

EFECTO DE LA TEMPERATURA DE REVENIDO EN LA RESISTENCIA A LA  
CORROSIÓN POR PICADURAS Y LOCALIZADA DE UN ACERO INOXIDABLE  
AUSTENÍTICO AISI304.

MIGUEL ÁNGEL PÉREZ VALENCIA

Proyecto integral de grado para optar al título de  
INGENIERO MECÁNICO

Orientador

Leydi Julieta Cárdenas Flechas  
Ingeniera Electromecánica

FUNDACIÓN UNIVERSIDAD DE AMÉRICA  
FACULTAD DE INGENIERÍAS  
PROGRAMA DE INGENIERÍA MECÁNICA  
BOGOTÁ

2024

NOTA DE ACEPTACIÓN:

---

---

---

---

---

---

---

Firma del Director

---

Firma del presidente del jurado

---

Firma del jurado

---

Firma del jurado

Bogotá D.C., Agosto de 2024

## **DIRECTIVOS DE LA UNIVERSIDAD**

Presidente de la Universidad y Rector del Claustro

**Dr. MARIO POSADA GARCÍA PEÑA**

Consejero Institucional

**Dr. LUIS JAIME POSADA GARCÍA PEÑA**

Vicerrectora Académica

**Dra. MARIA FERNANDA VEGA DE MENDOZA**

Vicerrector Administrativo y Financiero

**Dr. RAMIRO AUGUSTO FORERO CORZO**

Vicerrectora de Investigaciones y Extensión

**Dra. SUSAN MARGARITA BENAVIDES TRUJILLO**

Secretario General

**Dr. JOSÉ LUIS MACÍAS RODRÍGUEZ**

Decana Facultad de Ingenierías

**Ing. NALINY PATRICIA GUERRA PRIETO**

Directora del Departamento de Ingeniería Mecánica

**Dra. MARÍA ANGÉLICA ACOSTA PÉREZ**

## DEDICATORIA

Este proyecto de grado está dedicado a aquellas personas que han sido un pilar fundamental en mi vida y en mi formación académica.

A Dios, a quien cuyo merito le pertenece.

A mis padres, Luis Miguel y Maricela, quienes me han apoyado constantemente, de quienes he aprendido sobre el esfuerzo y la perseverancia.

A mis abuelos María y Cándido, que siempre me han acompañado y motivado a continuar.

A mis hermanos, Andrés y Wandy, que siempre han estado a mi lado brindándome su cariño y ánimo.

A mi líder, Andrés Giraldo, quien siempre tuvo fe y creyó en mí y de quien aprendí el valor de la confianza.

A Indira Sorkar, quien siempre me ha escuchado, aconsejado y ayudado inmensamente y de quien aprendí el valor de la presencia.

Al grupo planeación Tekni-plex, Nelson, Jeisson, Ludwig y Yully por el tiempo cedido y el apoyo en el desarrollo del proyecto.

Al laboratorista, Alex, quien me acompañó en todo el proceso de desarrollo del trabajo de grado.

Finalmente al Dr. Duberney Hincapié, quien me guió e instruyó en el inicio del proyecto y a la Dra. Leydi Cárdenas quien me guió e instruyó al final.

## TABLA DE CONTENIDO

	pág.
RESUMEN	7
INTRODUCCIÓN	8
OBJETIVOS	10
1. FUNDAMENTOS TEÓRICOS	11
1.1. Corrosión	11
1.1.1. <i>Carácter electroquímico de las reacciones</i>	12
1.1.2. <i>Tipos de corrosión</i>	14
1.1.3. <i>Determinación de la corrosión</i>	18
1.2. Aspectos socioeconómicos	31
1.3. Aceros inoxidable	33
1.4. Corrosión por picaduras e intergranular en aceros inoxidable	39
1.5. Corrosión por picadura en aceros austeníticos	45
1.6. Corrosión intergranular en aceros austeníticos	46
1.7. Revenido y su efecto en la resistencia a la corrosión	47
2. MATERIALES Y MÉTODOS	51
2.1. Selección del material y preparación de la muestra	51
2.2. Tratamientos térmicos	53
2.3. Caracterización de la muestra	55
2.4. Ensayos de corrosión	59
3. RESULTADOS	61
3.1. Datos obtenidos en los ensayos de corrosión	61
3.1.1. <i>Ensayos potenciodinámicos</i>	61
3.1.2. <i>Ensayos potenciodinámicos de polarización cíclica</i>	71

<b>4. DISCUSIÓN</b>	<b>84</b>
<b>5. CONCLUSIONES</b>	<b>86</b>
<b>6. RECOMENDACIONES</b>	<b>88</b>
<b>REFERENCIAS</b>	<b>89</b>
<b>ANEXOS</b>	<b>92</b>

## RESUMEN

Este proyecto de grado investiga el efecto de la temperatura de revenido en la resistencia a la corrosión por picaduras e intergranular de un acero inoxidable austenítico AISI 304. El acero fue sometido a solubilización a 1100°C y revenido a 500°C, 550°C, 600°C, 650°C y 700°C, seguido de pruebas potenciodinámicas y de polarización cíclica en NaCl al 3.5%. Los resultados mostraron que la temperatura de revenido impacta significativamente la resistencia a la corrosión: temperaturas más bajas mejoraron la resistencia a picaduras, mientras que temperaturas más altas mejoraron la resistencia intergranular debido a la formación y distribución de carburos de cromo. Estos hallazgos son cruciales para la selección de materiales en aplicaciones industriales que requieren alta resistencia a la corrosión, optimizando los procesos de tratamiento térmico para mejorar la durabilidad y fiabilidad de los componentes.

Palabras clave: Corrosión intergranular, corrosión por picadura, revenido, resistencia a la corrosión, AISI304.

## INTRODUCCIÓN

En la actualidad, la prevención de la corrosión en materiales metálicos ha sido un desafío constante debido a la naturaleza o tendencia de reaccionar con sustancias presentes en el ambiente. Los metales, aunque parecen estables son susceptibles a reacciones con sustancias presentes en el aire, el agua y otros medios. Estas reacciones entre el metal y el medio donde se encuentran pueden llevar a la degradación del material [1].

La corrosión en aceros es un proceso electroquímico complejo que se produce cuando el material interactúa con el ambiente. Entre los factores que influyen en la corrosión de aceros se encuentran la composición química, microestructura, condiciones del ambiente en el que se encuentra y las propiedades mecánicas [1]. La corrosión se puede presentar de diversas formas, entre ellas la corrosión uniforme, la corrosión por picadura y la corrosión intergranular. La corrosión por picadura se produce en áreas localizadas donde hay una falta de oxígeno, como en grietas, poros o en áreas donde la película pasivadora se ha dañado [1]. Por otro lado, la corrosión intergranular ocurre a lo largo de los límites de grano del material, como resultado de la segregación de átomos de aleantes en esas regiones [1]. Ambos tipos de corrosión pueden tener graves consecuencias en la integridad estructural y la durabilidad de los materiales, especialmente en aceros utilizados en aplicaciones críticas como en la industria química y petroquímica.

La corrosión no solo tiene un impacto estético, alterando la apariencia de los objetos, sino que también puede afectar significativamente la integridad estructural y funcional de componentes y estructuras. La variedad de entornos en los que los metales se utilizan es amplia y diversa. Desde entornos marinos hasta instalaciones químicas y aplicaciones en las diferentes industrias. Cada ambiente presenta un conjunto único de condiciones que pueden o no acelerar el proceso corrosivo, sin embargo, algunos materiales en particular como los aceros inoxidable son bastante útiles pues han demostrado una alta resistencia a la corrosión en una gran variedad de entornos.

Los aceros inoxidable son aleaciones de hierro y carbono con altos contenidos de cromo, el cromo es un elemento clave en la resistencia a la corrosión del acero, ya que forma una capa protectora de óxido sobre la superficie del material [2]. Sin embargo, otros elementos de aleación, como el níquel y el molibdeno, también pueden mejorar la resistencia a la corrosión [2]. Los aceros inoxidable se clasifican según su estructura como aceros inoxidable austeníticos, ferríticos, martensíticos, dúplex y endurecidos por precipitación. Los aceros inoxidable austeníticos están caracterizados por su estructura cristalina de fase austenítica (FCC), exhiben una alta resistencia a



la corrosión debido a su elevado contenido de cromo y níquel. Los aceros ferríticos, con una estructura cristalina de fase ferrítica (BCC), poseen menor contenido de cromo y níquel, lo que resulta en una mayor facilidad de conformación. Los aceros martensíticos, que logran su estructura cristalina de fase martensítica mediante adición de elemento de aleación, presentan una considerable dureza y resistencia (BCT). Los aceros inoxidable dúplex combinan ferrita y austenita deliberadamente mediante un control preciso de composición y tratamiento térmico, lo que les confiere una resistencia excepcional a la corrosión y buenas propiedades mecánicas, finalmente los aceros inoxidables endurecidos por precipitación obtienen su dureza a través de procesos como el endurecimiento por solución sólida y el envejecimiento. Se calientan y luego se recalientan para formar precipitados, lo que resulta en altas resistencias [3]. Estas categorías abarcan una amplia gama de propiedades que los hacen aptos para aplicaciones específicas en diversas industrias.

Por lo tanto, es relevante el estudio de la corrosión en aceros inoxidables, ya que su importancia radica en su carácter fundamental para garantizar la funcionalidad, seguridad y durabilidad en su amplia gama de aplicaciones industriales y tecnológicas. El análisis detallado de la corrosión en estos materiales permite identificar y comprender los mecanismos específicos que influyen en su degradación, así como desarrollar estrategias de mitigación y prevención teniendo en cuenta que la industria moderna exige materiales confiables y resistentes en entornos corrosivos cada vez más desafiantes. Además, el estudio de la corrosión en aceros inoxidables puede aportar conocimientos cruciales para la selección y tratamientos adecuados en los mismos. En última instancia, el estudio de la corrosión en aceros inoxidables no solo contribuye a la conservación y eficiencia de los recursos, sino que también contribuye al desarrollo de la seguridad y confiabilidad de los sistemas y productos en los que se aplican.

El objetivo de esta investigación es estudiar la relación entre la temperatura de revenido y las propiedades de resistencia a la corrosión por picadura e intergranular de un acero inoxidable austenítico AISI304, lo que podría ser útil en la selección de materiales para aplicaciones en industrias que requieren materiales con alta resistencia a la corrosión.

## **OBJETIVOS**

### **Objetivo general**

Estudiar la relación entre la temperatura de revenido y las propiedades de resistencia a la corrosión de un acero inoxidable austenítico, lo que podría ser útil en la selección de materiales para aplicaciones en industrias que requieren materiales con alta resistencia a la corrosión.

### **Objetivos específicos**

- Determinar las condiciones de tratamientos térmicos y condiciones de ensayo, mediante una revisión del estado del arte.
- Realizar tratamientos térmicos de solubilización y revenido a diferentes temperaturas.
- Realizar la caracterización metalográfica y de dureza de las muestras tratadas térmicamente.
- Determinar la resistencia a la corrosión por picadura en las muestras tratadas térmicamente mediante ensayos potenciodinámicos, basados en la norma ASTM G61 - 86 (2018).
- Determinar la resistencia a la corrosión intergranular en las muestras tratadas térmicamente mediante ensayos de reactivación potenciodinámica electroquímica.
- Comparar los resultados obtenidos en los ensayos electroquímicos y la caracterización de las muestras tratadas térmicamente, para identificar la temperatura que ofrece mayor resistencia a la corrosión.

## 1. FUNDAMENTOS TEÓRICOS

A lo largo de los siguientes capítulos, se llevará a cabo la revisión bibliográfica sobre los aceros inoxidable y el efecto de los tratamientos térmicos en la resistencia a la corrosión. Inicialmente se presentarán los conceptos básicos sobre corrosión electroquímica y su impacto socioeconómico. Posteriormente se describirán los diferentes tipos de aceros inoxidable, con especial atención en los aceros inoxidable austeníticos y su utilidad en diversos contextos industriales. La revisión de la literatura se ampliará mostrando los mecanismos de la corrosión por picaduras e intergranular en aceros inoxidable. Después se explorará la corrosión por picaduras e intergranular en aceros austeníticos de forma que se pueda entender con más detalle cómo se presenta el fenómeno y sus posibles afectaciones. Finalmente, se describe el proceso de revenido y su influencia en la resistencia a la corrosión. Se examinará cómo este tratamiento térmico es capaz de alterar las propiedades de los aceros inoxidable austeníticos.

### 1.1. Corrosión

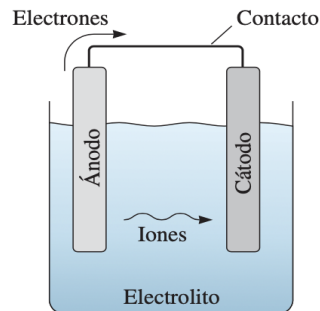
La corrosión es un proceso químico y electroquímico natural que implica la degradación y deterioro de materiales metálicos y otros materiales a causa de su interacción con el entorno circundante [1]. En el contexto de los metales, como el hierro o el acero, la corrosión suele implicar la formación de óxidos o productos de corrosión en la superficie del material debido a la exposición a agentes oxidantes como el oxígeno y la humedad [7]. Esta reacción puede debilitar los materiales, reducir su vida útil, afectar su apariencia y funcionamiento. Este proceso implica que los átomos de hierro se separan de la superficie del metal y entran en la solución circundante, mientras que al mismo tiempo se libera gas hidrógeno [7].

La corrosión es un proceso que puede ser acelerado por la presencia de sustancias como ácidos, que aumentan la concentración de iones de hidrógeno o puede ser inhibido mediante el uso de inhibidores como el ácido crómico, que reduce la disolución del hierro y la liberación de hidrógeno [7], mediante la formación de una capa protectora. La degradación por corrosión es problemática porque debilita el metal ya que existe una pérdida de material, en algunos casos lo puede tornar frágil y reduce su vida útil. Además, puede ser visualmente poco atractiva y en aplicaciones críticas, comprometer la integridad estructural [1].

### 1.1.1. *Carácter electroquímico de las reacciones*

La corrosión electroquímica es el proceso más común de corrosión de metales. Una reacción electroquímica se define como una reacción química que implica la transferencia de electrones, en este proceso los átomos del metal pierden electrones y se convierten en iones [7]. A medida que este proceso ocurre el metal se va consumiendo gradualmente. La corrosión electroquímica ocurre en medios acuosos es decir en medios con agua, tierra húmeda o aire húmedo, ya que estos entornos contienen iones que facilitan el proceso [3]. Este proceso se puede representar como una celda electroquímica, la cual consiste en dos áreas diferentes (superficies) que actúan como electrodos y se encuentran unidas por un elemento conductor, los dos electrodos conocidos como ánodo y cátodo se encuentran sumergidos en un entorno acuoso (electrolito), como se representa en la Figura 1.

**Figura 1.**  
*Celda electroquímica*



**Nota.** La figura 1 representa la transferencia de electrones en una celda electroquímica y los componentes de la misma. Ánodo, cátodo, conductor y electrolito. Tomado de: Ciencia E Ingeniería de Materiales, Séptima Edición (p. 803), por Askeland, D.R., Askeland, D.R. and Wright, W.J. (2017), México D.F: Cengage Learning.

El ánodo es la región donde se da la corrosión, los átomos del metal se oxidan, lo que significa que pierden electrones [3]. El cátodo es otra región donde los electrones liberados en el ánodo se combinan con iones presentes en el electrolito, esto da como resultado una reacción de reducción, donde los iones se reducen [3]. El electrolito es el entorno conductor en el que ocurren estas reacciones, es generalmente un líquido que contiene iones que pueden difundirse y realizar el intercambio electrónico [3].

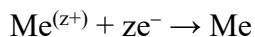
La reacción de oxidación puede representarse como se ve en la ecuación 1:



*Ecuación 1. Reacción de oxidación*

Donde Me será cualquier metal,  $\text{Me}^{(z+)}$  representará el ion de un metal y  $z\text{e}^{-}$  será el número de electrones perdidos.

La reacción de reducción puede representarse como se ve en la ecuación 2:



*Ecuación 2. Reacción de reducción*

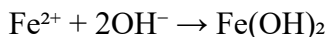
Un ejemplo común de la reacción de oxidación es la herrumbre de hierro, la herrumbre es el producto final de la corrosión electroquímica del hierro [10]. Esta reacción de oxidación se da cuando el hierro se expone al agua con oxígeno disuelto [10], la corrosión en este caso ocurre en 2 etapas. En la primera etapa el hierro se oxida, lo que significa que pierde electrones y se convierte en iones de hierro ( $\text{Fe}^{2+}$ ), la reacción electroquímica que representa esta etapa se puede ver en la ecuación 3:



*Ecuación 3. Primera etapa de la oxidación del hierro.*

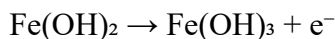
Lo que significa que el hierro se transforma en iones de hierro con la liberación de dos electrones. En la segunda etapa, los iones de hierro reaccionan rápidamente con iones hidróxido ( $\text{OH}^{-}$ )

presentes en el agua para formar un compuesto llamado hidróxido de hierro (II) ( $\text{Fe}(\text{OH})_2$ ), la reacción electroquímica se muestra en la ecuación 4:



*Ecuación 4. Segunda etapa de la oxidación del hierro.*

Esto significa que los iones de hierro se combinan con iones hidróxido para formar  $\text{Fe}(\text{OH})_2$ . Posterior a la formación del  $\text{Fe}(\text{OH})_2$ , este nuevamente se oxida perdiendo electrones y convirtiéndose en  $\text{Fe}(\text{OH})_3$ , que es más conocido como herrumbre, que es un compuesto insoluble y rojizo [10], la reacción electroquímica que representa esta etapa se observa en la ecuación 5:



*Ecuación 5. Tercera etapa de la oxidación del hierro*

La ecuación representativa queda entonces como se ve en la ecuación 6:



*Ecuación 6. Oxidación del hierro*

### **1.1.2. Tipos de corrosión**

Existen varios tipos de corrosión, todas son influenciadas por diversos factores como las condiciones del ambiente, temperatura, acidez y velocidad de los fluidos [10]. Entre los mecanismos más comunes de corrosión tenemos la corrosión uniforme, corrosión galvánica, corrosión por picadura, corrosión por hendidura y corrosión intergranular.

El ataque uniforme es el tipo más común de corrosión y ocurre cuando toda la superficie de un metal se corroe de manera uniforme debido a reacciones electroquímicas [10]. En este proceso, a menudo se forma un residuo en la superficie metálica (Figura 2), para protegerla de la corrosión uniforme, a veces se aplican capas protectoras que aíslan el metal del ambiente corrosivo [10].

## Figura 2.

### *Corrosión uniforme*



*Nota.* Imagen de la corrosión uniforme en vigas de acero. Tomado de: “Corrosión Uniforme - Issuu”. issuu. [En línea]. Disponible: [https://issuu.com/pereznikol84/docs/corrosion\\_general\\_nikol/s/10642884](https://issuu.com/pereznikol84/docs/corrosion_general_nikol/s/10642884)

La corrosión galvánica es un proceso similar a una celda electroquímica, ocurre cuando dos metales diferentes están en contacto eléctrico y debido a diferencias en sus propiedades electroquímicas, uno de los metales se corroerá en favor del otro, El metal que se corroerá primero, es el que tiene un potencial electroquímico más bajo [10].

### Figura 3.

#### *Corrosión galvánica*



*Nota.* Corrosión galvánica entre una válvula de latón y un tubo de acero.  
Tomado de: N. Gromicko. “Galvanic Corrosion”. InterNACHI® - International Association of Certified Home Inspectors. [En línea].  
Disponible: <https://www.nachi.org/galvanic-corrosion.htm>

La corrosión por hendidura (*crevice*) es similar a la corrosión por picadura y ocurre en lugares donde las soluciones quedan estancadas [10]. Este tipo de corrosión puede ser más grave cuando ocurre debajo de pernos, remaches y juntas. Incluso los materiales pasivos pueden verse afectados por la corrosión por hendidura debido a la acumulación de iones de hidrógeno en las áreas estancadas, lo que debilita las barreras de protección.



#### Figura 4.

##### *Corrosión por hendidura*



**Nota.** Crevice o corrosión por hendidura. Tomado de: M. Rodriguez. “The 4 Key Types of Crevice Corrosion”. Corrosionpedia. [En línea]. Disponible: <https://www.corrosionpedia.com/the-4-key-types-of-crevice-corrosion/2/7365>

La corrosión por picadura es un proceso que ocurre cuando la superficie de un metal tiene pequeños defectos, como hoyos o raspaduras, allí, la película pasiva es menos densa, es decir, más débil, por lo que, los agentes corrosivos tienden a acumularse en esas áreas. Estos agentes corrosivos inician una oxidación del metal en el hoyo, lo que provoca que la picadura se vuelva más profunda, corroa el metal y finalmente, lo perfora por completo [10]. Este proceso puede ser difícil de detectar porque generalmente solo afecta una pequeña parte de la superficie del metal. La presencia de sustancias como los iones de cloro ( $\text{Cl}^-$ ), comúnmente encontrado en agua salina lo que empeora este proceso [10]. Sin embargo, se pueden tomar medidas para reducir la corrosión por picadura, como pulir la superficie del metal para eliminar los defectos superficiales o utilizar acero inoxidable con un contenido de al menos 2% de molibdeno [10].

La corrosión intergranular es un tipo de corrosión que ocurre usualmente en los límites de grano de los materiales. En algunos casos, estos límites de grano pueden volverse más susceptibles a la corrosión que el resto del metal [10]. Esto puede provocar fallas macroscópicas en el material. Los materiales con fases precipitadas en los límites de grano son especialmente susceptibles a la

corrosión intergranular. Esto suele ocurrir en aceros inoxidable y soldaduras de acero inoxidable austenítico a temperaturas entre 500°C y 800°C, cuando los carburos de cromo se precipitan en los contornos de los granos [10]. Esto crea una región empobrecida en cromo cerca de los límites de grano, que es particularmente susceptible a la corrosión [10]. La corrosión intergranular en aceros inoxidables austeníticos se puede minimizar manteniendo bajos los niveles de carbono o aleando el acero con otro metal, como el titanio, que tenga una mayor afinidad para formar carburos que el cromo. En algunos casos, el cromo se puede recuperar del carburo calentando el metal a más de 1000°C y templándolo rápidamente [10].

### ***1.1.3. Determinación de la corrosión***

En la naturaleza, cualquier proceso que ocurra espontáneamente conlleva un cambio negativo en la energía libre de Gibbs ( $\Delta G$ ), es decir, el cambio en la energía de carga a medida que atraviesa la diferencia de potencial ( $E_r$ ) en la interfaz metal/solución. Si el cambio de energía es negativo, no se requiere ninguna fuente externa de energía; la reacción se producirá espontáneamente.

Esta relación se expresa mediante la ecuación 7:

$$\Delta G = -nFE_r$$

*Ecuación 7. Energía libre de Gibbs*

Donde  $n$  es el número de electrones transferidos y  $E_r$  es el potencial reversible o de equilibrio.

Cada reacción electroquímica tiene su propio potencial reversible, similar a cómo cada elemento tiene su temperatura de fusión única. Estos potenciales bajo condiciones estándar se llama serie electromotriz (emf). Las condiciones estándar están dadas por una temperatura de 298K y un potencial reversible de 0.0V y se pueden observar en la tabla 1. Un potencial estándar positivo indica que el ion tiene una alta tendencia a ganar electrones y ser reducida mientras que por el contrario un potencial estándar negativo indica que el ion tiene una menor tendencia a ganar electrones y ser reducida.

**Tabla 1.***Potenciales electroquímicos estándar*

Reaction	Standard Potential (V vs. NHE)
$\text{Au}^{3+} + 3\text{e}^- = \text{Au}$	1.42
$\text{Cl}_2 + 2\text{e}^- = 2\text{Cl}^-$	1.36
$\text{O}_2 + 4\text{H}^+ + 4\text{e}^- = 2\text{H}_2\text{O}$	1.229
$\text{Cu}^{2+} + 2\text{e}^- = \text{Cu}$	0.34
$2\text{H}^+ + 2\text{e}^- = \text{H}_2$	0.000
$\text{Ni}^{2+} + 2\text{e}^- = \text{Ni}$	-0.23
$\text{Fe}^{2+} + 2\text{e}^- = \text{Fe}$	-0.44
$\text{Zn}^{2+} + 2\text{e}^- = \text{Zn}$	-0.763
$\text{Al}^{3+} + 3\text{e}^- = \text{Al}$	-1.706
$\text{Mg}^{2+} + 2\text{e}^- = \text{Mg}$	-2.375
$\text{Na}^+ + \text{e}^- = \text{Na}$	-2.712

*Nota.* Potenciales electroquímicos estándar para diferentes tipos de reacciones. El valor V vs NHE representa el valor en voltios respecto a un electrodo normal de hidrogeno. Tomado de: *Electrochemical Techniques in Corrosion Science and Engineering* (p. 19), por J. R. Scully, R. G. Kelly, D. Shoesmith y R. G. Buchheit, Taylor Francis Group, 2002.

Las reacciones electroquímicas dependen de las concentraciones de las soluciones involucradas y de la temperatura, para describir esta dependencia, se recurre a la ecuación de Nernst de manera simplificada, véase ecuación 8:

$$E_t = E_0 - \frac{RT}{nF} \ln \frac{(\text{Ox})^b (\text{H}_2\text{O})^c}{(\text{Rd})^a (\text{H}^+)^m}$$

*Ecuación 8. Ecuación de Nernst*

Donde:

- $E_t$  es el potencial reversible (en voltios).
- $E_o$  es el potencial reversible estándar (es decir,  $E_t$  para la actividad unitaria de todos los reactivos/productos).
- $n$  es el número de electrones transferidos en la reacción.
- $F$  es la constante de Faraday.
- $R$  es la constante de gas.
- $T$  es la temperatura absoluta.
- $a, m, b$  y  $c$  son coeficientes estequiométricos.

El potencial reversible estándar se encuentra en la serie electromotriz (EMF) de la Tabla 1, y su valor es un caso especial de la ecuación de Nernst donde el segundo término es cero, es decir, Cuando miramos la ecuación de Nernst, notamos que si la relación de oxidación y reducción es igual a 1, como se ve en la ecuación 9.

$$\frac{(Ox)^b (H_2O)^c}{(Rd)^a (H^+)^m} = 1$$

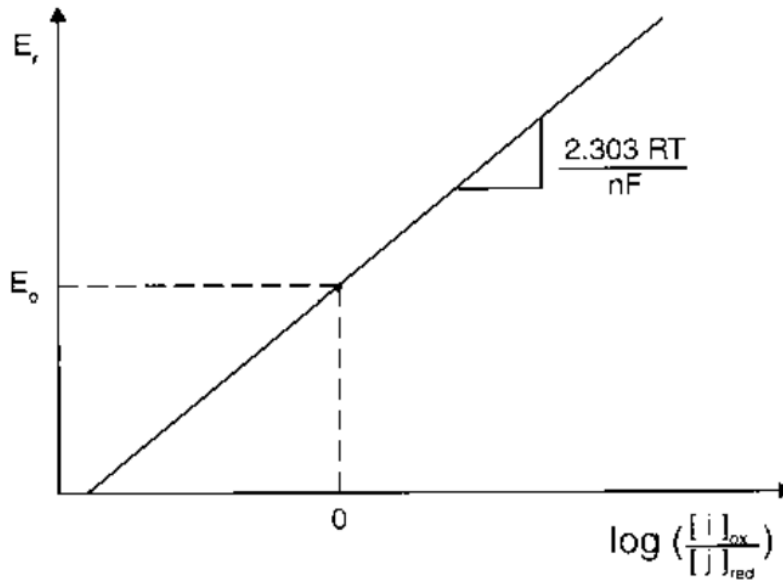
*Ecuación 9. Ecuación de Nernst simplificada*

Entonces el término logarítmico es cero. En este caso, la ecuación de Nernst se simplifica y se reduce al potencial reversible estándar ( $E_o$ ). Por lo tanto, el valor en la serie EMF es un caso especial donde la contribución de la concentración se elimina y se obtiene el valor estándar.

La relación entre las sustancias químicas y los reactivos en la ecuación de Nernst afecta el término logarítmico, si esta relación es mayor a 1, el logaritmo es positivo, y el potencial será positivo, favoreciendo termodinámicamente la oxidación. Si es menor a 1, el logaritmo es negativo, y el potencial será negativo, favoreciendo la reducción. La Figura 8 proporciona una representación gráfica de la ecuación de Nernst.

**Figura 5.**

*Gráfico de la ecuación de Nernst*



*Nota.* Representación esquemática de la ecuación de Nernst cuando  $E_0$  equivale a 1. Tomado de: *Electrochemical Techniques in Corrosion Science and Engineering* (p. 26), por J. R. Scully, R. G. Kelly, D. Shoesmith y R. G. Buchheit, Taylor Francis Group, 2002.

La polarización, es un fenómeno electroquímico que juega un papel central en la determinación de los procesos corrosivos en metales [7].

Cuando dos o más reacciones químicas ocurren en una única superficie metálica, el potencial de corrosión resultante se convierte en la combinación entre los potenciales de equilibrio de todas las reacciones anódicas y catódicas involucradas, la diferencia entre este potencial resultante ( $E$ ) y los potenciales de equilibrio individuales de cada reacción ( $E_{eq}$ ) se denomina polarización y se cuantifica mediante el sobrepotencial ( $\eta$ ) descrito en la ecuación 10:

$$\eta = E - E_{eq}$$

*Ecuación 10. Sobrepotencial*

La polarización puede ser anódica o catódica, dependiendo de si acelera los procesos anódicos o catódicos; la anódica acelera los procesos anódicos al mover el potencial en la dirección positiva,

mientras que la catódica acelera los procesos catódicos al mover el potencial en la dirección negativa [7].

Existen dos tipos distintos de polarización, y se consideran aditivos según la ecuación 11. La polarización de activación suele ser el factor dominante en la corrosión en ácidos fuertes, mientras que la polarización de concentración predomina cuando la concentración de la especie activa es baja [7].

$$h_{total} = h_{act} + h_{conc} + iR$$

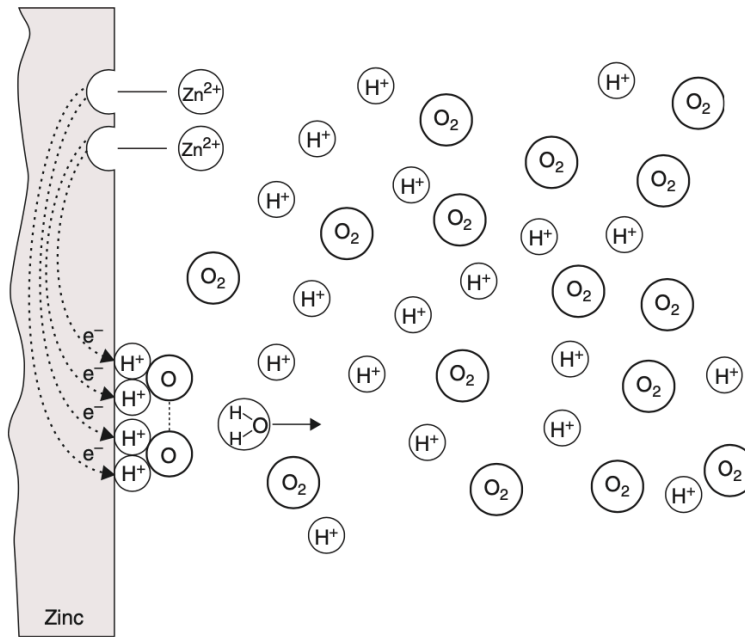
*Ecuación 11. Polarización total*

La polarización de activación se relaciona con factores que retardan la cinética de todas las reacciones electroquímicas. La densidad de corriente de corriente de intercambio ( $i_0$ ) se revela como un factor crucial que explica las diferencias significativas en la velocidad de producción de hidrógeno en diferentes superficies metálicas, esta densidad de corriente de intercambio, difícil de estimar, debe determinarse experimentalmente mediante técnicas electroquímicas avanzadas [7].

La polarización por concentración es un fenómeno que ocurre cuando la cantidad de una sustancia química necesaria para un proceso de corrosión es escasa en el entorno cerca de la superficie metálica, cuando esta sustancia es limitada, el transporte hacia la superficie corroída puede volverse más lento y convertirse en el factor que controla la velocidad del proceso corrosivo [7]. Véase figura 6.

**Figura 6.**

*Polarización por concentración*



*Nota.* Ilustración de la polarización por concentración en una placa de Zinc. Tomado de: Corrosion Engineering Principles and practice (p. 91), por Roberge, P.R. New York: McGraw-Hill, 2008.

La densidad de corriente de intercambio se puede obtener por medio de la ecuación de Butler-Volmer, véase ecuación 12:

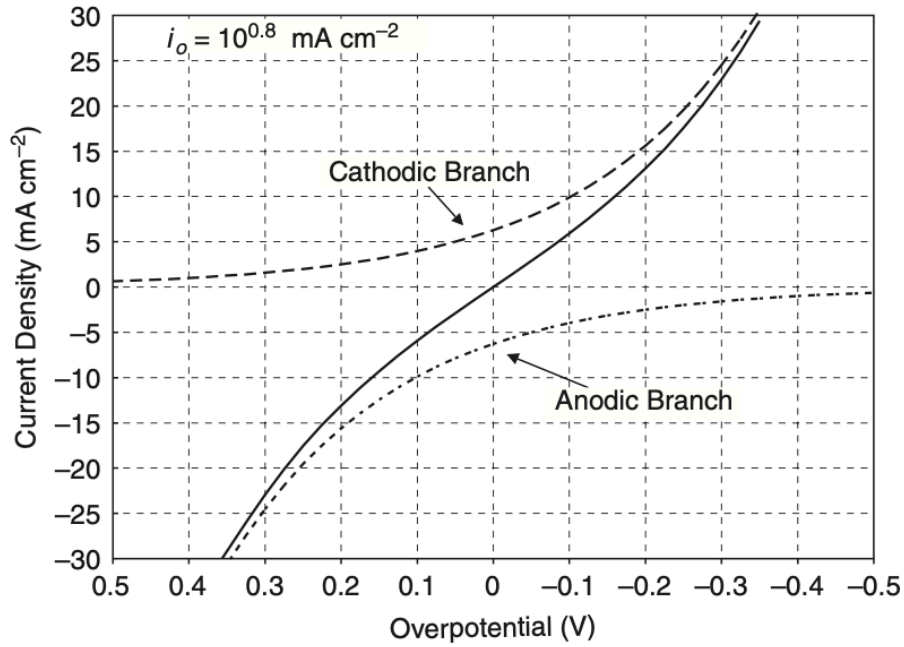
$$i = i_0 \left\{ \exp \left( -\beta \frac{nF}{RT} \eta \right) - \exp \left( (1 - \beta) \frac{nF}{RT} \eta \right) \right\}$$

*Ecuación 12. Ecuación de Butler-Volmer*

La identificación del tipo de polarización que predomina en un sistema corrosivo es valiosa, ya que permite evaluar las características determinantes de dicho sistema, por ejemplo, si la corrosión está controlada por la polarización de concentración, cualquier cambio que aumente la velocidad de difusión de la especie activa (por ejemplo, oxígeno) también aumentará la tasa de corrosión, en contraste, si la reacción de corrosión está controlada por la activación, cambios en la agitación no afectarán la tasa de corrosión [7]. Esto puede verse en la figura 7.

**Figura 7.**

*Diagrama de polarización de corriente*



*Nota.* Diagrama de polarización de corriente frente a sobrepotencial de la reacción de iones ferrosos sobre paladio que muestra las ramas anódica y catódica del comportamiento de la corriente resultante. Tomado de: Corrosion Engineering Principles and practice (p. 89), por Roberge, P.R. New York: McGraw-Hill, 2008.

Cuando el sobrepotencial de reacción ( $\eta$ ) es catódico (negativo), el segundo término en la ecuación de Butler-Volmer se vuelve insignificante y la densidad de corriente catódica ( $i_c$ ) se expresa mediante una ecuación más simple y su logaritmo, este despeje se puede ver en la ecuaciones 13 a 15:

$$i = i_c = i_0 \exp\left(-\beta \frac{nF}{RT} \eta\right)$$

*Ecuación 13. Ecuación de Butler-Volmer simplificada para  $\eta$  negativo*

$$\eta = \eta_c = b_c \log_{10} \left(\frac{i_c}{i_0}\right)$$

*Ecuación 14. Logaritmo de la ecuación de Butler-Volmer para  $\eta$  negativo*

$$b_c = -2.303 \frac{RT}{\beta nF}$$

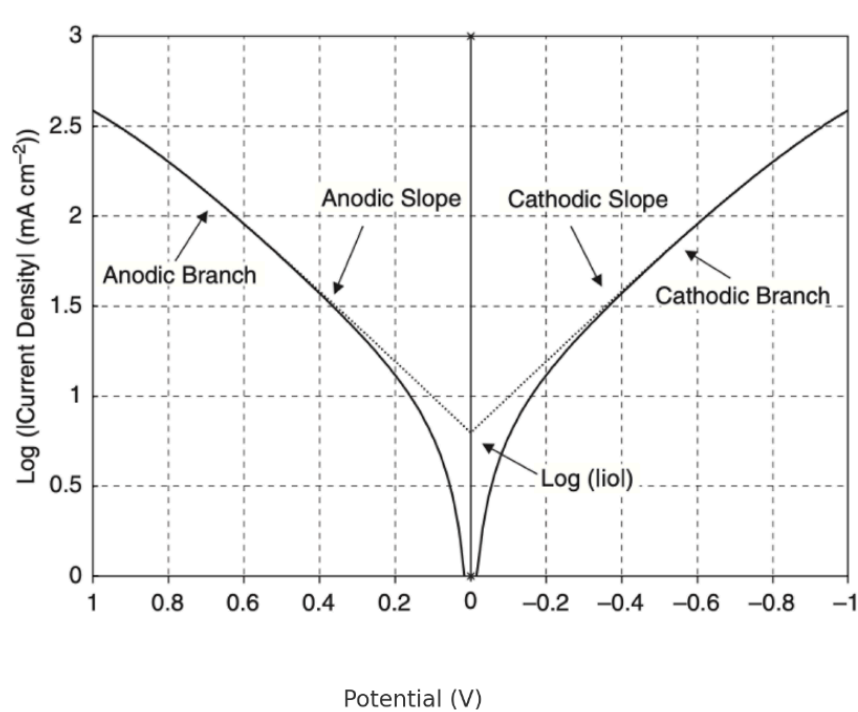
*Ecuación 15. Solución de la ecuación de Butler-Volmer para  $\eta$  negativo*



Donde  $b_c$  es el coeficiente de Tafel catódico, que se obtiene de la pendiente de una gráfica y la intersección proporciona un valor para  $i_0$ , como se muestra en la Figura 8.

**Figura 8.**

*Diagrama de Tafel*



*Nota.* Diagrama de Tafel que muestra la densidad de corriente de intercambio. Tomado de: Corrosion Engineering Principles and practice (p. 90), por Roberge, P.R. New York: McGraw-Hill, 2008.

De igual forma, cuando  $\eta$  es anódico (positivo), el primer término en la ecuación de Butler-Volmer se vuelve insignificante y la densidad de corriente anódica  $i_a$  se expresa usando la siguiente ecuación y su logaritmo, el despeje se representa en las ecuaciones 16 a 18:

$$i = i_a = -i_0 \exp\left((1 - \beta) \frac{nF}{RT} \eta\right)$$

*Ecuación 16. Ecuación de Butler-Volmer simplificada para  $\eta$  positivo*

$$\eta_a = b_a \log_{10} \left( \frac{|i_a|}{i_0} \right)$$

*Ecuación 17. Logaritmo de la ecuación de Butler-Volmer para  $\eta$  positivo*

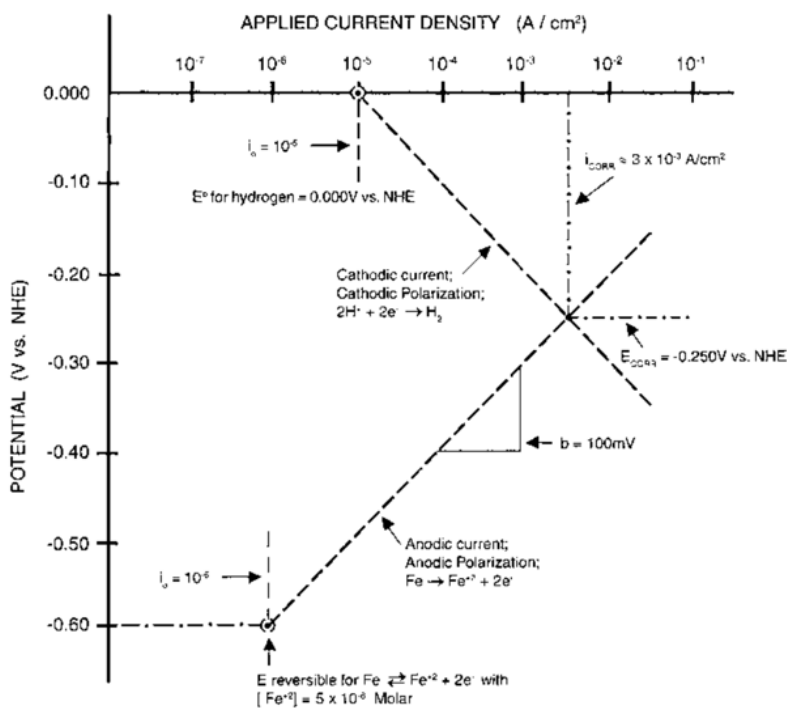
$$b_a = 2.303 \frac{RT}{\beta nF}$$

Ecuación 18. Solución de la ecuación de Butler-Volmer para  $\eta$  positivo

Las curvas de polarización son herramientas clave para comprender la corrosión metálica en entornos electroquímicos. En el caso del hierro en un medio ácido, estas curvas representan la relación entre el potencial aplicado y la densidad de corriente. En el equilibrio de reacciones, el sistema alcanza un potencial de corrosión ( $E_{corr}$ ) donde las tasas anódicas y catódicas son iguales, reflejado en la curva como el punto donde la densidad de corriente aplicada es cero. Véase figura 9.

**Figura 9.**

*Diagrama de Evans para Hierro*

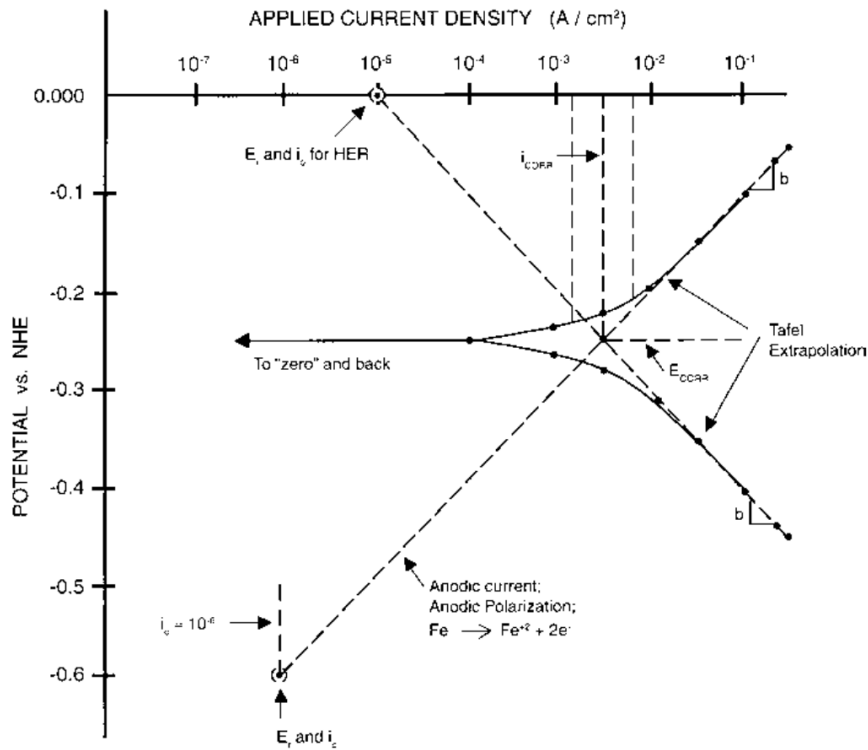


**Nota.** Diagrama de Evans para un hierro en ácido determinando  $E_{corr}$  e  $i_{corr}$ . Tomado de: Electrochemical Techniques in Corrosion Science and Engineering (p. 50), por J. R. Scully, R. G. Kelly, D. Shoesmith y R. G. Buchheit, Taylor Francis Group, 2002.

Al aplicar una corriente anódica, la curva se desplaza hacia potenciales más positivos, y las pendientes en las regiones anódica y catódica están relacionadas con las velocidades de las respectivas reacciones. La teoría del potencial mixto y la extrapolación de Tafel permiten interpretar estas pendientes y prever la tasa de corrosión.

**Figura 10.**

*Curva de polarización de Hierro*



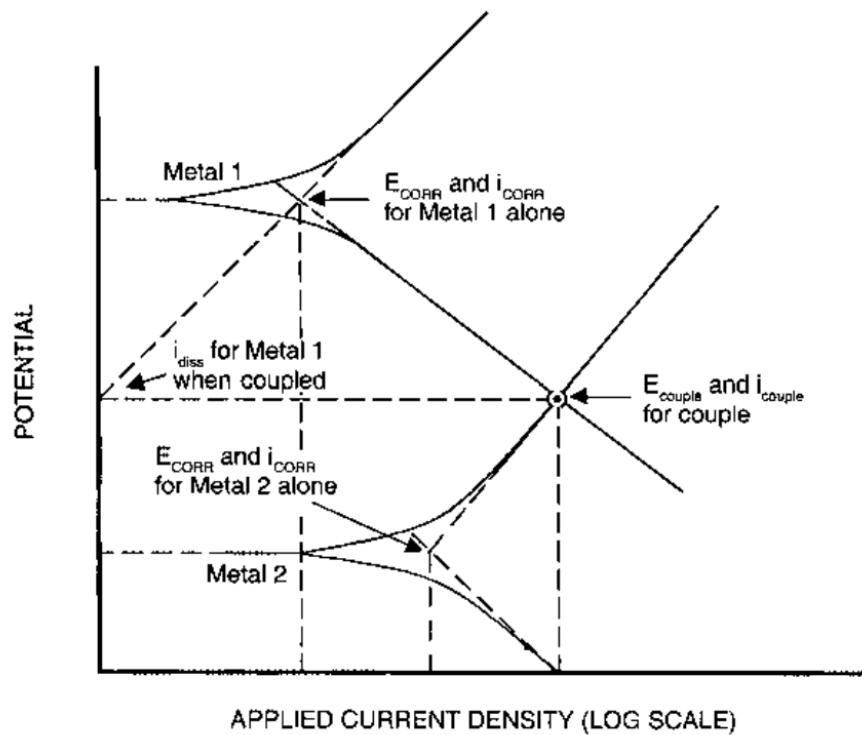
**Nota.** Curva de polarización de hierro en un ácido. Tomado de: Electrochemical Techniques in Corrosion Science and Engineering (p. 52), por J. R. Scully, R. G. Kelly, D. Shoesmith y R. G. Buchheit, Taylor Francis Group, 2002.

En la curva de polarización del hierro, figura 10, se observa cómo la densidad de corriente anódica aumenta con potenciales más positivos, indicando mayor disolución del hierro. Simultáneamente, la densidad de corriente catódica (evolución de hidrógeno) también aumenta, definiendo el equilibrio ( $E_{corr}$ ). Estas curvas ofrecen una representación visual vital para entender la cinética de las reacciones electroquímicas y la corrosión del material.

Las mediciones de curvas de polarización son fundamentales para prever la corrosión galvánica, un fenómeno que ocurre cuando dos metales diferentes entran en contacto eléctrico e iónico. La corrosión galvánica puede tener beneficios, como en los ánodos sacrificiales de zinc en agua de mar, pero también puede causar fallos significativos al acelerar la disolución de materiales menos nobles.

Las curvas de polarización proporcionan información más detallada. Al considerar dos metales y sus curvas en un entorno específico, se puede encontrar el potencial y la corriente en el cual las interfaces de ambos metales alcanzan el mismo potencial. Este punto ( $E_{corr}, i_{corr}$ ) refleja el potencial de corrosión cuando los dos metales están en contacto eléctrico. Véase figura 11.

**Figura 11.**  
*Curvas de polarización para 2 metales*



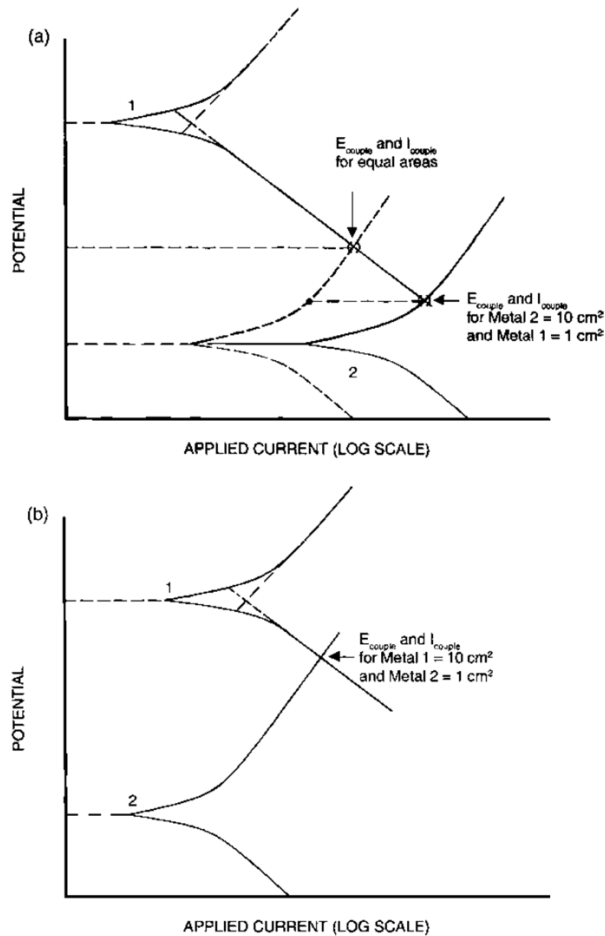
*Nota.* Curvas de polarización de 2 metales analizados en una celda galvanica. Tomado de: Electrochemical Techniques in Corrosion Science and Engineering (p. 59), por J. R. Scully, R. G. Kelly, D. Shoesmith y R. G. Buchheit, Taylor Francis Group, 2002.

El análisis de curvas de polarización también permite investigar el efecto de cambiar el área relativa de los dos metales, es decir, cambiar la proporción de área catódica a anódica. Por ejemplo,

aumentar esta proporción puede aumentar la tasa de corrosión del ánodo y disminuir la tasa de corrosión del cátodo como se ve en la figura 12.

**Figura 12.**

*Desplazamiento de las curvas de polarización*



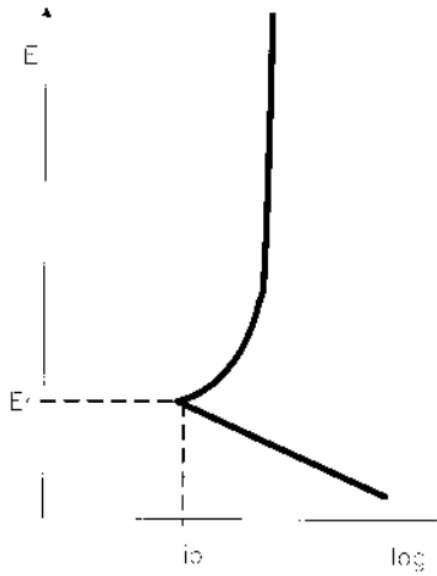
**Nota.** Desplazamiento de las curvas de polarización en función de la corriente. Tomado de: Electrochemical Techniques in Corrosion Science and Engineering (p. 60), por J. R. Scully, R. G. Kelly, D. Shoesmith y R. G. Buchheit, Taylor Francis Group, 2002.

La pasividad es la formación de una capa protectora en la superficie de un metal que lo protege contra procesos corrosivos. La pasividad puede definirse de diversas maneras, pero dos definiciones han sido generalmente aceptadas. Un metal se considera pasivo si resiste sustancialmente la corrosión en un entorno donde existe una gran fuerza termodinámica para su

oxidación (también conocida como pasividad). El diagrama de Evans para este tipo de comportamiento se muestra en la Figura 13.

**Figura 13.**

*Diagrama de Evans para pasividad*

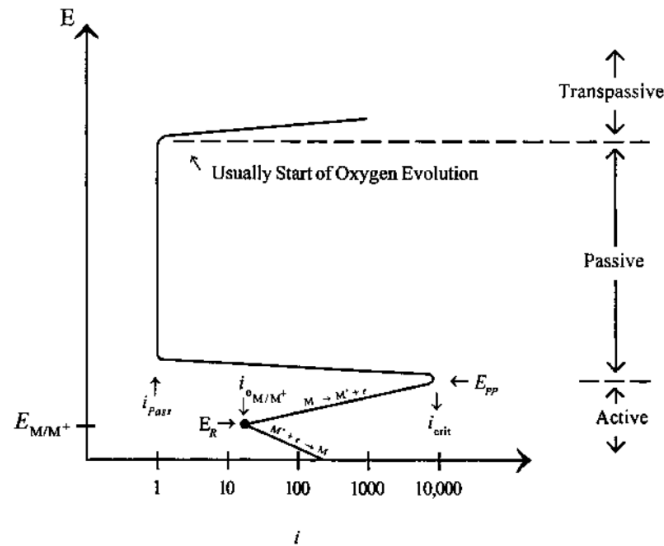


**Nota.** Representación esquemática de Evans para un material que presenta pasividad de película gruesa. Tomado de: *Electrochemical Techniques in Corrosion Science and Engineering* (p. 65), por J. R. Scully, R. G. Kelly, D. Shoesmith y R. G. Buchheit, Taylor Francis Group, 2002.

O un metal se considera pasivo si, al aumentar su potencial a valores más positivos, la tasa de disolución disminuye, mostrando bajas tasas a potenciales elevados (también conocida como pasividad de película delgada). El diagrama anódico de Evans para este tipo de comportamiento se muestra en la Figura 14.

**Figura 14.**

*Diagrama de Evans para pasividad de película delgada*



*Nota.* La figura 14 es una representación esquemática de Evans para un material que presenta pasividad de película delgada. Tomado de: *Electrochemical Techniques in Corrosion Science and Engineering* (p. 65), por J. R. Scully, R. G. Kelly, D. Shoesmith y R. G. Buchheit, Taylor Francis Group, 2002.

## 1.2. Aspectos socioeconómicos

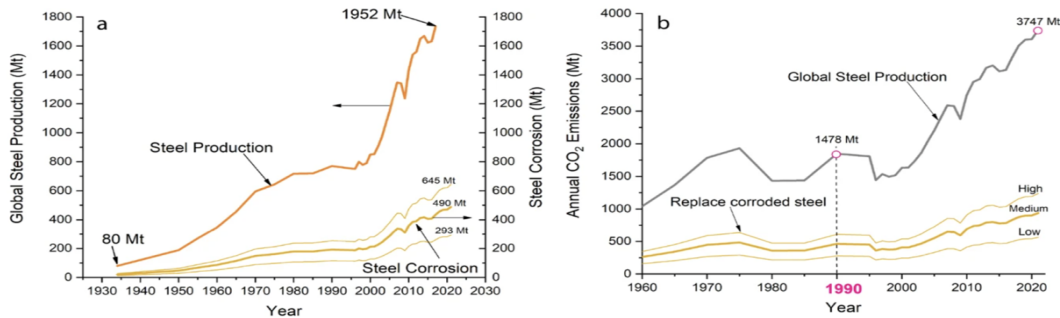
Desde la década de 1950, se han realizado múltiples estudios para calcular el costo económico de la corrosión [4]. Aunque las cifras varían según la metodología y el país, generalmente se acepta que los costos directos de la corrosión equivalen a alrededor del 3 al 4% del Producto Interno Bruto (PIB) de una nación [1]. Esta estimación se considera aplicable a nivel global y abarca todas las medidas destinadas a prevenir y gestionar la corrosión. Además de los costos directos, existen costos indirectos relacionados con la pérdida de productividad, pérdidas de producto, pérdidas por contaminación de producto, pérdidas por sobredimensionamiento, compensaciones por víctimas y efectos ambientales de fallos por corrosión, que son difíciles de cuantificar pero se cree que son equivalentes a los costos directos. Esto llevaría a un costo total de corrosión que podría superar el 6.2% del PIB mundial [4].

A pesar de que los informes suelen destacar aspectos ambientales y de seguridad asociados con fallos por corrosión, estos factores rara vez se incluyen en los modelos económicos debido a su complejidad para calcular los costos [5]. Todos los estudios se han centrado principalmente en los aspectos monetarios, resaltando las pérdidas financieras como un incentivo para tomar medidas proactivas contra la corrosión. Sin embargo, se están explorando iniciativas recientes para evaluar el impacto ambiental de la corrosión, especialmente en términos de emisiones de dióxido de carbono (CO<sub>2</sub>) relacionadas con la fabricación de productos de reemplazo debido a la corrosión [5]. Si bien son pocos los estudios que se han realizado acerca del impacto ambiental que la corrosión puede generar, se sabe que para 2021, la producción de acero representó aproximadamente el 10.5% del total de emisiones globales de CO<sub>2</sub> y el reemplazo de acero corroído representó entre el 1.6% y el 3.4%. La figura 15a representa una estimación de la producción global anual total de acero desde 1933 y su correspondiente destinado al reemplazo del acero corroído en millones de toneladas (Mt). Mientras que la figura 15b representa una estimación anual de las emisiones de CO<sub>2</sub> que ha generado la producción del acero, comparando la producción de acero en general vs la producción de aceros de reemplazo. El punto marcado en 1990 representa el punto en el que la producción de acero comienza a incrementar de forma abrupta. [5]. Por lo que la corrosión no solo está causando un impacto económico agresivo, sino que también está afectando indirectamente el ambiente, ya que es necesario reemplazar constantemente partes y materiales corroídos en la industria.



**Figura 15.**

*Influencia de la corrosión en la generación de CO<sub>2</sub>*



**Nota.** La figura 15 representa un comparativo entre la producción de acero, las pérdidas por corrosión y su relación con las emisiones de CO<sub>2</sub>. Tomado de: “The carbon footprint of Steel Corrosion”, por Iannuzzi, M. and Frankel, G.S. (2022). Disponible: <https://www.nature.com/articles/s41529-022-00318-1>

1

La producción de acero es fundamental en muchas industrias y contribuye en gran medida a las emisiones globales de dióxido de carbono (CO<sub>2</sub>), debido a las necesidades del mercado como al reemplazo constante de materiales corroídos. De esta manera puede notarse que la corrosión representa un desafío económico importante a nivel global pues además tiene un impacto ambiental significativo. A pesar que los informes históricamente se han enfocado principalmente en los aspectos económicos y de seguridad, se está reconociendo cada vez más la necesidad de evaluar y abordar el impacto ambiental de la corrosión.

Por lo tanto la importancia de estudios que ayuden a mejorar la resistencia en aceros para prevenir y gestionar la corrosión pueden aportar soluciones que minimicen los efectos adversos tanto desde una perspectiva económica como ambiental.

### 1.3. Aceros inoxidables

Los aceros inoxidables, son un grupo de aleaciones de hierro (Fe) que son conocidas por su resistencia a la corrosión. Están compuestos principalmente de hierro, carbono y cromo, aunque también pueden contener otros elementos como níquel, molibdeno y titanio, dependiendo del tipo específico de acero inoxidable [6]. La característica fundamental que define a los aceros inoxidables es que contienen un mínimo aproximado del 11% de Cr, lo que permite la formación

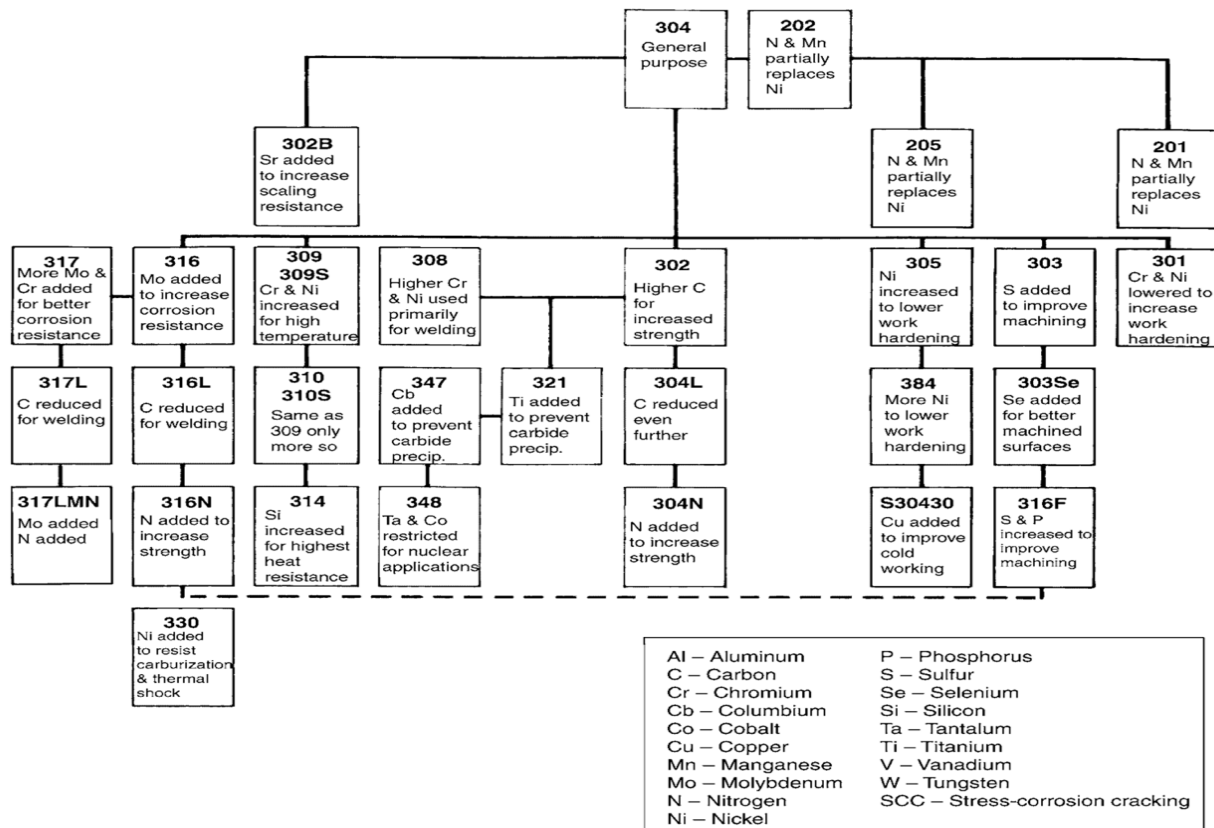
de una capa pasiva de óxido de cromo ( $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ) en su superficie cuando se exponen al oxígeno del aire o agua [3]. Esta fina capa de óxido de cromo es transparente y microscópica, pero es altamente resistente a la corrosión, lo que significa que protege eficazmente el núcleo del acero de los efectos dañinos del ambiente y de agentes corrosivos [6].

La familia de aceros inoxidable, se clasifica según su microestructura y propiedades particulares. Entre sus categorías se encuentran los aceros austeníticos, ferríticos, martensíticos, duplex y los endurecidos por precipitación. La norma AISI asigna números de serie, como la serie 200, 300 y 400, para facilitar su identificación.

En la figura 16, se muestra cómo diferentes elementos de aleación afectan las propiedades de estos aceros y en qué propiedad mejoran exactamente.

**Figura 16.**

*Familia de aceros inoxidable.*



**Nota.** Diferentes tipos de aceros inoxidable en forma de árbol genealógico usando como base el AISI304. Tomado de: “Stainless Steels for Design Engineers” (P. 71) de McGuire, M.F. (2008)

Los aceros inoxidable ferríticos contienen alto contenido de cromo que puede alcanzar hasta un 30%, pero carecen de níquel [3]. Son resistentes a la corrosión, pero suelen ser menos resistentes que los austeníticos. Se utilizan en aplicaciones como componentes automotrices y tuberías. En la tabla 2 se presentan más detalles sobre la composición química y su designación.

**Tabla 2.**

*Composiciones químicas de algunos aceros inoxidable ferríticos.*

Alloy	Designation	C	N	Cr	Ni	Mn	Si	Mo	P	S	Ti	Nb	Other
405	S40500	0.08	...	11.5–14.5	0.6	1	1	...	0.04	0.03	...	...	0.10–0.30 Al
400	AK alloy	0.05	...	12.0–13.0	...	1	1	...	0.03	0.03	...	...	0.25 Al
409	S40900	0.08	...	10.5–11.75	0.5	1	1	...	0.45	0.45	6x(C + N) to 0.75	...	...
409	S40910	0.03	0.03	10.5–11.7	0.5	1	1	...	0.04	0.02	6x(C + N) to 0.5	0.17	...
409	S40920	0.03	0.03	10.5–11.75	0.5	1	1	...	0.04	0.02	8x(C + N) to 0.15–0.50	...	...
409 ultraform	AK alloy	0.02	0.02	10.5–11.7	0.5	0.75	1	...	0.04	0.01	8x(C + N)	...	...
466	S40930	0.02	0.02	10.5–11.75	0.05	1	1	...	0.04	0.01	0.8 + 8x(C+N) Ti + Nb	...	...
409Cb	S40940	0.06	...	10.5–11.7	0.5	1	1	...	0.04	0.04	10xC to 0.75 Nb	...	...
409Ni	S40975	0.03	0.03	10.5–11.7	0.5–1	1	1	...	0.04	0.03	...	...	...
11 Cr-Cb	AK alloy typical	0.01	0.015	11.35	0.2	0.25	1.3	...	...	...	...	0.35	...
12 SR	AK alloy typical	0.02	0.015	12	...	...	...	...	...	...	0.3	0.6	1.2 Al
Alfa I	ATI alloy typical	0.025	...	13	...	0.035	0.03	...	...	...	0.4	...	3 Al
Alfa II	ATI alloy typical	0.025	...	13	...	0.035	0.03	...	...	...	0.4	...	4 Al
4724	Outokumpu typical	0.08	...	13.5	...	0.7	1	...	...	...	...	...	1 Al
429	S42900	0.12	...	14.0–16.0	0.75	1	1	...	0.04	0.03	...	...	...
430	S43000	0.12	...	16.0–18.0	0.75	1	1	...	0.04	0.3	...	...	...
430F	S43020	0.12	...	16.0–18.0	...	1.25	1	...	0.06	0.15	...	...	...
430Se	S43023	0.12	...	16.0–18.0	...	1.25	1	...	0.06	0.06	...	...	0.15 Se
430Ti	S43036	0.1	0.04	16.0–19.5	1	1	1	...	0.04	0.03	0.20 + 4x(C+N) to 1.10	...	0.15 Al
439	S43035	0.07	0.04	17.0–19.0	0.5	1	1	...	0.04	0.03	0.20 + 4x(C+N) to 1.10	...	...
439LT	S43932	0.03	0.03	17.0–19	0.5	1	1	...	0.04	0.03	0.20 + 4x(C+N) to 0.75 Ti+Nb	...	0.15 Al
439 HP	ATI, AK	0.01	0.01	17.5	0.2	0.35	0.45	...	0.02	0.001	0.35	...	...
439 ultraform	alloys												
468	S46800	0.03	...	18.0–20.0	0.5	1	1	...	0.04	0.03	Ti + Nb: 0.20 + 4x(C + N) to 1.10	...	...
18 Cr-Cb	AK alloy typical	0.02	...	18	...	0.3	0.45	...	...	...	0.25	0.55	...
18SR	AK alloy typical	0.015	...	17.3	0.25	0.3	...	...	...	...	0.25	...	1.7 Al
4742	Outokumpu typical	0.08	...	18	...	0.7	1.3	...	...	...	...	...	1 Al

**Nota.** Composición química y la nomenclatura de los aceros inoxidable ferríticos más comunes. Tomado de: “Stainless Steels for Design Engineers” (P. 111) de McGuire, M.F. (2008)

Los aceros inoxidable martensíticos tienen un bajo contenido de cromo usualmente menor al 17% y carbono del 0.5%, son conocidos por su dureza y se utilizan en la fabricación de herramientas, cuchillos y componentes mecánicos [3]. En la tabla 3 se presentan algunos detalles extra sobre la nomenclatura y composición química de los aceros inoxidable martensíticos más comunes.

Los aceros inoxidable dúplex combinan estructuras de ferrita y austenita, en una relación aproximada del 50%, lo que les otorga una alta resistencia a la corrosión y una buena resistencia mecánica. Se utilizan en aplicaciones donde se requiere una combinación de resistencia mecánica

y resistencia a la corrosión, como en la industria petrolera [3]. En la tabla 4 se pueden ver algunos de los aceros inoxidable dúplex más comunes.

**Tabla 3.**

*Composiciones químicas de algunos aceros inoxidable martensíticos.*

Alloy	UNS	Form	C	Mn	S	Si	Cr	Mo	Ni	Other	Other
403	S40300	Wrought	0.15 max	1	0.03	0.5	11.5-13.5	...	...	...	...
410	S41000	Wrought	0.15 max	1	0.03	1	11.5-13.5	...	...	...	...
410S	S41003	Wrought	0.03	1	0.03	...	10.5-12.5	...	1.5	0.03	...
410	S41008	Wrought	0.08	1.5	0.03	1	11.5-13.5	0.6	...	...	...
410Cb	S41040	Wrought	0.18 max	1	0.03	1	11.5-13.5	...	...	0.05-0.30	...
412	S41003	Wrought	0.030 max	1.5	0.03	1	10.5-12.5	...	1.5	Nb 0.030 max	...
414	S41400	Wrought	0.15 max	1	0.03	1	11.5-13.5	...	1.25-2.50	...	...
414 mod	S41425	Wrought	0.05	0.5-1.0	0.005	0.6	12.0-15	1.5-2	4.0-7	0.06-0.12	0.30 Cu
415	S41500	Wrought	0.05 max	0.50-1.00	0.03	0.6	11.5-14.0	0.50-1.00	3.50-5.50	...	...
416	S41600	Wrought	0.15 max	1.25	0.15-0.30	1	12.0-14.0	...	...	...	...
416Se	S41623	Wrought	0.15 max	1.25	0.06	1	12.0-14	...	...	0.15 min	...
418	S41800	Wrought	0.15-0.20	0.5	0.03	0.5	12.0-14.0	...	1.80-2.20	2.50-3.50 W	...
420	S42000	Wrought	0.15 min	1	0.03	1	12.0-14.0	...	...	...	...
4116	DIN 1.4116 Nominal	Wrought	0.5	...	...	...	14.5	0.65	...	...	0.15 V
420F	S42020	Wrought	0.15 min	1.25	0.15 min	1	12.0-14.0	0.6	...	...	...
420FSe	S42023	Wrought	0.15 min	1.25	0.06	1	12.0-14.0	0.6	...	0.15 min Se	...
422	S42200	Wrought	0.20-0.25	1	0.03	0.75	11.0-13.5	0.75-1.25	0.50-1.00	0.75-1.25 W	0.15-0.30V
424	S42400	Wrought	0.06 max	0.50-1.00	0.03	0.30-0.60	12.0-14.0	0.30-0.70	3.50-4.50	...	...
425	S42500	Wrought	0.08-0.20	1	0.01	1	14.0-16.0	0.30-0.70	1.00-2.00	...	...
425mod	...	Wrought	0.50-0.55	1	0.03	1	13.0-14.0	0.80-1.20	0.5	...	...
Trinamet	...	Wrought	0.30 max	1	0.03	1	12.0-14	1.00	...	2.00	...
HP13Cr-1	JFE Nominal	Wrought	0.025	0.45	...	...	13	1	4	...	...
HP13Cr-2	JFE Nominal	Wrought	0.025	0.45	...	...	13	2	5	...	...
NT-CRS	Nippon Nominal	Wrought	0.03	1.45	...	...	12.7	1.4	4.5	1.5 Cu	0.040 N

(continued)

*Nota.* Composición química y la nomenclatura de los aceros inoxidable martensíticos más comunes. Tomado de: “Stainless Steels for Design Engineers” (P. 124) de McGuire, M.F. (2008)

**Tabla 4.**

*Composición química de algunos aceros inoxidable dúplex.*

UNS	Name	C	N	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Cu	W	P	S
S32900	329	0.08	...	23.0–28.0	2.5–5.0	1.0–2.0	1.0	0.75	...	...	0.040	0.030
S31200	44LN	0.03	0.14–0.20	24.0–26.0	5.5–6.0	1.2–2.0	2.0	1.0	...	...	0.040	0.030
S31260	DP3	0.03	0.10–0.30	24.0–26.0	5.5–7.5	2.5–3.5	1.0	0.75	0.2–0.8	0.1–0.5	0.030	0.030
S31500	3RE60	0.30	0.05–0.10	18.0–19.0	4.25–5.25	2.5–3.0	1.2–2.0	1.4–2.0	...	...	0.030	0.030
S31830	2205(old)	0.03	0.08–0.20	21.0–23.0	2.5–3.5	2.5–3.5	2.0	1.0	...	...	0.030	0.020
S32001	19 D	0.03	0.05–0.17	19.5–21.5	1.0–3.0	...	4.0–6.0	1.0	...	...	0.040	0.030
S32003	2003	0.03	0.14–0.20	19.5–21.0	3.0–4.0	1.5–2.0	2.0	1.0	...	...	0.040	0.030
S32101	2101	0.04	0.20–0.25	21.0–22.0	1.35–1.70	0.1–0.8	4.0–6.0	1.0	0.1–0.8	...	0.040	0.030
S32205	2205	0.03	0.14–0.20	22.0–23.0	4.5–6.5	3.0–3.5	1.0	2.0	...	...	0.030	0.020
S32304	2304	0.03	0.05–0.20	21.5–23.5	3.0–5.0	...	2.5	1.0	0.05–0.6	...	0.040	0.040
S32520	Uranus 52N+	0.03	0.20–0.35	24.0–26.0	5.5–8.0	3.0–5.0	1.5	0.8	0.5–3.0	...	0.035	0.020
S32550	255	0.04	0.10–0.25	24.0–27.0	6.0–8.0	2.9–3.9	1.5	1.0	1.5–3.0	...	0.040	0.030
S32750	2507	0.03	0.20–0.30	24.0–26.0	6.0–8.0	3.0–5.0	1.2	0.8	0.5	...	0.035	0.020
S32760	Zeron 100	0.03	0.20–0.30	24.0–26.0	6.0–8.0	3.0–5.0	1.0	1.0	0.5–1.0	0.5–1.0	0.030	0.010
S32906	2906	0.03	0.30–0.40	28.0–30.0	5.8–7.5	1.5–2.6	0.8–1.5	0.5	0.8	...	0.030	0.030
S32950	7-Mo Plus	0.03	0.15–0.35	26.0–29.0	3.5–5.2	1.0–2.5	2.0	0.6	...	...	0.035	0.010
S39274	DP3W	0.03	0.24–0.32	24.0–26.0	6.0–8.0	2.5–3.5	1.0	0.8	0.2–0.8	1.5–2.5	0.030	0.020
S39277	AF 918	0.025	0.23–0.33	24.0–26.0	6.5–8.0	3.0–4.0	0.8	0.8	1.2–2.0	0.8–1.2	0.030	0.020

*Nota.* Composición química y la nomenclatura de los aceros inoxidable dúplex más comunes. Tomado de: “Stainless Steels for Design Engineers” (P. 97) de McGuire, M.F. (2008)

Los aceros inoxidables endurecidos por precipitación (EP), contienen elementos como aluminio, nióbio o tántalo y obtienen su resistencia a través de procesos de endurecimiento por solución sólida, deformación y envejecimiento [3]. P.487. En la tabla 5 se puede observar la composición química de algunos aceros endurecidos por precipitación.

**Tabla 5.**

*Composición química de algunos aceros inoxidables endurecidos por precipitación.*

Alloy	Designation	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Al	Cu	Ti	Other
Stainless W	S17600	0.1	0.5	0.5	17	6.3	...	0.2	...	1	P 0.3
17-4 PH	S17400	0	0.6	0.6	16	4.3	...	...	3.2	...	...
15-5 PH	S15500	0	0.6	0.6	15	4.3	...	...	3.2	...	...
13-8 PH	S13800	0	0.1	0.1	13	8.5	2	1.1	...	...	...
Custom 450	S45000	0	0.3	0.3	15	6	0.8	...	1.5	...	0.3 Nb
Custom 455	S45500	0	0.3	0.3	12	8.5	...	...	2.5	1	0.3 Nb
Custom 465	S46500	0	0.2	0.2	12	11	1	...	...	2	...
Custom 465 (275)	...	0	0.2	0.2	12	11	1	...	...	2	0.2 Nb
Custom 475	...	0	0.4	0.4	11	8	5	1.2	...	...	8.0 Co
Ferrium S53	...	0.2	0.1	0.1	10	5.5	2	0	...	...	1 W
									...		0.3 V
									...		14 Co

*Nota.* Composición química y la nomenclatura de los aceros inoxidables EP más comunes. Tomado de: “Stainless Steels for Design Engineers” (P. 140) de McGuire, M.F. (2008).

Los aceros inoxidables austeníticos es una de las categorías más versátiles dentro de los tipos de aceros inoxidables. Estos aceros son conocidos por su excelente resistencia a la corrosión, ductilidad, capacidad de conformación y una amplia gama de aplicaciones en una variedad de industrias. Los aceros inoxidables austeníticos contienen un alto contenido de cromo generalmente más del 16% y níquel sobre el 6%. El níquel actúa como estabilizador de la austenita, lo que permite que la estructura cristalina austenítica prevalezca incluso a bajas temperaturas [6]. Además del cromo y el níquel, los aceros inoxidables austeníticos pueden contener otros elementos de aleación como el molibdeno, que mejora la resistencia a la corrosión en ambientes más agresivos y el manganeso que contribuye a la resistencia mecánica. El contenido de carbono en estos aceros es generalmente bajo, lo que ayuda a mantener la estabilidad de la estructura austenítica. Aunque sus altos contenidos de cromo incrementan el costo en estos aceros lo cual en ocasiones representa una desventaja considerable [3], algunos de los tipos de aceros inoxidables austeníticos más comunes se pueden ver en la tabla 6.

**Tabla 6.***Composición química de algunos aceros inoxidable austeníticos.*

Alloy	Designation	C	N	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Other	Other	Other
201	S20100	0.08	0.07	16.3	4.5	0.2	7.1	0.45	0.001 S	0.03 P	0.2 Cu
201 drawing	S220100	0.08	0.07	16.9	5.4	0.02	7.1	0.5	0.001 S	0.30 P	0.6 Cu
201LN	S20153	0.02	0.13	16.3	4.5	0.2	7.1	0.45	0.001 S	0.03 P	0.5 Cu
301 tensile	S30100	0.08	0.4	16.6	6.8	0.2	1.0	0.45	0.001 S	0.03 P	0.3 Cu
301 drawing	S30100	0.08	0.04	17.4	7.4	0.02	1.7	0.45	0.007 S	0.03 P	0.6 Cu
303	S30300	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...
304	S30400	0.05	0.05	18.3	8.1	0.3	1.8	0.45	0.001 S	0.03 P	0.3 Cu
304 drawing	S30400	0.05	0.04	18.4	8.6	0.3	1.8	0.45	0.001 S	0.03 P	0.3 Cu
304 extra drawing	S30400	0.06	0.04	18.3	9.1	0.3	1.8	0.45	0.001 S	0.030 P	0.4 Cu
304L tubing	S30403	0.02	0.09	18.3	8.1	0.3	1.8	0.45	0.013 S	0.030 P	0.4 Cu
305	S30500	0.05	0.02	18.8	12.1	0.2	0.8	0.60	0.001 S	0.02 P	0.2 Cu
321	S32100	0.05	0.01	17.7	9.1	0.03	1.0	0.45	0.001 S	0.03 P	0.4 Ti
316L	S31603	0.02	0.0	16.4	10.5	2.1	1.8	0.50	0.010 S	0.03 P	0.4 Cu

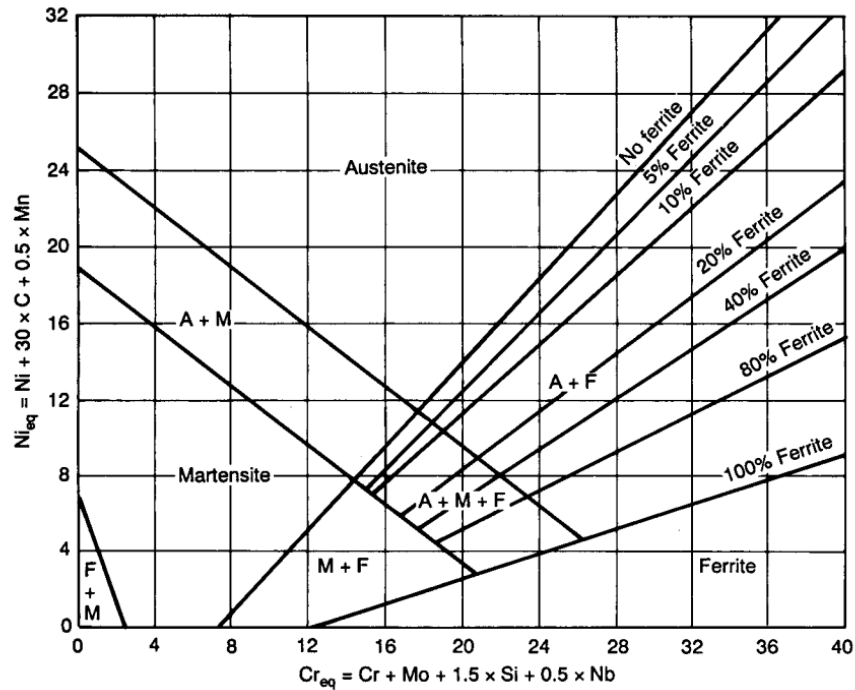
**Nota.** Composición química y la nomenclatura de los aceros inoxidable austeníticos más comunes. Tomado de: “Stainless Steels for Design Engineers” (P. 72) de McGuire, M.F. (2008).

Los aceros inoxidable austeníticos tienen una estructura cristalina austenítica la cual es una fase del hierro que tiene una disposición cúbica centrada en el cuerpo (BCC). En esta estructura, los átomos de hierro están dispuestos en una forma ordenada y compacta [6]. A temperatura ambiente, la austenita es la fase predominante en los aceros inoxidable austeníticos y esto es lo que les confiere su nombre.

Para los aceros inoxidable austeníticos suele ocurrir que a medida que se aumenta el cromo y el molibdeno para mejorar la resistencia a la corrosión, también debe aumentarse la concentración de níquel u otros estabilizadores si se desea mantener la estructura austenítica. El diagrama Delong permite tener una visual más detallada de esta característica [6].

**Figura 17.**

*Diagrama Delong.*



*Nota.* Diagrama Delong en donde se puede visualizar el efecto de las cantidades de níquel y cromo en la estructura. Tomado de: “Stainless Steels for Design Engineers” (P. 70) de McGuire, M.F. (2008).

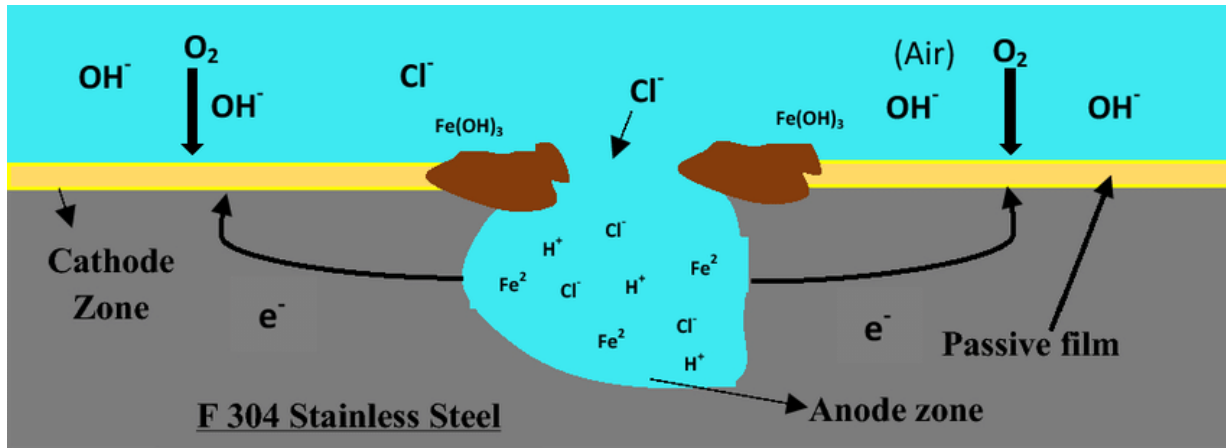
#### 1.4. Corrosión por picaduras e intergranular en aceros inoxidables

La corrosión por picadura es un tipo de degradación localizada que afecta a los materiales metálicos y puede ser extremadamente dañina en diversas aplicaciones. Este proceso comienza cuando se forman pequeñas imperfecciones o microdefectos en la capa pasiva de óxido que recubre la superficie del metal [7]. Estos sitios son muy pequeños y son anódicos en relación a las áreas circundantes debido al potencial eléctrico a través de la capa pasiva [8]. Estos defectos pueden originarse por factores como daños mecánicos, micro diferencias en la composición química del metal, diferentes fases, precipitados o incluso la presencia de inclusiones no metálicas en la estructura [7]. Estos sitios son anódicos en comparación con las áreas cercanas debido a las diferencias de carga a través de la capa protectora. Como resultado, se crean celdas electroquímicas

activas/pasivas que provocan un ataque agresivo en estos puntos localizados, lo que a su vez amplifica el crecimiento de los agujeros [7] como se observa en la figura 18. Esto da lugar a un patrón de corrosión en lugares aislados que se extiende por toda la superficie del metal. Con el tiempo, estos agujeros se forman y crecen gradualmente en el metal, incluso en láminas delgadas, lo que puede inutilizar los objetos hechos de acero inoxidable, a pesar de que la corrosión general en el área circundante sea insignificante [8].

**Figura 18.**

*Representación del mecanismo de corrosión por picadura en un acero inoxidable austenítico 304.*



*Nota.* Mecanismo de crecimiento de la corrosión por picadura en un acero inoxidable austenítico en un ambiente de cloruro. Allí se puede visualizar la región anódica y la región catódica, siendo la región anódica la estructura profunda del material. Tomado de: “Pitting Corrosion Behavior of F304 Stainless Steel Under the Exposure of Ferric Chloride Solution,” por S. Pal, S. S. Bhaduria y P. Kumar. J. Bio- Tribo-Corrosion, vol. 5, n.º 4, septiembre de 2019.

La corrosión por picadura generalmente se desencadena por la presencia de iones haluros, especialmente el ion  $Cl^{-}$  o su precursor, el ion hipoclorito ( $ClO^{-}$ ) y ocasionalmente el ion bromuro ( $Br^{-}$ ).

Los aceros inoxidables son particularmente susceptibles a este tipo de corrosión en ambientes acuosos que contienen estos iones, incluso en condiciones casi neutras donde la corrosión general suele ser mínima [8]. Por lo tanto, los aceros inoxidables pueden corroerse por picadura cuando están en contacto con agua de mar, atmósferas marinas, soluciones ácido/cloruro en procesos químicos y residuos de desinfectantes a base de cloro [8]. En la figura 19 se ejemplifica cómo se



ve la corrosión por picadura en un acero inoxidable en donde se puede notar el deterioro del material representado por los 2 puntos oscuros, nótese que el deterioro en la parte inferior izquierda es mucho mayor, lo que implica una mayor afectación en el material.

**Figura 19.**

*Corrosión por picadura en un acero inoxidable austenítico AISI 304.*



**Nota.** La figura 19 muestra una representación de corrosión por picadura en un acero inoxidable austenítico AISI 304. Se pueden observar 2 picaduras. Tomado de: “Detección de la corrosión por picadura en aceros inoxidables empleando ultrasonidos”, por: C. Rodríguez y M. V. Biezma, Revista de Metalurgia, vol. 50, n.º 1, marzo de 2014, art. n.º e005. Disponible: <https://doi.org/10.3989/revmetalm.005>

La característica distintiva de la corrosión por picadura es su naturaleza altamente localizada y penetrante. A medida que las picaduras avanzan, pueden crecer y penetrar más profundamente en el metal, a menudo de manera superficial, lo que las hace difíciles de detectar hasta que causan daños significativos [7]. Esto puede ser especialmente preocupante en aplicaciones donde la integridad estructural es crítica, como en la industria marina o en infraestructuras costeras [7].

Varios factores influyen en la corrosión por picadura, incluyendo la composición química del ambiente circundante, el tipo de metal involucrado y el diseño del componente [19]. Para prevenir

y controlar este tipo de corrosión, se aplican diversas estrategias, una de ellas es la selección de materiales resistentes a la corrosión en función del entorno en el que se utilizarán y estrategias como tratamientos térmicos a temperaturas elevadas [20]. Además, se pueden tomar medidas de diseño adecuado para evitar la acumulación de líquidos en áreas propensas a la corrosión por picadura [7]. La inspección y el mantenimiento regulares también son esenciales para detectar y reparar picaduras de manera temprana, antes de que causen daños graves [7]. La corrosión por picaduras está a menudo relacionada con otras formas de corrosión, como la corrosión intergranular.

La corrosión intergranular es una forma de deterioro localizado en la que un metal se corroe preferentemente a lo largo de los límites de grano, creando caminos estrechos de ataque [6]. Este proceso a menudo comienza en la superficie del material y se propaga a lo largo de los límites de grano mediante reacciones electroquímicas locales, como se muestra en la figura 21.

La corrosión intergranular en aceros inoxidable es un fenómeno complejo que ha sido objeto de investigación durante décadas. Este proceso se desencadena después de que estos aceros han sido sometidos a un tratamiento térmico en un rango de temperatura específico, que generalmente oscila entre 550 y 800 °C [11]. A este proceso se le conoce como sensibilización y se le atribuye la vulnerabilidad de los aceros inoxidable austeníticos a la corrosión intergranular [11].

La sensibilización se relaciona con cambios fundamentales en la composición química de estos aceros. El componente clave aquí es el cromo, un elemento esencial que otorga a los aceros inoxidable su capacidad de resistir la corrosión. Cuando estos aceros se exponen a las temperaturas de sensibilización, ocurre una reacción con el carbono presente en la aleación, dando como resultado la formación de compuestos conocidos como carburos de cromo. [11]. Estos carburos se precipitan en los límites de grano del acero, lo que significa que se acumulan en las áreas entre los granos individuales que conforman la estructura del material [11]. La formación de carburos de cromo en los límites de grano es un tema crítico debido al efecto que tienen sobre el contenido de cromo en las regiones adyacentes a estos límites de grano.

El cromo en el acero inoxidable es esencial para la formación de una película de óxido de cromo en la superficie, que actúa como una barrera protectora contra la corrosión [11]. Cuando se forman los carburos de cromo en los límites de grano, agotan significativamente el contenido de cromo en estas regiones, reduciendo drásticamente la cantidad de cromo disponible para formar esta película

protectora. Como resultado, las áreas donde la concentración de cromo ha disminuido por debajo de un umbral crítico, generalmente alrededor del 12%, se vuelven susceptibles a la corrosión [11]. Estas áreas debilitadas en el acero inoxidable son propensas a la formación de corrosión intergranular.

La temperatura es un factor crucial en este proceso de sensibilización. A temperaturas más altas, la formación de carburos de cromo y la degradación de la resistencia a la corrosión ocurren de manera más rápida y pronunciada. Por otro lado, a temperaturas más bajas, el proceso se ralentiza, y el acero inoxidable es menos propenso a la sensibilización [11].

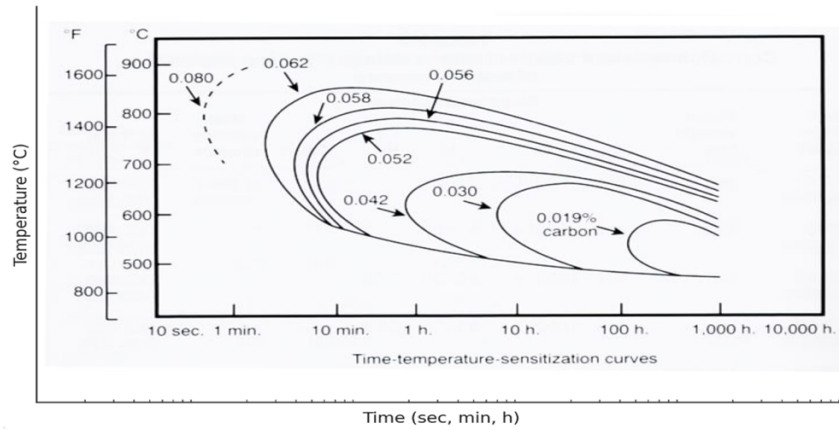
Otro factor influyente es el tiempo de exposición a estas temperaturas sensibilizantes. Cuanto más tiempo permanece el acero inoxidable en el rango de temperatura crítica, mayor es la probabilidad de que ocurra la formación de carburos y, en consecuencia, la sensibilización [11] véase figura 20. La composición de la aleación también desempeña un papel fundamental en la sensibilización. La cantidad de cromo, níquel y otros elementos de aleación presentes en el acero puede influir significativamente en la velocidad y la gravedad de la sensibilización. Las aleaciones con mayores cantidades de cromo y níquel y menores cantidades de carbono, tienden a ser menos propensas a la sensibilización.

Además de la composición de la aleación, los tratamientos térmicos pueden desempeñar un papel importante. Algunos tratamientos térmicos, como el recocido o la solución de envejecimiento, pueden ayudar a revertir parcialmente la sensibilización al redistribuir el cromo en el material.

En el contexto de la corrosión intergranular, es esencial comprender que este proceso no afecta uniformemente a toda la estructura del acero inoxidable. La disminución del contenido de cromo en las áreas adyacentes a los límites de grano debilita la capacidad del acero inoxidable para formar una película pasiva y resistir la corrosión. Como resultado, las áreas donde ha ocurrido la sensibilización son propensas a corroerse preferentemente a lo largo de los límites de grano, lo que da lugar a la corrosión intergranular [11].

**Figura 20.**

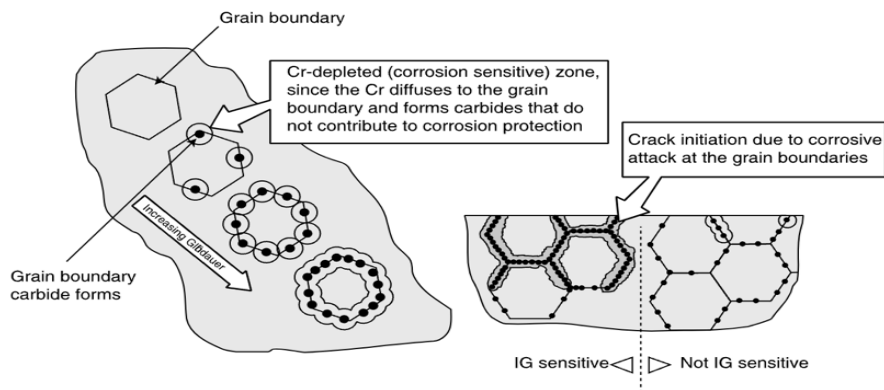
*Gráfica de sensibilización de aceros.*



**Nota.** Curvas de sensibilización de aceros, en el eje x se muestra tiempo, en el eje temperatura. Tomado de: One Minute Mentor: Time-Temperature Sensitization Curves for Austenitic Stainless Steel. (s.f). ASM International. [En línea]. Disponible: [https://www.asminternational.org/results/-/journal\\_content/56/10192/26579541/NEWS/](https://www.asminternational.org/results/-/journal_content/56/10192/26579541/NEWS/)

**Figura 21.**

*Representación del mecanismo de corrosión intergranular.*



**Nota.** Mecanismo de la corrosión intergranular. Allí se puede visualizar la difusión de cromo hacia el límite de grano formando carburos permitiendo así el ataque de la corrosión. Tomado de: "Failure Analysis and Prevention", (P. 428). Por ASME, Metals Handbook Ninth Edition, Volume 11, 1986.

## 1.5. Corrosión por picadura en aceros austeníticos

La corrosión por picadura en aceros inoxidable se debe a la agresión del ion cloruro, que es uno de los componentes químicos más comunes en nuestro entorno [6]. Los cloruros se encuentran en abundancia en todo el planeta, presentes en lugares como el agua de mar, la lluvia, las carreteras, los alimentos e incluso en nuestros cuerpos, estos cloruros tienen la capacidad de debilitar la película pasiva de protección que recubre el acero inoxidable [6].

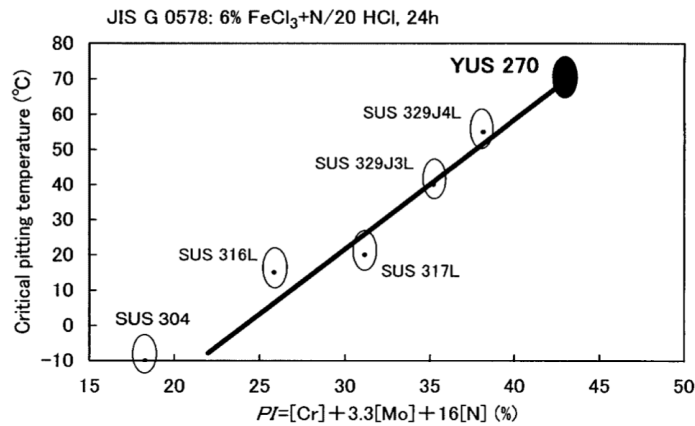
Cuando las condiciones son lo suficientemente agresivas en términos de concentración de cloruro, temperatura y acidez, la película pasiva puede romperse, lo que desencadena un proceso de corrosión activa [6]. La corrosión resultante puede ser altamente localizada debido a debilidades en la película pasiva, y es en esta etapa que se produce la picadura. Las picaduras son áreas corroídas concentradas que pueden ser inestables y detenerse si la película pasiva se regenera momentáneamente. Sin embargo, si las condiciones corrosivas persisten, las picaduras pueden seguir creciendo indefinidamente.

Para abordar este problema, se han desarrollado aceros inoxidable austeníticos resistentes a la corrosión, estos aceros están diseñados específicamente para resistir la corrosión por picadura. La resistencia se puede ser estimada utilizando una ecuación llamada PREN ( $\%Cr + 3.3(\%Mo) + 30(\%N)$ ) y se determina la temperatura crítica de picadura (CPT) mediante pruebas con soluciones en  $FeCl_3$  al 6%. Cuanto mayor sea el valor de PREN, mayor será la resistencia a la picadura [6].

La resistencia a la picadura se mide mediante la norma ASTM G48 en la que se mide la temperatura más baja a la que se produce la picadura en una solución al 6% de  $FeCl_3$ . Esta es la temperatura crítica de picadura, CPT. La relación entre PREN y CPT se muestra en la Figura 22.

**Figura 22.**

Comparación del PREN vs CPT en diferentes aceros inoxidable austeníticos.



*Nota.* Comparación entre el PREN y el CPT de diferentes aceros inoxidable austeníticos (El acero SUS 304 es equivalente al AISI 304, el acero SUS 316L es equivalente al AISI 316L, el acero SUS 317L es equivalente al AISI 317L, el acero SUS 329J3L es equivalente al AISI S32900, el acero SUS 329J4L es equivalente al AISI S32906 y el acero YUS 270 es equivalente al AISI S32750), en donde se observa que los materiales son más resistentes a la corrosión según condiciones específicas. Tomado de: “Stainless Steels for Design Engineers” (P. 45) de McGuire, M.F. (2008).

## 1.6. Corrosión intergranular en aceros austeníticos

La corrosión intergranular es un tipo de corrosión localizada que afecta los límites de grano de los aceros inoxidable austeníticos. Este fenómeno ocurre principalmente debido a la precipitación de carburos de cromo ( $Cr_{23}C_6$ ) en los límites de grano cuando el acero es sometido a temperaturas entre 500°C y 800°C [18]. La formación de carburos de cromo reduce la cantidad de cromo disponible para formar la capa pasiva que protege al acero de la corrosión. Las áreas empobrecidas en cromo son más susceptibles a la corrosión cuando el material se expone a ambientes corrosivos [17]. Este tipo de corrosión suele ser silenciosa ya que ocurre en los límites de grano y las consecuencias que tiene pueden no ser detectadas hasta que ocurren. Para ello, se han desarrollado varios métodos para detectar este tipo de corrosión, estos incluyen el ensayo de Strauss en el que se somete una muestra a una solución ácida para detectar la corrosión en los límites de grano. Es

un método destructivo que proporciona una indicación clara de la susceptibilidad a la corrosión intergranular [18], el ensayo de reactivación potenciodinámica de doble loop que consiste en un ensayo no destructivo que mide la corriente de reactivación al invertir la polarización de una muestra previamente polarizada anódicamente [18], entre otros, con los cuales se pueden estudiar alternativas que ayuden al acero inoxidable a mejorar su resistencia a la corrosión intergranular.

### **1.7. Revenido y su efecto en la resistencia a la corrosión**

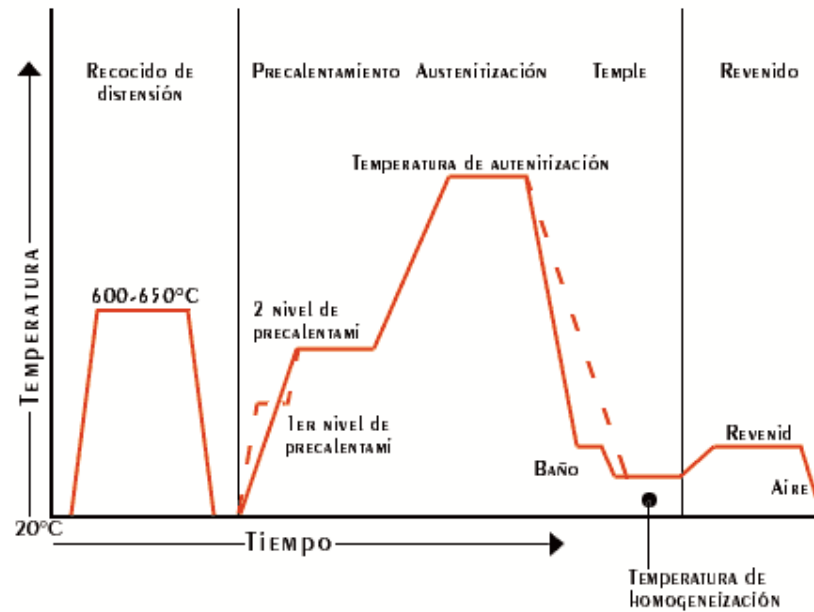
El revenido es un proceso de tratamiento térmico que se utiliza comúnmente en la metalurgia para mejorar las propiedades mecánicas y la resistencia a la corrosión de los materiales metálicos, especialmente de los aceros inoxidables [12]. El material se calienta a una temperatura específica, luego se mantiene a esa temperatura durante un período de tiempo específico y, finalmente, se enfría gradualmente, generalmente al aire. La relación entre el tiempo y la temperatura del tratamiento térmico se puede observar en la figura 23.

El revenido disminuye la dureza del material, lo que lo hace menos frágil. También reduce las tensiones internas, mejora la tenacidad y la ductilidad y aumenta la resistencia a la corrosión [12]. El revenido se utiliza en una amplia variedad de aplicaciones, como la fabricación de herramientas y piezas de maquinaria, la industria automotriz, aeroespacial y de la construcción, así como en la producción de componentes para equipos eléctricos.

La temperatura y el tiempo de revenido son críticos para controlar las propiedades finales del material. Un revenido a una temperatura más alta durante un tiempo prolongado resultará en una mayor tenacidad pero una menor dureza. Por otro lado, un revenido a una temperatura más baja durante un tiempo más corto dará como resultado una mayor dureza pero una tenacidad reducida. [12].

**Figura 23.**

*Tiempos y temperaturas de revenido.*



*Nota.* Comportamiento del tratamiento térmico revenido según el tiempo y la temperatura. Tomado de: “Tratamientos termicos del acero”. Carman Official Site. [En línea]. Disponible: <https://grupocarman.com/blog/2014/12/03/tratamientos-termicos-del-acero/>

### 1.7. Temperatura de revenido y su influencia en la corrosión en aceros austeníticos

La resistencia a la corrosión de los aceros inoxidable austeníticos ha sido objeto de numerosos estudios en la literatura científica. Diversos investigadores han estudiado directa o indirectamente el efecto de la temperatura de revenido en la resistencia a la corrosión de estos materiales, con el objetivo de comprender los mecanismos subyacentes que explican este fenómeno y optimizar los procesos de tratamiento térmico en su producción.

Entre dichos estudios se centró en investigar la influencia de la microestructura en el comportamiento de corrosión del acero inoxidable martensítico súper 13Cr después del tratamiento térmico. Para ello, realizaron un tratamiento térmico de solubilización a 1050°C durante 30 minutos y posteriormente fue tratado 500, 600 y 650°C durante 1 hora. Luego se midió la resistencia a la corrosión de cada muestra a través de pruebas electroquímicas. Los resultados



mostraron que a medida que aumentaba la temperatura de revenido se producía una mejor microestructura y mayor resistencia a la corrosión [13]. En otro estudio cuyo objetivo fue investigar el efecto de la temperatura de revenido en la microestructura, textura y propiedades de corrosión de acero inoxidable austenítico AISI 321 laminado en frío se encontró que, el revenido a 750 °C y 950 °C mejoró la resistencia a la corrosión del acero debido a la formación de una capa pasiva más fuerte y homogénea. Sin embargo, la resistencia a la corrosión disminuyó cuando se realizó un revenido a 1050 °C debido al engrosamiento del tamaño de grano y la debilitación de la capa pasiva. Para este estudio, se realizaron pruebas de polarización potenciodinámica y espectroscopía de impedancia electroquímica (EIS) en muestras laminadas en frío y revenidas a diferentes temperaturas (750, 950 y 1050C) [14]. En este estudio, se investigó la estructura y la resistencia a la corrosión del acero inoxidable martensítico 30Cr13 utilizado en moldes de plástico. Se realizaron tratamientos térmicos, incluyendo el recocido y la templabilidad a diferentes temperaturas, seguido de enfriamiento en aceite y temple en aire. Además, se llevaron a cabo pruebas de microscopía electrónica de barrido y de transmisión, así como análisis de difracción de rayos X y espectroscopía de dispersión de energía de rayos X.[15] Los resultados mostraron que la adición de Mn y Si al acero mejoró su resistencia a la corrosión. Además, se encontró que el acero tratado térmicamente a 500°C y 650°C durante dos horas mostró una mejor resistencia a la corrosión en comparación con otros tratamientos térmicos. También se observó una disminución en la densidad de precipitados de carburo después del tratamiento térmico a 500°C y 650°C, lo que sugiere una mayor resistencia a la corrosión. Otro estudio consistió en evaluar las propiedades electroquímicas y de corrosión de un material UNS S82441 en diferentes condiciones de envejecimiento. Para el cual se utilizaron diferentes pruebas para analizar la corrosión del material, que incluían pruebas potencioestáticas y potenciodinámicas, pruebas de corrosión por tensión y pruebas de pérdida de masa. Los resultados mostraron que el material contenía dos fases en volúmenes aproximadamente iguales: ferrita y austenita. Se encontró que la exposición del material a temperaturas elevadas de 850°C durante períodos prolongados afectó la pasivación del material y aumentó la precipitación de la fase intermetálica sigma, lo que resultó en una disminución en la resistencia a la corrosión del material.

Se demostró que la exposición del acero a temperaturas específicas y tiempos prolongados resultó en la formación de la fase sigma, lo que provocó la fragilización del material y una mayor susceptibilidad a la corrosión por fisuración bajo tensión. Se encontró que el contenido de la fase

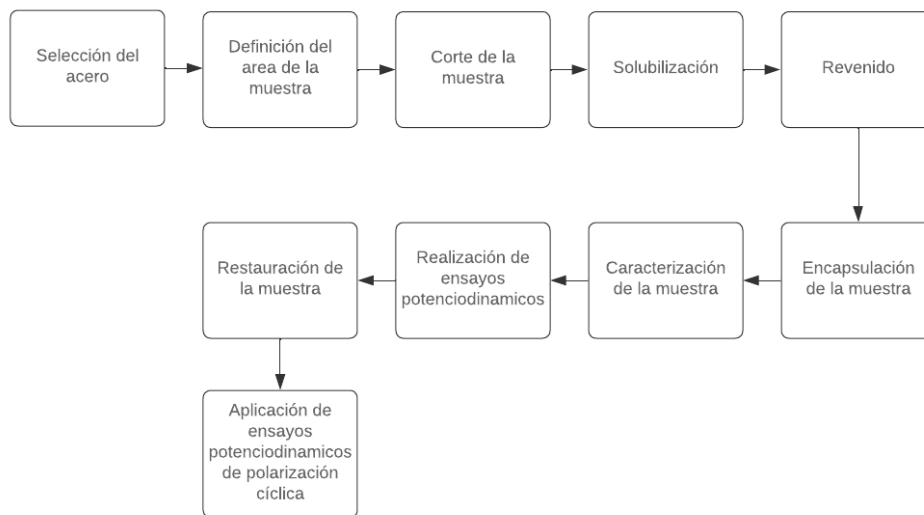
sigma disminuyó la resistencia a la corrosión por picaduras y aumentó la tasa de corrosión del material.[16]

## 2. MATERIALES Y MÉTODOS

En esta sección se describe el proceso seguido para la selección del material, preparación de la muestra, tratamientos térmicos, caracterización y ensayos de corrosión como se observa en la figura 24.

**Figura 24.**

*Diagrama de flujo de proceso.*



**Nota.** Proceso empleado para el desarrollo de los ensayos potenciodinámicos y potenciodinámicos de polarización cíclica.

### 2.1. Selección del material y preparación de la muestra

Se seleccionó el acero AISI304 para llevar a cabo el estudio debido a sus características resistentes a la corrosión y su facilidad de obtención. La muestra se preparó a partir de una placa de acero, de la cual se cortaron 10 trozos de área de aproximadamente  $1\text{cm}^2$  como se puede ver en la figura 25, obedeciendo la norma para ensayos potenciodinámicos ASTM G61 – 86 (2018) Standard Test Method for Conducting Cyclic Potentiodynamic Polarization Measurements for Localized Corrosion Susceptibility of Iron, Nickel, or Cobalt-Based Alloys.

**Figura 25.**

*Muestra de acero AISI304 cortada.*

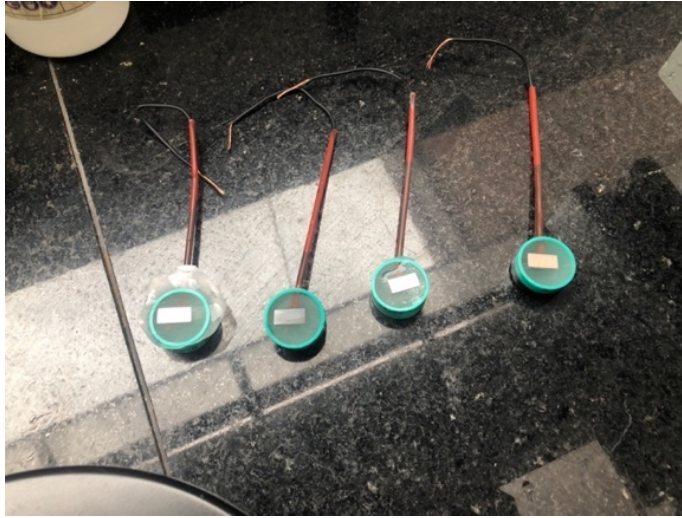


*Nota.* Representación de la muestra de acero obtenida. En la figura se puede observar un modelo cortado de acero AISI304. El área de la muestra es de aproximadamente  $1\text{cm}^2$  [1,5cm x 0,7]. Las muestras se cortaron manualmente una de un trozo más grande acero AISI304 usando una siqueta convencional y trazos para delimitar el área.

Posterior al corte y realizados los tratamientos térmicos de solubilización y revenido, explicados en la siguiente sección, se pulieron las muestras, encapsulándolas para poder realizar su respectiva caracterización y ensayos. Para la encapsulación, se utilizó resina epóxica y un molde de tubo de  $\frac{1}{2}$ ". Además, se añadió un cable que permite el contacto de la muestra con el exterior, permitiendo la conexión con el potencióstato como se observa en la figura 26.

## Figura 26.

### *Encapsulación de las muestras.*



*Nota.* Representación de las muestras encapsuladas. En ellas se ve el montaje con el cable que permite la conducción del exterior hasta el contacto con la muestra.

## 2.2.Tratamientos térmicos

Para este estudio, se realizaron dos tratamientos térmicos diferentes en las muestras de acero inoxidable AISI 304: solubilización y revenido. El procedimiento fue el siguiente: Las muestras fueron calentadas en un horno hasta alcanzar una temperatura de 1100°C. Una vez alcanzada esta temperatura, las muestras se mantuvieron a 1100°C durante 1 hora. Tras el mantenimiento, las muestras fueron enfriadas en aceite rápidamente en agua para evitar la precipitación de carburos y asegurar una estructura austenítica homogénea. Las muestras después de la solubilización se pueden ver en la figura 27.

Después del tratamiento de solubilización, las muestras fueron sometidas a un revenido a diferentes temperaturas para ajustar sus propiedades mecánicas. Se seleccionaron cinco temperaturas para el revenido: 500°C, 550°C, 600°C, 650°C y 700°C. Cada muestra fue mantenida a la temperatura de revenido seleccionada durante 2 horas. Después del mantenimiento a la temperatura de revenido, las muestras se enfriaron en aceite. Este proceso fue repetido para cada una de las temperaturas mencionadas, resultando en un total de diez muestras tratadas

térmicamente (dos muestras por cada temperatura de revenido). Estas muestras fueron posteriormente utilizadas para evaluar su resistencia a la corrosión mediante pruebas electroquímicas.

Para el caso del acero AISI 304, las temperaturas y tiempos se describen en la tabla 7:

**Tabla 7.**

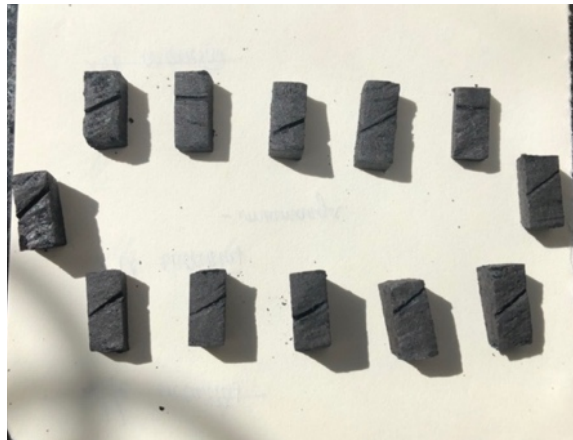
*Temperaturas de solubilización y revenido para las muestras*

Tratamiento térmico	Temperatura [°C]	Tiempo [horas]
Solubilización	1100	1
Revenido	500	2
Revenido	550	2
Revenido	600	2
Revenido	650	2
Revenido	700	2

*Nota.* Tiempo en horas y la temperatura en Celsius usadas para la solubilización y revenido en las muestras. Se tomaron 2 muestras por temperatura de revenido.

**Figura 27.**

*Muestras después de la solubilización.*



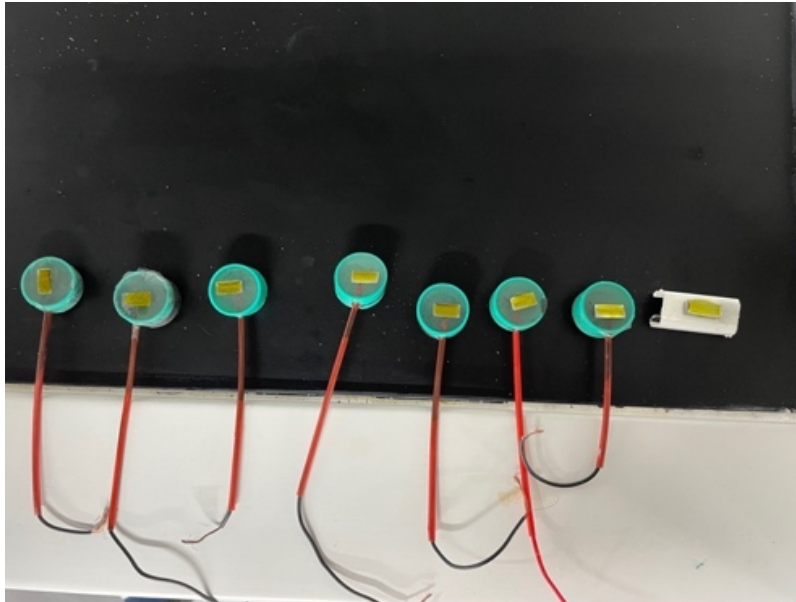
*Nota.* Representación de las muestras luego de haber pasado por un proceso de solubilización a 1100°C. En la figura se observan 10 muestras solubilizadas y el cambio externo que estas sufrieron luego de haber sido enfriadas en aceite. El cambio en el color del acero es debido a la alta temperatura a la que estuvo expuesto.

### 2.3. Caracterización de la muestra

La caracterización de la muestra se realizó por medio de un análisis metalográfico y de dureza. Para ello, se aplicó un ataque químico con agua regia como se puede observar en la figura 28 para visualizar la microestructura de las muestras tratadas, allí se puede verificar que es una estructura austenítica caracterizada por granos poligonales para todas las condiciones, véanse figuras 29 a 34. Posteriormente se realizaron ensayos de dureza Rockwell C.

**Figura 28.**

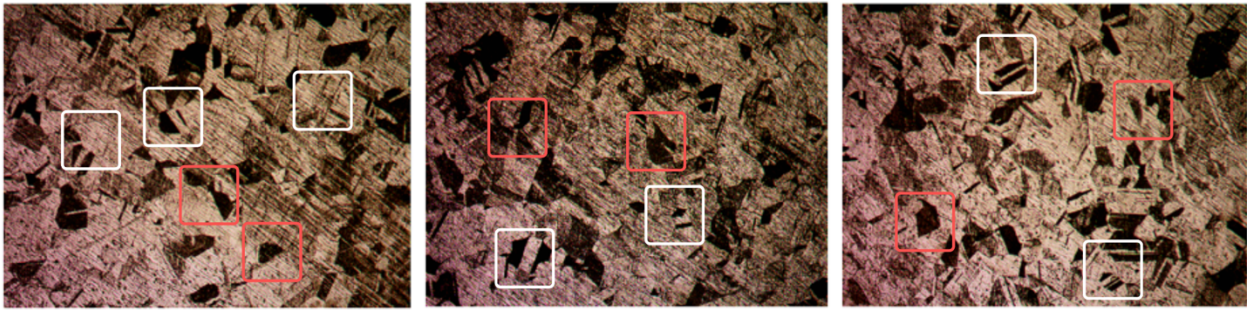
*Ataque químico.*



*Nota.* Muestras con aplicación de agua regia durante el ataque químico. En la figura se puede observar cada modelo en el momento en que se ha aplicado agua regia.

**Figura 29.**

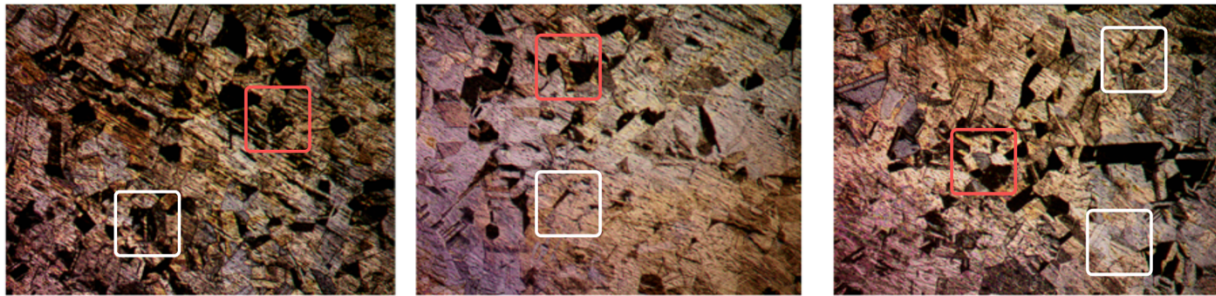
*Microestructura de la muestra tratada a 500 °C.*



*Nota.* Microestructura de la muestra después de un revenido a 500°C durante 2 horas. En rojo, fase austenita, en blanco, carburos de cromo. Imagen tomada con un aumento de 20X

**Figura 30.**

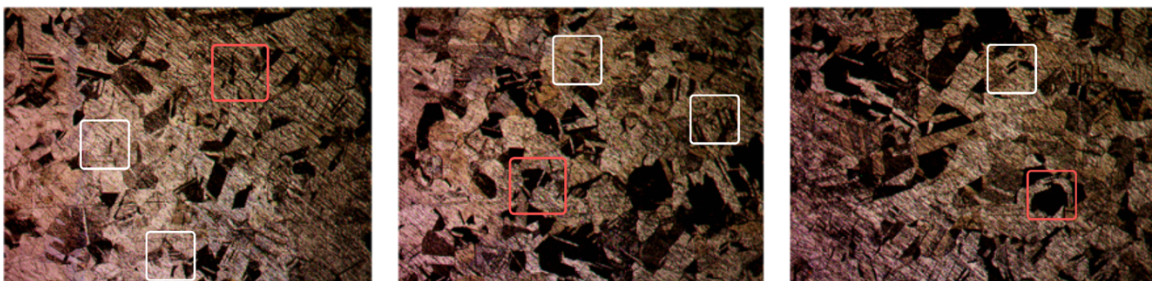
*Microestructura de la muestra tratada a 550 °C.*



*Nota.* Microestructura de la muestra después de un revenido a 550°C durante 2 horas. En rojo, fase austenita, en blanco, carburos de cromo. Imagen tomada con un aumento de 20X.

**Figura 31.**

*Microestructura de la muestra tratada a 600 °C.*

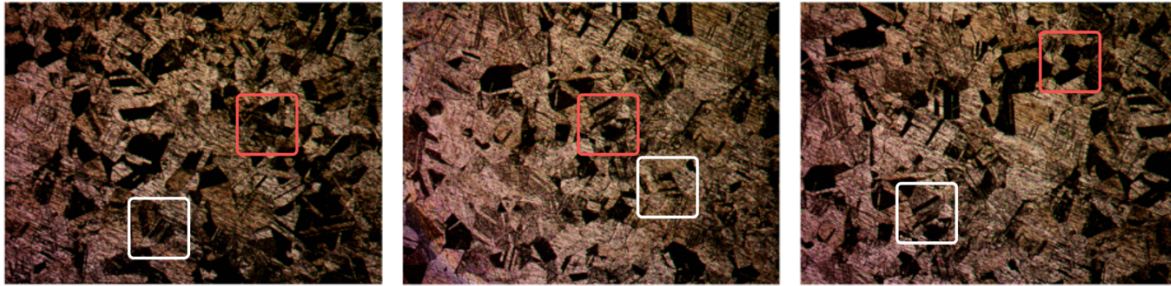


*Nota.* Microestructura de la muestra después de un revenido a 600°C durante 2 horas. En rojo, fase austenita, en blanco, carburos de cromo. Imagen tomada con un aumento de 20X



### Figura 32.

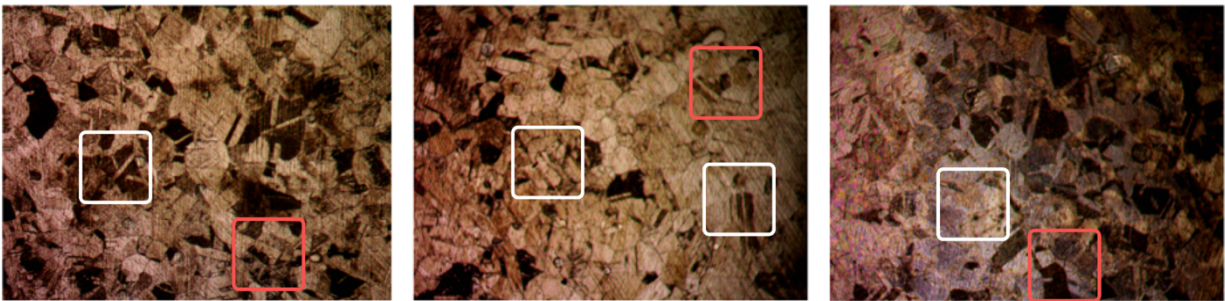
*Microestructura de la muestra tratada a 650 °C.*



*Nota.* Microestructura de la muestra después de un revenido a 650°C durante 2 horas. En rojo, fase austenita, en blanco, carburos de cromo. Imagen tomada con un aumento de 20X.

### Figura 33.

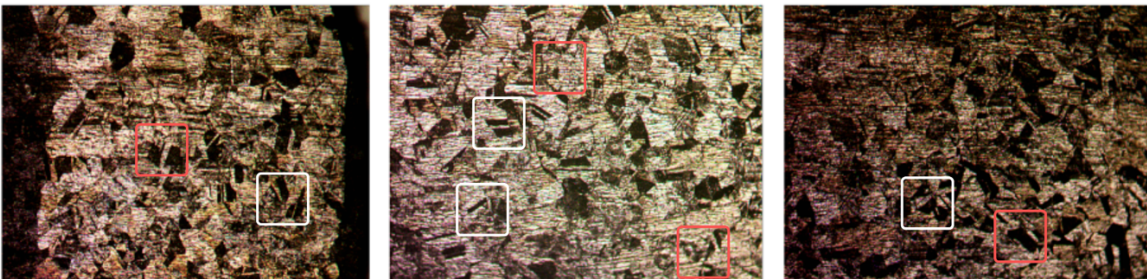
*Microestructura de la muestra tratada a 700 °C.*



*Nota.* Microestructura de la muestra después de un revenido a 700°C durante 2 horas. En rojo, fase austenita, en blanco, carburos de cromo. Imagen tomada con un aumento de 20X.

### Figura 34.

*Microestructura de la muestra solubilizada a 1100 °C.*



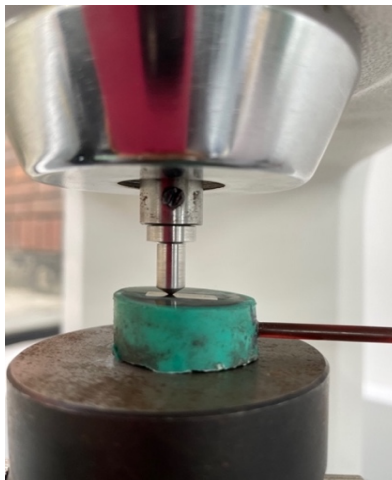
*Nota.* Microestructura de la muestra después de únicamente la solubilización a 1100 °C. En rojo, fase austenita, en blanco, carburos de cromo. Imagen tomada con un aumento de 20X.

En las figuras 29 a 34, se observa que la fase dominante es la austenita y que a menor temperatura de revenido (500°C y 550°C), la precipitación de carburos de cromo es menor, lo que mantiene la fase austenítica más homogénea mientras que a temperaturas de revenido intermedias (600°C), la precipitación de carburos de cromo es significativa y uniformemente distribuida y a temperaturas de revenido más altas (650°C y 700°C), la precipitación de carburos de cromo es mayor. Este comportamiento es consistente con lo reportado, ya que la reducción del tamaño de grano puede reducir la cantidad de carburos precipitados en los límites de grano, manteniendo una microestructura más homogénea [24]. También se observa que a temperaturas elevadas de tratamiento térmico, la precipitación de carburos en los límites de grano se incrementa significativamente [17]. Además, se puede ver que la precipitación de carburos es más significativa a temperaturas más altas, lo que afecta la distribución y homogeneidad de la fase austenítica [22]. Se destaca que una distribución uniforme de carburos a temperaturas de revenido intermedias puede proporcionar una estructura de grano más homogénea y estable [11].

Posterior al ataque químico y con el objetivo de analizar la dureza se realizaron los ensayos de dureza Rockwell C para cada una de las muestras como se observa en la figura 35.

**Figura 35.**

*Ensayo de dureza Rockwell C*



*Nota.* La figura 35 es una representación del proceso de ensayo de dureza Rockwell C.

Los resultados obtenidos en los ensayos de dureza sugieren que la dureza del acero AISI 304 no aumenta linealmente con la temperatura de revenido. En cambio, puede aumentar inicialmente con la precipitación de carburos, pero luego disminuir debido al crecimiento de estos carburos a temperaturas más altas. Por otra parte, la media en los valores obtenidos en la dureza de las muestras puede verse afectada por la encapsulación.

## 2.4. Ensayos de corrosión

Para los ensayos de corrosión por picadura e intergranular, se hizo uso del potencióstato Gamry interface 1010T y una celda electroquímica adaptada para la realización de los ensayos, en donde la celda se componía de un electrodo de referencia (calomel), un electrodo de trabajo (muestra tratada térmicamente) y un grafito.

Los parámetros de configuración utilizados para los ensayos potenciodinámicos y de polarización cíclica se describen a continuación en las tablas 8 y 9:

**Tabla 8.**

*Parámetros utilizados para en los ensayos potenciodinámicos*

E inicial (V)	-0,2
E final (V)	1,2
Área (cm <sup>2</sup> )	1
Densidad (g/cm <sup>3</sup> )	7,86

*Nota.* Parámetros utilizados para la realización de los ensayos potenciodinámicos, en donde E inicial y E final representan el rango de potencial en el cual se realizará la medición, área es el área de la muestra y densidad corresponde a la densidad del acero.

**Tabla 9.**

*Parámetros utilizados para en los ensayos de polarización cíclica.*

Barrido hacia adelante (mV/s)	5
Barrido hacia atrás (mV/s)	2
Apex E (V)	1
Apex I (mA/cm <sup>2</sup> )	10
Area (cm <sup>2</sup> )	1
Densidad (g/cm <sup>3</sup> )	7,86

*Nota.* Parámetros utilizados para la realización de los ensayos potenciodinámicos de doble loop, en donde los barridos representan la velocidad en la que varía el potencial, hacia adelante aumenta, hacia atrás disminuye, Apex E corresponde al potencial máximo alcanzado, Apex I corresponde a la corriente máxima alcanzada durante el ensayo, área es el área de la muestra y densidad corresponde a la densidad del acero.

**Figura 36.**

*Montaje de la celda electroquímica.*



*Nota.* Montaje de la celda electroquímica. A la derecha se puede notar el electrodo de referencia (calomel), en el medio el electrodo de trabajo y a la izquierda el electrodo auxiliar. El medio en el que se encuentra corresponde a 34g de NaCL en 920g de agua.

### 3. RESULTADOS

#### 3.1. Datos obtenidos en los ensayos de corrosión

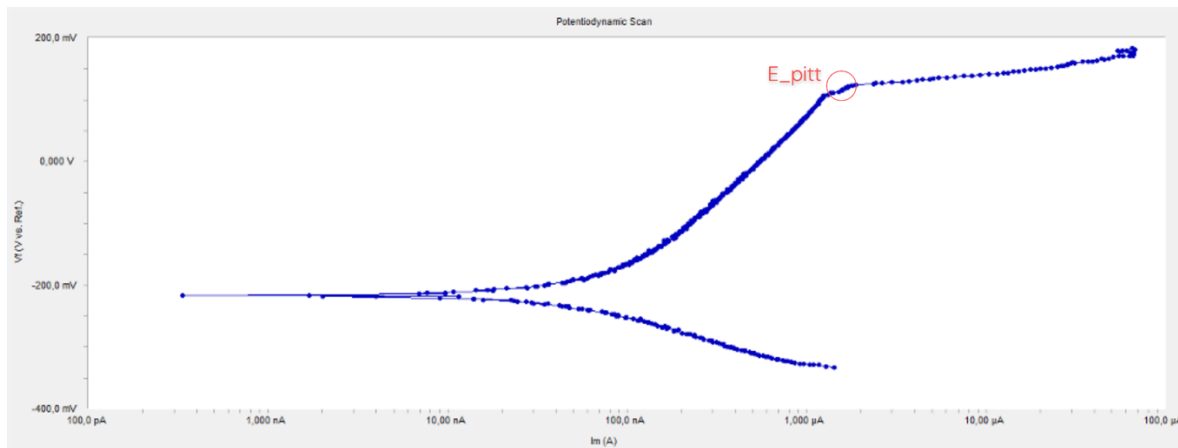
En esta sección se describen los resultados obtenidos luego de los ensayos de corrosión, para este caso, los ensayos potenciodinámicos se realizaron para analizar la corrosión por picadura y los ensayos potenciodinámicos de polarización cíclica se realizaron para analizar la corrosión localizada.

##### 3.1.1. Ensayos potenciodinámicos

Los resultados luego de la realización de los ensayos potenciodinámicos para determinar la resistencia a la corrosión por picadura para muestras de acero inoxidable austenítico AISI304 revenidas a 500, 550, 600, 650 y 700°C se describen a continuación:

#### Figura 37

Curva potenciodinámica a 500 °C.



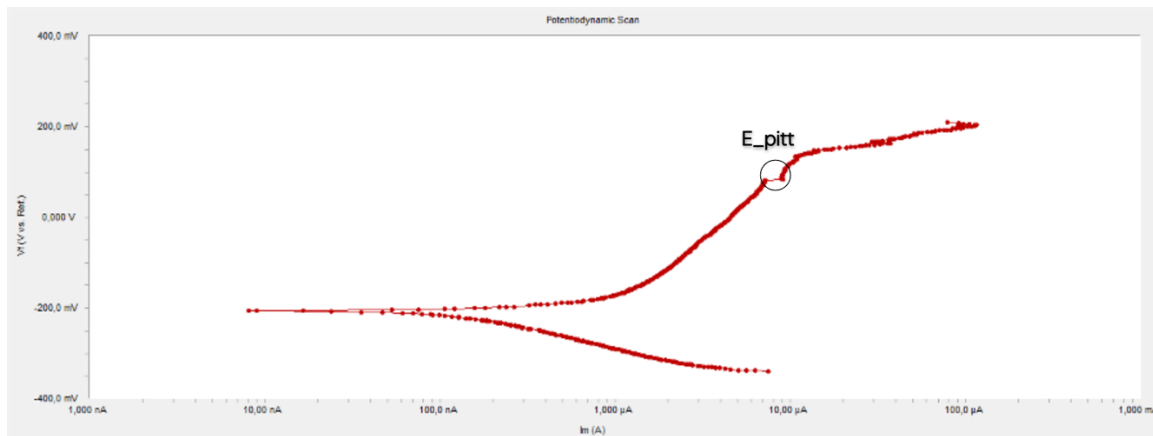
**Nota.** Representación gráfica de la curva de polarización potenciodinámica obtenida para la muestra de 500 °C. En el eje x se representa la corriente I medida en nanoAmperios (nA) y microAmperios ( $\mu$ A) mientras que el eje y representa el voltaje medido (mV). La gráfica describe un  $E_{pitt}$  (potencial de picadura) sobre 0,1V y una región de pasivación que finaliza sobre 1 $\mu$ A, sugiriendo una capa pasiva efectiva.

La figura 37 representa una gráfica de polarización potenciodinámica obtenida a 500°C para el acero inoxidable AISI 304 en NaCl al 3.5% en ella se observa un comportamiento típico [23], con

claras regiones anódicas y catódicas, una zona pasiva y un punto de inicio de picadura bien definido. En la región catódica, desde aproximadamente -300 mV hasta cerca de -200 mV, la densidad de corriente es baja y constante, indicando que las reacciones de reducción están limitadas por la transferencia de carga. En la región anódica, que comienza alrededor de -200 mV, inicialmente se observa una región pasiva donde la densidad de corriente es relativamente constante debido a la formación de una película protectora de óxido. Al alcanzar aproximadamente 150 mV, se observa un aumento abrupto en la densidad de corriente, indicando el inicio de la corrosión por picadura ( $E_{pit}$ ). Comparando con estudios previos, como el de Yi et al. (2013), que reportaron  $E_{pit}$  en soluciones de NaCl al 3.5% variando entre 0.3 y 0.6 V, los resultados muestran un  $E_{pit}$  alrededor de 200 mV, lo que indica una susceptibilidad a la picadura ligeramente menor, posiblemente debido a diferencias en la preparación del material o condiciones de ensayo [22].

### Figura 38.

*Curva potenciodinámica 550 °C.*

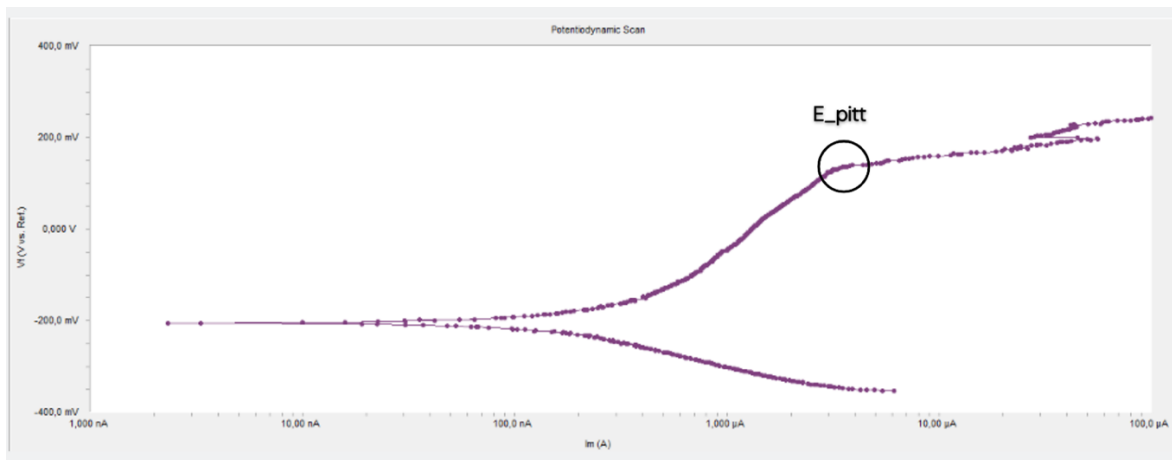


**Nota.** Representación gráfica de la curva de polarización potenciodinámica obtenida para la muestra de 550 °C. En el eje x se representa la corriente I medida en nanoAmperios (nA) y microAmperios ( $\mu$ A) mientras que el eje y representa el voltaje medido en (mV). La grafica describe un  $E_{pitt}$  (potencial de picadura) debajo de 0,1V y una región de pasivación que finaliza sobre  $8\mu$ A, sugiriendo una capa pasiva poco efectiva y una resistencia débil a la corrosión por picadura.

La gráfica de polarización potenciodinámica obtenida a 550°C para el acero inoxidable AISI 304 en NaCl al 3.5% descrita en la figura 38 muestra un comportamiento típico de este tipo de material en medios clorados [23], con regiones anódicas y catódicas bien definidas, una zona pasiva y un punto claro de inicio de picadura. En la región catódica, desde aproximadamente -350 mV hasta cerca de -250 mV, se observa una densidad de corriente baja y constante, lo que sugiere que las reacciones de reducción están limitadas por la transferencia de carga. En la región anódica, comenzando alrededor de -150 mV, la densidad de corriente se mantiene constante inicialmente debido a la formación de una película de óxido protectora, hasta que al alcanzar aproximadamente 100 mV se observa un aumento brusco en la densidad de corriente, indicando el inicio de la corrosión por picadura ( $E_{pit}$ ). Este comportamiento sugiere una susceptibilidad a la picadura mayor en comparación con otras condiciones de tratamiento térmico, como se ha observado en estudios previos como el de Di Schino y Kenny (2002), quienes reportaron una mejora en la resistencia a la corrosión por picadura con la reducción del tamaño de grano [24], lo que no parece haberse logrado en la muestra tratada a 550°.

### Figura 39.

*Curva potenciodinámica 600 °C.*

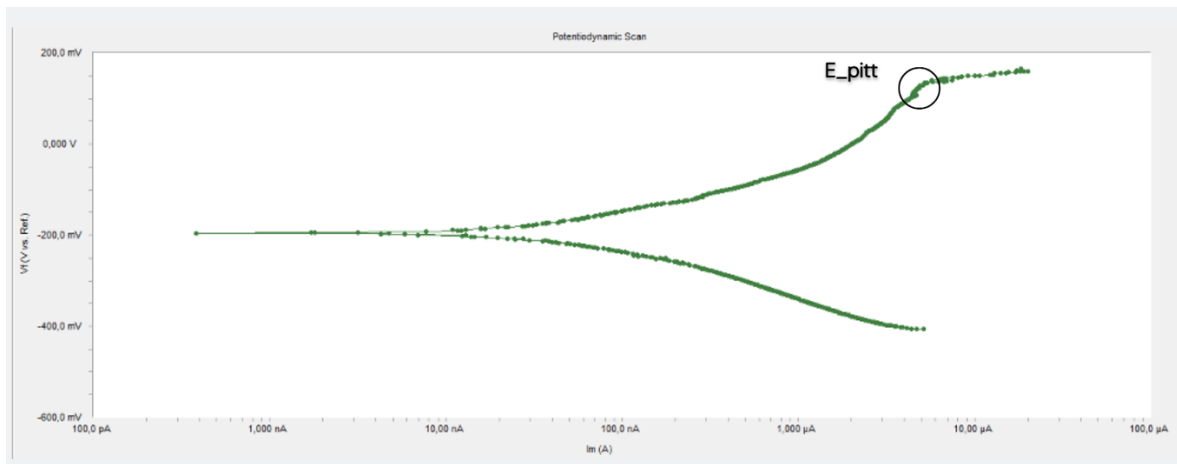


**Nota.** Representación gráfica de la curva de polarización potenciodinámica obtenida para la muestra de 600 °C. En el eje x se representa la corriente I medida en nanoAmperios (nA) y microAmperios ( $\mu$ A) mientras que el eje y representa el voltaje medido en (mV). La grafica muestra un  $E_{pitt}$  (potencial de picadura) sobre 0,1V y una región de pasivación finaliza sobre 4 $\mu$ A, sugiriendo una capa pasiva ligeramente efectiva, lo que implica una buena resistencia a la corrosión por picadura.

En la figura 39 se puede observar que la gráfica de polarización potenciodinámica obtenida a 600°C para el acero inoxidable AISI 304 en NaCl al 3.5% muestra un comportamiento típico de este tipo de material en medios clorados [23], con regiones anódicas y catódicas bien definidas, una zona pasiva y un punto claro de inicio de picadura. En la región catódica, desde aproximadamente -350 mV hasta cerca de -250 mV, se observa, al igual que en graficas anteriores, una densidad de corriente baja y constante, lo que sugiere que las reacciones de reducción están limitadas por la transferencia de carga. En la región anódica, comenzando alrededor de -150 mV, la densidad de corriente, al igual que las gráficas anteriores, se mantiene constante debido a la formación de una película de óxido protectora, hasta que al alcanzar aproximadamente 200 mV aumenta bruscamente, indicando el inicio de la corrosión por picadura ( $E_{pit}$ ). Este comportamiento sugiere una susceptibilidad a la picadura menor en comparación con la muestra tratada a 550°C, lo que es coherente con los hallazgos de estudios previos como el de Di Schino y Kenny (2002), quienes reportaron una mejora en la resistencia a la corrosión por picadura con la reducción del tamaño de grano [24].

#### Figura 40.

*Curva potenciodinámica 650 °C.*



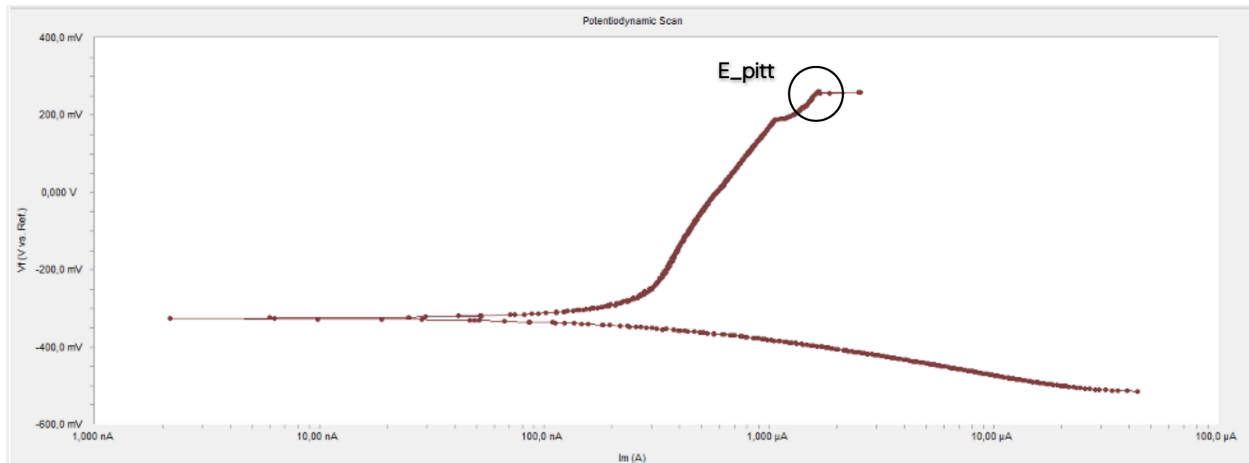
**Nota.** Representación gráfica de la curva de polarización potenciodinámica obtenida para la muestra de 650 °C. En el eje x se representa la corriente I medida en nanoAmperios (nA) y microAmperios ( $\mu$ A) mientras que el eje y representa el voltaje medido en (mV). La grafica muestra un  $E_{pitt}$  (potencial de picadura) sobre 0,1V y una región de pasivación que finaliza sobre 6 $\mu$ A, sugiriendo una capa pasiva ligeramente efectiva y una resistencia a la corrosión por picadura similar a la muestra de 600°C.



La gráfica de polarización potenciodinámica obtenida a 650°C para el acero inoxidable AISI 304 en NaCl al 3.5% representada en la figura 40 presenta una curva que indica una la resistencia a la corrosión por picadura en comparación similar a la hallada en la obtenida a 600°C. En la región catódica, desde aproximadamente -400 mV hasta cerca de -200 mV, la densidad de corriente permanece baja y constante, sin embargo, muestra una región catódica más extensa en comparación con otras temperaturas de tratamiento. Esta característica sugiere una mayor estabilidad de la película pasiva en potenciales negativos, lo que podría estar relacionado con la formación de una película protectora más robusta debido al tratamiento térmico a 650°C [20]. En la región anódica, que comienza alrededor de -200 mV, la densidad de corriente se mantiene constante debido a la formación de una película de óxido protectora, pero al alcanzar aproximadamente 200 mV, se presenta el inicio de la corrosión por picadura ( $E_{pit}$ ). Este resultado es coherente con estudios como el de Di Schino y Kenny (2002) [24], que indican que la refinación del grano mejora la resistencia a la picadura.

#### Figura 41.

*Curva potenciodinámica 700 °C.*

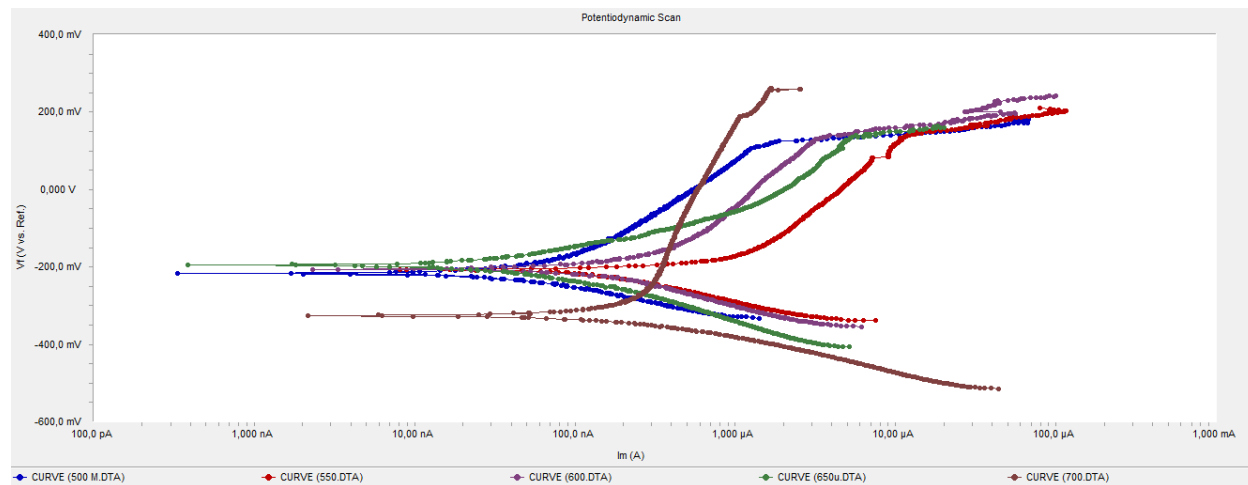


**Nota.** Representación gráfica de la curva de polarización potenciodinámica obtenida para la muestra de 700 °C. En el eje x se representa la corriente  $I$  medida en nanoAmperios (nA) y microAmperios ( $\mu$ A) mientras que el eje y representa el voltaje medido en (mV). La curva muestra un  $E_{pitt}$  (potencial de picadura) sobre 0,3V y una región de pasivación que finaliza sobre 1 $\mu$ A, sugiriendo una capa pasiva efectiva, es decir una muy buena resistencia a la corrosión por picadura.

En la figura 41 se representa la gráfica de polarización potenciodinámica obtenida a 700°C para el acero inoxidable AISI 304 en NaCl al 3.5% que muestra la mejor resistencia a la corrosión por picadura entre todas las temperaturas de tratamiento, reflejada en un  $E_{pit}$  alrededor de 300 mV. Aunque el tratamiento a esta temperatura resulta en un mayor tamaño de grano, el  $E_{pit}$  más positivo sugiere una mayor estabilidad de la película pasiva y una mejor resistencia a la picadura. Este comportamiento es consistente con estudios como el de Abbasi Aghuy et al. (2015), que encontraron que una película pasiva más estable puede compensar el efecto negativo del mayor tamaño de grano, mejorando la resistencia a la picadura [20]. En la región catódica, la densidad de corriente es baja y constante, indicando una estabilidad relativa en las reacciones de reducción. En la región anódica, se observa un aumento abrupto en la densidad de corriente a potenciales más positivos, señalando el inicio de la picadura. Este resultado es también coherente con los hallazgos de Di Schino y Kenny (2002) [24], quienes destacaron la importancia de la microestructura en la resistencia a la picadura.

**Figura 42.**

*Comparación de las curvas potenciodinámicas.*



**Nota.** Representación gráfica de la comparación de las curvas obtenidas para las muestras en todas las temperaturas. Nótese que la curva azul corresponde a 500 °C, la roja a 550 °C, la morada a 600 °C, la verde a 650 °C y la marrón a 700 °C. La gráfica representa el comportamiento de cada una de las curvas de polarización potenciodinámica, en ella se visualiza como la región de pasivación y el  $E_{pitt}$  de la curva de 700°C sobresale sobre las demás curvas, lo que indica una mejor resistencia a la corrosión por picadura.

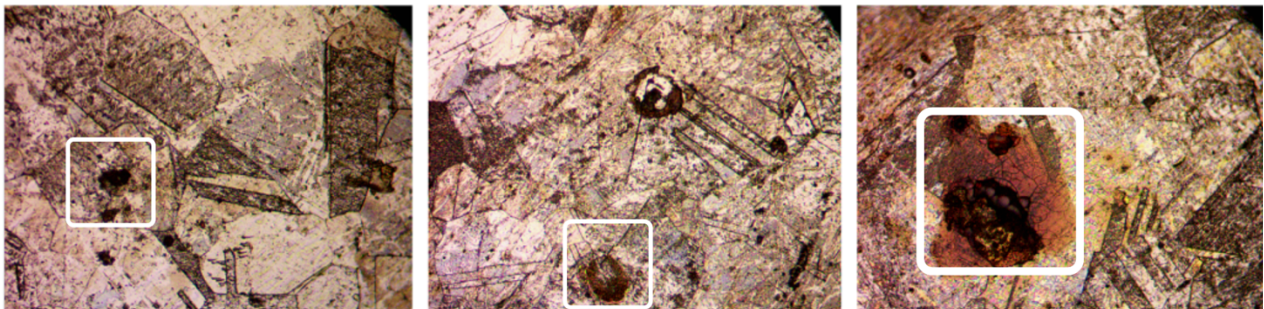
En la figura 42 se muestra que de las gráficas obtenidas se puede observar que un acero austenítico AISI 304 con un revenido a 700°C durante 2 horas presenta una mejor resistencia a la corrosión por picadura respecto a las demás muestras tratadas térmicamente. Esto se evidencia al comparar los  $E_{pit}$  (Potencial de picadura) y los  $i_{pass}$  (Región de pasivación) en donde se obtiene, para la muestra tratada a 700°C, un  $E_{pit}$  alrededor de 300 mV y una  $i_{pass}$  que no supera 1  $\mu$ A. Esto quiere decir que, a 700°C, la muestra puede soportar un mayor potencial antes de que inicie la formación de picaduras. Además, la capa pasivadora se mantiene mucho más estable ya que no se visualiza un aumento significativo en la corriente mientras se alcanza el potencial de picadura, es decir, presenta una región de pasivación corta.

En comparación, a 550°C, la resistencia a la corrosión por picadura del material disminuye drásticamente, teniendo un  $E_{pit}$  muy bajo (alrededor de 100 mV). Nótese que la relación entre la temperatura de revenido y la resistencia a la corrosión por picadura no es lineal. Al aumentar la temperatura de revenido, no necesariamente aumenta la resistencia a la corrosión por picadura, lo cual se puede deber a diversos factores como la precipitación de carburos de cromo en los límites de grano a temperaturas intermedias, la solubilización de carburos a temperaturas más altas, el tamaño de grano, la homogeneidad de la microestructura y las tensiones residuales [26].

Los resultados son consistentes con estudios previos, como los de Di Schino y Kenny (2002) y Abbasi Aghuy et al. (2015), que destacan la importancia de la estabilidad de la película pasiva y la influencia del tamaño de grano en la resistencia a la corrosión por picadura.

### Figura 43.

*Pitting en la muestra revenida a 500 °C.*

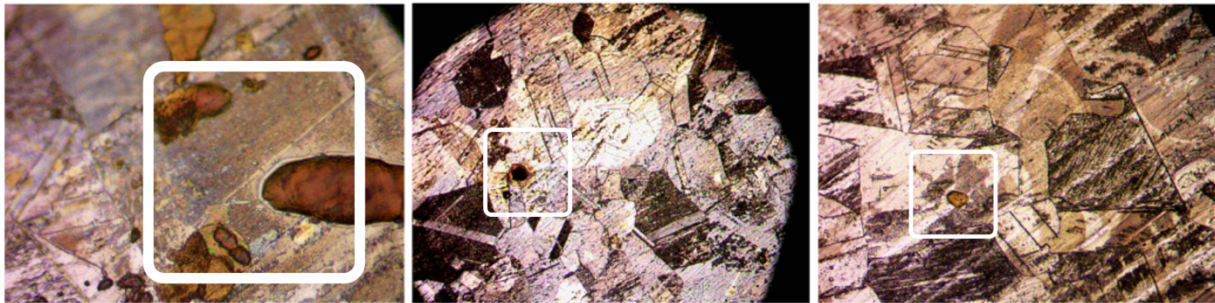


**Nota.** Pitting o corrosión por picadura en la microestructura de la muestra revenida a una temperatura de 500 °C con un aumento de 50X.

La figura 43 muestra la fase austenítica del acero representada por los granos poligonales, y a lo largo de ella, la formación de picaduras (puntos y áreas negras y marrones) indicativas de corrosión localizada. La imagen de la muestra tratada a 500°C revela granos bien definidos con algunas líneas internas y áreas oscuras, que también podrían ser carburos o fases ricas en manganeso (Mn). Estas áreas oscuras son similares a las observadas en estudios previos, donde se menciona que los precipitados ricos en Mn disminuyen la resistencia a la corrosión por picadura al atraer cloruros [21]. La presencia de áreas corroídas sugiere que las picaduras comienzan en los límites de los granos y en los sitios de estas impurezas, como se encontró en estudios sobre el comportamiento de polarización potenciodinámica, donde las impurezas y precipitados eran puntos de inicio para la corrosión en ambientes con cloruros [22].

**Figura 44.**

*Pitting en la muestra revenida a 550 °C.*



**Nota.** Pitting o corrosión por picadura en la microestructura de la muestra revenida a una temperatura de 550 °C con un aumento de 50X.

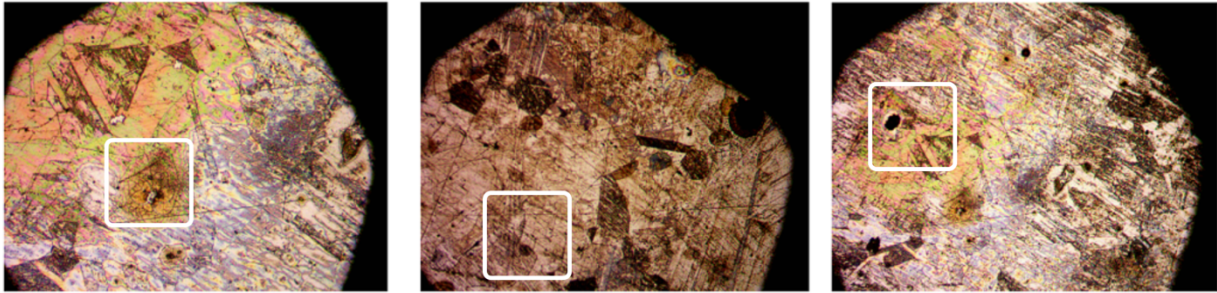
La figura 44 muestra la microestructura austenítica del acero AISI 304 tratada a 550°C, donde se observan granos poligonales bien definidos con presencia de líneas internas y áreas oscuras. Estas áreas oscuras dentro de los granos podrían corresponder a carburos o fases ricas en manganeso (Mn), que son conocidas por su tendencia a atraer cloruros y reducir la resistencia a la corrosión por picadura, como se observó en el estudio de Yi et al. [22]

Adicionalmente, las zonas de corrosión localizadas visibles en la imagen indican la formación de picaduras, que tienden a iniciarse en los límites de grano y en los sitios donde se encuentran estas impurezas. Esto coincide con los hallazgos del estudio de Calderón Hernández et al., donde se

destacó que las impurezas y precipitados en los aceros inoxidable austeníticos son puntos críticos para la iniciación de la corrosión en presencia de cloruros. [21]

**Figura 45.**

*Pitting en la muestra revenida a 600 °C.*



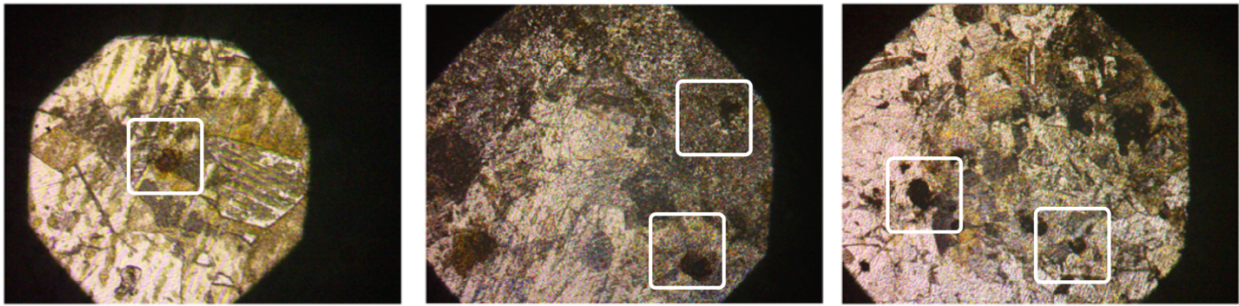
**Nota.** Pitting o corrosión por picadura en la microestructura de la muestra revenida a una temperatura de 600 °C con un aumento de 50X.

La figura 45 muestra la microestructura austenítica del acero AISI 304 tratado térmicamente a 600°C. Se observan granos poligonales bien definidos junto con áreas de corrosión localizada, identificables por las manchas oscuras y negras. Al igual que en las muestras anteriores, estas áreas de corrosión podrían estar relacionadas con la presencia de precipitados de carburos o fases ricas en manganeso (Mn), similares a las observadas en el estudio de Yi et al., donde los precipitados ricos en Mn son susceptibles a atraer cloruros, reduciendo la resistencia a la corrosión por picadura .[22]

Las áreas corroídas visibles en la imagen sugieren la iniciación de picaduras tanto en los límites de grano como en los sitios de estos precipitados. Este comportamiento es consistente con los resultados de Abbasi Aghuy et al., quienes señalaron que la estabilidad de la película pasiva y la homogeneidad de la microestructura influyen significativamente en la resistencia a la corrosión por picadura. [20]

## Figura 46.

*Pitting en la muestra revenida a 650 °C.*



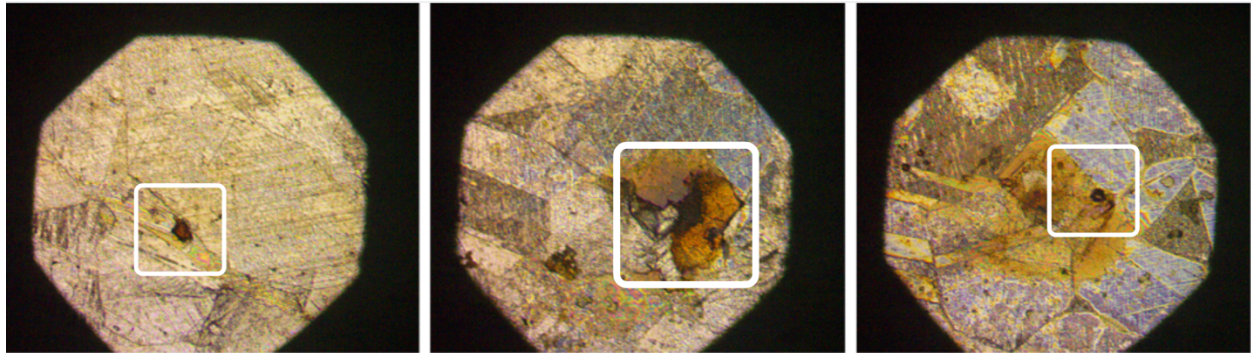
*Nota.* Pitting o corrosión por picadura en la microestructura de la muestra revenida a una temperatura de 650 °C con un aumento de 50X.

La figura 46 muestra la microestructura austenítica del acero AISI 304 tratado térmicamente a 650°C. Al igual que las imágenes de muestras tratadas a otras temperaturas, muestra granos poligonales bien definidos, sin embargo, muestra una mayor cantidad de áreas oscuras y manchas negras dispersas. Estas áreas pueden corresponder a precipitados de carburos o fases ricas en manganeso (Mn), que son conocidas por su tendencia a atraer cloruros y reducir la resistencia a la corrosión por picadura. [22]

La imagen también revela una mayor cantidad de picaduras a lo largo de toda la muestra, lo que sugiere que la corrosión se ha iniciado en múltiples sitios, tanto en los límites de los granos como dentro de los mismos. Esto es consistente con los hallazgos del estudio de Calderón Hernández et al., donde se observó que los precipitados y las impurezas en los aceros inoxidable austeníticos actúan como puntos críticos para la iniciación de la corrosión en presencia de cloruros [21]. La mayor dispersión de las picaduras también puede estar relacionada con la inestabilidad de la película pasiva a esta temperatura, como se señaló en estudios previos que destacaron la influencia de la estabilidad de la película pasiva y la homogeneidad de la microestructura en la resistencia a la corrosión por picadura. [14]

### Figura 47.

*Pitting en la muestra revenida a 700 °C.*



*Nota.* Pitting o corrosión por picadura en la microestructura de la muestra revenida a una temperatura de 700 °C con un aumento de 50X.

La figura 47 muestra la microestructura austenítica del acero AISI 304 tratado térmicamente a 700°C. En comparación con las muestras tratadas a temperaturas más bajas, esta imagen muestra granos poligonales bien definidos y una menor cantidad de áreas oscuras y manchas negras. Esto sugiere una menor presencia de precipitados de carburos o fases ricas en manganeso (Mn), [22] lo que es consistente con la solubilización de carburos a temperaturas más altas, mejorando la homogeneidad de la microestructura y reduciendo los sitios potenciales para la iniciación de picaduras. [21]

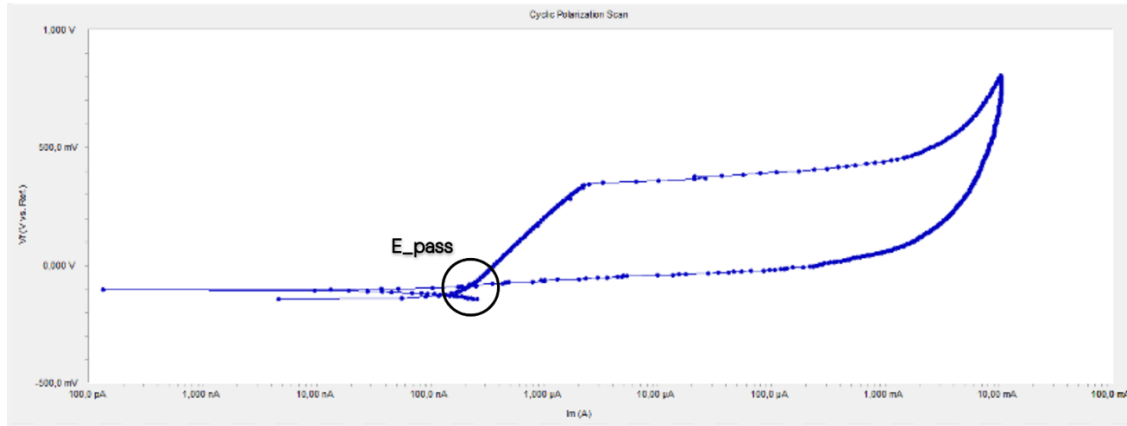
La imagen muestra algunas picaduras, pero son menos numerosas y se encuentran menos distribuidas en comparación con las observadas a temperaturas más bajas. Este comportamiento sugiere que el tratamiento a 700°C mejora la resistencia a la corrosión por picadura, debido a una mayor estabilidad de la microestructura y una menor concentración de impurezas que actúan como puntos de nucleación para la corrosión. [14]

#### **3.1.2. Ensayos potenciodinámicos de polarización cíclica**

Los resultados luego de la realización de los ensayos polarización cíclica para determinar la resistencia a la corrosión localizada en una solución compuesta de 34g de NaCl en 920g de agua para muestras de acero inoxidable austenítico AISI304 revenidas a 500, 550, 600, 650 y 700°C se describen a continuación:

**Figura 48.**

*Curva de polarización cíclica para la muestra de 500 °C.*



**Nota.** Representación gráfica de la curva de polarización cíclica de la muestra con un revenido a una temperatura de 500°C. La grafica representa en su eje x la medición de la corriente en nanoAmperios (nA) y microAmperios (μA) y en el eje y el voltaje medido en milivoltios (mV). Se puede observar que para una temperatura de 500°C se obtiene un  $E_{pass}$  (potencial de pasivación) que se encuentra sobre -0,1V, una  $i_{pass}$  (corriente de pasivación) sobre 2μA y una histéresis (ancho de la curva) angosta.

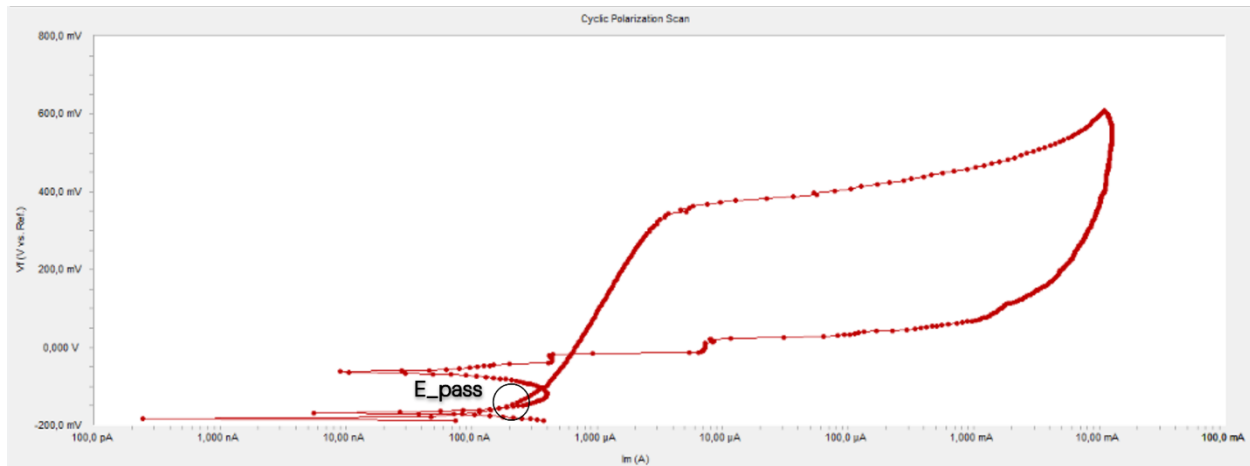
La figura 48 es la representación gráfica de la curva polarización cíclica para del acero AISI 304 revenido a 500°C en ella se muestra un comportamiento característico de un material susceptible a la corrosión localizada [26]. Inicialmente, la densidad de corriente se mantiene baja hasta que se alcanza el potencial de iniciación del picado ( $E_{pit}$ ) sobre los 400mV, donde la corriente aumenta bruscamente, indicando la ruptura de la capa pasiva y el inicio de la corrosión localizada en los límites de grano. Este comportamiento sugiere que, durante el revenido, se han precipitado carburos en los límites de grano, debilitando la resistencia a la corrosión localizada del acero. [24] El bucle de histéresis positivo observado en la curva, donde la densidad de corriente en la curva de retorno es mayor que en la de avance a un mismo potencial, indica que una vez que la corrosión comienza, el material tiene dificultades para repasivarse, esto se debe a la continua ruptura de la capa pasiva en los límites de grano, facilitada por la precipitación de carburos. [26] El potencial de repasivación ( $E_{rep}$ ), que se encuentra a un valor menor comparado con el  $E_{pit}$ , sugiere que el material no puede formar eficazmente una nueva capa pasiva para detener la propagación de la corrosión. Según los estudios de Di Schino y Kenny, un tamaño de grano más fino mejoraría esta



resistencia debido a la menor cantidad de carburos precipitados, lo que podría implicar la necesidad de ajustar el tratamiento térmico para optimizar las propiedades del material. [24]

### Figura 49.

*Curva de polarización cíclica para la muestra de 550 °C.*



**Nota.** Representación gráfica de la curva de polarización cíclica de la muestra con un revenido a una temperatura de 550°C. La grafica representa en su eje x la medición de la corriente en nanoAmperios (nA) y microAmperios ( $\mu$ A) y en el eje y el voltaje medido en milivoltios (mV). Se puede observar que para una temperatura de 550°C se obtiene un  $E_{pass}$  (potencial de pasivación) sobre -0,2V, una  $i_{pass}$  (corriente de pasivación) sobre 3 $\mu$ A y una histéresis (ancho de la curva) ligeramente amplia.

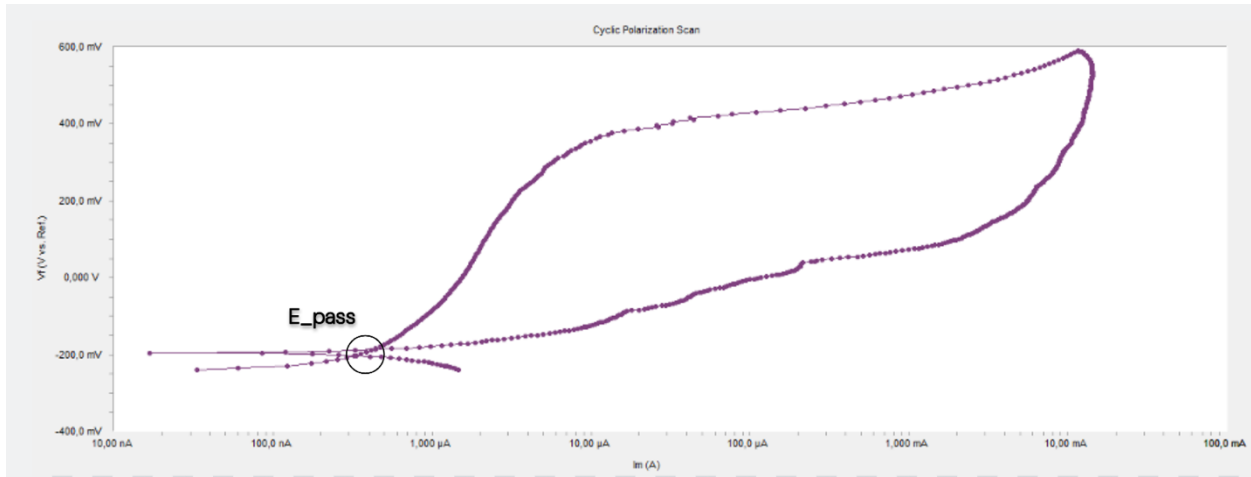
En la figura 49, se observa que el incremento inicial de la densidad de corriente es menos abrupto que en la muestra revenida a 500°C, lo que sugiere una ligera mejora en la estabilidad de la capa pasiva formada sobre la superficie del acero. Esta estabilidad inicial indica que el revenido a 550°C podría haber reducido parcialmente la precipitación de carburos en los límites de grano, mejorando así la resistencia inicial a la corrosión localizada. [24]

El bucle de histéresis, aunque todavía presente, muestra un comportamiento diferente. La densidad de corriente en la curva de retorno no es tan alta como en la de 500°C, lo que sugiere una mejor capacidad de repasivación del material tras la ruptura inicial de la capa pasiva. Esto se refleja en un potencial de repasivación ( $E_{rep}$ ) más cercano al potencial de iniciación del picado ( $E_{pit}$ ), lo que indica que el acero revenido a 550°C tiene una mayor capacidad para formar una nueva capa pasiva y detener la propagación de la corrosión una vez iniciada [26]. Este comportamiento puede

estar relacionado con una menor cantidad de carburos precipitados en los límites de grano, resultando en una menor vulnerabilidad a la corrosión localizada.

### Figura 50.

Curva de polarización cíclica para la muestra de 600 °C.



**Nota.** Representación gráfica de la curva de polarización cíclica de la muestra con un revenido a una temperatura de 600°C. La gráfica representa en su eje x la medición de la corriente en nanoAmperios (nA) y microAmperios ( $\mu$ A) y en el eje y el voltaje medido en milivoltios (mV). Se puede observar que para una temperatura de 600°C se obtiene un  $E_{pass}$  (potencial de pasivación) sobre -0,2V, una  $i_{pass}$  (corriente de pasivación) sobre 2 $\mu$ A y una histéresis (ancho de la curva) angosta.

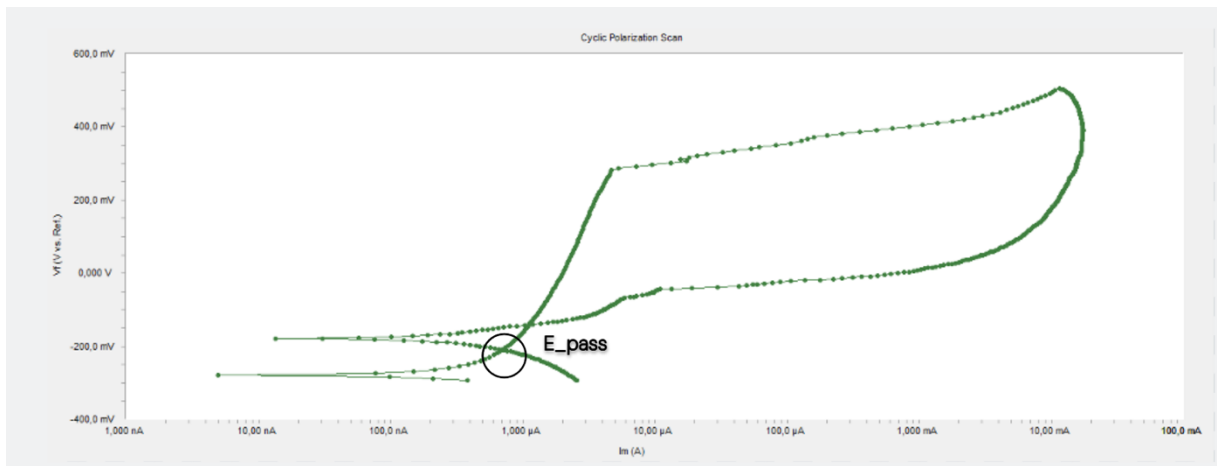
La gráfica de polarización cíclica del acero AISI 304 revenido a 600°C representada en la figura 50, muestra características que indican una mejor resistencia a la corrosión intergranular en comparación con los tratamientos a temperaturas más bajas. En esta gráfica, la densidad de corriente comienza a incrementarse a un potencial más alto, sugiriendo una mayor estabilidad de la capa pasiva inicial formada sobre la superficie del acero.

El bucle de histéresis, aunque presente, es menos pronunciado que en los tratamientos a 500°C y 550°C. Esto sugiere una mejor capacidad de repasivación del material tras la ruptura inicial de la capa pasiva. El potencial de repasivación ( $E_{rep}$ ) es más cercano al potencial de iniciación del picado ( $E_{pit}$ ), lo que indica que el acero revenido a 600°C tiene una mayor capacidad para formar una nueva capa pasiva y detener la propagación de la corrosión una vez iniciada. [27]

Según los estudios de Di Schino y Kenny, un tamaño de grano más refinado, que puede lograrse mediante tratamientos térmicos adecuados, mejora la resistencia a la corrosión localizada debido a la menor cantidad de carburos precipitados en los límites de grano. El revenido a 600°C puede haber alcanzado un equilibrio óptimo donde la precipitación de carburos es limitada, resultando en una estructura de grano que favorece una mejor resistencia a la corrosión. [24]

### Figura 51.

Curva de polarización cíclica para la muestra de 650 °C.



**Nota.** Representación gráfica de la curva de polarización cíclica de la muestra con un revenido a una temperatura de 650°C. La grafica representa en su eje x la medición de la corriente en nanoAmperios (nA) y microAmperios ( $\mu$ A) y en el eje y el voltaje medido en milivoltios (mV). Se puede observar que para una temperatura de 650°C se obtiene un  $E_{pass}$  (potencial de pasivación) sobre -0,3V, una  $i_{pass}$  (corriente de pasivacion) sobre 4 $\mu$ A y una histéresis (ancho de la curva) muy amplia.

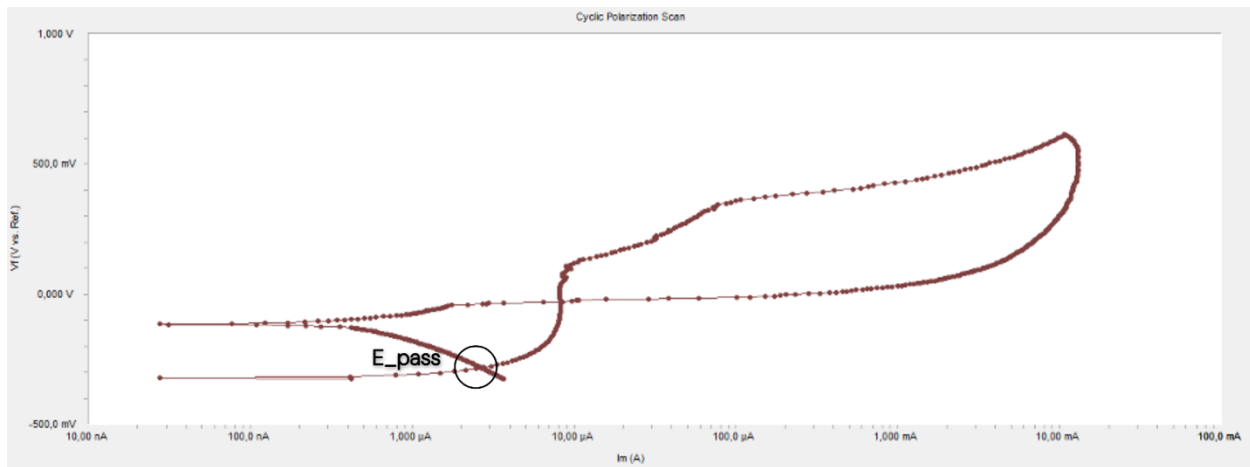
En la figura 51 se puede observar que la gráfica de polarización cíclica del acero AISI 304 revenido a 650°C muestra características que indican una susceptibilidad aumentada a la corrosión localizada en comparación con algunas de las otras temperaturas de revenido. En esta gráfica, se observa que la densidad de corriente comienza a incrementarse a un potencial relativamente bajo, sugiriendo una estabilidad inicial reducida de la capa pasiva formada en la superficie del acero.

El bucle de histéresis es notablemente pronunciado, lo que sugiere una capacidad de repasivación limitada del material tras la ruptura inicial de la capa pasiva. Esto se refleja en un potencial de repasivación ( $E_{rep}$ ) significativamente menor en comparación con el potencial de iniciación del

picado (Epit), indicando que una vez que se inicia la corrosión, el material tiene dificultades para formar una nueva capa pasiva efectiva y detener la propagación de la corrosión [27]. Este comportamiento puede deberse a una mayor precipitación de carburos en los límites de grano a esta temperatura de revenido, lo cual aumenta la vulnerabilidad a la corrosión localizada. [24] Además, la pendiente de la curva de polarización en la región pasiva es más empinada, lo que sugiere una mayor tasa de corrosión general en el material.

### Figura 52.

*Curva de polarización cíclica para la muestra de 700 °C.*



**Nota.** Representación gráfica de la curva de polarización cíclica de la muestra con un revenido a una temperatura de 650°C. La gráfica representa en su eje x la medición de la corriente en nanoAmperios (nA) y microAmperios (µA) y en el eje y el voltaje medido en milivoltios (mV). Se puede observar que para una temperatura de 650°C se obtiene un  $E_{pass}$  (potencial de pasivación) sobre -0,4V, una  $i_{pass}$  (corriente de pasivación) sobre 8µA y histéresis (ancho de la curva) ligeramente angosta.

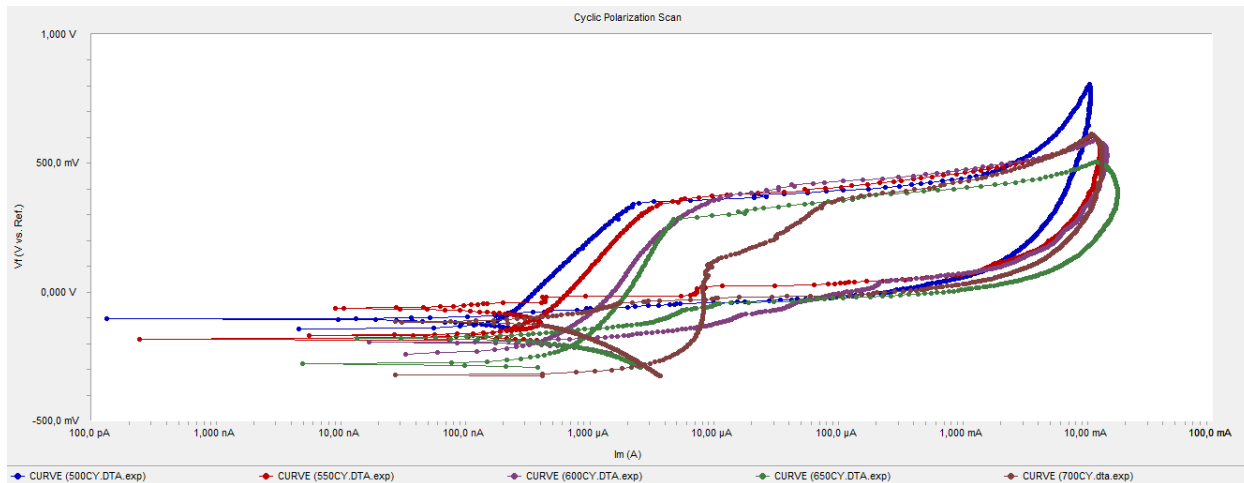
En la figura 52 se observa que la gráfica de polarización cíclica del acero AISI 304 revenido a 700°C presenta características que indican una variabilidad en la resistencia a la corrosión localizada. En esta gráfica, la densidad de corriente comienza a incrementarse a un potencial más bajo comparado con algunos de los tratamientos térmicos a temperaturas inferiores, sugiriendo una menor estabilidad de la capa pasiva inicial formada sobre la superficie del acero.

El bucle de histéresis es notable y pronunciado, lo que sugiere una capacidad de repasivación limitada del material tras la ruptura inicial de la capa pasiva. Este comportamiento se refleja en un potencial de repasivación ( $E_{rep}$ ) menor en comparación con el potencial de iniciación de picadura

(Epit), lo que indica que una vez que se inicia la corrosión, el material tiene dificultades para formar una nueva capa pasiva efectiva y detener la propagación de la corrosión [26]. Esto sugiere que el revenido a 700°C podría haber causado una mayor precipitación de carburos en los límites de grano, aumentando la susceptibilidad a la corrosión localizada.[24] Adicionalmente, la pendiente de la curva de polarización en la región pasiva es más empinada, indicando una tasa de corrosión general más alta en comparación con otras temperaturas de revenido.

**Figura 53.**

*Comparación de las curvas potenciodinámicas.*



**Nota.** Representación gráfica de la comparación de las curvas obtenidas para las muestras en todas las temperaturas. Nótese que la curva azul corresponde a 500 °C, la roja a 550 °C, la morada a 600 °C, la verde a 650 °C y la marrón a 700 °C. Veáse que aunque por separado la histéresis de la curva de 600°C parece verse ancha, en realidad, en comparación con las demás curvas, es muy angosta.

La figura 53 muestra que en las gráficas obtenidas se puede observar que un acero austenítico AISI 304 revenido a 600°C durante 2 horas presenta la mejor resistencia a la corrosión localizada en comparación con las demás muestras tratadas térmicamente. Esta observación se basa en la comparación de los parámetros  $E_{pass}$  (potencial de pasivación),  $i_{pass}$  (corriente de pasivación),  $E_{rep}$  (potencial de repasivación) y la histéresis obtenida en cada gráfico.

Para la muestra tratada a 600°C, la histéresis presenta un área angosta, lo que indica una capa pasivadora estable. La corriente de pasivación ( $i_{pass}$ ) es menor a 3µA, sugiriendo que se requiere menos corriente para mantener la pasivación, limitando la reacción entre el metal y los agentes

corrosivos. Además, el  $E_{pass}$  está sobre  $-0,1V$ , lo que sugiere una fácil creación de la capa pasivadora en el entorno corrosivo. El  $E_{rep}$ , cercano a  $E_{pass}$ , indica una buena capacidad de repasivación del material tras la ruptura inicial de la capa pasiva. Estos factores combinados muestran que el revenido a  $600^{\circ}C$  proporciona una óptima resistencia a la corrosión localizada.[27] Para el acero AISI 304 revenido a  $650^{\circ}C$ , la resistencia a la corrosión localizada es mucho menor. Los parámetros indican una histéresis más ancha y una  $i_{pass}$  superior a  $4\mu A$ . Aunque su  $E_{pass}$  es menor que el de la muestra tratada a  $600^{\circ}C$ , situándose sobre  $-0,2V$ , esto indica que la creación de la capa pasivadora ocurre con mayor facilidad, pero la resistencia a la corrosión localizada disminuye debido a una mayor tasa de corrosión y una capa pasivadora menos estable. El  $E_{rep}$ , menor en comparación con  $E_{pass}$ , sugiere una capacidad de repasivación limitada, contribuyendo a una menor resistencia a la corrosión.

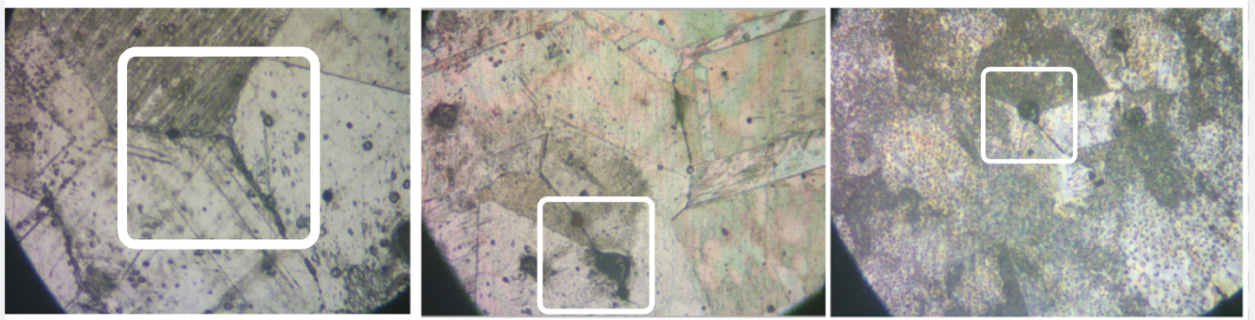
En el caso de la muestra tratada a  $700^{\circ}C$ , la corriente de pasivación ( $i_{pass}$ ) es significativamente mayor que en las demás muestras, alcanzando valores cercanos a  $10\mu A$ , lo que sugiere una menor resistencia a la corrosión localizada debido a una tasa de corrosión más alta. Sin embargo, la histéresis es más angosta respecto a las otras gráficas, lo que indica que, aunque la corriente de pasivación es alta, la capa pasivadora tiende a ser más efectiva y estable una vez establecida, manteniéndose resistente a la ruptura. El  $E_{rep}$ , menor que el  $E_{pass}$ , todavía permite cierta capacidad de repasivación.

Por lo tanto, la resistencia a la corrosión localizada no está directamente relacionada con la temperatura de revenido. Los resultados sugieren que a temperaturas más bajas, la resistencia a la corrosión localizada es generalmente mejor que a temperaturas más altas. Esto puede deberse a una menor precipitación de carburos de cromo a temperaturas más bajas, lo que permite mantener suficiente cromo para la formación de la capa pasivadora. Además, a temperaturas más altas, el tamaño de grano aumenta y hay menos límites de grano, pero la formación de tensiones residuales puede complicar la formación de una capa pasivadora efectiva a  $700^{\circ}C$ . [27]

En las figuras 54 a 58, puede observarse la microestructura de las muestras tratadas térmicamente y la corrosión localizada, en donde se puede notar que para una muestra tratada a  $600^{\circ}C$  la corrosión localizada es casi imperceptible respecto a la muestra tratada a  $650^{\circ}C$ .

### Figura 54.

*Corrosión localizada en la muestra revenida a 500 °C.*



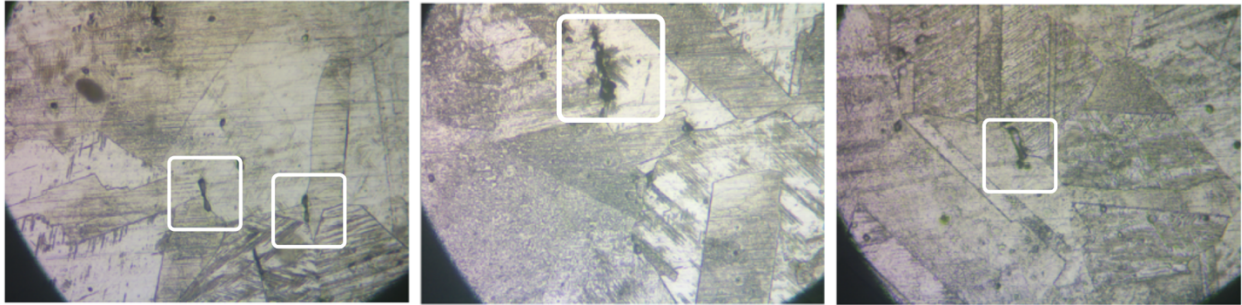
**Nota.** Corrosión localizada en la microestructura de la muestra revenida a una temperatura de 500 °C con un aumento de 50X.

La figura 54 muestra la microestructura austenítica del acero AISI 304 tratado térmicamente a 500°C. En esta imagen se observan granos poligonales bien definidos y una notable cantidad de áreas oscuras y manchas negras, lo que sugiere la presencia de precipitados de carburos o fases ricas en manganeso (Mn). Estos precipitados son conocidos por su tendencia a atraer cloruros, reduciendo la resistencia a la corrosión localizada, como se describe en estudios previos [22]

Las imagen muestra la formación de corrosión localizada en los límites de los granos y alrededor de las áreas oscuras, lo que sugiere que los precipitados actúan como puntos de nucleación para la corrosión. Este comportamiento es consistente con los hallazgos del estudio de Tedmon et al, donde se observó que los precipitados de carburos de cromo en los límites de grano disminuyen la capacidad de formar una película pasiva continua, aumentando la susceptibilidad a la corrosión localizada. [11]

### Figura 55.

*Corrosión localizada en la muestra revenida a 550 °C.*



*Nota.* Corrosión localizada en la microestructura de la muestra revenida a una temperatura de 550 °C con un aumento de 50X.

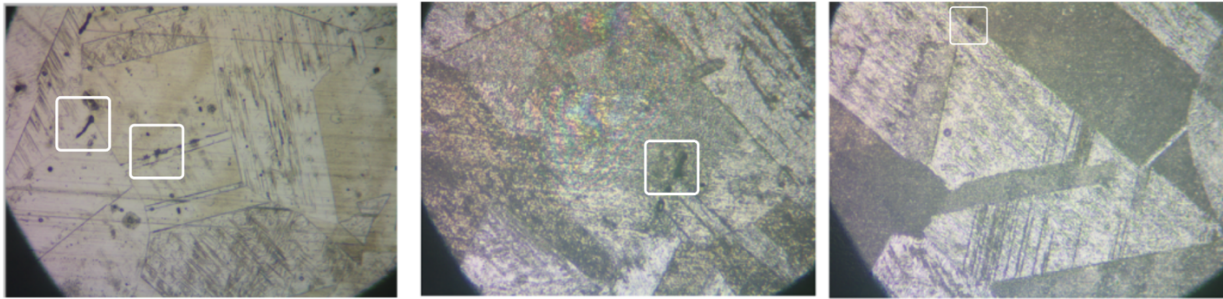
La figura 55 muestra la microestructura austenítica del acero AISI 304 tratado térmicamente a 550°C. En esta imagen se observan granos poligonales bien definidos con una cantidad notable de áreas oscuras y líneas internas, que probablemente corresponden a precipitados de carburos de cromo o fases ricas en manganeso (Mn) [22]. Estos precipitados y áreas oscuras son conocidos por su capacidad de reducir la resistencia a la corrosión localizada, debido a que actúan como sitios de nucleación para la corrosión, lo cual es consistente con los estudios de Tedmon et al.

La imagen muestra la formación de corrosión localizada principalmente en los límites de grano y en las áreas con precipitados. Este comportamiento sugiere que los precipitados actúan como puntos críticos para la iniciación de la corrosión. En estudios previos, se ha demostrado que la presencia de precipitados de carburos de cromo en los límites de grano puede reducir la capacidad de formar una película pasiva continua, aumentando así la susceptibilidad a la corrosión localizada.[11]



### Figura 56.

*Corrosión localizada en la muestra revenida a 600 °C.*



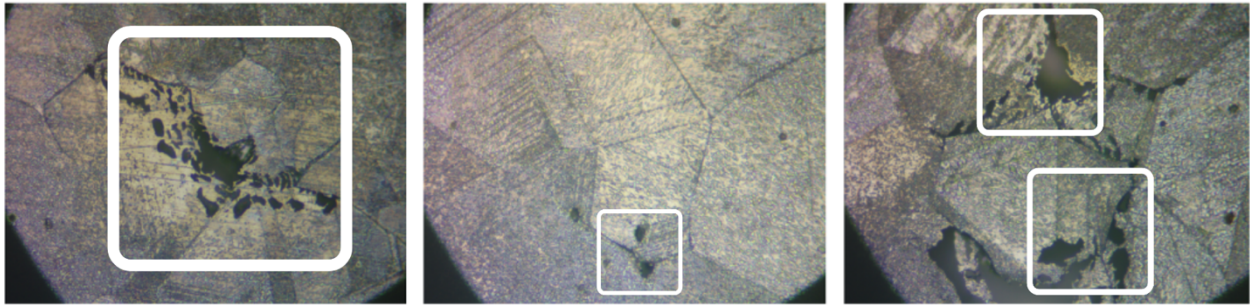
**Nota.** Corrosión localizada en la microestructura de la muestra revenida a una temperatura de 600 °C con un aumento de 50X.

La figura 56 muestra la microestructura austenítica del acero AISI 304 tratado térmicamente a 600°C. Se observan granos poligonales bien definidos con líneas internas y áreas oscuras que indican la presencia de precipitados de carburos de cromo o fases ricas en manganeso (Mn) [22]. Estos precipitados son conocidos por su capacidad de actuar como sitios de nucleación para la corrosión localizada, reduciendo la estabilidad de la capa pasivadora continua, como se menciona en el estudio de Tedmon et al [11]. La imagen revela signos de corrosión localizada principalmente en los límites de grano y en las áreas con precipitados, lo que sugiere que estos actúan como puntos críticos para la iniciación de la corrosión.

Este comportamiento es consistente con el estudio de Abbasi Aghuy et al, que destaca la importancia de la estabilidad de la película pasiva y la homogeneidad de la microestructura para la resistencia a la corrosión localizada [20]. La estructura de grano refinada y la dispersión uniforme de los precipitados observada a esta temperatura puede mejorar la resistencia a la corrosión localizada, como se indica en el estudio de Di Schino y Kenny. [24]

### Figura 57.

*Corrosión localizada en la muestra revenida a 650 °C.*



*Nota.* Corrosión localizada en la microestructura de la muestra revenida a una temperatura de 650 °C con un aumento de 50X.

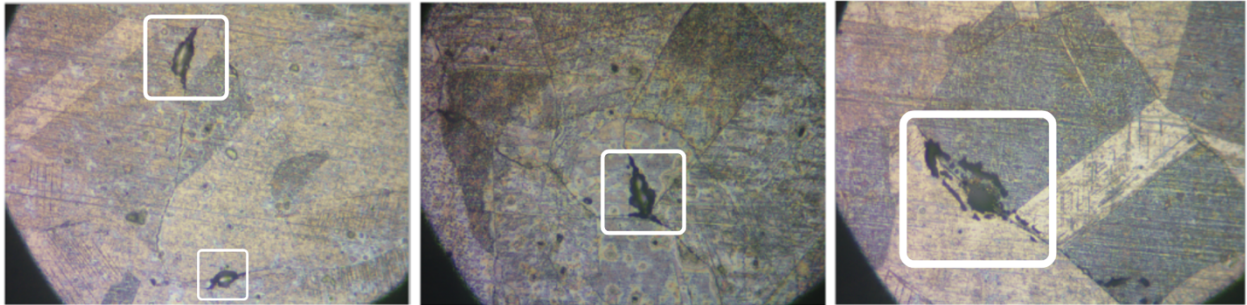
La figura 57 muestra la microestructura austenítica del acero AISI 304 tratado térmicamente a 650°C. En esta imagen se observan granos poligonales bien definidos con una mayor cantidad de áreas oscuras y líneas internas distribuidas a lo largo de más de un grano. Estas áreas oscuras probablemente corresponden a precipitados de carburos de cromo o fases ricas en manganeso (Mn), conocidos por su capacidad de actuar como sitios de nucleación para la corrosión localizada.[11]

La imagen revela una mayor cantidad de corrosión localizada en los límites de grano y alrededor de las áreas oscuras, sugiriendo que los precipitados actúan como puntos críticos para la iniciación de la corrosión. Este comportamiento es consistente con los hallazgos del estudio de Tedmon et al, donde se observó que los precipitados de carburos de cromo en los límites de grano disminuyen la capacidad de formar una película pasiva continua, aumentando la susceptibilidad a la corrosión localizada [11].

La estructura observada en esta muestra sugiere una menor homogeneidad de la microestructura y una menor estabilidad de la capa pasivadora en comparación con las muestras tratadas a temperaturas más bajas, como se discute en el estudio de Abbasi Aghuy et al, que destaca la importancia de la estabilidad de la película pasiva y la homogeneidad de la microestructura para la resistencia a la corrosión localizada. [20]

### Figura 58.

*Corrosión localizada en la muestra revenida a 700 °C.*



**Nota.** Corrosión localizada en la microestructura de la muestra revenida a una temperatura de 700 °C con un aumento de 50X.

La figura 58 muestra la microestructura austenítica del acero AISI 304 tratado térmicamente a 700°C. En esta imagen se observan granos poligonales bien definidos, con muchas más áreas oscuras y grietas internas. Estas áreas oscuras y grietas corresponden a precipitados de carburos de cromo o fases ricas en manganeso (Mn), que actúan como sitios de nucleación para la corrosión intergranular, reduciendo la capacidad del material para mantener una película pasivadora continua [11]. La presencia de grietas y áreas de corrosión localizada sugiere una menor estabilidad de la capa pasivadora, lo que incrementa la susceptibilidad a la corrosión localizada.

Este comportamiento es consistente con el estudio de Abbasi Aghuy et al, que destaca la importancia de la homogeneidad de la microestructura y la estabilidad de la película pasiva para la resistencia a la corrosión localizada [20]. Además, la estructura de grano más grande observada a esta temperatura puede influir negativamente en la resistencia a la corrosión, como se menciona en el estudio de Di Schino y Kenny, donde el tamaño de grano y la distribución de precipitados afectan significativamente la resistencia a la corrosión intergranular [24]. Nótese como la corrosión localizada se establece en más de un grano de la microestructura.

#### 4. DISCUSIÓN

El acero inoxidable austenítico AISI 304 es conocido por su resistencia a la corrosión, la cual puede verse afectada por el tratamiento térmico. Este estudio se centró en evaluar la resistencia a la corrosión intergranular y por picadura de muestras tratadas térmicamente a 500°C, 550°C, 600°C, 650°C y 700°C.

Los ensayos de polarización potenciodinámica y cíclica muestran varias tendencias significativas en la resistencia a la corrosión. La muestra tratada a 500°C mostró un comportamiento típico, con un  $E_{pit}$  alrededor de 200 mV, lo que sugiere una susceptibilidad moderada a la picadura [11]. La polarización cíclica indicó una susceptibilidad a la corrosión localizada con un  $E_{pit}$  alrededor de 400 mV y un bucle de histéresis positivo, indicando dificultades para repasivarse debido a la precipitación de carburos en los límites de grano [22].

En contraste, la muestra tratada a 550°C presentó un  $E_{pit}$  alrededor de 100 mV, indicando una mayor susceptibilidad a la picadura [11]. La polarización cíclica mostró una ligera mejora en la estabilidad de la capa pasiva y una mejor capacidad de repasivación, con un  $E_{rep}$  más cercano al  $E_{pit}$ , sugiriendo que la menor cantidad de carburos precipitados en los límites de grano mejora la resistencia a la corrosión. [17]

La muestra tratada a 600°C mostró una buena resistencia tanto a la corrosión por picadura como a la localizada. El  $E_{pit}$  fue alrededor de 200 mV. La polarización cíclica reveló un  $E_{rep}$  cercano al  $E_{pit}$ , indicando una capacidad óptima de repasivación. Esto puede atribuirse a una precipitación controlada de carburos y una estructura de grano refinada, como lo sugieren Di Schino y Kenny (2002). [24]

A 650°C, la muestra presentó un  $E_{pit}$  alrededor de 200 mV. Sin embargo, la polarización cíclica indicó una susceptibilidad aumentada a la corrosión ilocalizada, con un  $E_{rep}$  significativamente menor comparado con el  $E_{pit}$ . La mayor precipitación de carburos en los límites de grano puede haber contribuido a esta vulnerabilidad [11].

Finalmente, la muestra tratada a 700°C mostró la mejor resistencia a la corrosión por picadura, con un  $E_{pit}$  alrededor de 300 mV. Sin embargo, la polarización cíclica reveló una variabilidad en la resistencia a la corrosión localizada con una menor estabilidad de la capa pasiva inicial y una capacidad de repasivación limitada. Esto puede deberse a la mayor precipitación de carburos y al

crecimiento del grano a esta temperatura, como lo discuten Abbasi Aghuy et al. (2015) y Tedmon (1971). [20][11]

Comparando estos resultados con estudios previos, se observa que la precipitación de carburos de cromo en los límites de grano es un factor crítico en la resistencia a la corrosión localizada, Viana et al. (2015) encontraron que el tratamiento térmico a 800°C resultaba en una alta precipitación de carburos  $M_{23}C_6$ , lo que disminuía significativamente la resistencia a la corrosión[17]. Similarmente, Loto (2013) y Abbasi Aghuy et al. (2015) observaron que la estabilidad de la capa pasiva y la resistencia a la corrosión por picadura mejoraban con tratamientos térmicos que limitaban la precipitación de carburos [20].

Además, Tedmon (1971) destacó la importancia de la distribución uniforme de cromo para la formación de una capa pasiva estable. En este estudio, se observó que a 700°C, aunque la resistencia a la picadura fue alta, la distribución no uniforme de cromo debido a la precipitación de carburos afectó negativamente la resistencia a la corrosión localizada [11].

En general, los resultados sugieren que el tratamiento térmico a 600°C proporciona la mejor resistencia combinada a la corrosión localizada y por picadura para el acero inoxidable AISI 304. Esto se debe a una precipitación controlada de carburos y a una estructura de grano refinada que favorece la formación y estabilidad de la capa pasiva. Los estudios de Jang et al. (2020) [22] y Calderón Hernández et al. (2015) [21] también enfatizan la importancia de la microestructura y la distribución de fases en la resistencia a la corrosión, destacando que ajustes en el tratamiento térmico pueden optimizar las propiedades del material.

## 5. CONCLUSIONES

La microestructura observada en el microscopio de las muestras tratadas térmicamente a todas las temperaturas, revela la estructura austenítica del acero caracterizada por los granos poligonales.

La muestra tratada térmicamente a 600°C presenta una excelente resistencia a la corrosión localizada, con una capa pasiva estable y efectiva que se forma fácilmente en el entorno corrosivo. Para una resistencia óptima a la corrosión localizada y una buena resistencia general a la corrosión, el revenido a 600°C es muy efectivo.

La muestra tratada térmicamente a 650°C tiene una menor resistencia a la corrosión localizada, con una capa pasiva menos efectiva y una mayor susceptibilidad a la corrosión.

La muestra tratada térmicamente a 700°C muestra una alta corriente de pasivación, lo que indica una mayor tasa de corrosión general, pero la histéresis angosta sugiere que, una vez formada, la capa pasiva es bastante estable. Esto sugiere que la muestra tratada térmicamente a 700°C presenta la mejor resistencia a la corrosión por picadura, con un alto potencial de picadura y una baja corriente de pasivación, indicando una capa pasiva efectiva y duradera.

La muestra tratada térmicamente a 550°C tiene una baja resistencia a la corrosión por picadura, con un potencial de picadura bajo y una alta corriente de pasivación, indicando una capa pasiva inefectiva.

Las muestras tratadas a 500°C y 550°C muestran una mayor susceptibilidad a la corrosión por picadura, mientras que las tratadas a 600°C y 650°C tienen un rendimiento intermedio.

Las muestras tratadas a 500°C y 550°C presentan una microestructura austenítica más homogénea con una menor precipitación de carburos de cromo. Esto sugiere que estas temperaturas son efectivas para mantener una estructura uniforme, lo que podría ser beneficioso para aplicaciones donde se requiere una estabilidad estructural y una resistencia a la corrosión uniforme.

A temperaturas de revenido de 600°C y 650°C, se observó un incremento en la precipitación de carburos de cromo en los límites de grano. Esta mayor precipitación puede indicar un aumento en la sensibilización del material, lo que podría influir en sus propiedades mecánicas y en su resistencia a la corrosión intergranular. Las temperaturas intermedias parecen ser un punto crítico donde la estructura comienza a cambiar significativamente.

Las muestras tratadas a 700°C muestran una notable reducción en la cantidad de carburos de cromo precipitados, resultando en una estructura austenítica más homogénea y menos susceptible a la

formación de precipitados. Esto sugiere que el revenido a altas temperaturas puede ser efectivo para disolver los carburos de cromo, mejorando la homogeneidad de la microestructura y potencialmente beneficiando la resistencia a la corrosión en aplicaciones específicas.

## 6. RECOMENDACIONES

Para datos más asertivos en la caracterización de la muestra, los ensayos de dureza deben realizarse antes de la encapsulación, pues los datos pueden verse distorsionados.

Para maximizar tanto la resistencia a la corrosión localizada como la resistencia a la corrosión por picadura, se recomienda considerar el revenido a 700°C durante 2 horas. Aunque presenta una alta corriente de pasivación, la estabilidad de la capa pasiva y el alto potencial de picadura hacen que sea ideal para entornos con alta susceptibilidad a la corrosión por picadura.

Evitar temperaturas de 550°C y 650°C debido a la menor resistencia tanto a la corrosión intergranular como a la corrosión por picadura observada en los estudios.

Evaluar las tensiones residuales en las muestras tratadas a 700°C para entender su impacto en la formación y estabilidad de la capa pasiva.

Se debe considerar tanto la susceptibilidad a la corrosión localizada como a la corrosión por picadura al seleccionar las condiciones de tratamiento térmico para el acero AISI 304.



## REFERENCIAS

- [1] E. O. Huerta, "Corrosión y Degradación de Materiales", 2da ed., Madrid, España: Síntesis, 2019.
- [2] W. D. Callister Jr. y D. G. Rethwisch, "Ciencia e Ingeniería de Materiales" 2da edición. Barcelona, España: Reverte, 2016
- [3] Askeland, D.R., Askeland, D.R. and Wright, W.J. (2017) in Ciencia E Ingeniería de Materiales, Séptima Edición. México D.F: Cengage Learning.
- [4] Iannuzzi, M. and Frankel, G.S. (2022) The carbon footprint of Steel Corrosion, Nature News. Available at: <https://www.nature.com/articles/s41529-022-00318-1>.
- [5] Koch, G. H. et al. International measures of prevention, application, and economics of corrosion technologies study, (NACE International (AMPP), (2016).
- [6] McGuire, M.F. (2008) Stainless Steels for Design Engineers. Materials Park, OH: ASM International.
- [7] Roberge, P.R. (2008) Corrosion Engineering Principles and practice. New York: McGraw-Hill.
- [8] D. Talbot y J. Talbot, "Corrosion Science and Technology," CRC Series in Materials Science and Technology, 1ra ed., 1997, ISBN 0-8493-8224-6.
- [9] S. Pal, S. S. Bhaduria y P. Kumar, "Pitting Corrosion Behavior of F304 Stainless Steel Under the Exposure of Ferric Chloride Solution", *J. Bio- Tribo-Corrosion*, vol. 5, n.º 4, septiembre de 2019.
- [10] J. Newell, Ciencia de materiales aplicaciones en ingeniería. Ciudad de Mexico: Alfaomega, 2011.
- [11] C. Tedmons, D. Vermilyea y J. H. Rosolowski, "Intergranular Corrosion of Austenitic Stainless Steel", *General Electric Res. Develop. Center, Schenectady, New York*.
- [12] N. Pasos Peinado, "Tratamientos termicos de los materiales metalicos y no metalicos", Trabajo de Ascenso, Univ. Catol. Andres Bello, Caracas, 2000.
- [13] Zhao, Y. et al. (2021) 'Influence of microstructure on the corrosion behavior of Super 13cr martensitic stainless steel under Heat treatment', *Materials Characterization*, 175, p. 111066. doi:10.1016/j.matchar.2021.111066.
- [14] Salehi, M., Eskandari, M. and Yeganeh, M. (2022) 'Effects of microstructure and texture after thermomechanical treatments on corrosion behavior of AISI 321 pipeline austenitic stainless steel', *Journal of Central South University*, 29(11), pp. 3557–3580.

doi:10.1007/s11771-022-5175-6.

- [15] Lu, S.-Y. et al. (2015) ‘Influence of heat treatment on the microstructure and corrosion resistance of 13 wt PCT CR-type martensitic stainless steel’, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 46(12), pp. 6090–6102. doi:10.1007/s11661-015-3180-1.
- [16] Cavalcanti, D.A., Muterlle, P.V. and Reinke, G. (2019) ‘Effect of sigma phase precipitated at 850 °C on corrosion behaviour of UNS S82441 Duplex Stainless Steel’, *Matéria (Rio de Janeiro)*, 24(3). doi:10.1590/s1517-707620190003.0775.
- [17] Pedro Rupf Pereira Viana, Luiza Venturini y Yasmin Siqueira Souza, “Intergranular Corrosion of AISI 304 Heat Treated at 800 °C Varying Range Times”, *J. Chemistry Chem. Eng.*, vol. 9, n.º 4, abril de 2015.
- [18] H.-M. Jang, D.-J. Kim y H.-P. Kim, “Sensitivity to Intergranular Corrosion According to Heat Treatment of 304L Stainless Steel”, *CORROSION SCI. TECHNOL.*, Vol.19, n.º 1, pp. 37–42, 2020.
- [19] H. Ezuber, A. Alshater, S. O. Nisar, A. Gonsalvez y S. Aslam, “Effect of Surface Finish on the Pitting Corrosion Behavior of Sensitized AISI 304 Austenitic Stainless Steel Alloys in 3.5% NaCl Solutions”, *Surf. Eng. Appl. Electrochemistry*, vol. 54, n.º 1, pp. 73–80, julio de 2017.
- [20] A. Abbasi Aghuy, M. Zakeri, M. H. Moayed y M. Mazinani, “Effect of grain size on pitting corrosion of 304L austenitic stainless steel”, *Corrosion Sci.*, vol. 94, pp. 368–376, mayo de 2015.
- [21] J. W. C. Hernández, D. H. Ladino, C. R. d. F. Azevedo y N. A. Falleiros, “Effect of solution heat treatment on the pitting corrosion behavior of a high Mn austenitic stainless steel in chloride solution”, *Rem*, vol. 68, n.º 1, pp. 91–96, marzo de 2015.
- [22] Y. Yi, P. Cho, A. Al Zaabi, Y. Addad y C. Jang, “Potentiodynamic polarization behaviour of AISI type 316 stainless steel in NaCl solution”, *Corrosion Sci.*, vol. 74, pp. 92–97, septiembre de 2013.
- [23] R. Loto, “Pitting corrosion evaluation of austenitic stainless steel type 304 in acid chloride media”, *Dept. Chem. Metallurgical Eng., Tshwane Univ. Technol., Pretoria, South Afr.*, 2013.
- [24] A. DI SCHINO y J. M. KENNY, “Effects of the grain size on the corrosion behavior of refined AISI 304 austenitic stainless steels”, *Mater. Eng. Center, Univ. Perugia, Loc. Pentima Bassa 21, 05100 Terni, Italy*, 2002.

- [25] *Standard Test Method for Conducting Potentiodynamic Polarization Resistance Measurements*, G59-23, ASTM INTERNATIONAL, West Conshohocken, 2023.
- [26] S. Esmailzadeh, M. Aliofkhazraei, and H. Sarlak, "Interpretation of Cyclic Potentiodynamic Polarization Test Results for Study of Corrosion Behavior of Metals: A Review," *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces*, vol. 54, no. 5, pp. 976-989, 2018.
- [27] M. A. Streicher, "Influence of Heat Treatment and Grain Size on the General and Intergranular Corrosion of Austenitic Stainless Steels in Acids," *J. Electrochem. Soc.*, vol. 106, no. 3, pp. 161-180, 1959

## **ANEXOS**

## **ANEXO 1**

### **NORMAS**

#### **Norma ASTM G48**

Título: "Standard Test Methods for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Related Alloys by Use of Ferric Chloride Solution".

Descripción: Esta norma especifica los métodos de prueba para evaluar la resistencia a la corrosión por picaduras y hendiduras en aceros inoxidable y aleaciones relacionadas utilizando una solución de cloruro férrico.

#### **Norma ASTM A262**

Título: "Standard Practices for Detecting Susceptibility to Intergranular Attack in Austenitic Stainless Steels".

Descripción: Esta norma proporciona prácticas estándar para detectar la susceptibilidad a la corrosión intergranular en aceros inoxidable austeníticos.