturas y a la vez a precipitar a bajas temperaturas como nitruro de cromo ( $Cr_2N$ ), similar al mecanismo de precipitación de  $M_{23}C_6$ , pero la diferencia es que el nitrógeno tiene mayor coeficiente de difusión, por lo que difunde más rápido a los límites de granos.



**Figura 10.** Curvas de inicio para la formación de  $M_{23}C_6$  en un acero austenítico (18%Cr-8%Ni) a distintos porcentajes de carbono [39]

- **Tratamiento térmico:** Como la sensibilización depende de la temperatura y del tiempo, la exposición del material dentro de este intervalo puede generar este fenómeno a través un tratamiento térmico de enfriado lento como el recocido ya que, si no presenta los aleantes necesarios para una buena estabilización, el acero tenderá a fragilizarse [35]. Del mismo modo, si se desea calentar el acero inoxidable para cualquier tratamiento térmico, se debe hacer de manera rápida para evitar exponerlo el tiempo suficiente en este rango de temperaturas para no generar los precipitados de carburos  $M_{23}C_6$ .
- **Tamaño de grano:** La sensibilización aumenta en el acero con granos más grandes, debido a que se puede generar una mayor densidad de  $M_{23}C_6$  por unidad de superficie en los límites de granos dado a las exposiciones prolongadas a altas temperaturas de recocido [40].
- **Deformación en frío:** Un acero austenítico al someterse a deformaciones en frío, incrementa su energía potencial y se vuelven más inestables debido al cambio de la microestructura al pasar la austenita metaestable a fase martensita inducida por deformación. La concentración de deformaciones es más alta en los límites de granos, lo que aumenta la velocidad de corrosión. A mayores deformaciones en el acero, la energía potencial se incrementa en el interior del grano, lo que produce corrosión también en esta zona [41].

## 2.2.8 Tratamiento y prevención ante la corrosión intergranular

### Tratamiento térmico

El método más utilizado para eliminar los  $M_{23}C_6$  es a través del mecanismo de disolución de los carburos. Para ello, se calienta la pieza a temperaturas entre 1000-1120°C, a este rango los elementos del carburo se disocian y vuelven a ser solubles, luego se temple rápidamente en agua,



quedando el cromo en la austenita [42]. De esta manera no se da el tiempo necesario para la precipitación al pasar por el rango de sensibilización rápidamente.

En general, la mayoría de los aceros inoxidable austeníticos son elaborados comercialmente por este tratamiento. En el caso previo en que se deba soldar durante la fabricación, tendrá que ser templado y recocido para evitar alguna susceptibilidad.

El problema de este proceso es que resulta difícil para piezas o equipos de grandes dimensiones ya que es difícil lograr la homogenización total y la posible escasez de hornos con mayores tamaños.

### **Prevención**

Para prevenir la corrosión intergranular en un acero inoxidable austenítico, se debe considerar los siguientes puntos, donde algunos ya se mencionaron anteriormente:

- Reducir el contenido de carbono en la aleación para que sea más difícil la formación de carburos. Se puede seleccionar materiales bajo contenido carbono como el 304L, 316L o 317L, no obstante, se debe considerar en que son más costosos y baja oferta en el mercado.
- Durante los tratamientos térmicos, evitar en lo posible la exposición de la pieza a los rangos de temperaturas 427-816°C. Para esto, se debe calentar y enfriar rápidamente.
- Adicionar elementos como el titanio, tantalio y niobio que presentan una mayor afinidad química a diferencia del cromo con el carbono cuando se expone a temperaturas de sensibilización (si hay nitrógeno en la composición, se debe agregar mayores cantidades de titanio porque el nitrógeno es más afín con este). De esta manera, se evita la reacción del cromo con el carbono.
- Reducir el nivel de impurezas como el azufre y el fósforo (menor a 0.015%) para disminuir la posibilidad del ataque localizado.
- Existe un método con haz de láser llamado Fusión de superficies por láser, lo cual genera la redisolución de los carburos  $M_{23}C_6$  en la matriz través del fenómeno fusión superficial. Reduciendo así el grado de sensibilización [43].

## **2.3 Soldadura por Fusión**

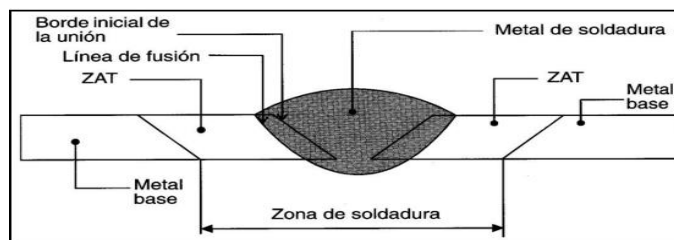
### **2.3.1 Fundamento de la Soldadura Arco Eléctrico**

Es el proceso en el cual dos piezas son unidas mediante el uso de altas concentraciones de calor, con el fin de fundir las superficies que están en contacto. Existen varios procesos de soldadura por fusión, como por ejemplo el más conocido es Soldadura por Arco Eléctrico, que provoca la fusión a altas temperaturas sobre de la zona del liquidus. Esta zona se llama zona de fusión y en

algunos procesos se requiere de un material de aporte que sirva de relleno para otorgar mejor resistencia y volumen [44].

Como se mencionó anteriormente, la soldabilidad es una propiedad del material y es inversamente proporcional a la templabilidad, esto último mide la capacidad de formar martensita desde la fase austenita en la zona afectada por el calor o zona ZAT. Esto va a depender de la composición química, precisamente de la cantidad de carbono. El porcentaje de carbono es fundamental de modo que, a mayor cantidad de carbono, menor es la soldabilidad y la tenacidad [45]. El proceso de soldadura depende fundamentalmente del tiempo requerido para fundir el metal versus la densidad de potencia dado que, si un metal requiere de un mayor tiempo para fundir, significa que la densidad de potencia es baja y viceversa. En la mayoría de los procesos de soldadura, se requiere de un material de aporte para la unión de dos piezas y en reforzar la soldadura, lo que brinda una mejor calidad y resistencia a través del cordón de soldadura que rellena los huecos entre las superficies de unión a través de la fusión de estos. Existen varios tipos y formas de materiales de aporte y va a depender de su composición química y resistencia mecánica, en los cuales deben ser similares a los del material base o de unión.

En la **Figura 11**, se observa un esquema de los conceptos ya mencionado relacionados entre sí. El metal de soldadura de aporte es depositado en la zona de unión de las piezas, produciendo la zona de fusión en el cordón de soldadura y la zona ZAT adyacente. La energía que se necesita para alcanzar temperaturas altas para la fusión, es a través de una fuente de alimentación eléctrica. Esta es generada por una máquina de corriente continua o alterna. El uso de la corriente continua es para procesos que se requiera mayor cantidad de calor en el terminal positivo que en el terminal negativo.

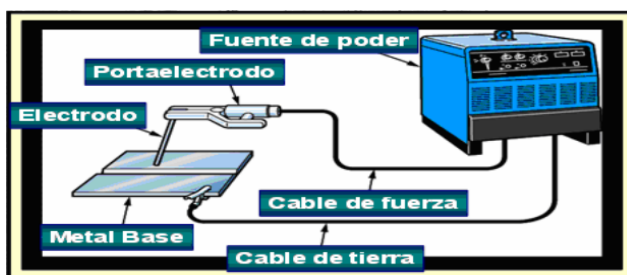


**Figura 11.** Esquema de la zona de soldadura por fusión [46]

En los aceros inoxidables austeníticos, la zona ZAT que se genera refleja un crecimiento de granos en los trabajos en frío, lo que aumenta la fragilización y la posibilidad de generar grietas. En esta zona precipita la fase ferrita en menor grado, lo que ayuda a detener el crecimiento de granos y el agrietamiento [47].

### 2.3.2 Equipo estándar de Soldadura Arco Eléctrico

Los tipos de soldaduras al arco eléctrico tienen sus diferencias bajo los procesos de soldaduras. Sin embargo, presentan en común ciertos elementos a la hora de unir piezas como se observar en la **Figura 12**. El proceso de soldadura ocurre mediante el suministro de corriente eléctrica por una fuente de poder, en el cual está encargado de regular los parámetros de voltaje y amperaje, esta energía pasa a través de dos cables que van conectados desde los terminales positivo y negativo de la fuente hasta el portaelectrodos y el cable de tierra. Las direcciones de la corriente van a depender tipo de corriente (alterna o continua).



**Figura 12.** Componentes del equipo de soldadura estándar [6]

### 2.3.3 Soldadura TIG (GTAW)

El método TIG es el más usado dentro de los procesos de soldadura para uniones de aceros inoxidable. Su característica más destacada es por el tipo de electrodos en base de tungsteno no consumible, además no siempre se necesita de un material de aporte que sirva de relleno, aunque sí en algunos casos como en piezas con grandes espesores sí lo requiere. El gas que preferentemente se ocupa es el argón por ser un gas inerte, lo cual es apropiado para la protección del arco y de la zona fundente para evitar impurezas y sobre todo el oxígeno o nitrógeno del ambiente en los aceros austeníticos [48].

En la **Figura 13**, aparece las partes del equipo, el galón de gas va directamente conectado con la antorcha que porta el electrodo, en el cual, pasa el flujo de gas por el interior de esta y al salir de la boquilla genera la capa protectora alrededor de la zona de fusión. El procedimiento puede aplicarse de manera manual, semiautomático o automático. En el caso de ser semiautomático, el operador es el que maneja la dirección y la velocidad de avance y en el caso automático, todos los parámetros son controlados por el equipo que debe ser programado y testeado previamente, esto beneficia en que el proceso no genere suciedad, impurezas ni escoria como también el uso de fundentes o flux. A su vez, el procedimiento facilita en todas las posiciones de soldado siendo cómodo para el soldador y evitar posibles imperfecciones.

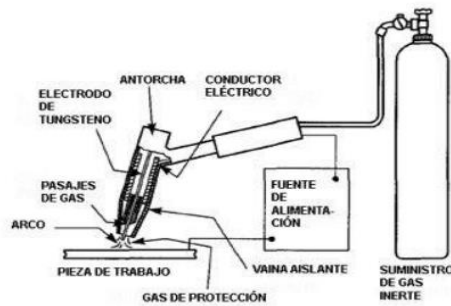
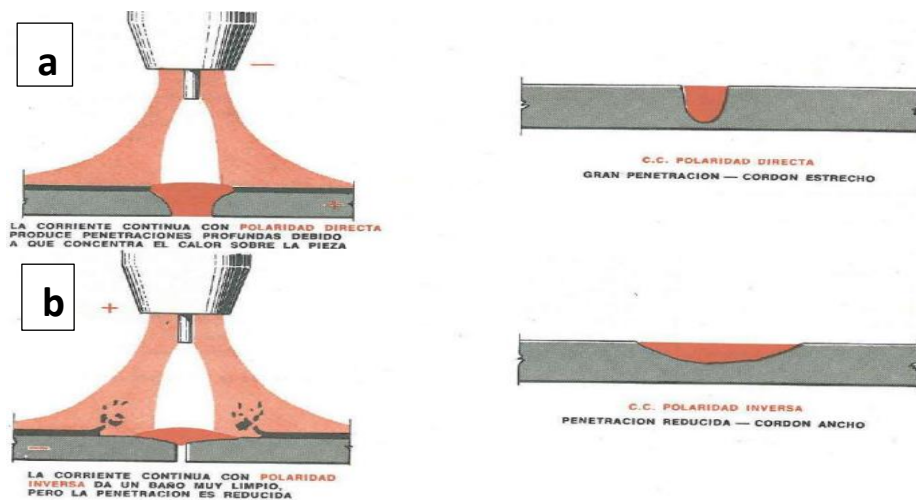


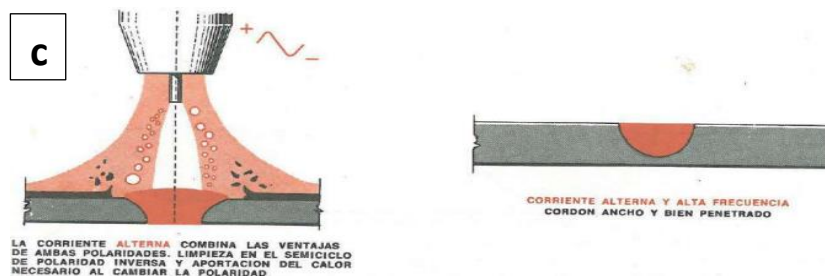
Figura 13. Esquema del equipo de soldadura de arco TIG [49]

### 2.3.4 Parámetros y variables del proceso TIG

#### Intensidad de corriente y polaridad

Para los metales, los tipos de corrientes y polaridad varía con el tipo de material, espesor y el proceso de soldadura en específico. Dentro de los generadores que se ocupan para un proceso de soldadura TIG, se puede utilizar tanto corriente continua o alterna (CC o CA respectivamente) con polaridad directa o inversa. En la polaridad directa, el flujo de electrones va desde el electrodo a la pieza y viceversa en polaridad inversa. Estos dos tipos de polaridades generan una gran cantidad de calor para la pieza y el electrodo, de modo que puede generar derretimiento de este último y contaminación. Para evitar el derretimiento, se emplea polaridad inversa con electrodos de espesores de mayor magnitud. Además, la polaridad es responsable del tipo de forma y dimensiones del cordón de soldadura. En la **Figura 14**, se señala los efectos de la CC y CA con distintas polaridades.





**Figura 14.** Efectos del tipo de corrientes y polaridades empleados en un proceso de soldadura TIG. a) CC con polaridad directa. b) CC con polaridad inversa. c) CA con ambas polaridades [50]

La polaridad directa, al ser más penetrante, da cordones más estrechos y profundos. En tanto la alterna da cordones poco profundos y anchos. El proceso TIG generalmente se usa para materiales con espesores intermedios y bajos (no más de 6.4 mm), debido a que la penetración no debe ser profunda para espesores menores a 1.5 mm, por lo que se recomienda corriente alterna. Para metales con espesores mayor a 1.5 mm, se usa CC con polaridad directa para brindar mejor penetración, rapidez y para que el calor quede en la pieza, de modo que se pueda usar electrodos de menores espesores. Por lo tanto, no es recomendable el uso de CC con polaridad inversa para soldadura TIG [50].

### Gas protector

Como se mencionó, el argón es el gas protector más usado, aunque también puede ser reemplazado por el helio o en algunos casos una mezcla de ambos. Otros tipos de gases no son recomendados ya que puede producir daños al electrodo de tungsteno, dado que se puede generar ciertos tipos de reacciones químicas como el oxígeno o el nitrógeno. El helio es recomendado para piezas con espesores mayor a 1.6 mm, ya que genera mayor poder calorífico en el flujo, y por ende mayor penetración [51]. En algunos casos, el argón se puede mezclar con oxígeno al 1%, lo que brinda buena coalescencia y deduce el socavado para espesores más grande en los aceros inoxidable, no obstante, aplicar mayores concentraciones de oxígeno sumado a lo que ya hay en el ambiente perjudicaría la unión. También se debe tomar precaución con la velocidad del flujo de gas, dado que puede ocurrir ciertas turbulencias y generar áreas desprotegidas donde los gases atmosféricos logran entrar a la zona de fusión y generar contaminación.

### Electrodos

Existe una gran variedad de electrodos con distintas composiciones y características que sirven en ciertos tipos de procesos de soldaduras. Para el caso TIG, en la **Tabla 3** se observa la clasificación de la normativa internacional Sociedad Americana de Soldadura (AWS: por sus siglas en inglés American Welding Society). Si bien la normativa muestra más electrodos clasificados,

se menciona los seis más recomendados para el proceso TIG. La adición del elemento torio aumenta la capacidad soporte de corriente, mantiene a menores temperaturas la punta del electrodo y brinda mejor estabilidad.

**Tabla 3.** Clasificación electrodos para la soldadura TIG según la norma AWS A5.12/A5.12M [52]

Clasificación AWS	Composición química (%)	Color de emisión
EWP	99.5 W – Otros óxidos	Verde
EWTh-1	98.3 W – (0.8 - 1.2) ThO <sub>2</sub>	Amarillo
EWTh-2	97.3 W – (1.7 - 2.2) ThO <sub>2</sub>	Rojo
EWTh-3	98.9 W – (2.8 - 3.2) ThO <sub>2</sub>	Violeta
EWZr-1	99.2 W – (0.15 - 0.5) ZrO <sub>2</sub>	Café
EWZr-8	99.2 W – (0.7 - 0.9) ZrO <sub>2</sub>	Blanco

Con respecto a las dimensiones del electrodo, el diámetro y la forma de la punta dependerá de la intensidad, tipo de corriente y polaridad. Por ejemplo, en la **Figura 15**, se muestra el diámetro  $D$  y la longitud  $L$  de la punta de un electrodo para una soldadura de CC con polaridad directa. En general,  $L$  debe ser 1.5 a 2 veces el valor del  $D$  y un ángulo de 45° y en caso de CC con polaridad inversa se va a requerir  $D$  mayores [53]. En el caso de CA, la punta debe estar afilada de forma semiesférica o redondeada. Además, la posición que debe tener el electrodo es de 90° o perpendicular a la unión para que no haya alteración en el flujo de gas protector a una distancia de 50 mm de la pieza.



**Figura 15.** Dimensiones y afilado del electrodo para CC polaridad directa [53]

### Material de aporte

En general, cuando los espesores de las piezas a unir son finos, no es necesario material de aporte, pero cuando son mayores, es necesario para evitar cavidades sin rellenar. Se pueden presentar de forma de varilla o alambre. Existe varios tipos de materiales de aporte en todos los procesos de soldaduras con sus respectivas composiciones químicas y propiedades químicas. En soldadura TIG, el material de aporte siempre debe tener una composición similar y su diámetro debe ser de igual espesor con el metal base.

### Velocidad de avance

La velocidad del desplazamiento del electrodo es inversamente proporcional al tamaño del cordón de soldadura, a mayores velocidades, menor es el tamaño del cordón. A medida que se aumenta la velocidad de avance, el aporte calorífico disminuye al igual que la fusión y el material

no será penetrado, dando una soldadura de poca profundidad [54]. Esto es más perjudicial para espesores más grandes, por lo que se debe controlar la velocidad del electrodo.

Gracias al estudio de los conceptos de los aceros inoxidable, corrosión y soldadura hasta ahora, se podrá obtener un mejor entendimiento a los hechos que ocurren en el día a día en el rubro de la soldadura y cómo esto se puede transformar en una amenaza para el entorno debido por el mal estado en que una pieza de acero inoxidable austenítico AISI 304L fue soldado y esto puede empeorar debido a las condiciones en que la pieza fue fabricado. Por lo tanto, en esta investigación se realizará ensayos de caracterización, corrosivos y mecánicos a dos muestras del mismo material soldado a distintos estados para comprender de mejor manera esta problemática.

## 2.4 Hipótesis

En un procedimiento de soldadura TIG de un acero 304L laminado en frío, la presencia de martensita inducida por deformación tiene un mayor efecto al comportamiento en la corrosión generalizada. En cambio, la presencia de carburos  $M_{23}C_6$  afectará selectivamente en la corrosión intergranular del acero.

## 2.5 Objetivos Generales

Evaluar la susceptibilidad de la corrosión intergranular en acero inoxidable austenítico AISI 304L laminado en frío sometido a procesos de soldadura por arco eléctrico TIG.

## 2.6 Objetivos Específicos

- 1) Diseñar y ejecutar un procedimiento de soldadura de arco eléctrico TIG a dos piezas de aleación AISI 304L.
- 2) Elaborar un tratamiento térmico a temperatura de 650°C (temperatura de sensibilización) y alivio de tensiones a 380°C.
- 3) Caracterización de la microestructura y precipitados mediante microscopía óptica (MO), Microscopía electrónica de barrido-Espectroscopía de energía dispersiva (SEM-EDS) y Difracción de rayos X (DRX).
- 4) Evaluar la resistencia a la corrosión intergranular y velocidad de corrosión a través del ensayo polarización potenciodinámica (CCP) y determinar el grado de sensibilidad mediante pruebas de doble reactivación electroquímica potenciocinética (DLEPR).
- 5) Analizar la influencia de la sensibilización del material sobre la respuesta mecánicas a través de ensayos mecánicos de tracción y macro dureza.
- 6) Evaluación de un medio agresivo mediante una prueba de cámara de niebla salina y desarrollar un análisis comparativo entre las muestras con y sin cámara de niebla a través del ensayo corrosivo CCP y ensayo mecánico de tracción indicado en 4) y 5).



### 3. Procedimiento Experimental

El estudio de la investigación se basó en la unión de dos aceros inoxidables AISI 304L laminado en frío mediante un proceso de soldadura de arco eléctrico TIG con la finalidad de evaluar el comportamiento mecánico y la resistencia a la corrosión intergranular. Se utilizaron dos secciones para ser soldadas entre sí y luego separarlas con un corte perpendicular al cordón, obteniendo las piezas A y B para luego aplicar los tratamientos térmicos de alivio de tensiones y sensibilización respectivamente. Después, con el fin de estudiar las propiedades del material soldado, se realizaron los estudios de caracterización, ensayos de corrosión y ensayo mecánico de macro dureza Vickers. Además, se realizó un estudio de corrosión acelerada en algunas secciones de las piezas bajo las condiciones ambientales de salinidad a través cambios en los comportamientos corrosivos y mecánicos frente a este medio agresivo por la técnica Curva de Polarización Potenciodinámica Cíclica (CPP) y ensayo mecánico de tracción. La **Figura 16**, se muestra en esquema el procedimiento.



**Figura 16.** Esquema resumen del procedimiento experimental

### 3.1 Etapa 1. Diseño, Soldadura y Tratamientos Térmicos

#### 3.1.1 Dimensionado

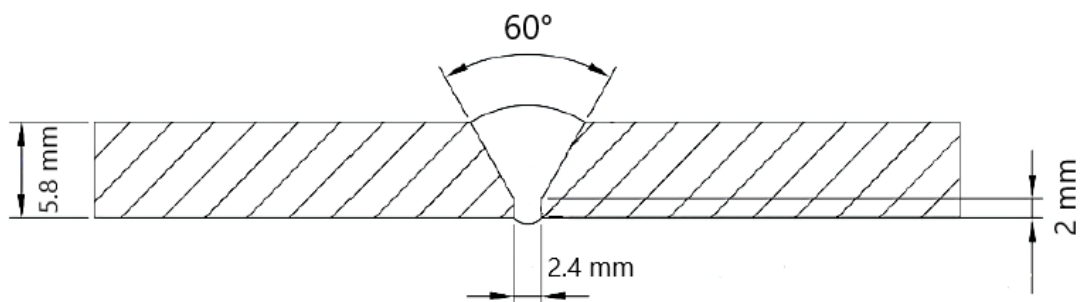
La pieza de acero inoxidable AISI 304L se obtuvo originalmente de una plancha del mismo material laminado en frío. Las dimensiones de la pieza originalmente seleccionada fueron de 290 mm x 205 mm x 5.80 mm. Luego de ser marcada las dimensiones en la plancha, se procedió a cortar con un esmeril angular *Makita 9557HP*, usando un disco corte de metal *Uyustools* de 115 mm x 1.2 mm x 22.2 mm. Al terminar el corte, se obtuvo la pieza deseada. El segundo corte es de carácter longitudinal en el punto medio del ancho para obtener dos piezas largas y simétricas, cuyo fin será en volver a unir las a través del procedimiento de soldadura. Obteniendo las piezas A y B, ambas con dimensiones de 290 mm de largo, 102.5 mm de ancho y 5.80 mm de espesor como se muestra en la **Figura 17**.



**Figura 17.** Proceso de corte en plancha AISI 304L para obtención de muestras experimentales

#### 3.1.2 Procedimiento de soldadura TIG

Uno de los parámetros diseñados en el procedimiento de soldadura TIG es el bisel, lo que previamente se debió diseñar y manufacturar. El tipo de bisel que se realizó es de tipo V simple con un talón de altura 2 milímetros y un ángulo total de 60° con respecto a la parte superior de las piezas indicado en la **Figura 18**. El ángulo fue medido con un goniómetro Regla con transportador *Tactix*.



**Figura 18.** Esquema de las dimensiones del talón y bisel de las piezas a soldar

#### Parámetros aplicados en soldadura TIG

Se aplicó el procedimiento de soldadura TIG que bajo los parámetros que se muestran en la **Tabla 4**. Algunos de estos parámetros fueron diseñados bajo la norma AWS D1.6/D1.6M [55] .

**Tabla 4.** Parámetros para el procedimiento de soldadura TIG para la unión de las piezas de acero AISI 304L

Parámetro	Medición y/o Clasificación
<b>Tipo de soldadura</b>	De Relleno, Soldadura por sección. 1 cordón de raíz y 2 cordones de relleno a ambos lados.
<b>Unión</b>	A Tope
<b>Posición</b>	1G
<b>Forma Bisel</b>	V Simple con talón 2 mm
<b>Electrodo/ Diámetro</b>	WT20 2% Torio AWS EWTh-2 / 2.4 mm
<b>Material aporte / Diámetro</b>	AWS ER-308L / 2.47 mm
<b>Tipo de corriente / Intensidad</b>	CC Polaridad inversa / Cordón de raíz a 100 A y cordones de relleno a 70 A
<b>Espesor pieza</b>	5.8 mm
<b>Largo del soldado</b>	290 mm
<b>Voltaje</b>	20-25 V
<b>Gas protector / flujo</b>	100% Argón / 6-8 Lts/min
<b>Distancia electrodo al cordón</b>	5-6 mm
<b>Velocidad de pasada</b>	variada
<b>Forma extremo electrodo</b>	Cono con punta redondeada

### Equipo de Soldadura

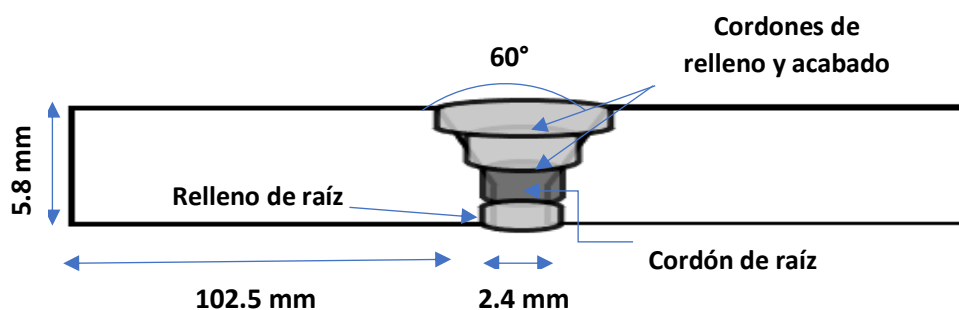
El equipo de soldadura que se utilizó para el proceso de soldadura se muestra en la **Figura 19**, modelo **Fronius Transpocket 150**. Cabe destacar, este modelo disponible que fue facilitado, alcanza como máximo los 150 A, esto dificultó el proceso de soldadura debido a que la norma recomienda que, para espesores del metal base de 5.8 mm, se requiere entre 275-350 A. Además, el tipo de corriente que se utilizó fue corriente continua con polaridad inversa, cuya polaridad tampoco está recomendada, ya que debe ser de polaridad directa para piezas con espesores mayores a 1.5 mm. Estas dos variables provocaron que la penetración de la soldadura fuera poco profunda, cordones anchos y un sobrecalentamiento del electrodo de tungsteno [56]. Por lo que se requirió varios reforzamientos de cordones de relleno para que el soldado fuera aceptable.



**Figura 19.** Modelo dispositivo Fronius Transpocket 150 aplicado en soldadura TIG

### Cordones de raíz y de rellenos

El cordón de raíz es el principal que se realiza para unir las piezas soldadas, lo cual se utilizó solo el electrodo de tungsteno y a través de la técnica de soldadura a saltos o intermitente para evitar grandes aportes de calor. Debido a los espesores del metal base, se requirió cordones de rellenos a través de la fusión del material de aporte. En la **Figura 20**, se puede observar el tipo de unión, las dimensiones del metal base y las posiciones de los tres cordones de rellenos y de raíz. El largo de estas corresponde al largo de las piezas, lo que corresponde a 290 mm.



**Figura 20.** Esquema de los cordones de relleno y la unión de tipo V en vista transversal

### Selección del electrodo y material de aporte

El electrodo de tungsteno que se utilizó corresponde al AWS EWTh-2, en su composición química presenta 2% de torio y 2.4 mm de diámetro al igual que la separación entre las piezas de unión. Este electrodo presenta resistencias a grandes intensidades de corriente y una buena estabilidad al arco.

Con respecto al material de aporte AWS ER-308L utilizado, en la **Tabla 5** se aprecia sus características químicas y mecánicas, lo cual deben ser similares al metal de base. Presenta buenas resistencias al agrietamiento en caliente y bajo contenido carbono para reducir la precipitación de  $M_{23}C_6$  al presentar una buena resistencia a la corrosión intergranular. Su uso típico es para aceros inoxidable austeníticos AISI 304/304L [57]. Su diámetro fue de 2.47 mm lo que se utilizó para los tres reforzamientos de rellenos y acabado.

**Tabla 5.** Propiedades químicas y mecánicas del material de aporte [58], [59]

<b>Material de aporte</b>	
<b>Clasificación AWS ER-308L Diámetro 2.47 mm</b>	
<b>Elementos</b>	<b>%p/p</b>
C	0.02
Cr	19.8
Ni	9.80
Mo	0.19
Mn	1.90
Si	0.38
P	0.02
S	0.01
<i>Resistencia a la tracción 520 MPa</i>	
<i>Alargamiento &gt; 35%</i>	

### Selección Gas de protección

Se utilizó gas de Argón con pureza casi del 100%, brindando una mejor protección contra los elementos de la atmosfera, mayor estabilidad en el soldado y control en el baño de fusión. El caudal utilizado fue de 6-8 litros/min.

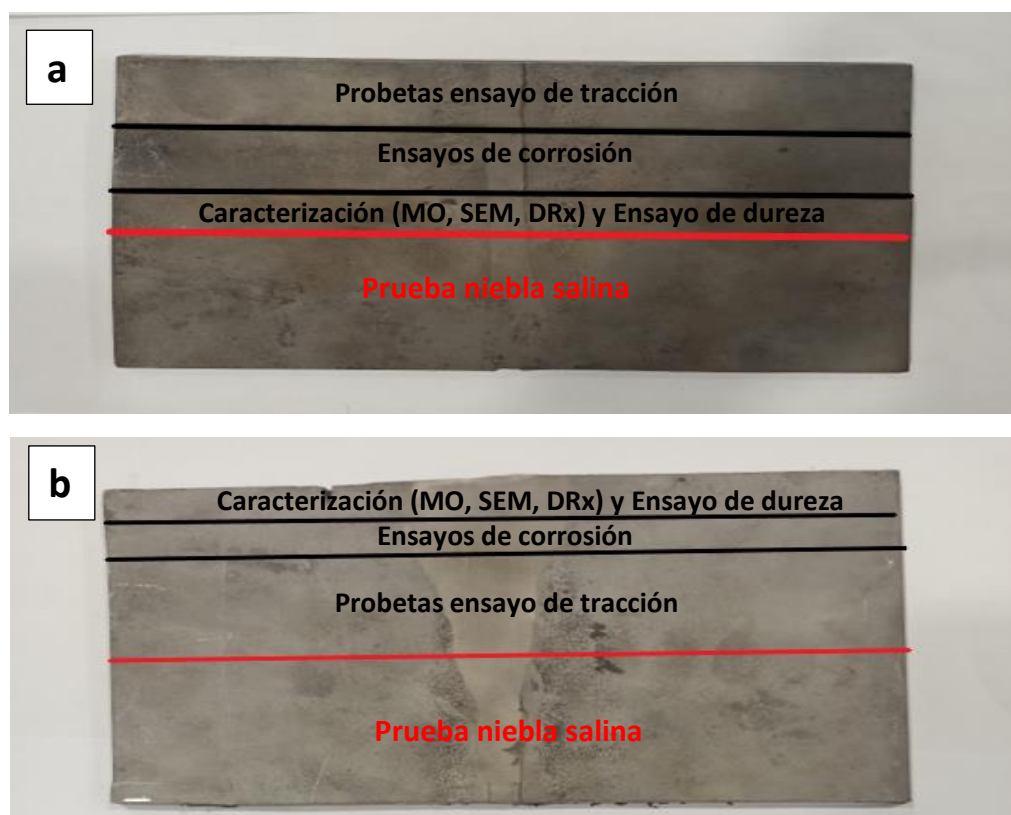
### 3.1.3 Ajustes aplicados post soldadura

Luego del procedimiento de soldadura, se realizaron dos ajustes, de los cuales consistieron en devolver a la pieza soldada su forma plana sin contracciones y la remoción del exceso de material de aporte sobre la superficie del cordón. Lo cuales se detallan a continuación:

- Proceso de aplanado:** Las dimensiones que se obtuvieron por las contracciones en el proceso de soldadura, dificultaron los pasos siguientes del proceso experimental, como por ejemplo en la elaboración de probetas para los ensayos mecánicos. Por eso, se diseñó un tratamiento térmico de introducir la pieza a un horno eléctrico para calentarlo a 360°C por dos horas. A esa temperatura, queda más dúctil y maleable para reducir el riesgo de generar fisuras al ser aplanado. Esto último se realizó en una prensa hidráulica en forma inmediata al completar las dos horas de tratamiento térmico.
- Remoción de material de aporte:** El cordón de acabado por el material de aporte en la parte anterior de la soldadura, dejó desparejado la superficie de la placa por el sobre espesor, por lo que, al igual al caso de las contracciones, se ve con dificultad poder realizar los siguientes procesos. En este caso, se procedió a realizar la remoción del exceso del material de aporte a través de un Centro de Mecanizado CNC *Sinumerik 808D*.

### 3.1.4 Obtención de las piezas A y B

Posterior al proceso de soldadura, se aplicó el corte transversal de forma completa, obteniendo dos piezas denominadas A y B, como se muestra en la **Figura 21**. Además, se aplicaron más cortes a estas piezas indicadas a través de las líneas negras que limitan las partes. De los cuales fueron utilizadas para diferentes ensayos y caracterización. Por último, las líneas rojas indican las partes que fueron enviados a la prueba de niebla salina.



**Figura 21.** Seccionamiento de las piezas A y B para ensayos. a) Pieza A con tratamiento térmico de alivio de tensiones de 380°C por 4 horas y b) Pieza B con tratamiento térmico de sensibilización a 600°C por 10 horas

### 3.1.5 Tratamiento Térmico

#### Diseño del tratamiento térmico

Se seleccionaron dos secciones de las planchas soldadas. La primera sección llamada A, lo cual corresponde a la pieza que se someterá al tratamiento térmico de alivio de tensiones y luego la sección B representó el tratamiento térmico de sensibilización.

Los procedimientos diseñados para ambas piezas de aquí en adelante fueron distintas, ya que se debió comparar los cambios en la microestructura y propiedades mecánicas que sufrían las piezas A y B con sus respectivos ensayos. En la **Figura 22**, se muestra el diagrama de flujo que muestra estos procesos lo cual serán detallados a continuación.



**Figura 22.** Diagrama de las distintas etapas sometidas las piezas A y B

### Pieza A

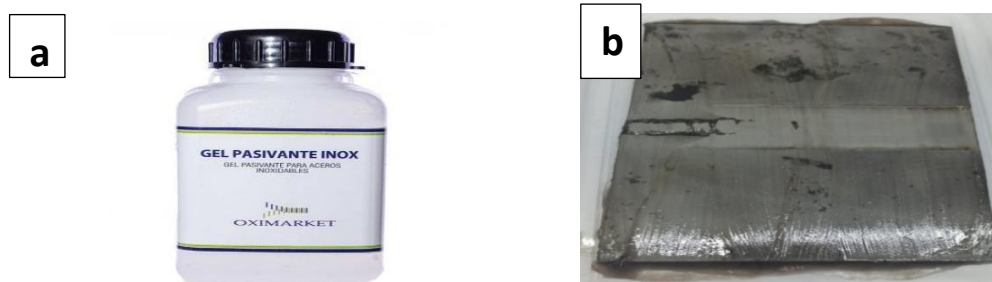
Será el material cuyo tratamiento fue definido para que muestre un buen estado después del proceso de soldadura aplicado, con el fin de ser comparado por el tratamiento de la pieza B. Para esto, se aplicó los siguientes pasos:

- a) **Alivio de tensiones y temple:** Como se mencionó antes, el AISI 304L es un material con alto coeficiente de dilatación, lo que provoca posibles deformaciones y tensiones residuales por los ciclos de temperatura que ocasiona una expansión y contracción a la pieza al pasar por los estados líquido y sólido en el proceso de soldadura [60], [61]. El diseño del tratamiento fue en llevar la pieza A a una temperatura de 380°C en un horno de resistencia eléctrica *Nabertherm* por 4 horas. Luego de retirarlo del horno se deja a que se temple al aire hasta llegar a la temperatura de ambiente, con el fin de tener una estructura más homogénea y sin tensiones internas.
- b) **Sandblasting:** Para mantener y asegurar una limpieza eficaz a la pieza A, se adicionó el proceso de Sandblasting. Lo cual consiste en aplicar un chorro de arena compuesto de partículas abrasivas a altas velocidades sobre la superficie impulsadas por gas comprimido (aire en el mayor de los casos), generando en la superficie una capa blanca producido por las partículas de sílice [62]. Con esto, se intenta eliminar el óxido e impurezas que se produjeron en el tratamiento térmico.
- c) **Pasivado:** Luego del sandblasting, se aplicó el proceso de pasivado. Lo cual es básicamente aplicar sobre el acero inoxidable una solución agresiva de ácido nítrico o cítrico para formar una película pasiva invisible al ojo humano que protege frente a la corrosión y restituir al acero su propiedad de ser inoxidable luego de haber sido dañado por algún procedimiento como la



soldadura o conformado, además, ayuda a la remoción de contaminantes sobre la superficie como grasas, óxido y hierro [63], [64] .

En la **Figura 23** se muestra el tratamiento de pasivación junto con el procedimiento de desoxidación de la pieza. Se aplicó el gel pasivante marca *Oximarket* (ver Figura 23.a) en un recipiente plástico resistente, donde se introdujo la pieza A y con el uso de una brocha, se adhirió sobre la superficie en cuatro ocasiones, dejando actuar su efecto por 1 hora. Se puede ver en la Figura 23.b la rápida remoción del óxido sobre la superficie.



**Figura 23.** Aplicación del pasivado y desoxidación de la pieza A. a) Gel pasivante con base ácido nítrico y b) Remoción del óxido de la superficie

Cabe mencionar que este procedimiento de pasivación para un acero inoxidable fue guiado de manera similar a la norma ASTM A967 [65]. En este caso, la solución de ácido nítrico fue conseguido en el comercio como producto gel pasivante, lo cual se aplicó a temperaturas ambiente en un rango de tiempo de 20 - 60 minutos. El procedimiento llega a la misma efectividad el proceso de pasivación y limpieza que recomienda la norma mencionada.

### **Pieza B**

La sección B representa la simulación de un tratamiento térmico de sensibilización, su procedimiento fue preparado para que presente corrosión intergranular en la microestructura con el fin de que afecte a las propiedades tanto corrosivas como mecánicas.

**Sensibilizado:** Para que haya fenómenos de sensibilización debido a la precipitación de  $M_{23}C_6$ , se diseñó un tratamiento térmico basado en el diagrama mostrado anteriormente en la **Figura 10**. Lo cual consistió en mantener por 10 horas en el horno de resistencia eléctrica *Nabertherm* a la temperatura de 650°C. De acuerdo a estas condiciones, se inicia el fenómeno de sensibilización en el acero AISI 304L. Al cumplir el procedimiento, se retira del horno para luego ser templado al agua con el fin de aumentar aún más las tensiones residuales aparte del proceso de soldadura. Finalmente se aplicó el Sandblasting similar a la pieza A.

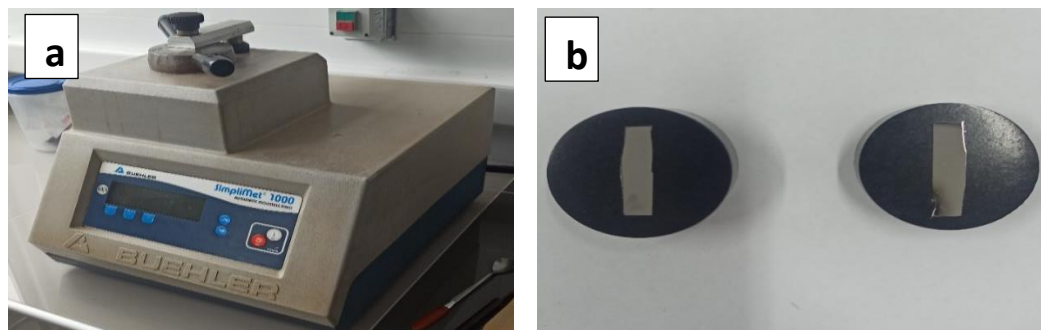
## 3.2 Etapa 2. Caracterización

### 3.2.1 Preparación Metalografía y Microscopía Óptica

El uso de las técnicas metalográficas tiene de gran utilidad para mejorar el entendimiento de la microestructura de los metales y aleaciones, al mismo tiempo en lograr diferenciarlos a través de las propiedades químicas, físicas y mecánicas mediante los posibles cambios producidos después de sus aplicaciones [66], [67]. En este caso, durante el proceso de soldadura ejecutado, es de suma importancia analizar los cambios ocasionados en las microestructuras de las piezas de AISI 304L en cuestión.

Por consiguiente, se inició cortando en las piezas A y B una muestra cuyas dimensiones fueron de 5.8 mm x 15 mm donde se aprecia las zonas de MB, ZAT y ZF producto de la soldadura.

El corte se realizó en un cortador abrasivo manual *Abrasimet Delta*, luego se realizó el proceso de montaje mostrado en la **Figura 24** de las piezas sobre baquelita por una máquina de prensa de montaje automática *SimpliMet 1000* (Figura 24.a), donde quedaron listas para el proceso de desbaste (Figura 24.b)



**Figura 24.** Montaje de tipo caliente por compresión. a) Equipo de prensa de montaje automática y b) Muestras de las piezas A (izquierda) y B (derecha) montadas en baquelita resultantes

El desbaste tipo manual se realizó en lijas, cuyas designaciones del sistema de unidades están normados por la institución internacional *FEPA*. Se utilizaron lijas de diferentes números (P80, P100, P240, P320, P400, P600, P800 y P1200) de acuerdo a su tamaño de granos de abrasivos. El proceso de pulido espejo se realizó en la maquina Pulidora Metalográfica *Mecatech 264* (ver **Figura 25**) para la eliminación de rayas y deformaciones en la superficie, utilizando alúmina como abrasivo de pulido. Para terminar, se aplicó el ataque químico a través del reactivo V2A (100 mL agua destilada, 100 mL ácido clorhídrico y 10 mL ácido nítrico) por goteo a una temperatura de 40°C durante 3 minutos por pieza. El desarrollo de la preparación metalográfica fue orientado por la norma ASTM E3-11 [68].



**Figura 25.** Pulidora Metalográfica Mecatech 264

Al terminar el proceso de metalografía, se procedió a observar la microestructura de las piezas A y B, ocupando un microscopio óptico *Leica DM18 M*, que se muestra en la **Figura 26**.



**Figura 26.** Microscopio óptico Leica DM18 M

### **3.2.2 Microscopia Electrónica de Barrido**

La técnica entrega información de la composición química, tipo morfología presentes y características de las muestras, además junto con la integración de la técnica de Espectroscopia de Rayos X de dispersión de energía (EDS), se entrega una información cuantitativa de los elementos presentes [69],[70]. Esto sucede a través de un barrido de haz de electrones en la superficie que interactúan con los átomos donde se produce una expulsión de electrones secundarios.

El análisis se llevó a cabo en un Microscopio electrónico de barrido MEB con detector EDS, modelo *JEOL JSM 6010 PLUS/LA*, donde se utilizó las mismas muestras de la Figura 24.b que anteriormente se les aplicó el análisis metalográfico. La preparación de las superficies fue con una limpieza con etanol y un recubrimiento en los costados de la zona metálica con cinta de fibra de carbono para una mejor conductividad de los electrones en el metal.

### 3.2.3 Difracción de Rayos X

Esta técnica permite un estudio sobre la superficie de los materiales cristalinos, a través de la incidencia de energía espectroscopia de Rayos X que son difractadas por la red cristalina del material, considerando como factores el ángulo del haz energía de difracción y los picos de intensidad de las fases presentes, de este modo se podrá caracterizar y determinar la cantidad relativa de estas [71].

Al igual que en el ensayo de Microscopia Electrónica de Barrido, se tomó una muestra de las piezas A y B de la Figura 24.b para el análisis de difracción de Rayos X. Los cortes fueron de tal manera para que las muestras quedaran con las dimensiones 10 mm x 10 mm x 5,8 mm, recomendadas por el personal del laboratorio de difracción y fluorescencia de rayos X. El equipo que se utilizó para el análisis es de marca *Bruker* modelo *D4 Endeavor*.

El barrido del haz es de radiación electromagnética  $\text{Cu K}\alpha$ , con longitud de onda de  $\lambda = 1.541 \text{ \AA}$  en un rango de ángulo  $2\theta$  entre  $0^\circ$  a  $90^\circ$ . Este barrido fue en toda la superficie de las muestras que presentan las tres zonas de interés: MB, ZAT y ZF.

Luego del ensayo, los resultados fueron trabajados en el programa computación *X'Pert Highscore Plus* para identificar las fases y sus parámetros difracción y graficados en el programa *OriginPro 2023b*.

## 3.3 Etapa 3: Resistencia a la Corrosión y Comportamiento Mecánico

### 3.3.1 Ensayos Corrosivos

Las técnicas electroquímicas y potenciodinámica son óptimos para el estudio del nivel de corrosión y la susceptibilidad que puede presentar un material bajo las condiciones del entorno. En nuestro caso, se realizaron ensayos corrosivos para estudiar el estado de las piezas después del procedimiento de soldadura y luego compararlos frente a los distintos tratamientos térmicos en que cada uno fue sometido.

Para la realización de los ensayos, se utilizó un potencióstato *VersaStat* para el control de tres celdas de electrodos. Este sistema de celda se compone de un electrodo de referencia Calomel (SCE) para la medición del potencial, un contraelectrodo de platino para cerrar el circuito de corriente y el electrodo de trabajo que sería cada muestra obtenida anteriormente. El sistema está sumergido en una solución que cumple como electrolito.

Con respecto a los electrodos de trabajo, fueron obtenidos al cortar varios trozos de las piezas A y B, donde a cada uno se perforó con un taladro y con resina epóxica, se unió y selló junto un

cable de cobre conductor de corriente eléctrica. La cantidad las muestras que se obtuvieron fueron de un total de 24 muestras a ensayar, lo cual se promediaron los resultados representando 8 muestras bajo condiciones distintas como se muestras en la **Tabla 6**.

**Tabla 6.** Condición y nomenclatura de las zonas representativas de las muestras A y B para los ensayos de corrosión

<b>Pieza</b>	<b>Zona perteneciente</b>	<b>Condición de cámara de niebla salina</b>	<b>Nomenclatura</b>
<b>A</b>	Metal Base	No	<b>A1MB</b>
		Sí	<b>A2MB</b>
	ZAT/ZF	No	<b>A1ZF</b>
		Sí	<b>A2ZF</b>
<b>B</b>	Metal Base	No	<b>B1MB</b>
		Sí	<b>B2MB</b>
	ZAT/ZF	No	<b>B1ZF</b>
		Sí	<b>B2ZF</b>

### **Potencial de Circuito Abierto**

Previamente, el ensayo que se realizó fue el Potencial de Circuito Abierto (OCP) con el propósito de obtener el valor de potencial de equilibrio entre el anódico y el catódico, en palabras simples, el valor del potencial de corrosión de forma espontánea, aplicando una intensidad de corriente en un medio específico dado. Además de conocer a qué velocidades están ocurriendo las reacciones de corrosión en la superficie del metal y caracterización del medio [72].

### **Polarización Potenciodinámica Cíclica**

Con el fin de evaluar el comportamiento de la resistencia a la corrosión por picaduras sobre la capa pasiva sobre las piezas A y B con y sin cámara de niebla en la zona de soldadura, se realizó el ensayo de polarización potenciodinámica cíclica (CPP). Con esto, se podrá conocer

específicamente los potenciales de corrosión, picado y repasivación y analizar la cantidad de densidad de corriente.

Primero se elaboró un ensayo de OCP a 60 minutos. Luego, el ensayo CPP se realizó en un medio acuoso agresivo de NaCl al 3.5% en un rango de ida de -0.35 V a 1.4 V vs Ref. y un 0 V a -0.2 V vs Ref. de vuelta a una velocidad de 1 mV/s. Posteriormente, se aplicó el potencial de regreso cuando el ensayo alcanzó una densidad de corriente de 100 mA/cm<sup>2</sup>. Estos parámetros y condiciones de rigieron bajo la norma ASTM G61 [73].

#### **Prueba de Doble Reactivación Electroquímica Potenciodinámica**

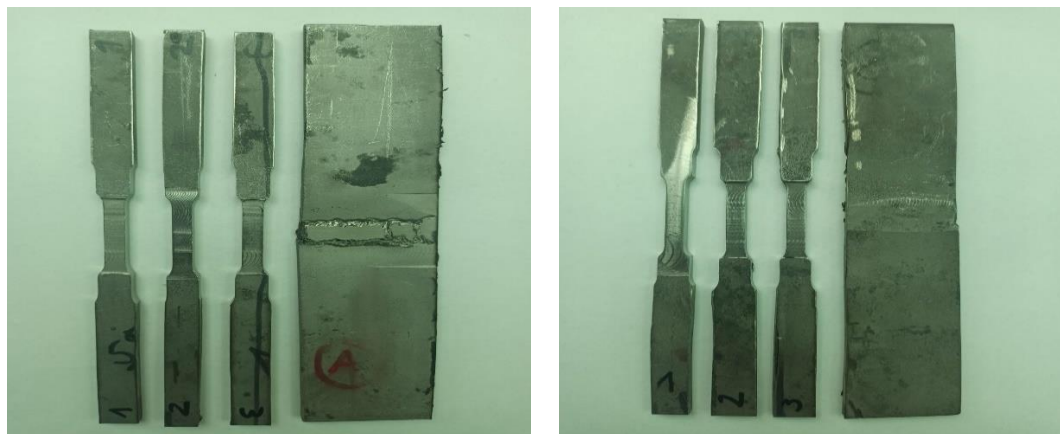
Como se explicó anteriormente, este ensayo permite determinar el grado de sensibilización grado de sensibilización (%DOS) a través de la localización de regiones sensibilizadas en las muestras.

El ensayo se realizó a las muestras A y B, especialmente a este último de mayor interés por el tratamiento de sensibilización sometido a 650°C a 10 horas. Se usó una solución agresiva de 0,05M H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 0,005M KSCN con potencial de ida de -0.1 V a 0.4 V vs Ref. y de regreso de 0 V a -0.1 V vs Ref. a una velocidad de 1.5 mV/s. Guiado bajo las normas ASTM G108 [74] e ISO 12732 [75].

#### **Ensayo Corrosivo Acelerado de Prueba Cámara de Niebla Salina**

Este tipo de ensayo consiste en simular y predecir las condiciones naturales de niebla de agua salina controlado, con el fin de determinar el rendimiento y nivel de susceptibilidad de las piezas a través del tiempo debido a la corrosión bajo tensión por picado y agrietamiento por la presencia de iones de cloruro.

Las piezas utilizadas para el ensayo son del mismo material AISI 304L, en la **Figura 27** se observan tres probetas destinadas a los ensayos de tracción y una placa de 205 mm x 30 mm x 5,8 mm para la pieza A y B correspondientemente.



**Figura 27.** Probetas y placas de pieza A y B correspondientemente para ensayo de cámara de niebla salina

Los parámetros de este ensayo fueron tomados por la norma ASTM B117 [76]. Los cuales se muestran en la **Tabla 7**. El agua destilada usada está clasificada de Tipo IV, según la norma ASTM D1193 [77].

**Tabla 7.** Parámetros del ensayo cámara de niebla salina.

<b>Parámetros</b>	<b>Medición</b>
<b>Solución</b>	Agua destilada con 5,0 %pp de NaCl
<b>Tiempo</b>	600 h
<b>Temperatura</b>	35°C
<b>Presión del aire por el compresor</b>	150 KPa
<b>pH</b>	6,0 – 6,5
<b>Humedad de la cámara</b>	95 – 98%

En la **Figura 28** se ve las piezas montadas, en donde se utilizó una cámara prueba de niebla salina *Sheen*.



**Figura 28.** Piezas A y B montadas en la cámara de niebla salina

Esta etapa del procedimiento experimental es de suma importancia, ya que se podrá comparar los estados de las piezas A y B con y sin las condiciones de ambiente salino, es decir, se podrá analizar el efecto de la corrosión por picado a través de los ensayos mecánicos y corrosivos. Dicho esto, después de haber terminado el ensayo de niebla salina, se les aplicó los ensayos de corrosión de Curva de Polarización Potenciodinámica Cíclica y los ensayos de tracción.

### 3.3.2 Ensayos Mecánicos

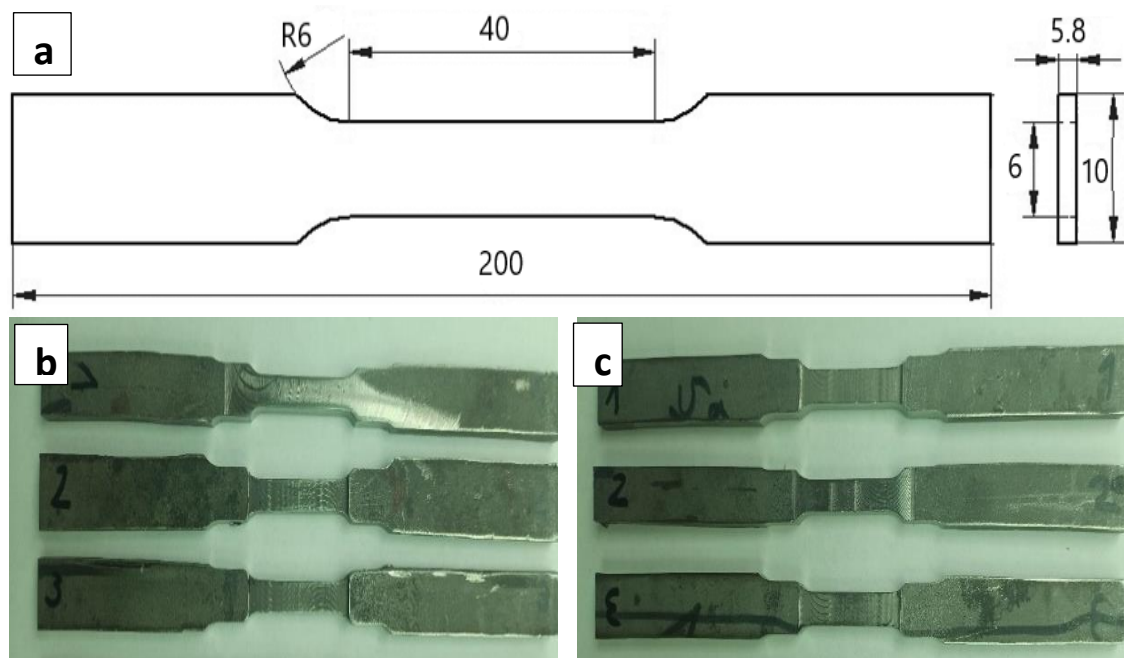
Los ensayos mecánicos y corrosivos que se realizaron fueron llevados a cabo a las muestras obtenidas por los cortes transversales del cordón de soldadura de las piezas A y B, donde se pueda evaluar y distinguir tanto de las zonas de metal base, zona ZAT y zona fundida.

#### Ensayo de Tracción

La información que brinda este ensayo de un material es la capacidad de soportar cargas axiales bajo las condiciones de servicios en que fueron diseñados y evaluar su comportamiento con el pasar del tiempo. En otras palabras, mide la cantidad de carga máxima que resiste el material antes de presentar una deformación plástica o irreversible [79].

En este caso, se realizó este ensayo a las piezas A y B con y sin cámara de niebla, donde ambos presentan un cordón de soldadura y con diferentes tratamientos térmicos, por lo que evaluar y comparar la resistencia de tracción es de suma importancia. Se procedió a realizar el diseño y fabricación de tres probetas para cada pieza A y B con las dimensiones recomendadas por la norma ASTM E8/E8M [80], mostradas en la **Figura 29**. Se puede observar que las seis probetas fueron ajustadas en la altura de la zona de calibración por un desparejamiento en sus espesores por la fabricación, pero no de manera significativa para que sean rechazadas por la norma. Finalmente, el ensayo de tracción se realizó en una máquina de prueba de ensayos servohidráulica *Instron 8801* con un software de control del sistema a través de un ordenador computarizado.





**Figura 29.** Esquema y diseños de las probetas A y B para ensayo de tracción. a) Esquema diseño de las probetas, b) Tres probetas muestra A y c) Tres probetas muestra B

### Ensayo de Dureza

Para conocer las capacidades de resistencia de un material frente a la deformación plástica debido por abrasiones, penetración, rayadura o cortes, se optó por el ensayo de macro dureza Vickers HV 30 por un indentador de diamante de forma piramidal con un ángulo de  $136^\circ$  y de base cuadrada. El ensayo se hizo en una Máquina de Dureza Universal *Zwick Roell* modelo *ZHU187.5* y bajo las recomendaciones de la norma ASTM E384 [78]. Las muestras sometidas al ensayo son las mismas de la Figura 24.b, en el cual fueron desmontadas de la baquelita posterior al estudio metalográfico. Se aplicó las mediciones en diez puntos a lo largo de las muestras A1 y B1 para medir las durezas de las zonas de MB, ZAT y ZF con una carga de 30 Kg. Al igual al ensayo DL-EPR, el ensayo se realizó solo a las muestras sin cámara de niebla.

## 4. Resultados y Discusiones

### 4.1 Análisis Químico

En la **Tabla 8** se observa la composición química del acero AISI 304L utilizado en esta investigación a través de un análisis de espectrometría de emisión óptica, la cantidad en peso de los aleantes principales como el C, Cr y Ni se asemeja a la norma ASTM A240/240M que se observa en la **Tabla 1**, lo que le da la característica de ser inoxidable, además se presentan elementos aditivos con el fin de obtener mejores propiedades como a altas temperaturas, resistencia a la corrosión del acero o estabilización de las fases. Sin embargo, las concentraciones deben ser bajas ya que cambiaría la condición de ser un acero AISI 304 y además para evitar precipitados de fases secundarias.

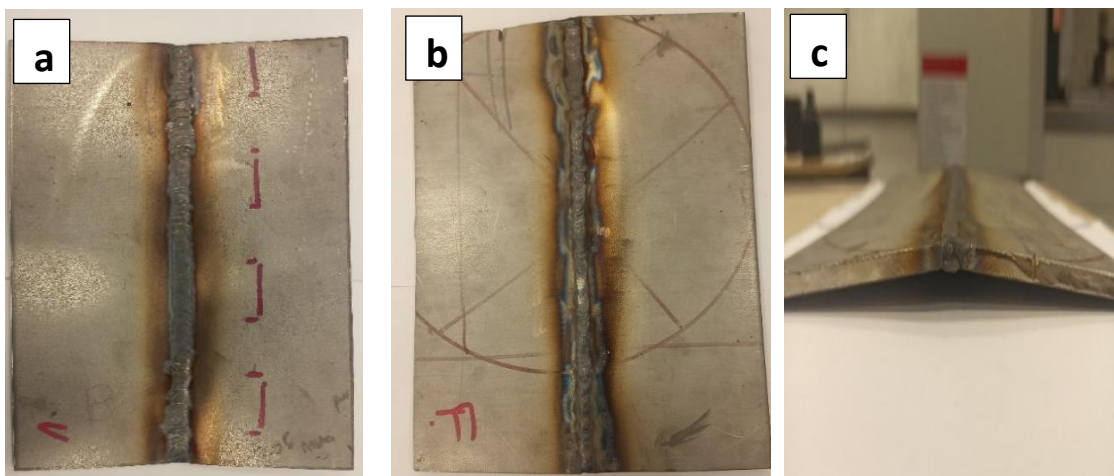
**Tabla 8.** Composición química de la muestra objetivo

Elementos de la aleación	% en peso
C	0.029
Si	0.315
Mn	0.771
P	0.012
S	>0.01
Cr	18.85
Mo	0.001
Cu	0.045
Ti	0.005
Ni	8.180
N	0.100
V	0.114
Fe	Bal.

### 4.2 Evaluación de la soldadura e inspección visual

En la **Figura 30** se muestran imágenes del resultado de la soldadura mediante inspección visual. La Figura 30.a y 30.b exhibe los resultados del procedimiento de soldadura en vista de planta y cara posterior respectivamente.

Como se mencionó anteriormente, las condiciones en que se decidió realizar el procedimiento de soldadura fueron críticas de trabajo por la selección del tipo de corriente CC con polaridad inversa y el bajo nivel de amperaje.



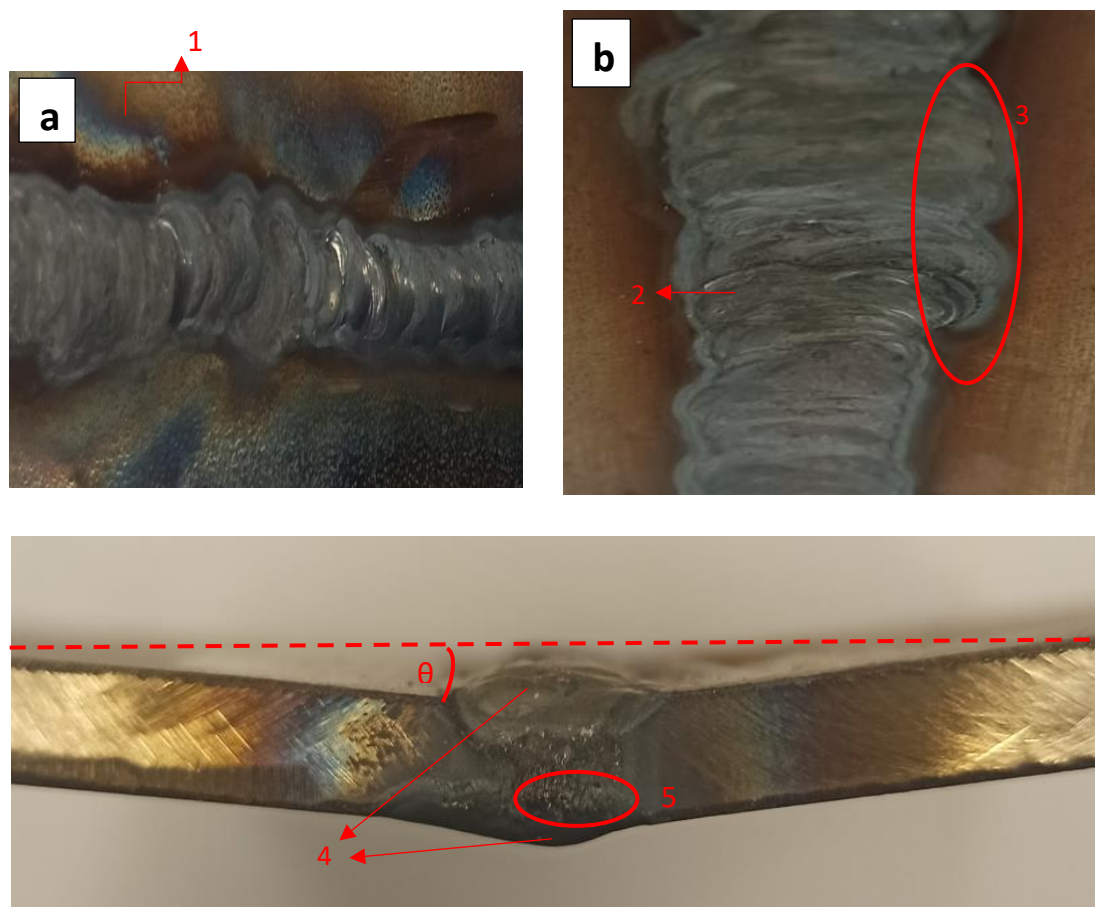
**Figura 30.** Piezas AISI 304L soldada por proceso TIG. a) Vista planta, b) Vista cara posterior y c) Vista alzada

Este último factor produjo que la cantidad de material depositado por unidad de tiempo sea baja, de manera en que se tuvo que mantener una mayor permanencia del soldado a rellenar, lo que produjo tiempos excesivos y sobrecalentamiento en las piezas.

En efecto, dado a las propiedades físicas de los aceros inoxidable austeníticos, como su baja conductividad térmica y alto coeficiente de dilatación, ocasionó que el calor se concentre en localidades de áreas reducidas, sufriendo contracciones o deformaciones en la pieza [60]. Esto se puede observar en la Figura 31.c la clara deformación que se detallará más adelante.

En la **Figura 31** se muestra estos resultados de inspección visual, donde en la Figura 31.a, la sección 1 muestra una parte del cordón de forma horizontal, en el cual se presenta alrededor de ella distintas tonalidades de colores, esto se conoce como termo coloración, donde se produce por un calentamiento localizado, generando una diferencia de temperatura y reacciones con el oxígeno o contaminantes entre el área de la soldadura y el metal base y debido a que el AISI 304 tiene mala conductividad térmica, es fácil que ocurra en este material. En la Figura 31.b, la sección 2 representa una falta de continuidad en el cordón provocado por una interrupción del proceso por el soldador y, al reanudarlo, se aplicó un mal empalmado. La indicación 3 muestra desde otra vista el mismo problema de la indicación 4 por un desalineamiento del material de aporte por la mala colocación de ella, lo que puede generar mala resistencia a la fatiga. Por último, en la Figura 31.c que corresponde a la vista transversal de la inspección se puede ver tres defectos. La sección 4 como se mencionó muestra un exceso de material de aporte depositado

en la zona de reforzamiento de la cara y raíz, esto se debió a que la velocidad de avance fue baja y dio más tiempo para depositar mayor cantidad en el cordón, dejando una forma abultada [81]. En consecuencia, la zona se puede transformar en un concentrador de esfuerzos en sollicitaciones donde la pieza está sometida a trabajos mecánicos, lo que es susceptible a generar fisuras locales. La sección 5, muestra en la elíptica pequeñas porosidades de gases atrapados, específicamente en la zona de fusión y unión entre las piezas. Esto se debió a que hubo alteraciones en el arco, humedad o contaminación por óxidos en la fusión, sin embargo, en la mayoría de los casos no presenta una amenaza para tareas con soporte de cargas corrientes o de fatigas [82]. Por último, como se mencionó anteriormente, se detalla el grado de deformación o distorsión angular debido a las contracciones por la diferencia de temperaturas en la zona de fusión y metal base también producto de la mala conductividad térmica del AISI 304 [83]. El ángulo de deformación  $\theta$  es aproximadamente a  $14^\circ$  como se puede observar, cuyo valor es promedio en un procedimiento de soldadura para un acero austenítico con este defecto.

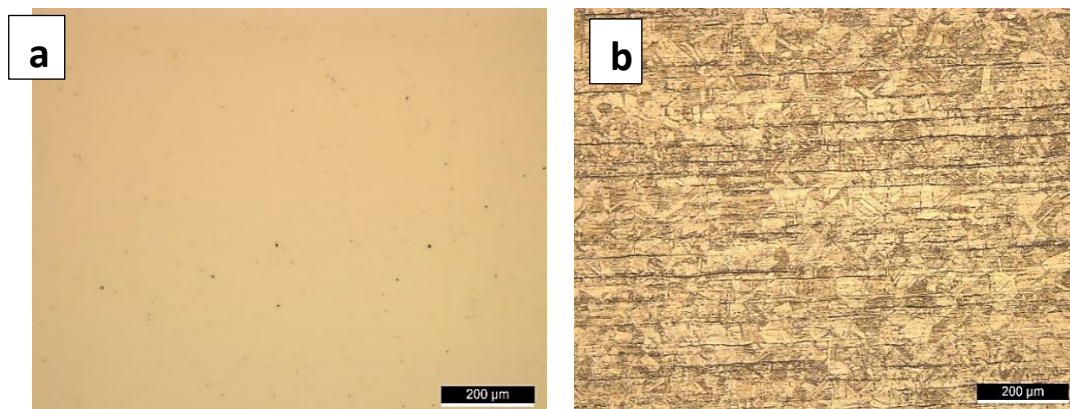


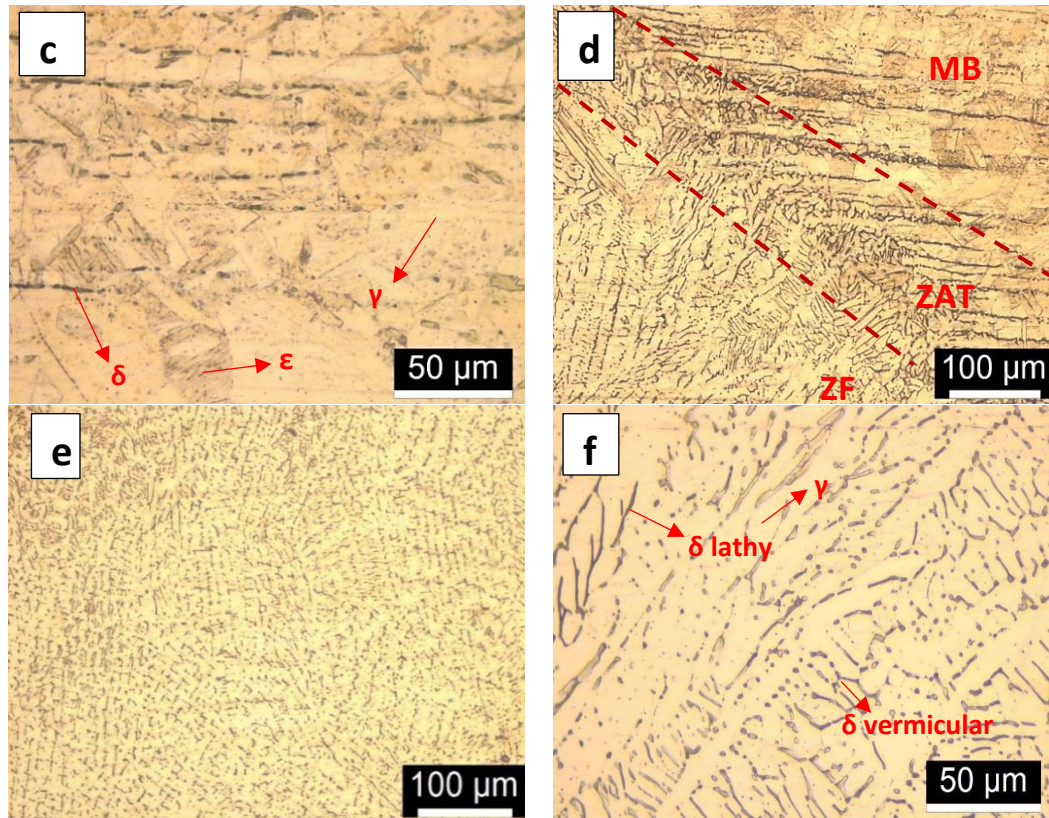
**Figura 31.** Inspección visual de procedimiento de soldadura. a) Cordón horizontal, b) Condón vertical y c) Vista transversal

### 4.3 Análisis de Caracterización para la pieza A

#### 4.3.1 Microscopia Óptica

En la **Figura 32** se puede observar las imágenes del microscopio y su correspondiente análisis microestructural de las piezas A y B. La Figura 32.a muestra las inclusiones de Tipo D (óxido globular), serie fina para ambas muestras con tamaño inferior a 8 micrones con severidades: N°2 según la norma ASTM-E45 [84]. La Figura 32.b exhibe las microestructuras de las muestras con ataque químico con el reactivo V2A, lo cual se observan tres fases: la fase austenita como matriz, la fase ferrita delta alargada orientada de forma horizontal producto de la dirección de la laminación en frío en su fabricación y la martensita inducida por deformación de color opaco. Según la norma ASTM-E112 [85] el tamaño de grano corresponde a 6. También se puede diferenciar que los granos de la muestra A es de morfología poliédrica. Al observar la Figura 32.c con x500 de aumento, se ven los granos de austenita con listones de martensita por los planos de cizallamiento dentro del grano, debido al proceso de laminación en frío [86]. Esta presencia de martensita inducida por deformación es producto de la transformación de la austenita metaestable producto de la deformación plástica producida por la laminación en frío. La imagen de la Figura 32.d está en x200 de aumento, donde se muestra las tres zonas de la soldadura: Metal Base (MB), ZAT y Zona Fundida (ZF), se ve que las orientaciones de los granos de las tres zonas es distinta por el alto calor de la soldadura y las transformaciones de la ferrita delta, además los granos redondeados son más gruesos de los que se encuentran en la ZF, esto es probable por el rango de temperatura de la fusión y la alta energía de ella, lo que afecta a la tasa de crecimiento. La Figura 32.e y 32.f con x200 y x500 de aumento respectivamente, se muestra en la zona fundida dendritas de ferrita delta de tipo vermicular y lathy orientados a la dirección del calor de soldadura [87].

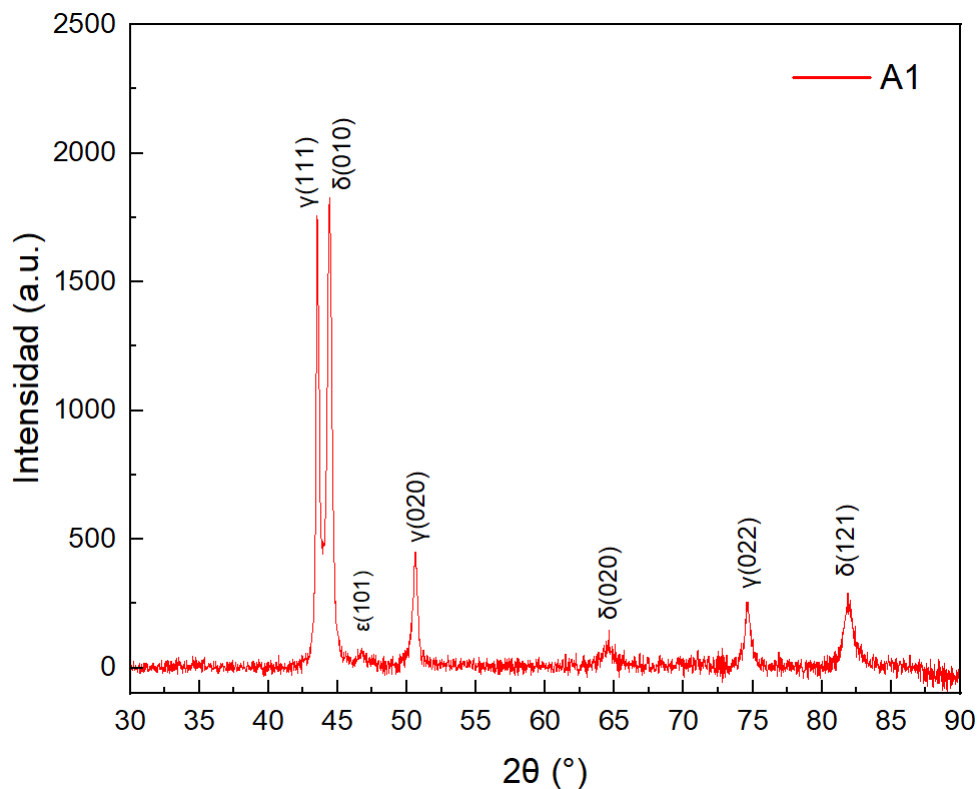




**Figura 32.** Microestructura de las piezas A. a) Inclusiones no metálicas, sin ataque químico x100 aumento, b) y c) Zonas de MB con ataque químico x100 y x500 aumento respectivamente, d) Zona ZAT de la soldadura con ataque químico x200 aumento y e) y f) ZF de la soldadura con ataque químico x200 y x500 respectivamente

#### 4.3.2 Difracción de Rayos X

Las fases encontradas en los resultados de la difracción de rayos X se muestran en la **Figura 33**, donde se identifican seis picks característicos, de los cuales representan a dos fases notorias: austenita FCC ( $\gamma$ ) en los ángulos  $2\theta$   $43.57^\circ$ ,  $50.75^\circ$  y  $74.60^\circ$  y la fase ferrita BCC ( $\delta$ ) en  $44.42^\circ$ ,  $64.63^\circ$  y  $81.79^\circ$ . La presencia de la fase de martensita inducida por deformación HC ( $\epsilon$ ) se le puede atribuir al pick característico que está en el ángulo  $2\theta$ ,  $47^\circ$ , al igual como ha sido reportado en la literatura por varios autores [88], [89], [90].



**Figura 33.** Difracción de Rayos X para la muestra A

En la **Tabla 9**, se muestra las fases encontradas, ángulos, índices de Miller, distancia Interplanar  $d$  y parámetros de red  $a$  teórico y calculado a través de la ecuación de Bragg (ec.5) y el cálculo de  $a$  (ec.6) con el fin de verificar la representación de las fases:

$$n\lambda = 2 d_{(hkl)} \sin(\theta) \quad (\text{ec.5})$$

$$a_{(hkl)} = d_{(hkl)} \sqrt{h^2 + k^2 + l^2} \quad (\text{ec.6})$$

Donde en la ec.5,  $n$  es número entero de la magnitud de la longitud de onda (donde siempre se considera  $n=1$ ),  $\lambda$  es la longitud de onda,  $d$  la distancia interplanar y  $\theta$  el ángulo de incidencia. En la ec.6,  $a$  es el parámetro de red y  $(h, k, l)$  son los índices de Miller de los planos cristalográficos de las fases. Cabe considerar que esta última ecuación corresponde para un sistema cristalino cúbico, por lo que, si fuera otro caso se tendría que ocupar la ecuación correspondiente a la estructura.

Como se puede ver, que tanto el valor teórico y el valor del parámetro de red  $a = 3.595 \text{ \AA}$  para la fase  $\gamma$  y  $a = 2.882 \text{ \AA}$  para la fase  $\delta$  son idénticos, lo que concuerdan con las fases. En el caso de la

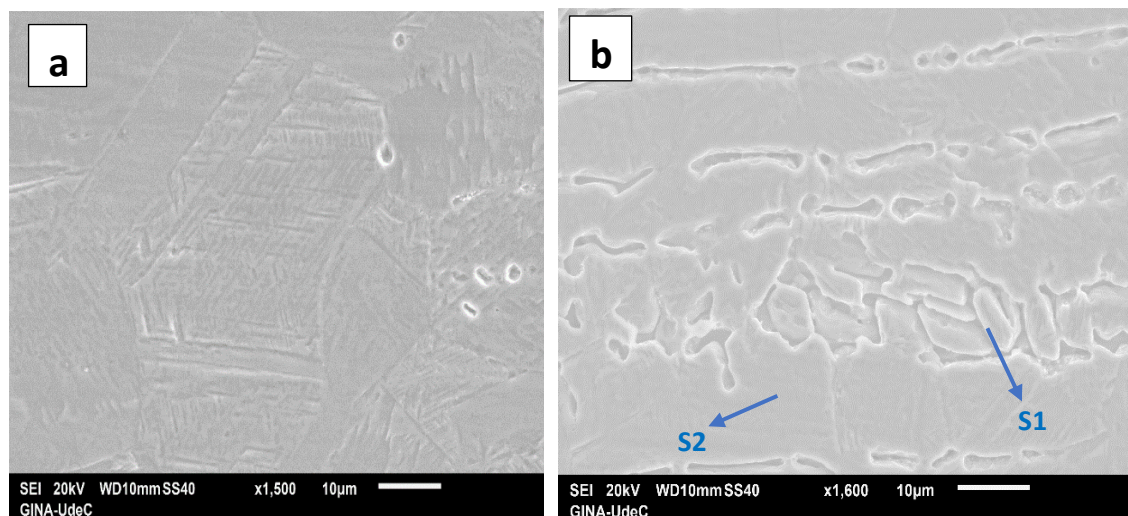
fase  $\epsilon$  tiene una estructura hexagonal compacta HC, sin embargo, los planos de deslizamiento coinciden con el plano de dirección BCC (101) [91].

**Tabla 9.** Determinación de los parámetros de red respecto las fases en la muestra A

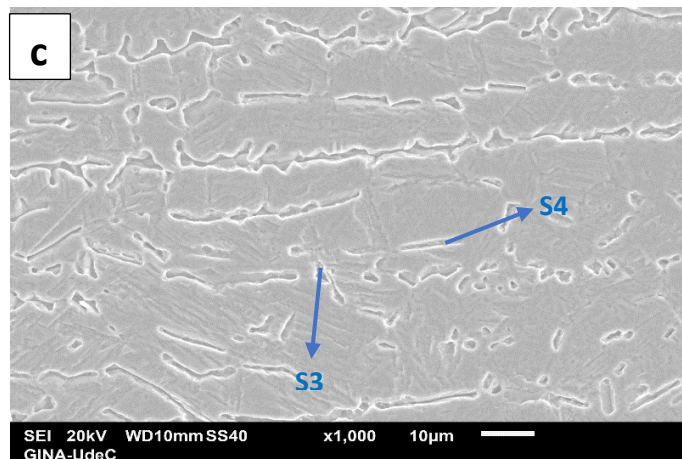
Fases encontradas	$2\theta$	Índices de Miller			Distancia Interplanar $d$ (Å)	Parámetro de Red $a$ (Å)	Parámetro de Red $a$ (Å) calculados
		h	k	l			
$\gamma$	43.57	1	1	1	2.075	3.595	3.594
	50.75	0	2	0	1.798		3.595
	74.60	0	2	2	1.271		3.595
$\delta$	44.42	0	1	1	2.038	2.882	2.883
	64.63	0	2	0	1.441		2.882
	81.79	1	2	1	1.177		2.882

#### 4.3.3 SEM-EDS y Mapeo

Los resultados obtenidos por SEM-EDS en la **Figura 34**, en el cual muestra la microestructura del metal base con aumento  $\times 1500$  (Figura 34.a). En ella se puede observar que la estructura presenta un grano austenítico forma poligonal, al interior se aprecia varios bloques con distintos planos direccionales por cizallamiento, en el cual están formado por varios listones de martensita paralelos entre ellas [92]. La Figura 34.b y Figura 34.c representan las zonas ZAT y ZF respectivamente, se puede ver la ferrita delta con orientación a la dirección de la soldadura, la precipitación y presencia de la ferrita delta en los límites de grano de la austenita en la soldadura actúa como impedimento al crecimiento de grano de la austenita y de grietas [93].







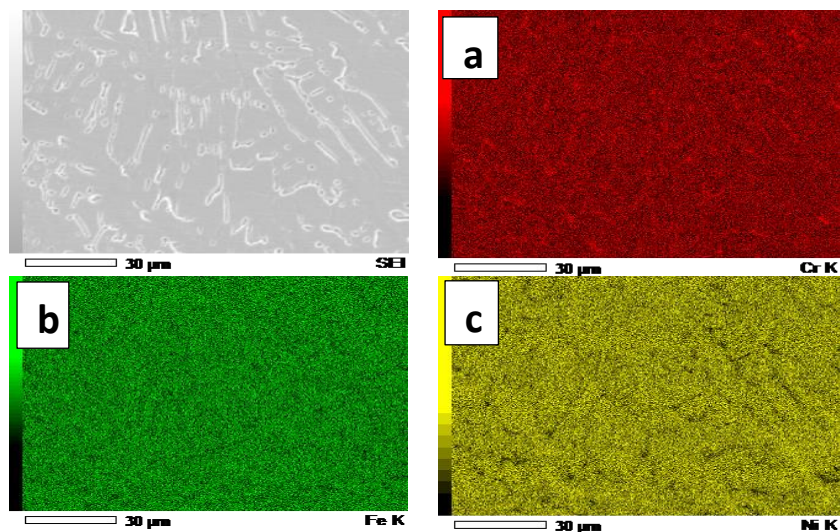
**Figura 34.** MEB para muestra A1. a) MB, b) ZAT y c) ZF

La composición química obtenidas por el análisis EDS de las zonas ZAT y ZF tomadas por el SEM se muestran en la **Tabla 10**, donde aparentemente S1, S2, S3 y S4 muestran una composición química similar, por lo que se deduce que estas zonas pueden representar la misma fase de austenita y esto se corrobora por la cantidad de níquel, ya que con 7-8% de este, muestra una estabilidad en el campo de la austenita al ser un elemento gammágeno.

**Tabla 10.** Composición química de las zonas ZAT y ZF de la muestra A por EDS

Zona	Sección	%Fe	%Cr	%Ni
ZAT	S1	73.40	17.95	8.65
	S2	73.49	18.55	7.96
ZF	S3	72.51	20.29	7.20
	S4	73.13	18.42	7.83

También se realizó el mapeo mostrado en la **Figura 35**, donde se detalla la distribución de los elementos de cromo (Figura 35.a), hierro (Figura 35.b) y níquel (Figura 35.c) en la microestructura, en el cual se distribuyen de forma homogénea en la matriz y libre de carburos  $M_{23}C_6$ . A través del mapeo, se puede decir que, en base a la Figura 35.a, S3 y S4 representan posiblemente la fase ferrita delta, debido a que el cromo es más afín a esta fase. De manera similar, en la Figura 35.c, las zonas claras corresponderían a la fase matriz de austenita, por lo que posiblemente S1 y S2 sean dicha fase.

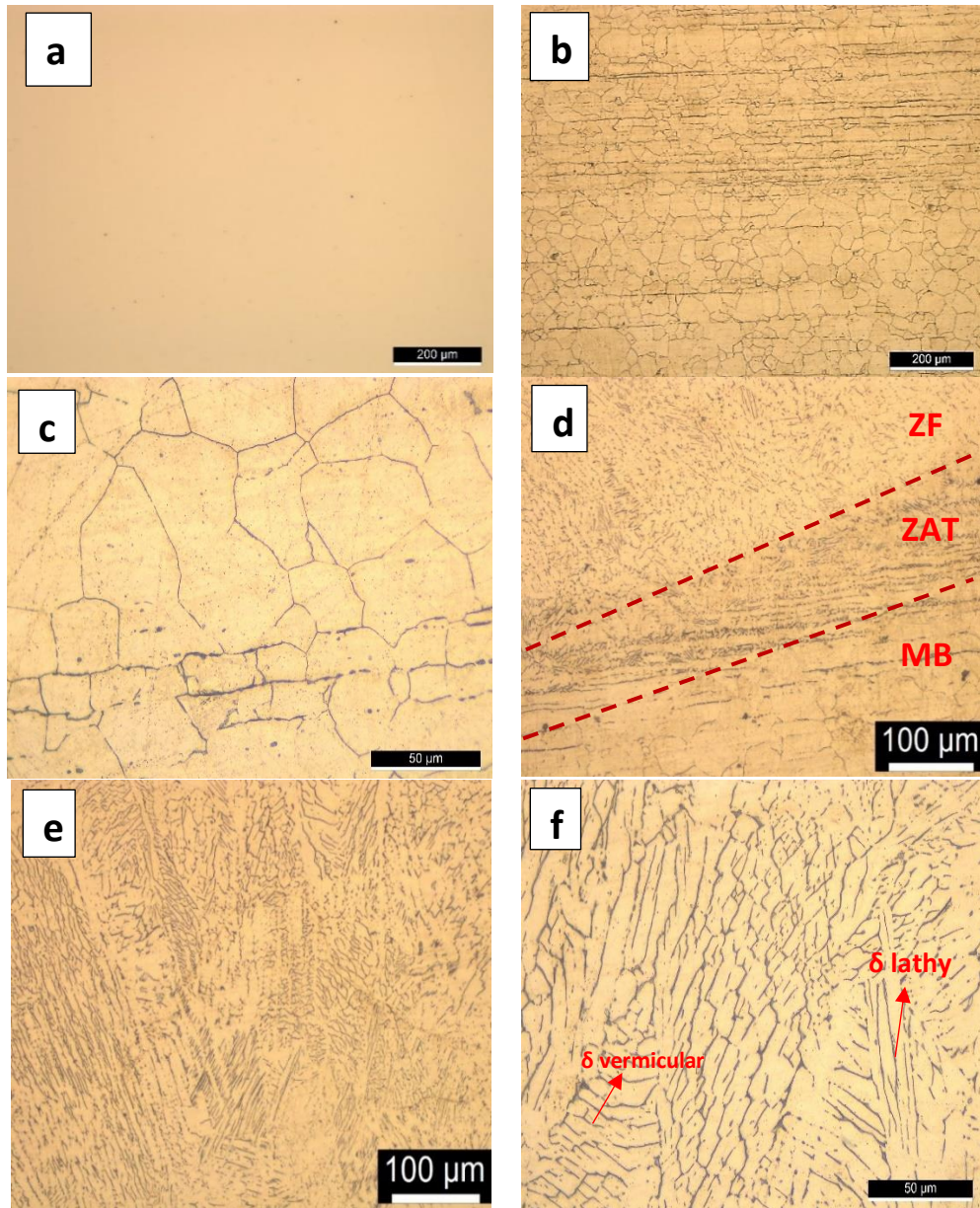


**Figura 35.** Mapeo de la muestra A de ZF en función al elemento de interés. a) Cr, b) Fe y c) Ni

## 4.4 Análisis de Caracterización para la pieza B

### 4.4.1 Microscopia Óptica

En la **Figura 36** se aprecia la microestructura de la muestra B, en el cual se muestra en la Figura 36.a inclusiones de Tipo D, serie fina con tamaño inferior a 8 micrones y severidad N°1 según la norma ASTM-E45 [84]. Luego del ataque químico, se muestra que los granos de austenita son equiaxiales, más circulares en comparación a la muestra A, debido al tratamiento térmico a 600°C en la Figura 36.b. Es importante mencionar que se observaron una mínima cantidad de maclas de martensita inducida por deformación como en el caso anterior. Con x500 aumento en la zona del metal base, como se muestra en la Figura 36.c, no se observan precipitados de  $M_{23}C_6$  en los límites de granos. En la Figura 36.e se observa una matriz de austenita con ferrita delta de morfología vermicular y lathy debido a la dirección de pasada de la soldadura.



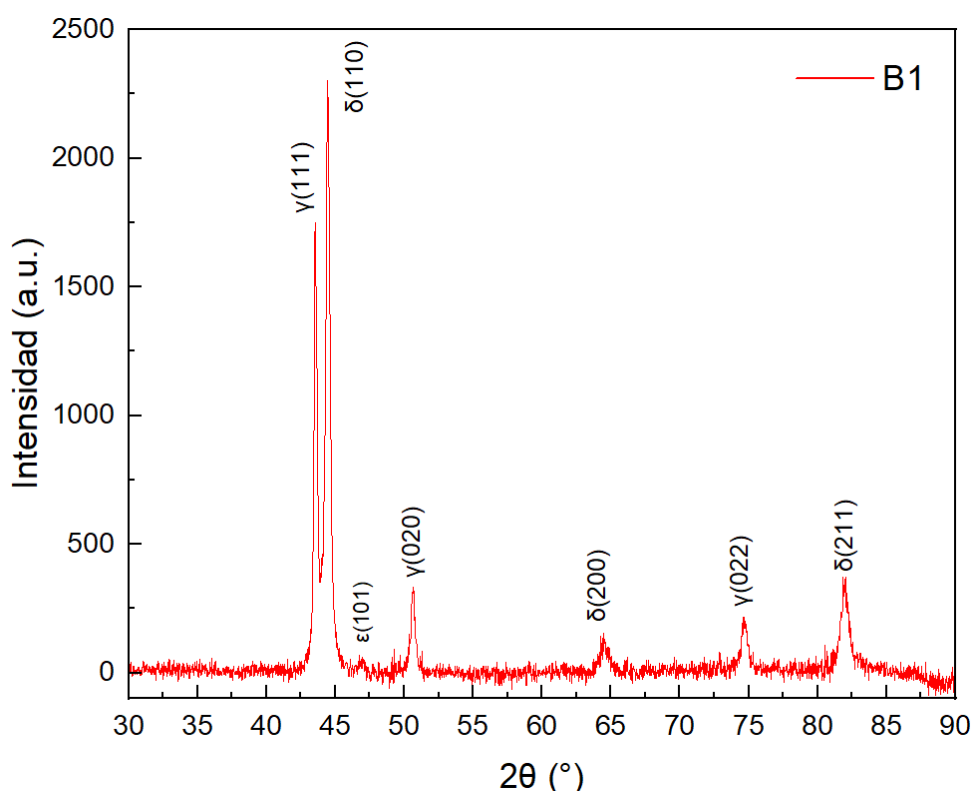
**Figura 36.** Microestructura de las piezas B. a) Inclusiones no metálicas x100 aumento, b) y c) Zona de metal base con ataque químico x100 y x500 aumento respectivamente, d) Zona ZAT de la soldadura con ataque químico x200 aumento y e) y f) Zona fundida de la soldadura con ataque químico x200 y x500 aumento respectivamente

#### 4.4.2 Difracción de Rayos X

Las fases encontradas en la muestra B se muestran en la **Figura 37**, donde se identifican seis picks característicos, de los cuales representan las dos fases de  $\gamma$  en los ángulos  $2\theta$   $43.57^\circ$ ,  $50.75^\circ$  y

74.61° y la fase  $\delta$  en 44.35°, 64.53° y 81.66°. Se detectó posiblemente  $\epsilon$  en 2 $\theta$ , 47°, del cual que no se esperaba, ya que, por el tratamiento térmico de sensibilización a 650°C por 10 horas, se debió eliminar, sin embargo, esto no es concluyente, lo que se debe confirmar con otras técnicas para demostrar la presencia de  $\epsilon$ .

En la **Tabla 11**, análogamente a la muestra A, se hizo los cálculos para corroborar las fases a través de los cálculos de parámetros y compararlos con el teórico, se puede ver los mismos valores para la fase  $\gamma$ . En el caso de la fase  $\delta$ , si bien los planos cristalográficos no son iguales, pertenecen a la misma familia de direcciones de planos respectivamente.



**Figura 37.** Difracción de Rayos X para la muestra B

**Tabla 11.** Determinación de los parámetros de red respecto las fases en la muestra B.

Fases encontradas	2 $\theta$	Índices de Miller			Distancia Interplanar d (Å)	Parámetro de Red a (Å)	Parámetro de Red a (Å) calculados
		h	k	l			
	43.57	1	1	1	2.076	3.595	3.595

$\gamma$	50.75	0	2	0	1.798	2.886	3.595
	74.61	0	2	2	1.271		3.595
$\delta$	44.35	1	1	0	2.041	2.886	2.886
	64.53	2	0	0	1.443		2.886
	81.66	2	1	1	1.178		2.886

#### 4.4.3 SEM-EDS y Mapeo

La muestra de B mediante microscopía electrónica de barrido se muestra en las imágenes de la **Figura 38**, del cual se le dio un mayor énfasis a su estudio de fenómeno de sensibilización por la presencia de carburos  $M_{23}C_6$ . En la Figura 38.a se observa un límite de grano atacado selectivamente por el reactivo V2A, correspondiente a la zona del metal base, en el cual muestra la fase matriz de austenita (S5) y la presencia de precipitados de carburos  $M_{23}C_6$  (S6) decorando preferencialmente el límite de grano [94]. Esto se comprueba mediante la **Tabla 12** que muestra la composición química por el EDS, donde la zona S6 presenta un enriquecimiento de cromo del 45.56% y un empobrecimiento de hierro del 50.01%. Además, se puede observar pequeñas fases de martensita inducida por deformación, lo que se corrobora el resultado de difracción de rayos X, no obstante, su efecto no es significativo en comparación a los del carburo  $M_{23}C_6$ . Las Figuras 38.b y 38.c corresponden a la zona ZAT y ZF respectivamente, donde se ve la matriz de austenita y los posibles precipitados de  $M_{23}C_6$ , siendo que la zona S7 no tenga un elevado porcentaje de cromo del 26.17% o en la zona S9 con un 21.69%. Por lo anterior, se puede decir que el equipo SEM-EDS no tuvo la precisión suficiente para corroborar, debido al fenómeno del producto volumétrico de interacción que abarca los electrones incidentes sobre los carburos  $M_{23}C_6$ , además se debe considerar lo pequeño que es el carbono para obtener una mejor precisión.

El mapeo a la zona MB mostrado en la **Figura 39**, se observa la distribución de los elementos en la misma zona de interés, donde específicamente en la Figura 39.a y Figura 39.b se ilustra las zonas claras de contenido de carbono y alto en cromo respectivamente y la falta de hierro en la zona del límite de grano.

Por otro lado, en el mapeo de la **Figura 40** correspondiente a la zona ZF se puede ver la presencia leve de carbono (Figura 40.a) y cromo (Figura 40.b). Lo que puede ratificar la existencia de  $M_{23}C_6$  en la zona ZAT y ZF, pero en menor cantidad que el MB debido al material de aporte que brinda una mejor resistencia a la corrosión intergranular.

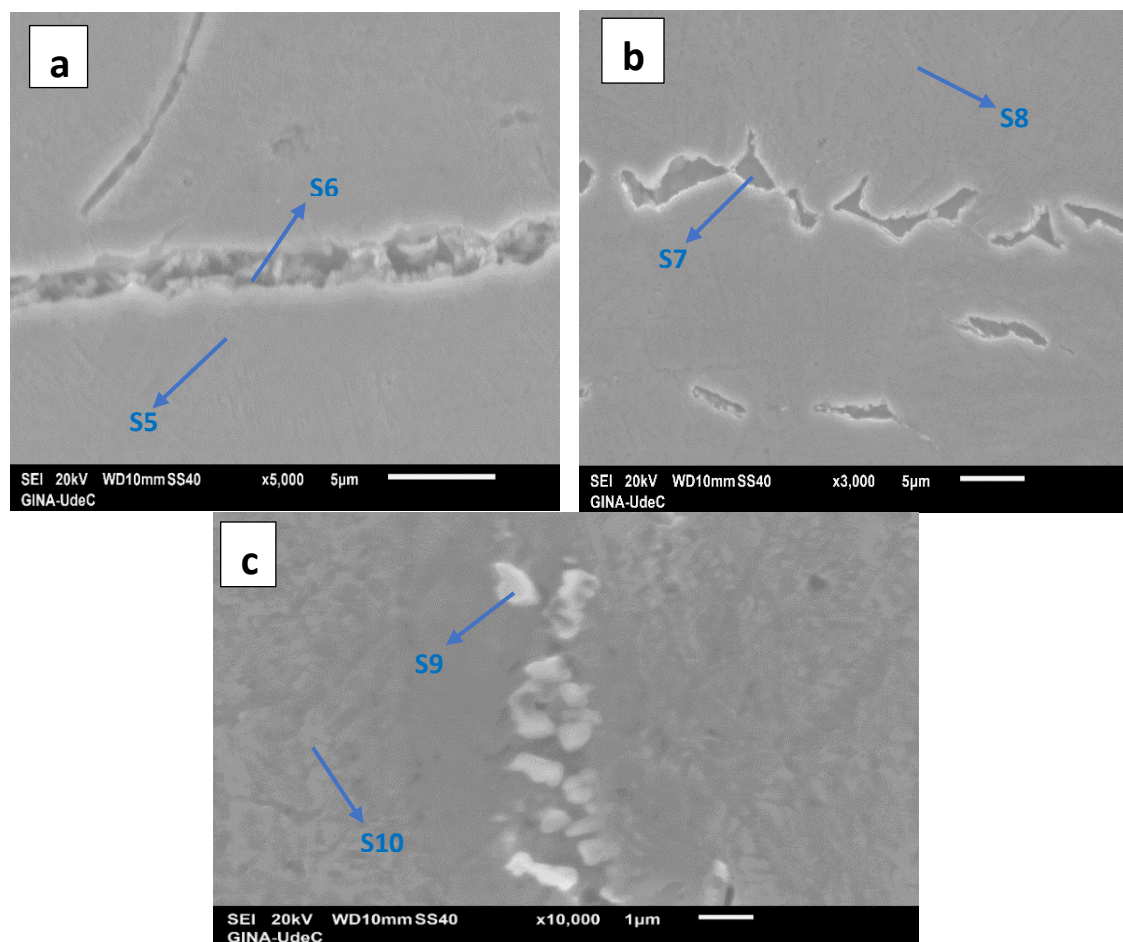


Figura 38. MEB para muestra B1. a) MB, b) ZAT y c) ZF

Tabla 12. Composición química de las zonas MB, ZAT y ZF de la muestra B por EDS.

Zona	Sección	%Fe	%Si	%Cr	%Ni
MB	S5	72.61	-	18.75	8.64
	S6	50.01	0.17	45.56	4.26
ZAT	S7	70.26	-	26.17	3.57
	S8	72.84	-	18.33	8.83
ZF	S9	70.26	-	21.69	8.06
	S10	72.94	-	18.32	8.74

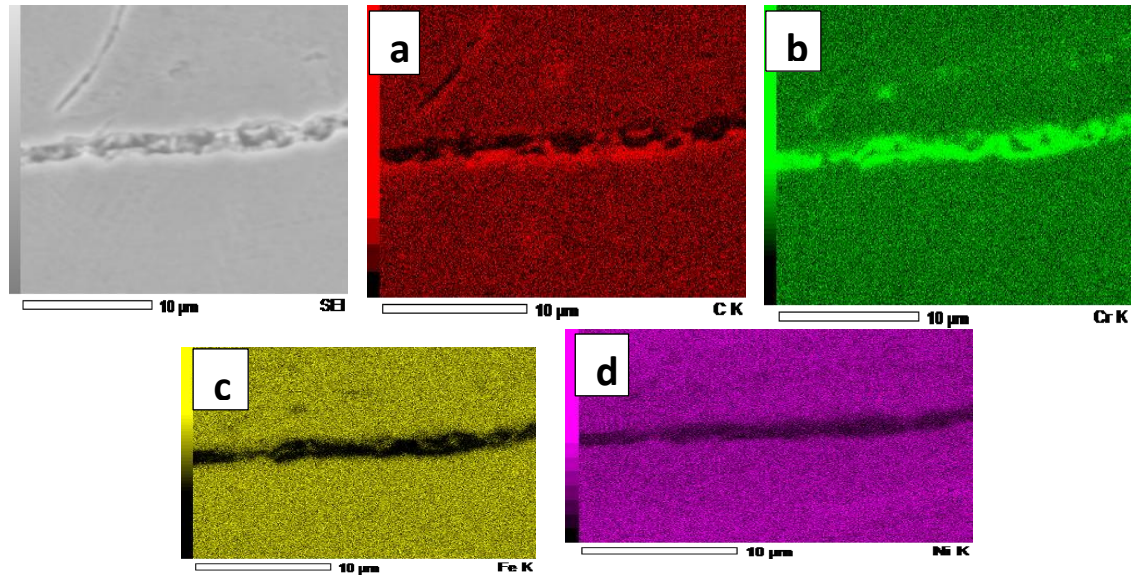


Figura 39. Mapeo para la muestra B de MB. a) C, b) Cr, c) Fe y d) Ni

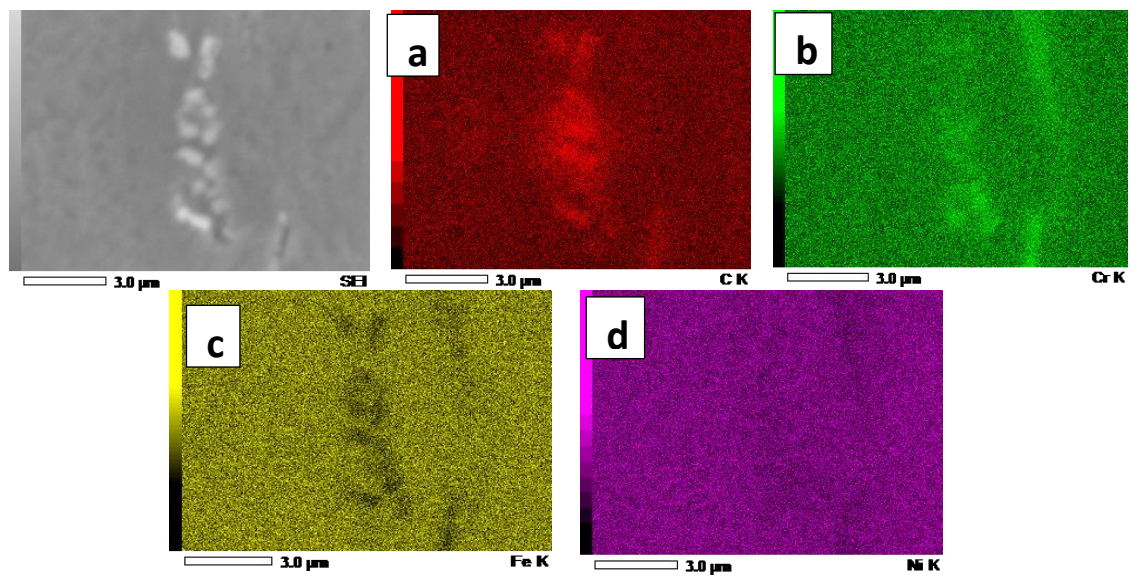


Figura 40. Mapeo para la muestra B de ZF. a) C, b) Cr, c) Fe y d) Ni

### Comparación microestructura entre A y B

Lo que se puede decir con respecto a las comparaciones entre las microestructuras de la pieza A y B es que debido a los distintos tratamientos térmicos que ambos fueron sometidos, las microestructuras presentan diferencias principalmente en las zonas del metal base, en el cual muestra A presenta martensita por su tono más oscuro (ver Figura 28.b). En cambio, la muestra

B presenta en mínimas cantidades de esta fase debido al tratamiento de sensibilización que disolvió casi por completo a la temperatura de 650°C. También por esto último, presenta granos levemente más grandes que la muestra A. Con respecto a la ferrita delta en la zona de fusión, presentó las mismas características de forma dendrítica de forma vermicular y lathy. Esta diferencia de morfología se puede deber a las variaciones de tasa de crecimiento.

En los ensayos de difracción de rayos X, al analizar los difractogramas de ambas muestras, los picks y ángulos característicos son casi idénticos y correspondientes a las mismas fases, aunque con intensidades diferentes. El más notorio es el pick de ferrita delta  $2\theta$  de 44.42° de la muestra A y  $2\theta$  44.35° de la muestra B, en el cual este último presenta una mayor intensidad del pick. Esto se puede deber al desbalance entre las cantidades de ferrita delta y austenitas sobre las muestras.

Con respecto a la microestructura de la ZF, se puede calcular teóricamente la cantidad de ferrita delta depositado por el material de aporte después de aplicar el procedimiento de soldadura. Este cálculo se realizó mediante el diagrama de composición de Schaeffler-Delong, en el cual dependiendo de la composición química del material base y del material de aporte, podemos predecir calculando el cromo y níquel equivalente que se muestra en la ecuación (4) y (5):

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1.5*\%Si + 0.5*\%Nb \quad (ec.4)$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30*\%C + 0.5*\%Mn \quad (ec.5)$$

Con esto, se calcula el  $Cr_{eq}$  y  $Ni_{eq}$  del metal base y del material de aporte. Cabe mencionar que los datos de la composición química son de la pieza de trabajo obtenidos a base del análisis de espectrometría y la del material de aporte de acuerdo a la clasificación AWS de la **Tabla 5**.

$$\text{AISI 304L: } Cr_{eq} = 18.85 + 0.001 + 1.5*0.315 + 0.5*0 = 19.32$$

$$Ni_{eq} = 8.18 + 30*0.029 + 0.5*0.771 = 9.44$$

$$\text{ER-308L: } Cr_{eq} = 19.8 + 0.19 + 1.5*0.38 + 0.5*0 = 20.56$$

$$Ni_{eq} = 9.80 + 30*0.02 + 0.5*1.90 = 11.35$$

Lo siguiente es ubicar estas composiciones en el diagrama de composición de Schaeffler-Delong mostrado en la **Figura 41**. La intersección de las líneas azules horizontal y vertical corresponde al punto que representa la composición de la pieza AISI 304L y las líneas verdes al material de aporte. Luego trazando una línea roja que una estos puntos de intersección de ambos, del cual indicará el porcentaje de las fases austenita y ferrita delta en el cordón dependiendo del porcentaje de dilución, en este caso, influye más el de la composición del acero. De esta manera, en el punto rojo se puede decir previamente que la pieza de AISI 304L en el cordón de soldadura está compuesto por 12% de ferrita delta y el resto de fase austenita. Esta composición química de la zona fundida es la misma tanto para la muestra A y B.



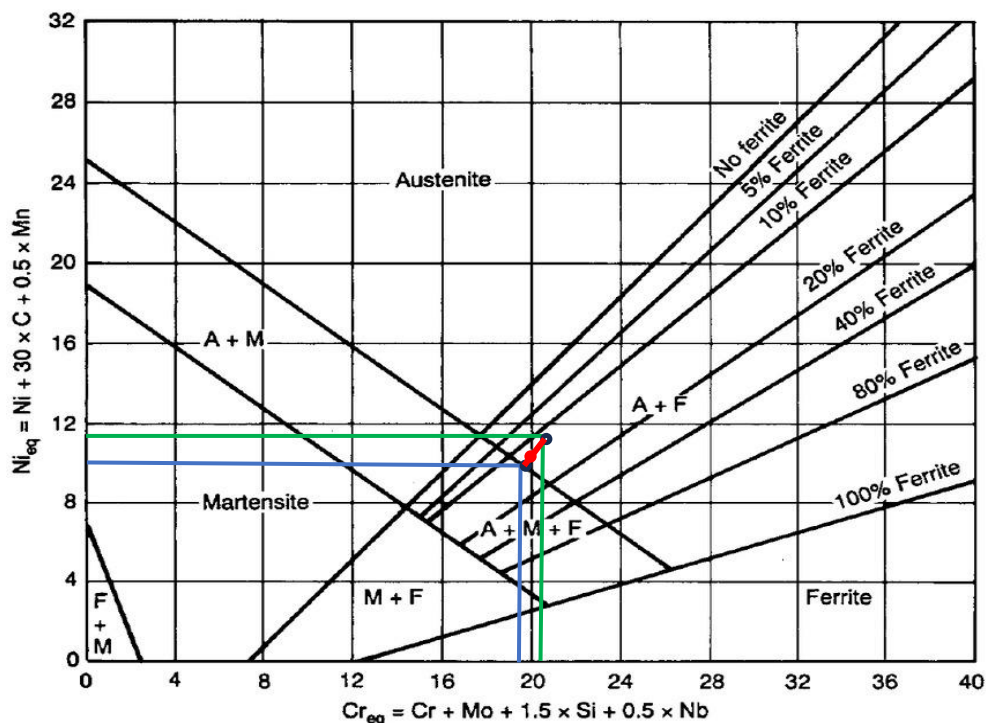


Figura 41. Diagrama de Schaeffler-Delong para el cálculo de las fases en el cordón de soldadura para un AISI 304L con material de aporte ER-308L [95]

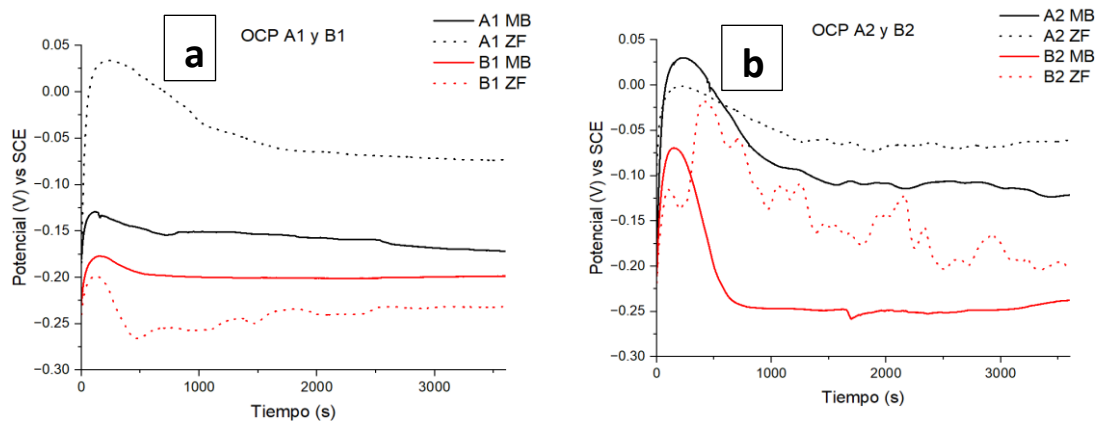
## 4.5 Análisis de la resistencia a la corrosión

Para tener una mayor claridad y diferencias de los comportamientos corrosivos de las piezas A y B, se analiza los resultados de los ensayos de Curva de polarización Potenciodinámica (CPP) y Prueba Doble Reactivación Electroquímica Potenciodinámica (DL-EPR).

### 4.5.1 Potencial de Circuito Abierto

En la **Figura 42** se observan los gráficos de las muestras A1 y B1 sin exposición a cámara de niebla (Figura 42.a) y A2 y B2 con cámara de niebla (Figura 42.b). Se puede decir que los potenciales de las muestras sin cámara de niebla tienen una mejor estabilidad en comparación a las otras, debido a que no presentan picaduras corrosivas que alteren la estabilización, al igual que los valores de potencial son muy similares entre el metal base y la zona fundida. Las muestras A con y sin cámara de niebla son más nobles que las muestras B, por lo que tiende a ser más reactivo debido a la sensibilización y la posibilidad de formar corrosión intergranular debido la formación

de carburos de cromo. Con respecto a las zonas fundidas, las muestras menos reactivas fue A1ZF y A2ZF al -0.05 V ya que el material de aporte presenta un alto contenido de cromo que ayuda a reducir las reacciones de corrosión gracias a la formación de la capa pasiva. No obstante, este es de menor calidad para las muestras B1ZF y B2ZF por la sensibilización.

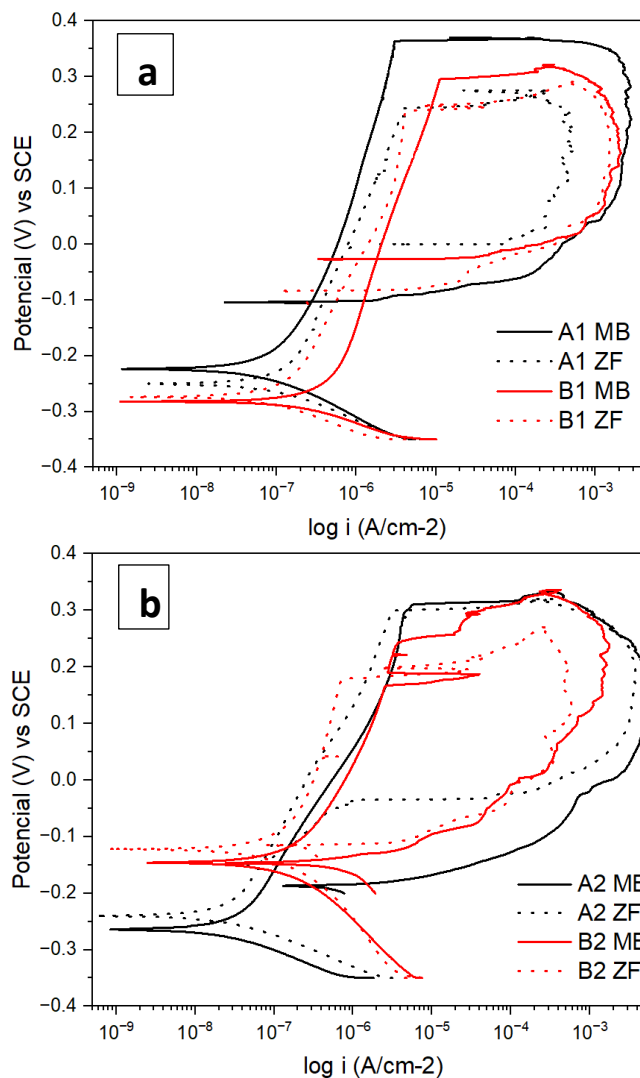


**Figura 42.** Estabilización del potencial en OCP de las muestras A y B en solución 5% NaCl a 1 hora. a) 1 Sin cámara de niebla. b) Con cámara de niebla

#### 4.5.2 Curva de polarización potenciodinámica

Los resultados de las muestras A y B con y sin cámara de niebla se observan en la **Figura 43**. Las curvas de polarización se inician con la reacción de reducción representada por la curva de polarización catódica, en el cual las densidades de corriente se ven disminuidas hasta llegar al potencial de corrosión. Luego de alcanzar este punto, las densidades de corriente responden a las reacciones de oxidación del metal, es decir, por la curva de polarización anódica, lo que aumenta la densidad de corriente. Estas curvas representan la zona activa de reacción y termina al llegar a la zona de pasivado. Para las muestras sin cámara de niebla (Figura 43.a), los potenciales de corrosión varían entre los -300 mV a -200 mV en las cuatro muestras, lo que son muy similares, siendo más negativo las muestras B1, lo que tiende a ser más activa a las reacciones de corrosión [31]. En la zona de pasivación, las curvas presentan pendientes positivas, esto se debe a que, a pesar de que las muestras poseen una capa protectora, sigue ocurriendo reacciones anódicas leves. Al comparar entre las muestras en esta zona, A1MB presenta una capa de pasivación más estable al tener mayor potencial de picado. Al completar el primer ciclo e invertir el sentido de polarización (ciclo de histéresis) se produce un corte a la curva de ida, llamado potencial de repasivado, aquí se observa que todas las muestras cortan la curva en la zona de pasivación, lo que significa que todas las muestras sin cámara de niebla tienen la capacidad de volver a formar su capa pasiva luego de presentar corrosión por picado [96], [97]. Comparando entre A1MB y B1MB, la muestra A1MB, a pesar de tener un mayor potencial de picado, tiene un menor potencial de repasivación debido por el efecto de la martensita inducida

por deformación en su microestructura. Distinto es el caso entre A1ZF y B1ZF ya que, debido al proceso de soldadura, A1ZF ya no presenta martensita. Por otra parte, en B1ZF hay presencia de carburos  $M_{23}C_6$ . En la Figura 43.b se observan las muestras con condición de cámara de niebla. Se puede decir que las muestras A2 tienen mayores potenciales de picado y que todas las muestras, a excepción de A2ZF, no tienen la capacidad de volver a pasivarse, aunque esta capa sigue siendo muy pobre.



**Figura 43.** Ensayos de CPP de las muestras A y B en solución de 5% NaCl. a) Sin cámara de niebla y b) Con cámara de niebla

En la **Tabla 13** se puede analizar de forma particular los datos obtenidos de los gráficos CPP, a través de los cálculos de las zonas de potenciales de pasivación ( $\Delta E_{pas} = E_{rup} - E_{corr}$ ) y protección ( $\Delta E_{prot} = E_{prot} - E_{corr}$ ). La muestra B2MB y B2ZF tiene una nula capacidad en repasivarse. En

contraparte, las piezas A2MB y A2ZF presentan un  $\Delta E_{\text{prot}}$  de 76.16 mV y 201.1 mV correspondientemente, lo que presentan un mejor comportamiento que las muestras B2, sin embargo, siguen siendo bajas, lo que son más susceptibles a la corrosión localizada que las muestras A1 y B1 en ambientes corrosivos.

**Tabla 13.** Valores de potenciales en los puntos de interés de los gráficos CPP

Muestra	$E_{\text{corr}}$ (mV vs SCE)	$E_{\text{rup}}$ (mV vs SCE)	$E_{\text{prot}}$ (mV vs SCE)	$\Delta E_{\text{pas}}$ (mV vs SCE)	$\Delta E_{\text{prot}}$ (mV vs SCE)
A1MB	-225.4	363.0	-103.5	588.1	121.9
A1ZF	-255.9	243.5	-2.053	494.4	253.8
B1MB	-275.1	294.4	-31.99	574.4	243.0
B1ZF	-273.8	236.5	-83.11	510.3	190.7
A2MB	-264.1	309.2	-187.4	573.3	76.16
A2ZF	-246.3	299.3	-45.2	540.6	201.1
B2MB	-146.3	242.3	-146.3	388.6	0
B2ZF	-122.3	179.4	-115.3	301.7	7

Por otro lado, con los gráficos CPP mostrados, gracias a la polarización electroquímica, es posible calcular la velocidad de corrosión ( $V_{\text{corr}}$ ) de cada muestra a través de la ley de Faraday (ec.8) indicada por la norma ASTM G102 [98]:

$$V_{\text{corr}} = \frac{K I_{\text{corr}} EW}{\rho} \quad (\text{ec.8})$$

Donde K ( $3.27 \times 10^{-3}$  mmg/ $\mu\text{Acmyr}$ ) es constante de corrosión que define sus unidades,  $I_{\text{corr}}$  ( $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ ) es la densidad de corrosión, EW (18.99, adimensional) es el peso equivalente y  $\rho$  ( $7.93 \text{ g}/\text{cm}^3$ ) es la densidad del AISI 304L.

El valor del peso equivalente EW se calculó mediante la ec. 9:

$$EW = \frac{1}{\frac{\sum n_i f_i}{W_i}} \quad (\text{ec.9})$$

Donde  $n_i$  es el número de electrones de valencia transferidos,  $f_i$  es la fracción de masa y  $W_i$  es el peso atómico, de cada  $i$  elemento del compuesto obtenido de la reacción de oxidación. El cálculo de  $n$  es más complejo, sin embargo, el método más aceptado es la estimación del potencial de la superficie del metal, donde ocurren las reacciones de oxidación y se elabora un diagrama de Pourbaix, en el cual se muestra las zonas de equilibrio en función del producto de la reacción y el pH del medio. Los valores calculados se obtuvieron por el de algunos autores, los cuales fueron tabulados en la norma ASTM G102. En este caso, la variable de valencia del producto obtenido de la reacción es Fe/3 y Cr/3, cuyo EW es 18.99.

Con respecto en poder determinar el  $i_{corr}$ , se utilizó de método de Extrapolación de Tafel en el cual se confeccionan las curvas que describen las pendientes de Tafel en el potencial de corrosión  $E_{corr}$ , indicadas en la norma ASTM G3 [99]. Este método se aplicó a cada una de las curvas de polarización de las muestras que se ve en la **Figura 43** en ambos gráficos. Así pues, en la **Tabla 14**, se hayan los valores de los cálculos obtenidos. Comparando entre las muestras de las mismas zonas, A1MB vs B1MB y A1ZF vs B1ZF, la velocidad de corrosión es más alta en las muestras A1 por la martensita inducida por deformación, debido a la energía almacenada generada por las tensiones residuales en casi toda la muestra, provocando que sea más reactiva por la corrosión generalizada. Caso contrario a las muestras B1, la presencia de los carburos  $M_{23}C_6$ , tienen efectos más asociado a la corrosión localizada. En cuando a las muestras con cámara de niebla, ambas muestras de B2 presentan un mayor  $V_{corr}$  dado que, al estar en presencia de un ambiente corrosivo, el picado provoca un mayor impacto las zonas localizadas empobrecidas de cromo. Por otro lado, las muestras A2, al tener un mayor efecto en la corrosión generalizada, es decir, su capa pasiva tiene una mejor resistencia al ambiente corrosivo.

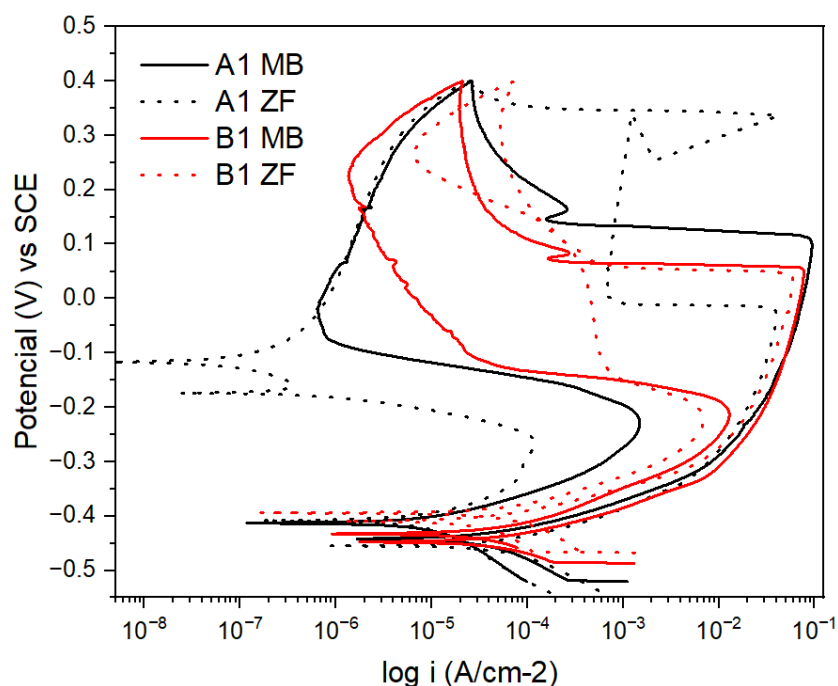
**Tabla 14.** Densidad y velocidad de corrosión de las muestras A y B con y sin cámara de niebla

Muestra	$i_{corr}$ ( $\mu A/cm^2$ )	$V_{corr}$ ( $\mu m/año$ )
A1MB	0.03245	0.2541
A1ZF	0.05484	0.4294
B1MB	0.01555	0.1217
B1ZF	0.06864	0.5375
A2MB	0.01302	0.1019
A2ZF	0.01431	0.1121
B2MB	0.09071	0.7103
B2ZF	0.06579	0.5152

#### 4.5.3 Reactivación potencioquinética electroquímica de doble bucle

Los resultados del ensayo DL-EPR se ilustran en la **Figura 44** sobre las muestras A y B metal base y zona fundida. Las densidades de corriente de activación ( $i_a$ ) y reactivación ( $i_r$ ) se producen a los mismos niveles de potencial ( $\approx -230$  mV). Se observó que, durante la polarización directa, la muestra B1MB presentó un mayor  $i_a$  en comparación a la muestra A1ZF, dado que es menor debido a que el material de aporte ER-308L presenta alto contenido de cromo y bajo contenido de carbono, lo que favoreció a la zona del cordón de soldadura en comparación a la zona de metal base. Las muestras B presenta precipitación de  $M_{23}C_6$  cercanos a los límites de granos observados en el SEM anteriormente, aumentando la susceptibilidad a la corrosión intergranular, siendo estas zonas anódicamente más activas [100].

Se pudo calcular el %DOS gracias de los datos son obtenidos en los gráficos. Estos cálculos se pueden ver en la **Tabla 15**, donde %DOS más alto son de las muestras B1MB y B1ZF de 16.75% y 11.71% respectivamente, demostrando que son más susceptibles a la corrosión intergranular. Por otro lado, los valores de A1BM y A1ZF son de 1.59% y 0.305%, es decir, A1BM es cinco veces mayor que A1ZF debido a que presenta martensita inducida por deformación, lo que afecta el comportamiento de sensibilización [101].



**Figura 44.** Curva de ensayo DL-EPR para las muestras A1 y B1 en zona MB y ZF

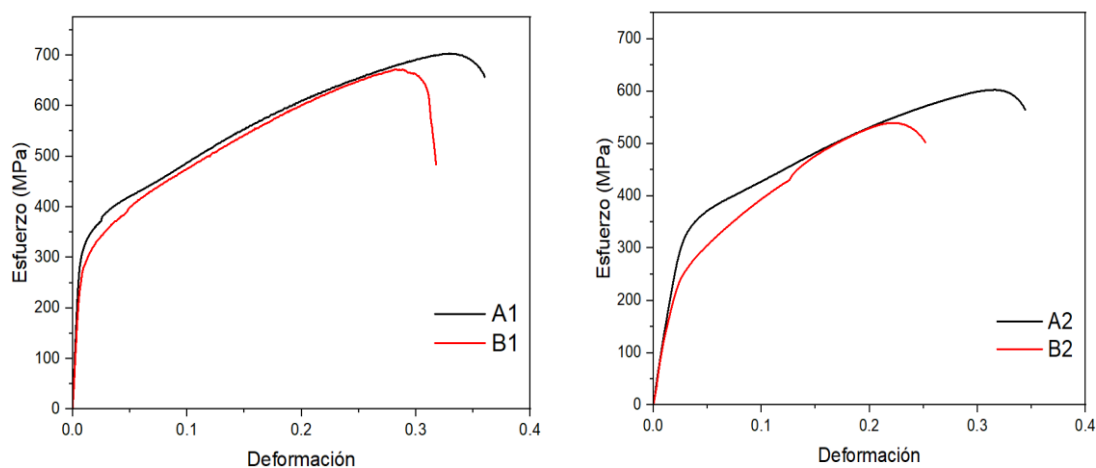
**Tabla 15.** Cálculo del DOS (%) para las muestras A y B MB y ZF con y sin cámara de niebla

Muestra	Pick de activación $i_a$ ( $A/cm^2$ )	Pick de reactivación $i_r$ ( $A/cm^2$ )	DOS (%)
A1MB	0.00149	0.0935	1.593
A1ZF	0.000122	0.00401	0.305
B1MB	0.00128	0.00764	16.75
B1ZF	0.00686	0.00586	11.71

## 4.6 Análisis Ensayos Mecánicos

### 4.6.1 Ensayo tracción

Efectuados los ensayos de tracción, se dan a conocer en la **Figura 45** los resultados para las muestras A y B con y sin cámara de niebla. En la Figura 45.a, que corresponde a las muestras sin cámara de niebla, la muestra A1 resultó tener una mejor ductilidad y resistencia en todas las zonas al compararlas con la muestra B1. Esta diferencia de comportamiento entre ambas se debe a que la muestra B1 pudo presentar corrosión intergranular por los carburos  $M_{23}C_6$  lo que redujo sus propiedades mecánicas debido a que los carburos son más duros y generan una mayor fragilidad. Por otro lado, en la Figura 45.b se muestra el mismo ensayo para las muestras A y B con cámara de niebla, se puede observar comportamientos similares al gráfico sin cámara de niebla, pero con menor límite elástico y resistencia a la tracción ya que, a menores esfuerzos las muestras tienden a fracturar con mayor facilidad, teniendo un comportamiento levemente más frágil. La muestra B2 sensibilizada es la más afectada, no solo cede a menores valores de esfuerzo, sino que perdió mayor ductilidad en fallar a menores deformaciones. Por consiguiente, se puede decir que las propiedades mecánicas de las muestras con cámara de niebla fueron las más afectadas a causa de la presencia de corrosión por picado en la superficie de las muestras debido a la exposición bajo ambiente salino.



**Figura 45.** Ensayo de tracción por las curvas de deformación de las muestras A y B. a) Sin cámara de niebla y b) Con cámara de niebla

En la **Tabla 16** están tabulados los valores de límite elástico, resistencia a la tracción y alargamiento dados por el ensayo. Estos valores rectifican la diferencia de propiedades mecánicas entre las muestras con y sin cámara de niebla. Según la norma ASTM A240 (mostrada en la **Tabla 2**) todas las muestras están dentro o sobre los valores mínimos exigidos por la norma, al presentar una mayor resistencia a la tracción y límite elástico. Por el contrario, también se

observan los porcentajes de alargamiento, se revela que los valores de todas las muestras están por debajo del 40% de alargamiento recomendado por la norma, esto significa que no estarían aptos para ciertos trabajos que se relacionen con esfuerzos. Esta pérdida de alargamiento se debe al proceso de laminación en frío, lo cual redujo la ductilidad al formarse martensita inducida por deformación en las muestras A. Esto también explica el aumento de la resistencia de la tracción y el límite elástico en los resultados [102]. Sin embargo, los carburos  $M_{23}C_6$  de las muestras B tienen un mayor efecto negativo en comparación a la martensita inducida por deformación de las muestras A.

Como información adicional, con los valores indicados por la **Tabla 16**, se puede calcular el %PSE, es decir, el comportamiento de la tenacidad del material, a mayor porcentaje de PSE, mayor respuesta a la tenacidad presentará la muestra y viceversa [103]. Este valor se obtiene del factor entre la resistencia a la tracción y el porcentaje de alargamiento. De acuerdo a los valores, la muestra A1 presenta una mejor resistencia a la tenacidad con 27.42 %GPa, por el contrario, B2 tiene un 16.72 %GPa, lo que lo hace menos resistente a los impactos debido a la propiedad de fragilidad que adquirió debido al aumento de dureza.

**Tabla 16.** Resultados de los ensayos de tracción y para la muestra A y B con y sin cámara niebla

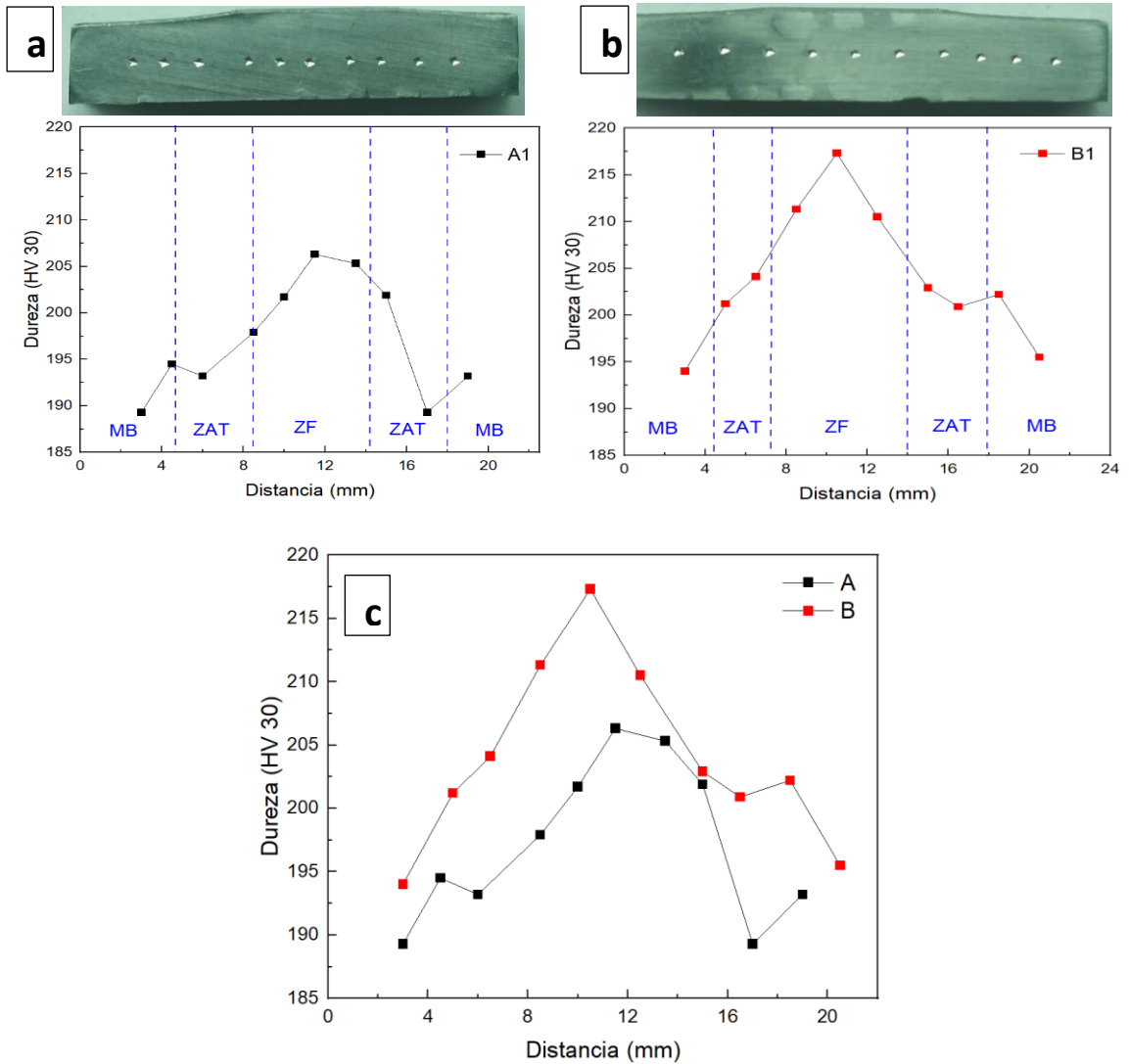
Muestras	Límite elástico (MPa)	Resistencia a la tracción (MPa)	Alargamiento (%)	PSE (%GPa)
A1	301.8	703.2	39	27.42
B1	251.5	672.3	34.8	23.40
A2	299.5	602.8	35.9	21.61
B2	246.7	539.3	31	16.72
<b>ASTM A240</b>	<b>170</b>	<b>485</b>	<b>&gt;40</b>	

#### 4.6.2 Ensayo de Dureza

En la **Figura 46** se representan las gráficas con los valores de macro dureza Vickers HV 30 realizados a las piezas A y B, del cual se adjuntó las imágenes de las diez zonas medidas de izquierda a derecha a lo largo de ellas, en el cual, en la **Tabla 17** están tabulados los valores. La Figura 46.a y Figura 46.b se muestran los valores de macro dureza de la muestra A y B respectivamente, ambos presentan el mismo comportamiento, donde las zonas de MB presentan una menor dureza que las zonas ZF respectivamente. No obstante, en las zonas ZF de la muestra B, los perfiles de dureza son de mayor magnitud comparándola con las mismas zonas de la muestra A con una diferencia de 10 HV aproximadamente, como se ve en la Figura 46.c. Esto se debe a la presencia precipitados de  $M_{23}C_6$  en la muestra sensibilizada, aumentando de esta manera su dureza en conjunto al desbalance entre ferrita y austenita observados en los ensayos de difracción de rayos X. Por otro lado, la dureza de la muestra A es debido a la presencia



de martensita inducida por deformación, sin embargo, la presencia de los precipitados demuestra posiblemente a que tiene un mayor efecto sobre la dureza.



**Figura 46.** Ensayo de macro dureza HV 30 de las muestras A y B. a) A, b) B y c) Comparación entre ambas

**Tabla 17.** Valores de macro dureza Vickers en las zonas MB, ZAT y ZF de las muestras A y B

Muestra	Zona	Distancia (mm)	Dureza (HV30)
A	MB	3	189.3
		4.5	194.5
	ZAT	6	193.2

		8.5	197.9
		10	201.7
	ZF	11.5	206.3
		13.5	205.3
	ZAT	15	201.9
		17	189.3
	MB	19	193.2
	MB	3	194.0
	ZAT	5	201.2
		6.5	204.1
		8.5	211.3
	ZF	10.5	217.3
		12.5	210.5
	ZAT	15	202.9
		16.5	200.9
	MB	18.5	202.2
		20.5	195.5

Para comparar los valores de dureza de acuerdo a los ensayos junto con los valores establecidos por la norma ASTM A240, en la **Tabla 18**, se indica los promedios de las zonas MB, ZF y ZAT para las muestras A y B. Además, se hizo la conversión de los valores de dureza HV30 a HRb, si bien esta conversión no es precisa, ayudará a visualizar que el efecto de la sensibilización en la muestra B es más importante en comparación a la martensita inducida por deformación de la muestra A. Se puede ver que ZF de ambas muestras presentan una dureza HRb mayor a la norma, por lo que no cumplirían con esta. Esto se debe a que en la ZF debido al material de aporte, hay una mayor concentración de Cr y Mn que en las zonas MB, cuyos elementos que brindan una mayor dureza.

**Tabla 18.** Promedio de dureza en escala HV30 y HRb de las muestras A y B

Zona	Dureza			
	A		B	
	HV30	HRb	HV30	HRb
MB	192.3	91	197.2	92
ZAT	195.6	92	202.3	93
ZF	204.4	93	213.0	95
<b>ASTM A240</b>		<b>92</b>		<b>92</b>

## 5. Conclusiones

- El procedimiento de soldadura TIG se realizó de manera exitosa bajo la mayoría de las recomendaciones por las normas competentes. El material de aporte ER-308L demostró aportar buenas propiedades y fortalecimiento en el cordón de soldadura.
- Los tratamientos térmicos de alivio de tensiones y sensibilizado aplicados lograron tener una gran importancia a la hora de comparar la caracterización, la susceptibilidad a la corrosión localizada y las propiedades mecánicas entre las piezas.
- Las muestras A y B indicaron tener fase austenita y ferrita delta en toda la microestructura. Entre las zonas ZAT y ZF presentaron una microestructura típica de solidificación no homogénea, en el cual la ferrita tiene un crecimiento epitaxial hacia el centro de soldadura, donde la austenita nuclea en sus límites de granos. La pieza A mantuvo la fase martensita inducida por deformación proveniente de la transformación de la austenita metaestable, del cual, no se pudo eliminar por el tratamiento térmico de alivio de tensiones, dado que no tuvo la temperatura y tiempo suficiente para eliminarlas. La muestra B mostró una microestructura con cantidad mínima de martensita debido a su eliminación por el tratamiento de sensibilizado. En los ensayos SEM-EDS, se pudo comprobar la presencia de carburos  $M_{23}C_6$  en los límites de granos por el tratamiento de sensibilización, la poca cantidad de estos precipitados era lo esperado por el bajo contenido de carbono del material. No se identificaron otras fases secundarias como fase sigma o chi en ninguno de los casos.
- En cuanto a los ensayos de corrosión de polarización cíclica, A1MB obtuvo mayor potencial de picado, lo que demuestra tener una capa pasiva más estable a mayores potenciales. B1MB tuvo un  $\Delta E_{prot} = 243.0$  mV, teniendo una mejor repasivación de su capa protectora que A1MB al obtener 121.9 mV, dado que la martensita inducida por deformación está más relacionada con la corrosión generalizada, tiene un mayor efecto. A1ZF, al no presentar martensita, tuvo una mejor repasivación con  $\Delta E_{prot} = 253.8$  mV. En cuando a las condiciones de cámara de niebla, las muestras A2 tuvieron mayor estabilidad de la capa pasiva. A2ZF tuvo una buena respuesta a la repasivación con  $\Delta E_{prot} = 201.1$  mV, en cambio, las muestras B2 tuvieron casi nula capacidad, lo que significa que la presencia de carburos  $M_{23}C_6$  tienen un mayor impacto en la corrosión localizada por picado. Esto tiene mayor relevancia al ver que las velocidades de corrosión son más altas en las muestras B2MB y B2ZF con 0.7103 y 0.5152  $\mu\text{m/año}$  respectivamente.
- En el ensayo DL-EPR con respecto a las zonas MB y ZF (zona ZAT incluida), la zona ZF de A1 y B1 tuvieron un %DOS de 0.305% y 11.71%, y en MB 1.593% y 16.75% respectivamente, lo que significa que las muestras ZF presentan una mejor resistencia a la corrosión intergranular, debido que el material de aporte ER-308L dio mejor resistencia. Además, al comparar A1 y B1, las muestras A1 tuvieron menor grado de sensibilidad ya que no presentan carburos de cromo  $M_{23}C_6$  en su microestructura a diferencia de B1.

- Las muestras A presentaron generalmente mejores propiedades mecánicas que las muestras B, esto significa que la presencia de carburos  $M_{23}C_6$  tiene mayor impacto negativo que la martensita inducida por deformación en todos los valores obtenidos. A1 demostró en todos los resultados una mejor respuesta que A2: límite elástico 301.8 MPa vs 299.6 MPa, resistencia a la tracción 703.2 MPa vs 602.8 MPa, alargamiento 39% vs 35.9% y PSE 27.42GPa% vs 21.61GPa% respectivamente. Las muestras con cámara de niebla tuvieron bajos valores en las propiedades mecánicas en general debido a la presencia agente agresivos del medio, teniendo esto un mayor efecto que la sensibilización de la pieza B2. En cuanto a la macro dureza, la muestra B tuvo mayor dureza que A en todas las zonas, debido a que posiblemente los carburos  $M_{23}C_6$  tiene un mayor efecto en la dureza que la martensita inducida por deformación, sumando además el desbalance de ferrita delta y austenita observados en los ensayos de difracción de rayos X. Por otro lado, la dureza va aumentando al pasar por la zona ZAT y ZF debido a la cantidad de ferrita delta que presenta mayor dureza que la fase austenita.
- Por lo tanto, se pudo demostrar bajo la hipótesis que, la presencia de la martensita inducida por deformación de las muestras A tiene un mayor efecto en la corrosión generalizada, mientras que los carburos  $M_{23}C_6$  son a la corrosión localizada. Lo que significa que la muestra B tendrá peores respuestas en condiciones de servicio que la muestra A, dado que la corrosión localizada es de carácter catastrófico y más peligrosa que la generalizada.

## 6. Referencias

- [1] A. Kumar Gupta, V. Kumar Chouksey, and A. Pandey, "Design and study of an autonomous linear welding robot with mechanical referencing system," *Mater Today Proc*, Aug. 2023, doi: 10.1016/J.MATPR.2023.08.111.
- [2] S. Erkaya, "Investigation of joint clearance effects on welding robot manipulators," *Robot Comput Integr Manuf*, vol. 28, no. 4, pp. 449–457, Aug. 2012, doi: 10.1016/J.RCIM.2012.02.001.
- [3] F. Xu, Z. Hou, R. Xiao, Y. Xu, Q. Wang, and H. Zhang, "A novel welding path generation method for robotic multi-layer multi-pass welding based on weld seam feature point," *Measurement*, vol. 216, p. 112910, Jul. 2023, doi: 10.1016/J.MEASUREMENT.2023.112910.
- [4] J. Berg and G. Reinhart, "An Integrated Planning and Programming System for Human-Robot-Cooperation," in *Procedia CIRP*, Elsevier B.V., 2017, pp. 95–100. doi: 10.1016/j.procir.2017.03.318.
- [5] P. J. Andersen, "Stainless Steels," in *Biomaterials Science*, Cuarta Edición., 2020, pp. 249–255.
- [6] B. Holmberg, "Stainless steels - their properties and their suitability for welding," 2002.
- [7] International Stainless Steel, "¿Qué hace al acero inoxidable un material sustentable?," 2015.
- [8] Nickel Institute, "Celebración del centenario del acero inoxidable," *Celebración del centenario del acero inoxidable*, 2012. [Online]. Available: [www.stainlessteelcentenary.info/StainlessHistory](http://www.stainlessteelcentenary.info/StainlessHistory)
- [9] J. Capus, "100 years of stainless steel," *Metal Powder Report*, vol. 68, no. 5, p. 12, 2013, doi: 10.1016/S0026-0657(13)70166-8.
- [10] G. Aggen *et al.*, "ASM Handbook, Volume 1, Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys Section: Publication Information and Contributors Publication Information and Contributors Authors and Reviewers," 2005.
- [11] C. R., *Aceros Inoxidables, Resistentes a la corrosión, al Calor y Super Aleaciones*. 1994.
- [12] P. G. Ranaware, "Effect of severe plastic deformation on aging kinetics of precipitation hardening 17–4 stainless steel," *Mater Today Proc*, vol. 62, no. P14, pp. 7600–7604, Jan. 2022, doi: 10.1016/j.matpr.2022.04.783.
- [13] Thyssenkrupp Materials Ltd, *stainless-steel-1.4301-304*. Alemania: thyssenkrupp, 2018.

- [14] American Society for Testing and Materials, *A240A240M-16: Standard Specification for Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet and Strip for Pressure Vessel and for General Applications*.
- [15] F. Arjmand and A. Adriaens, "Microelectrochemical Investigation of the Effect of Cathodic Polarisation on the Corrosion Resistance of 304L Stainless Steel in a Microelectrochemical Investigation of the Effect of Cathodic Polarisation on the Corrosion Resistance of 304L Stainless Steel in a 1 M NaCl Solution," 2012. [Online]. Available: [www.electrochemsci.org](http://www.electrochemsci.org)
- [16] D. Herrero Luengo, "Influencia del tratamiento térmico de endurecimiento a alta temperatura en el comportamiento frente a la corrosión por picaduras de una unión soldadura de acero inoxidable austenítico," Universidad de Valladolid, Valladolid, España, 2016.
- [17] M. F. McGuire, *Stainless steels for design engineers*. ASM International, 2008.
- [18] JN Aceros, "El Acero Inoxidable Austenítico Representará Más De 3/4 De Las Ventas Globales Hasta El 2031," <https://jnaceros.com.pe/blog/acero-inoxidable-austenitico-ventas-globales/>.
- [19] Parker Hannifin Corporation, "Corrosion in Industrial Applications ," Oct. 2021. Accessed: Sep. 14, 2022. [Online]. Available: <https://www.parker.com/literature/Tube%20Fittings%20Division/Parker-Whitepaper-How-Next-Generation-Plating-Achieves-Higher-Fluid-Power-Product-Performance.pdf>
- [20] National Association of Corrosion Engineers/ American Society for Testing and Materials, "Designation: NACE/ASTM G193-12c," 2012 doi: 10.1520/G0193-12C.
- [21] D. E. Cabrera Artieda, "Análisis del proceso de corrosión de un acero API X100 inmerso en salmuera NACE mediante ruido electroquímico a condiciones de flujo turbulento," Universidad de Veracruzana, Veracruz, México , 2022.
- [22] J. C. Vallejo Figueroa, "Conocimiento y prevención de la Corrosión," Universidad de San Carlos de Guatemala, 2006.
- [23] A. Del Valle, M. Tezozómoc, P. López, and M. M. Madrid, "Fenómeno de la corrosión en estructuras de concreto reforzado," 2001.
- [24] G. Matamala Rivas, *Corrosión* . Concepción, Chile, 2004.
- [25] R. Donald Askeland, P. Pradeep Fulay, and J. Wendelin Wright, *Ciencia e Ingeniería de Materiales*, Sexta edición. 2011.
- [26] W. Castellan Gilbert, *Fisicoquímica*, Segunda Edición. Massachusetts: Addison-Wesley Publishing Company Inc., 1983.

- [27] A. Emilse. Coy Echevarria, "Evaluación de la modificación de elementos (Mo, Mn, Ti) en el comportamiento frente a la corrosión de aceros inoxidables austeníticos memoria para optar al grado de doctor," Universidad Complutense de Madrid, Madrid, España, 2007.
- [28] J. Galvele and S. Begum, "Corrosion, Pitting ," p. 1, 2016.
- [29] G. S. Frankel and N. Sridhar, "Understanding localized corrosion Open access under CC BY-NC-ND license," 2008.
- [30] I. Talavera, "Estudio de la Corrosión de una aleación Ti6Al4V utilizada como biomaterial," Universidad Central de Venezuela, Caracas, 2007.
- [31] A. E. Muñoz Castro, "Implantación iónica por plasma de titanio y aceros inoxidables usados en prótesis e instrumental médico," Universidad Autónoma del Estado de México, Toluca, México, 2008.
- [32] A. Campos de la Cruz, "Uso del tratamiento térmico de envejecimiento en el acero inoxidable austenítico 316L, y posteriormente soldado mediante el proceso de soldadura GMAW, con interacción electromagnética de baja intensidad," Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales UMSNH, Morelia, México, 2015.
- [33] Z. Ahmad, *Principles of Corrosion Engineering and Corrosion Control*, Elsevier. IChemE, 2006.
- [34] M. Saavedra, "Simulación mediante circuitos equivalentes de la impedancia electroquímica de armaduras de acero inoxidable en mortero," Madrid, España, 2014.
- [35] O. González and G. Santos, "Evaluación del grado de sensibilización en el acero inoxidable AISI 304," *Rev. Metal. Madrid Vol. Extr.* , pp. 80–85, 2003, [Online]. Available: <http://revistademetalurgia.revistas.csic.es>
- [36] J. Ruiz C, "Medida del grado de sensibilización de un acero inoxidable austenítico AISI 304 por un método electroquímico," *Revista ION*, pp. 11–21, Jun. 1991.
- [37] A. Forero Mora, "Corrosión Intergranular en Aceros Inoxidables," Bethlehem, USA, 1982.
- [38] J. E. Sáenz More, "Estudio comparativo de la resistencia a la corrosión de aceros inoxidables austeníticos clásicos, de muy bajo contenido de níquel y pulvimetalúrgicos," Universidad Complutense de Madrid, Madrid, España, 1994.
- [39] A. Linarez, D. Medina, R. G. Chavarria, and G. Guerrero Sánchez, "Aceros inoxidables."
- [40] P. Chango Gutiérrez, "Análisis de los problemas de corrosión en la Soldadura de los aceros inoxidables AISI 304L y 316L," Escuela Politécnica Nacional, Quito, Ecuador, 2014.

- [41] J. Li, Y. Yang, Y. Ren, J. Dong, and K. Yang, "Effect of cold deformation on corrosion fatigue behavior of nickel-free high nitrogen austenitic stainless steel for coronary stent application," *J Mater Sci Technol*, vol. 34, no. 4, pp. 660–665, Apr. 2018, doi: 10.1016/J.JMST.2017.10.002.
- [42] F. R auchle and M. I. D as, "Corrosión Localizada," Lima, Perú, Dec. 1988.
- [43] C. T. Kwok, K. H. Lo, W. K. Chan, F. T. Cheng, and H. C. Man, "Effect of laser surface melting on intergranular corrosion behaviour of aged austenitic and duplex stainless steels," *Corros Sci*, vol. 53, no. 4, pp. 1581–1591, Apr. 2011, doi: 10.1016/J.CORSCI.2011.01.048.
- [44] J. H. García Moreno, "Estimación de precios unitarios en el proceso de soldadura con Arco Eléctrico," Instituto Tecnológico de CD. Madero, Ciudad Madero, México, 2010.
- [45] J. C. Flores Janampa, "Estudio de la unión de metales por Arco Manual, aplicación en la unión soldada de columna de anclaje y la seguridad en soldadura," Universidad Nacional de San Agustín, Arequipa, Perú, 2014.
- [46] L. M. Montoya Martinez and K. Osorio Restrepo, "Estudio de la soldabilidad de uniones de acero estructural ASTM A-36 con acero inoxidable SAE-AISI 304, para la empresa INGENIAR inoxidables de Pereira," Universidad Tecnológica de Pereira, Pereira, Colombia, 2015.
- [47] E. María and T. Ramírez, "Estudio de la soldabilidad del acero inoxidable austenítico AISI 304 mediante el proceso de Soldadura GMAW," Escuela Polit cnica Nacional , Quito, Ecuador , 2017.
- [48] S. M. Espín-Lagos, D. C. Coello-Fiallos, J. P. Guamanquispe-Toasa, C. F. Pérez-Salinas, and J. A. Paredes-Zumbana, "Influence of atmospheric oxygen content in the argon purge process in TIG welding in AISI 304 stainless steel pipe," *DYNA (Colombia)*, vol. 86, no. 208, pp. 355–361, Jan. 2019, doi: 10.15446/dyna.v86n208.70364.
- [49] R. Carbonell Morales, "Comportamiento de la Soldadura TIG en acero inoxidable 304L con varilla 308L e INCONEL 625 frente a la corrosión bajo tensión," Universidad Polit cnica de Valencia, Valencia, España, 2019.
- [50] J. W. Giachino and W. Weeks, *Técnica y práctica de la soldadura*, Quinta Edición. Chicago, USA: American Technical Society, 1988.
- [51] E. Arrieta Estrella and F. Pacheco Castellar, "Soldabilidad de Aceros Inoxidables y tipo de juntas," Intituci n Universitaria Tecnológica de Bolívar, Cartagena de Indias, Colombia, 2003.
- [52] AWS American Welding Society, *Specification for tungsten and oxide dispersed tungsten electrodes for arc welding and cutting*. EE.UU., 2009.



- [53] K. Weman, "TIG welding," in *Welding Processes Handbook*, Elsevier, 2012, pp. 63–69. doi: 10.1533/9780857095183.63.
- [54] A. García Sánchez, "Optimización de los parámetros de soldadura en el proceso de arco eléctrico con protección de gas (GMAW) para soldar un acero A-27," Corporación Mexicana de Investigación de materiales, Saltillo, Coahuila, México, 2009.
- [55] American Welding Society and American National Standards Institute., *AWS D1.6/D1.6M: Structural welding code - Stainless steel*. American Welding Society, 2007.
- [56] G. H. Riesco, *Manual del Soldador*, Decimoséptima. Madrid, Español, 2020.
- [57] LINCOLN ELECTRIC, "ER308/308L," [https://www.lincolnelectric.com/en/Products/lincolner308308l\\_gtaw](https://www.lincolnelectric.com/en/Products/lincolner308308l_gtaw).
- [58] INDURA, "Varilla 308L-TIG."
- [59] NICROSOL Soldaduras Especiales, "ER-308L1," 2010.
- [60] SOLDEXA, *Manual de Soldadura & Catálogo de Productos*, Séptima Edición. Lima, Perú, 2012. [Online]. Available: [www.soldexa.com.pe](http://www.soldexa.com.pe)
- [61] G. García Rodero, "Alivio de tensiones residuales: Tratamiento térmico vs. Vibración," Universidad Pública de Navarra , Pamplona, España, 2014.
- [62] J. A. Muñoz Leal, "Propuesta para elaborar una guía de seguridad y salud ocupacional al ejecutar el proceso de Sandblasting por operarios en la empresa Halliburton base Yopal," Universidad Nacional Abierta y a Distancia , Yopal, Colombia, 2016.
- [63] CODINSA S.A., "Pasivante Liquido Inox."
- [64] Euro Inox, "Decapado y Pasivado del acero inoxidable," 2004. [Online]. Available: [www.outokumpu.com/stainless](http://www.outokumpu.com/stainless)
- [65] American Society for Testing and Materials, *ASTM A967: Standard Specification for Chemical Passivation Treatments for Stainless Steel Parts*. 2007.
- [66] M. López, "Apuntes de Preparación Metalográfica." Concepción, Chile, 2017.
- [67] R. M. Deacon, "Metallography, Microstructure, and Analysis: Birth of a New Journal," *Metallography, Microstructure, and Analysis*, vol. 1, no. 1. Springer Science and Business Media, LLC, pp. 1–2, Feb. 01, 2012. doi: 10.1007/s13632-012-0003-2.
- [68] American Society for Testing and Materials, *ASTM E3-11: Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens*. 2017.
- [69] S. P. Fernandez Bordín, J. M. Ranalli, V. Galván, G. Castellano, and S. Limandri, "Combined EBSD, SEM and EDS for detecting minor phases on austenitic stainless steels," *Mater Charact*, vol. 195, 2023, doi: 10.1016/j.matchar.2022.112525.

- [70] P. R. W. S. Sathirachinda N, "Study of nobility of chromium nitrides in isothermally aged duplex stainless steels by using SKPFM and SEM/EDS," vol. 52, no. 1, 2010, doi: 10.1016/j.corsci.2009.08.057.
- [71] M. Antonio, "Influencia del contenido de martensita en la vida a fatiga de aceros inoxidable austeníticos metaestables," Universidad Politécnica de Cataluña, 2013.
- [72] J. A. Calderón, O. Mattos, and O. Barcia, "Análisis de la evolución del potencial de circuito abierto del cobalto en medio levemente alcalino," Universidad de Antioquia, Medellin, Colombia, 2006.
- [73] American Society for Testing and Materials, *Standard Test Method for Conducting Cyclic Potentiodynamic Polarization Measurements for Localized Corrosion Susceptibility of Iron-, Nickel-, or Cobalt-Based Alloys 1*. 2009. [Online]. Available: [www.astm.org](http://www.astm.org),
- [74] American Society for Testing and Materials, *Standard Test Method for Electrochemical Reactivation (EPR) for Detecting Sensitization of AISI Type 304 and 304L Stainless Steels*. 2015.
- [75] International Organization for Standardization, *Corrosion of metals and alloys — Electrochemical potentiokinetic reactivation measurement using the double loop method*. 2006.
- [76] American Society for Testing and Materials, "ASTM B117: Standard Practice for Operating Salt Spray (Fog) Apparatus 1", doi: 10.1520/B0117-11.
- [77] American Society for Testing and Materials, "ASTM D1193: Standard Specification for Reagent Water." [Online]. Available: [www.astm.org](http://www.astm.org)
- [78] American Society for Testing and Materials, "ASTM E384: Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials." [Online]. Available: [www.astm.org](http://www.astm.org),
- [79] J. R. (Joseph R. ) Davis, *Tensile testing*. ASM International, 2004.
- [80] American Society for Testing and Materials, "ASTM E8/E8M-13: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials", doi: 10.1520/E0008\_E0008M-13A.
- [81] Universidad Politécnica de Valencia, "Capítulo III Utilización y manejo de equipos de soldadura," 2020.
- [82] R. Singh, "Weld defects and inspection," *Applied Welding Engineering*, pp. 285–301, Jan. 2020, doi: 10.1016/B978-0-12-821348-3.00027-6.
- [83] G. Singh, R. K. Saxena, and S. Pandey, "An examination of mechanical properties of dissimilar AISI 304 stainless steel and copper weldment obtained using GTAW," *Mater Today Proc*, vol. 26, pp. 2783–2789, Jan. 2020, doi: 10.1016/J.MATPR.2020.02.579.

- [84] American Society for Testing and Materials, "ASTM E-45: Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel", doi: 10.1520/E0045-13.
- [85] American Society for Testing and Materials, "ASTM-E112: Standard Test Methods for Determining Average Grain size".
- [86] C. Cocuy, A. Vargas, W. Aperador, and I. Castro, "Estudio del comportamiento mecánico y frente a la corrosión bajo tensión de acero inoxidable AISI 304 sometido a laminación.," Cali, Colombia, 2008.
- [87] J. Ibáñez, "Estudio de la Soldadura en el Aceros Inoxidables Austeníticos," 2005.
- [88] S. S. F. De Dafé, F. L. Sicupira, F. C. S. Matos, N. S. Cruz, D. R. Moreira, and D. B. Santos, "Effect of Cooling Rate on ( $\epsilon$ ,  $\alpha'$ ) Martensite Formation in Twinning/transformation-induced Plasticity Fe-17Mn-0.06C Steel," *Materials Research*, vol. 16, no. 6, pp. 1229–1236, Nov. 2013, doi: 10.1590/S1516-14392013005000129.
- [89] K. J. Al-Fadhlah, "Strain-Induced Martensite Formation and Recrystallization Behavior in 304 Stainless Steel", doi: 10.1007/s11665-015-1439-8.
- [90] M. A. Vasylyev, B. N. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and A. P. Burmak, "Influence of microstructural features and deformation-induced martensite on hardening of stainless steel by cryogenic ultrasonic impact treatment," *Surf Coat Technol*, vol. 343, pp. 57–68, Jun. 2018, doi: 10.1016/J.SURFCOAT.2017.11.019.
- [91] C. X. Huang, G. Yang, Y. L. Gao, S. D. Wu, and S. X. Li, "Investigation on the nucleation mechanism of deformation-induced martensite in an austenitic stainless steel under severe plastic deformation," *J Mater Res*, vol. 22, no. 3, pp. 724–729, Mar. 2007, doi: 10.1557/jmr.2007.0094.
- [92] J. L. Salgado Lara, "Estudio de la Transformación Inversa de la Martensita Inducida por Deformación en Aceros Inoxidables Austeníticos," UNIVERSIDAD NACIONAL DE GENERAL SAN MARTIN, 2019.
- [93] M. Sharifitabar, A. Halvae, and S. Khorshahian, "Microstructure and mechanical properties of resistance upset butt welded 304 austenitic stainless steel joints," *Mater Des*, vol. 32, no. 7, pp. 3854–3864, Aug. 2011, doi: 10.1016/J.MATDES.2011.03.007.
- [94] V. Zatkalíková, M. Uhrčík, L. Markovičová, and L. Kuchariková, "Corrosion Behavior of Sensitized AISI 304 Stainless Steel in Acid Chloride Solution," *Materials*, vol. 15, no. 23, Dec. 2022, doi: 10.3390/ma15238543.
- [95] D. Arvola, "Grain refinement of high alloy stainless steels in sand and directionally solidified castings," pp. 50–51, 2018, doi: 10.13140/RG.2.2.20559.74400.

- [96] S. Sepelano Garcia, "Evaluación de capa pasiva en aceros inoxidable mediante curva de polarización y espectroscopia de impedancia electroquímica," Universidad Pedagógica y Tecnológica de Colombia, Tunja, Colombia, 2018.
- [97] C. P. Ossa, "Estudio de la resistencia a la corrosión de aceros inoxidable austeníticos usados en implantes quirúrgicos," pp. 30–31, 2003.
- [98] American Society for Testing and Materials, *ASTM G102: Standard Practice for Calculation of Corrosion Rates and Related Information from Electrochemical Measurements*.
- [99] American Society for Testing and Materials, *ASTM G3: Standard Practice for Conventions Applicable to Electrochemical Measurements in Corrosion Testing*. doi: 10.1520/G0003-14.
- [100] P. M. Altamirano, M. A. Kappes, and M. A. Rodriguez, "Determinación in situ del grado de sensibilizado de aceros inoxidable austeníticos.," 2021.
- [101] P. S. Chowdhury, S. K. Guchhait, P. K. Mitra, P. Mukherjee, N. Gayathri, and M. K. Mitra, "Understanding the effect of uniaxial tensile strain on the early stages of sensitization in AISI 304 austenitic stainless steel," *Mater Chem Phys*, vol. 155, pp. 217–222, Apr. 2015, doi: 10.1016/j.matchemphys.2015.02.030.
- [102] R. Carbonell Morales, "Comportamiento de la soldadura TIG en acero inoxidable 304L con varilla 308L e Inconel 625 frente a la corrosión bajo tensión," Universidad Politécnica de Valencia, Valencia, España, 2019.
- [103] Á. Oñate *et al.*, "Exploring the Impact of Cooling Rate on Microstructural Features, Mechanical Properties, and Corrosion Resistance of a Novel Nb-Stabilized Super Duplex Stainless Steel in Shielded Metal Arc Welding," *Crystals (Basel)*, vol. 13, no. 8, Aug. 2023, doi: 10.3390/cryst13081192.