



Universidad
del Atlántico

CÓDIGO: FOR-DO-109

VERSIÓN: 0

FECHA: 03/06/2020

**AUTORIZACIÓN DE LOS AUTORES PARA LA CONSULTA, LA
REPRODUCCIÓN PARCIAL O TOTAL, Y PUBLICACIÓN ELECTRÓNICA DEL
TEXTO COMPLETO**

Autor1

Puerto Colombia, **29 de abril de 2020**

Señores

DEPARTAMENTO DE BIBLIOTECAS

Universidad del Atlántico

Asunto: Autorización Trabajo de Grado

Cordial saludo,

Yo, **WALTER YESID ARAGÓN LOZANO**, identificado(a) con **C.C. No. 1.045.728.538** de **BARRANQUILLA**, autor(a) del trabajo de grado titulado **ESTUDIO ELECTROQUÍMICO DEL ACERO AISI 316L SOMETIDO A DEFORMACIÓN PLÁSTICA SEVERA MEDIANTE LA TÉCNICA DE PRESIÓN CALIBRADA** presentado y aprobado en el año **2020** como requisito para optar al título Profesional de **INGENIERO MECÁNICO**; autorizo al Departamento de Bibliotecas de la Universidad del Atlántico para que, con fines académicos, la producción académica, literaria, intelectual de la Universidad del Atlántico sea divulgada a nivel nacional e internacional a través de la visibilidad de su contenido de la siguiente manera:

- Los usuarios del Departamento de Bibliotecas de la Universidad del Atlántico pueden consultar el contenido de este trabajo de grado en la página Web institucional, en el Repositorio Digital y en las redes de información del país y del exterior, con las cuales tenga convenio la Universidad del Atlántico.
- Permitir consulta, reproducción y citación a los usuarios interesados en el contenido de este trabajo, para todos los usos que tengan finalidad académica, ya sea en formato CD-ROM o digital desde Internet, Intranet, etc., y en general para cualquier formato conocido o por conocer.

Esto de conformidad con lo establecido en el artículo 30 de la Ley 23 de 1982 y el artículo 11 de la Decisión Andina 351 de 1993, "Los derechos morales sobre el trabajo son propiedad de los autores", los cuales son irrenunciables, imprescriptibles, inembargables e inalienables.

Atentamente,

Firma

WALTER YESID ARAGÓN LOZANO

C.C. No. 1.045.728.538 de BARRANQUILLA

**AUTORIZACIÓN DE LOS AUTORES PARA LA CONSULTA, LA
REPRODUCCIÓN PARCIAL O TOTAL, Y PUBLICACIÓN ELECTRÓNICA DEL
TEXTO COMPLETO**

Autor2

Puerto Colombia, **29 de abril de 2020**

Señores

DEPARTAMENTO DE BIBLIOTECAS

Universidad del Atlántico

Asunto: Autorización Trabajo de Grado

Cordial saludo,

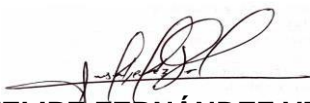
Yo, **LUIS FELIPE FERNÁNDEZ VEGA**, identificado(a) con **C.C. No. 1.143.153.804** de **BARRANQUILLA**, autor(a) del trabajo de grado titulado **ESTUDIO ELECTROQUÍMICO DEL ACERO AISI 316L SOMETIDO A DEFORMACIÓN PLÁSTICA SEVERA MEDIANTE LA TÉCNICA DE PRESIÓN CALIBRADA** presentado y aprobado en el año **2020** como requisito para optar al título Profesional de **INGENIERO MECÁNICO**; autorizo al Departamento de Bibliotecas de la Universidad del Atlántico para que, con fines académicos, la producción académica, literaria, intelectual de la Universidad del Atlántico sea divulgada a nivel nacional e internacional a través de la visibilidad de su contenido de la siguiente manera:

- Los usuarios del Departamento de Bibliotecas de la Universidad del Atlántico pueden consultar el contenido de este trabajo de grado en la página Web institucional, en el Repositorio Digital y en las redes de información del país y del exterior, con las cuales tenga convenio la Universidad del Atlántico.
- Permitir consulta, reproducción y citación a los usuarios interesados en el contenido de este trabajo, para todos los usos que tengan finalidad académica, ya sea en formato CD-ROM o digital desde Internet, Intranet, etc., y en general para cualquier formato conocido o por conocer.

Esto de conformidad con lo establecido en el artículo 30 de la Ley 23 de 1982 y el artículo 11 de la Decisión Andina 351 de 1993, "Los derechos morales sobre el trabajo son propiedad de los autores", los cuales son irrenunciables, imprescriptibles, inembargables e inalienables.

Atentamente,

Firma



LUIS FELIPE FERNÁNDEZ VEGA

C.C. No. . 1.143.153.804 de BARRANQUILLA

DECLARACIÓN DE AUSENCIA DE PLAGIO EN TRABAJO ACADÉMICO PARA GRADO

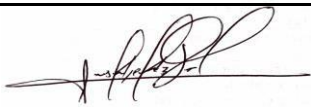
Este documento debe ser diligenciado de manera clara y completa, sin tachaduras o enmendaduras y las firmas consignadas deben corresponder al (los) autor (es) identificado en el mismo.

Puerto Colombia, **29 de abril de 2020**

Una vez obtenido el visto bueno del director del trabajo y los evaluadores, presento al **Departamento de Bibliotecas** el resultado académico de mi formación profesional o posgradual. Asimismo, declaro y entiendo lo siguiente:

- El trabajo académico es original y se realizó sin violar o usurpar derechos de autor de terceros, en consecuencia, la obra es de mi exclusiva autoría y detento la titularidad sobre la misma.
- Asumo total responsabilidad por el contenido del trabajo académico.
- Eximo a la Universidad del Atlántico, quien actúa como un tercero de buena fe, contra cualquier daño o perjuicio originado en la reclamación de los derechos de este documento, por parte de terceros.
- Las fuentes citadas han sido debidamente referenciadas en el mismo.
- El (los) autor (es) declara (n) que conoce (n) lo consignado en el trabajo académico debido a que contribuyeron en su elaboración y aprobaron esta versión adjunta.

Título del trabajo académico:	ESTUDIO ELECTROQUÍMICO DEL ACERO AISI 316L SOMETIDO A DEFORMACIÓN PLÁSTICA SEVERA MEDIANTE LA TÉCNICA DE PRESIÓN CALIBRADA
Programa académico:	INGENIERÍA MECÁNICA

Firma de Autor 1:							
Nombres y Apellidos:	WALTER YESID ARAGÓN LOZANO						
Documento de Identificación:	CC	X	CE		PA	Número:	1.045.728.538
Nacionalidad:					Lugar de residencia:		
Dirección de residencia:							
Teléfono:					Celular:		

Firma de Autor 2:							
Nombres y Apellidos:	LUIS FELIPE FERNÁNDEZ VEGA C.C. No. . 1.143.153.804 de BARRANQUILLA						
Documento de Identificación:	CC	X	CE		PA	Número:	
Nacionalidad:					Lugar de residencia:		
Dirección de residencia:							
Teléfono:					Celular:		



FORMULARIO DESCRIPTIVO DEL TRABAJO DE GRADO

TÍTULO COMPLETO DEL TRABAJO DE GRADO	ESTUDIO ELECTROQUÍMICO DEL ACERO AISI 316L SOMETIDO A DEFORMACIÓN PLÁSTICA SEVERA MEDIANTE LA TÉCNICA DE PRESIÓN CALIBRADA
AUTORES	WALTER YESID ARAGÓN LOZANO LUIS FELIPE FERNÁNDEZ VEGA
DIRECTOR	OSCAR FABIÁN HIGUERA COBOS
CO-DIRECTOR	JOSÉ LUIS TRISTANCHO
JURADOS	ALFONSO RODRÍGUEZ PEÑA CRISTIAN ANTONIO PEDRAZA YÉPEZ
TRABAJO DE GRADO PARA OPTAR AL TÍTULO DE PROGRAMA	INGENIERO MECÁNICO
PREGRADO	INGENIERIA MECÁNICA
FACULTAD	INGENIERO MECÁNICO
SEDE INSTITUCIONAL	INGENIERIA
AÑO DE PRESENTACIÓN DEL TRABAJO DE GRADO	SEDE NORTE
NÚMERO DE PÁGINAS	2020
TIPO DE ILUSTRACIONES	64
MATERIAL ANEXO (VÍDEO, AUDIO, MULTIMEDIA O PRODUCCIÓN ELECTRÓNICA)	Ilustraciones, tablas, gráficos, diagramas y fotografías
PREMIO O RECONOMIENTO	No aplica
	MERITORIA

**ESTUDIO ELECTROQUÍMICO DEL ACERO AISI 316L SOMETIDO A
DEFORMACIÓN PLÁSTICA SEVERA MEDIANTE LA TÉCNICA DE
PRESIÓN CALIBRADA.**

**LUIS FELIPE FERNÁNDEZ VEGA
WALTER YESID ARAGÓN LOZANO**



**UNIVERSIDAD DEL ATLÁNTICO
FACULTAD DE INGENIERÍA
PROGRAMA INGENIERÍA MECÁNICA
BARRANQUILLA**

2019

**ESTUDIO ELECTROQUÍMICO DEL ACERO AISI 316L SOMETIDO A
DEFORMACIÓN PLÁSTICA SEVERA MEDIANTE LA TÉCNICA DE
PRESIÓN CALIBRADA.**

**TRABAJO DE GRADO PARA OPTAR POR EL TÍTULO ACADÉMICO DE
INGENIERO MECÁNICO**

**LUIS FELIPE FERNÁNDEZ VEGA
WALTER YESID ARAGÓN LOZANO**

**DIRECTOR
OSCAR FABIÁN HIGUERA COBOS
DOCTOR EN CIENCIA E INGENIERÍA DE LOS MATERIALES
GRUPO DE INVESTIGACIONES CONFORMAT**

**CODIRECTOR
JOSÉ LUIS TRISTANCHO REYES
DOCTOR EN CIENCIA DE LOS MATERIALES
GRUPO DE INVESTIGACIONES GIMAV**

**UNIVERSIDAD DEL ATLÁNTICO
FACULTAD DE INGENIERÍA
PROGRAMA INGENIERÍA MECÁNICA
BARRANQUILLA
2019**

Nota de aceptación:

Firma del presidente del Jurado

Firma del Jurado

Firma del Jurado

*A Dios especialmente,
A nuestros padres y nuestros hermanos
¡A ustedes este triunfo!*

AGRADECIMIENTOS

Primeramente, agradecemos a Dios por darnos la vida, las fuerzas y la sabiduría para llegar a este tan anhelado triunfo, que es para ti la gloria mi Rey. Gracias a nuestra amada iglesia Ministerio de la Reconciliación, por todas sus oraciones y todo su apoyo porque gracias a ello, hoy estamos donde estamos.

Gracias nuestros padres, Freddy Fernández, Marbel Vega, Walter Aragón y Evelyn Lozano, por brindarnos su apoyo en todos los aspectos, porque cuando se ha tratado de nuestros estudios nunca han escatimado ¡Los amamos muchísimo!

Gracias a nuestros hermanos, Lauren Fernández, María Aragón, Esneider Aragón porque siempre nos apoyaron y cuando he necesitamos ayuda, siempre pudimos contar con ustedes ¡Los queremos mucho!

Gracias a todas nuestras familias porque sin importar las circunstancias siempre hemos encontrado en ustedes un gran apoyo y que de una u otra manera siempre hemos contado con ustedes, con su motivación y sus ganas de vernos convertidos en profesionales ¡Los amamos mucho!

Muchas gracias a nuestros profesores, por todas sus enseñanzas, especialmente a nuestro director el profesor Oscar Higuera. A usted especialmente, le damos las gracias por ayudarnos tantas veces, y además por sus sabios consejos.

Agradecemos muy especialmente al profesor José Luis Trisancho, por su amabilidad, por ayudarnos, enseñarnos, y recibirnos en la UTP (Universidad Tecnológica de Pereira) y poner a nuestra disposición lo que necesitáramos para el desarrollo del proyecto, y además a todos los estudiantes pertenecientes a la UTP que aportaron de alguna manera su granito de arena en este proyecto.

Gracias a nuestros amigos, porque cuando necesitamos un hombro en que apoyarnos, un consejo, ahí estuvieron.

Gracias a nuestros evaluadores Cristian Pedraza y Alfonso Rodríguez por su dedicación al mejoramiento de este trabajo.

Gracias a la Universidad del Atlántico y a la Universidad Tecnológica de Pereira por proveernos las herramientas para la realización de este trabajo y los Grupos de Investigación GIMAV y CONFORMAT, por el espacio proporcionado para el desarrollo de todas nuestras actividades.

RESUMEN

Con el fin de aportar a la busque de la mejora de las propiedades de los materiales, en esta investigación se estudiaron probetas de acero AISI 316L, las cuales fueron sometidas a un recocido de homogenización por 1 hora a una temperatura de 1000 °C, con enfriamiento en agua a temperatura ambiente con el fin de eliminar la textura de laminación, posteriormente fueron sometidas a la técnica presión calibrada por medio de dos matrices ranuradas con ángulos de 45°, hasta llegar a 4 pasadas con el objetivo de generar variaciones microestructurales mediante la aplicación de la técnica presión calibrada, alcanzando una deformación equivalente de 4,64 en probetas de 2x9.6x40 mm.

El material en estado de recocido y deformado se caracterizó microestructuralmente mediante la técnica de microscopía electrónica de barrido y difracción de rayos x, en donde se muestran las secciones normal, transversal y longitudinal de la probeta en estado de recocido, estudiando su estructura sin deformar, seguidamente se estudió la sección transversal de las probetas deformadas en cada uno de los pases, para mostrar las variaciones generadas por los esfuerzos cortantes debido a la deformación plástica severa.

Para analizar su comportamiento a la corrosión el material se sometió a las técnicas de curvas de Tafel y resistencia a la polarización lineal en una solución de 0,6 M de NaCl por un tiempo de 0 y 24 horas, los resultados muestran una disminución de la resistencia a la corrosión con respecto al tratamiento térmico, y una mejora 45% en la probeta de 3 pasadas en comparación a la de 0 pases.

Tabla de contenido

1. INTRODUCCIÓN	1
1.1.1. OBJETIVOS.....	2
1.1.1. Objetivo General.....	2
1.1.2. Objetivos Específicos.....	2
2. MARCO REFERENCIAL	3
2.1. ANTECEDENTES.....	3
2.2. ACEROS INOXIDABLES.....	5
2.2.1. Aceros inoxidables ferríticos.....	6
2.2.2. Aceros inoxidables martensíticos.....	6
2.2.3. Aceros inoxidables austeníticos.....	6
2.2.4. Aceros Inoxidables dúplex.....	7
2.3. CORROSIÓN.....	7
2.3.1. Corrosión uniforme.....	7
2.3.2. Corrosión galvánica.....	7
2.3.3. Corrosión intergranular.....	7
2.3.4. Corrosión por erosión.....	7
2.3.5. Corrosión por picadura.....	8
2.3.6. Principios electroquímicos.....	9
2.3.6.1. Potencial electroquímico.....	9
2.3.6.2. Potencial de una celda.....	10
2.3.6.3. Electrodo estándar de calomel.....	11
2.3.6.4. Diagrama de Pourbaix.....	12
2.3.6.5. Efecto del ion cloruro sobre el metal.....	13
2.3.6.6. Métodos electroquímicos.....	16
2.3.6.6.1. Celda electroquímica.....	16
2.3.6.6.2. Curvas de polarización.....	17
2.3.6.6.3. Resistencia a la polarización.....	17
2.3.6.7. Cálculo de la velocidad de corrosión.....	19
2.4. DEFORMACIÓN PLÁSTICA.....	21
2.4.1. Deformación plástica severa.....	22
2.4.2. Técnicas de deformación plástica severa.....	23
2.4.3. Método de presión calibrada restringida y sin restricción.....	23
2.5. EFECTOS DE LA DEFORMACIÓN PLÁSTICA EN LOS ACEROS AUSTENÍTICOS.....	26

2.5.1. Transformación martensítica.....	26
2.5.2. Maclado.....	27
2.5.3. Endurecimiento por deformación.....	28
2.5.4. Endurecimiento por afinamiento de grano.....	28
3. METODOLOGIA.....	29
3.1. MATERIAL DE ESTUDIO.....	30
3.2. CARACTERIZACIÓN QUIMICA.....	31
3.3. TRATAMIENTO TÉRMICO.....	31
3.4. DEFORMACIÓN SPD-GP.....	31
3.4.1. Matriz.....	32
3.4.2. Proceso GP.....	32
3.5. CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL.....	33
3.5.1. Preparación metalográfica.....	33
3.5.2. Análisis Metalográfico.....	34
3.6. CARACTERIZACIÓN ELECTROQUÍMICA.....	36
3.7. PREPARACION DE LAS PROBETAS.....	36
3.8. PREPARACION DE LA SOLUCION.....	38
3.9. TÉCNICA ELECTROQUÍMICA.....	38
3.9.1. Celda electroquímica.....	39
3.9.2. Electroodos.....	39
3.9.3. Montaje de las mediciones.....	40
3.9.4. Técnicas electroquímicas.....	41
3.9.5. Curvas de polarización lineal.....	41
3.9.6. Resistencia a la polarización lineal (norma ASTM G59-97).....	41
4. RESULTADOS Y ANÁLISIS.....	42
4.1. CARACTERIZACION QUIMICA.....	42
4.2. ANÁLISIS MICROESTRUCTURAL.....	42
4.3. ANÁLISIS ELECTROQUÍMICO.....	44
4.3.1. Curvas de polarización lineal.....	46
4.3.2. Resistencia a la polarización lineal.....	49
5. CONCLUSIONES Y SUGERENCIAS.....	54
5.1. CONCLUSIONES.....	54
5.2. SUGERENCIAS.....	55
ANEXO.....	56
REFERENCIAS.....	57

Tabla de figuras

Figura 1. Diagrama de Pourbaix para el sistema de hierro-agua a 25°C.....	13
Figura 2. Velocidad de corrosión vs concentración de NaCl.	14
Figura 3. Efecto del Ion-cloruro en un metal.....	15
Figura 4. Celda electroquímica.	17
Figura 5. Curva de polarización	18
Figura 6. Esquema de resistencia a la polarización lineal.	19
Figura 7. Deformación plástica.....	21
Figura 8. Tamaños de granos... ..	22
Figura 9. Esquema de la técnica CGP... ..	24
Figura 10. Región deformada en una muestra sometida a CGP.	24
Figura 11. Esquema de la técnica GP.....	25
Figura 12. Energía libre de Gibbs para cambio de fase	26
Figura 13. Esquema de maclado clásico.....	28
Figura 14. Diagrama metodológico.	29
Figura 15. Lámina AISI 316L de 2 mm de espesor (a) sin procesar y (b) para tratamiento térmico y análisis químico.	30
Figura 16. Thermo scientific Niton XL3 Analyzer.....	31
Figura 17. Horno tipo Mufla Modelo HEM 03.	32
Figura 18. Proceso de GP.....	33
Figura 19. (a) Cortadora de disco eléctrica Struers Discotom - 100, (b) Embutidora Strues Citopress-20, (c) Pulidora Presi Minitch 233 y (d) Limpiador ultrasónico Branson 5800... ..	34
Figura 20. Microscopio electrónico.....	35
Figura 21. Probetas preparadas para el estudio metalográfico.	35
Figura 22. Montaje de las probetas para estudio electroquímico	36
Figura 23. Probetas embebidas	37
Figura 24. (a) Resina poliéster ortoftálica y (b) catalizador.....	37
Figura 25. Esquema de la probeta en resina.....	38
Figura 26. (a) Equipo de desilación y (b) balanza digital.	38
Figura 27. Montaje de la probeta en la celda electroquímica.	39
Figura 28. Electrodo de calomel saturado.	39
Figura 29. Potentiostap-Galvanostat PG-Tekcorr 4.2 USB.....	40
Figura 30. Esquema de celdas montadas	40

Figura 31. Microscopía tomada con 500X al material en estado recocido.	43
Figura 32. Transformación de la microestructura a 1000X desde, (a) 0 pases, (b) 1 pase, (c) 2 pase, (d) 3 pase y (e) 4 pase.	44
Figura 33. Proceso electroquímico oxido-reducción.	45
Figura 34. Curvas de Tafel, (a) horas, (b) 0 horas suavizadas, 24 horas (c), 24 horas suavizadas (d).	46
Figura 35. Curvas de Tafel, (a) suministro, (b) 0 pasadas, (c) 1 pasada, (d) 2 pasadas, (e) 3 pasadas, (f) 4 pasadas.	47
Figura 36. Capa pasiva a través del tiempo.	48
Figura 37. Resistencia a la polarización lineal para 0 horas.	50
Figura 38. Resistencia a la polarización lineal para 24 horas.	51
Figura 39. (a) Resistencia a la polarización vs el número de pasadas, (b) Velocidad de corrosión vs número de pasadas.	53

1. INTRODUCCIÓN

El deterioro que sufren los metales al ser atacados por diversos agentes químicos o la destrucción o deterioro continuo, a través del tiempo de un material debido a una reacción química o electroquímica con el medio ambiente donde se encuentra trabajando es conocido como corrosión, según el informe Hoar, publicado en Gran Bretaña en 1971 [1], las pérdidas anuales causadas por la corrosión están comprendidas entre el 2 y el 4 % del P.I.B., esto ha generado una gran preocupación de los ingenieros metalúrgicos y los ingenieros responsables del mantenimiento y preservación de los equipos en diferentes locaciones y complejos industriales, ha hecho que se desarrollen y diseñen múltiples procedimientos encaminados a la prevención y control de la corrosión, como lo son el uso de materiales más reforzados que les permitan una mayor conservación y duración frente a esta, como son los aceros los cuales son básicamente una aleación o combinación de hierro carbono (alrededor de 0,05% hasta menos de un 2%), algunas veces con otros elementos de aleación más específicos tales como el Cr (Cromo) o Ni (Níquel) se agregan con propósitos más determinados, estos aceros de aleaciones más especiales son también llamados aceros inoxidable[1,2,3]. Estos aceros son inoxidables debido a que su contenido de Cromo se encuentra entre el 10% y el 30%, ya que el Cr es un metal reactivo que se combina con el oxígeno del aire o en cualquier otra condición oxidante para formar una película sobre el acero inoxidable que lo aísla del medio agresivo como lo son los ambientes marinos especialmente aquellos con cloruros, procesamiento químico y equipos de almacenamiento. Adicionalmente, debido a sus cualidades no reactivas, se utiliza en la fabricación de instrumentos quirúrgicos médicos [4,5,6].

Con el fin de contribuir a la mejora de las propiedades de estos aceros, se han seguido aplicando variaciones en los aceros, como son las variaciones microestructuras, en los últimos 25 años los materiales metálicos de grano ultra-fino han elevado una gran expectativa en el mundo de la ciencia de los materiales al aportar un gran mejoramiento en las propiedades mecánicas. Se han desarrollado técnicas para la producción de estos tipos de materiales, como son las técnicas de deformación plástica severa, estos procesos consisten en deformar el material a temperaturas muy inferiores a la de fusión, este proceso controla la deformación durante el endurecimiento que consiste en el movimiento e interacción entre las dislocaciones presentes en el material cuando está sometido a cargas externas, causando así la deformación plástica del mismo, existen procesos de deformación plástica severa que introducen muy altos grados de deformación acumulada sin apenas cambios en la

geometría de partida del material, tal y como es la técnica de presión calibrada (GP) [7,8,9].

De acuerdo con las investigaciones realizadas, acerca de estas técnicas se han obtenido muy buenos resultados con respecto a la mejora de las propiedades mecánicas y una alta reducción de espesor, por lo cual se hace necesario realizar un estudio sobre la influencia de esta técnica de deformación plástica severa sobre la resistencia a la corrosión siendo una de sus propiedades más importantes del material de estudio [10].

Durante el desarrollo de este proyecto de investigación se evaluará el acero inoxidable tipo 316L, para ello se han planteado los siguientes objetivos [11].

1.1. OBJETIVOS

1.1.1. Objetivo General

Evaluar el efecto del grado de deformación plástica severa sobre el comportamiento electroquímico en el acero AISI 316L.

1.1.2. Objetivos Específicos

- Generar variaciones microestructurales en el acero AISI 316L mediante la aplicación de ciclos térmicos y de deformación plástica severa por la técnica presión calibrada (GP por sus siglas en inglés).

- Caracterizar microestructuralmente el acero AISI 316L en estado inicial y deformado por GP mediante técnicas tales como: Fluorescencia de rayos X, microscopia electrónica de barrido y/o microscopia óptica.

- Evaluar la resistencia a la corrosión del acero AISI 316L mediante las técnicas de resistencia a la polarización lineal (RPL) y curvas de polarización TAFEL (CP) antes y después de ser sometido a deformación plástica, con el propósito de correlacionarla con su microestructura.

2. MARCO REFERENCIAL

2.1. ANTECEDENTES

Existen muchas razones por las cuales preocuparse por la corrosión, por ejemplo, la conservación, seguridad y economía. La falla estructural debido a la corrosión puede resultar en lesiones humanas o incluso en la pérdida de la vida [12]. Tal es el caso de la industria aeronáutica, la cual adquirió especial relevancia en abril de 1988 tras la investigación realizada después de un accidente ocurrido en un Boeing 737 de las líneas aéreas americanas Aloha. Esta investigación reveló la existencia de una gran grieta en una de las juntas de las chapas del fuselaje con presencia de importantes signos de corrosión. Se determinó que la causa de este fenómeno se debió a que estas chapas eran de metales con distintos potenciales electroquímicos lo que dio lugar a la corrosión galvánica y conllevó a la falla de la estructura [13].

Uno de los materiales más utilizados en la industria es el acero inoxidable 316L; este es una aleación de hierro con un contenido de cromo mayor al 10,5% y de carbono menor al 1,2% en su superficie tiene una capa protectora fina, densa (no porosa) continua, insoluble, adherente, tenaz e autorregenerante que una vez que ya está formada impide el contacto con el medio oxidante, la composición de esta capa varía con el tipo de acero [4]; se encontró que entre 1905 -1906 Quillet (Francia) [14] fue la primera persona en producir y explorar, metalúrgica y mecánicamente, los aceros inoxidables en las composiciones que entran en las tres clases principales: Austeníticos, Ferrítico, y Martensíticos. Sin embargo, él no descubrió el fenómeno de la pasividad (la resistencia sobresaliente de los aceros inoxidables a las soluciones químicas más corrosivas que atacarían fácilmente a los aceros al carbono). Entre 1908-1910 la investigación de Monnartz (Alemania) [14], dio a conocer la inoxidabilidad de estos aceros como función de la pasividad. Él notó la importancia del mínimo de aproximadamente 11% de cromo, la necesidad de bajo carbono, el hecho de que el carbono podía estabilizarse y la contribución del molibdeno para realizar la resistencia a la corrosión [4,14].

En la actualidad, el Instituto Americano del Hierro (AISI) enumera aproximadamente 60 tipos convencionales. En los años recientes los aceros inoxidables para endurecimiento por precipitación (PH) han emergido como la cuarta clase. Más recientemente, los aceros inoxidables dúplex, que contienen

aproximadamente 50% de Ferrita y 50% de Austenita están siendo promovidos como para ambientes agresivos en donde la resistencia a la corrosión por tensiones es de gran importancia [14].

El acero AISI 316L es una versión del acero inoxidable 316 (acero inoxidable de cromo-níquel austenítico que contiene molibdeno) con bajo contenido de carbón, con una resistencia superior a la corrosión debido a que tiene una resistencia superior a la corrosión intergranular después de soldar o aliviar tensiones. La buena resistencia a la corrosión de la mayoría de los químicos, sales y ácidos y el contenido de molibdeno ayuda a la resistencia a los ambientes marinos. También posee alta resistencia a la fluencia a temperaturas elevadas, tiene características de fabricación similares a los tipos AISI 302 y 304, además es un material ampliamente usado como una importante aleación industrial especialmente trabajada en el campo nuclear a alta temperatura debido a su excelente resistencia a la corrosión y a la oxidación, aunque su resistencia mecánica relativamente baja limita sus aplicaciones [15,16].

El refinamiento del grano es un método eficaz para mejorar las propiedades mecánicas y la resistencia a la corrosión del material metálico a granel para aplicaciones estructurales. Se sabe que el refinamiento del grano ofrece a los metales características mecánicas especiales, haciéndoles tener un desempeño sobresaliente en aplicaciones de ingeniería. Por esto existe un interés al querer obtener una estructura de grano ultrafino (menor a $1\mu\text{m}$). Importantes estudios dentro del campo de la producción y caracterización de materiales con estructura de grano ultrafino (Ultra-fine grain o UFG) han llegado a la creación de varias técnicas para obtenerlos [17], como es la técnica de presión calibrada restringida (Constrained Groove Pressing o CGP), esta consta de 4 etapas, en la primera etapa de dos troqueles ranurados deforman la pieza, a medida que la pieza de trabajo es deformada las regiones inclinadas se someten a deformación por cizallamiento, en el segundo paso la muestra deformada se aplanan utilizando dos matrices planas, luego la pieza se gira a 180° , se repite este mismo procedimiento lo que permite que las regiones no deformadas sean deformadas y obtener el mismo módulo de deformación en toda la pieza [18,19].

Varios estudios se han realizado sobre la influencia de la deformación plástica severa en el acero sobre la resistencia a la corrosión. En el 2014 una investigación realizada por Jinlong, Hongy, Tongxiang y Wenli [18] se estudió el comportamiento corrosivo del acero inoxidable 304, sometido a un proceso de laminado alcanzando una reducción total del espesor del 94% y posteriormente fue recocido a 800°C durante 250s. Como resultado encontraron que los defectos puntuales en la película pasiva en el acero de grano ultrafino eran más bajos que los del acero inoxidable de grano grueso. Lo

cual se vio reflejado en la mejora a la resistencia a la corrosión del acero inoxidable de grano ultrafino en una solución de ácido bórico [18].

En un estudio de investigación realizado por Agrawa y Aparna [20] determinaron los límites de la elevación de la dureza con el aumento de las tensiones de compresión bajo condiciones de deformación plástica dinámica (DPD) en el acero 316L, se colocaron especímenes entre los yunques con compresión controlada. Facilidad de compresión dinámica y sujeto a una tasa de carga axial de unos 80 S^{-1} y diferentes porcentajes de deformación (20%, 40%, 60% y 80%) , la combinación de límites gemelos, redes de dislocación y refinamiento de grano tuvieron como consecuencia un aumento de dureza 150 % con un porcentaje de compresión de 80 % , sin embargo las actividades en las dislocaciones llegan a estabilizarse por encima del 60%, lo cual quiere decir que por encima de este valor no se puede dar a lugar un cambio significativo aumentando la compresión bajo las condiciones DPD en el acero 316L. Además, el desarrollo de la textura tiene serias implicaciones para las propiedades mecánicas y la resistencia a la corrosión del 316L [20].

En la actualidad Maric, Muránsky [15] y colaboradores estudiaron el efecto del grado de deformación por laminado en frío en la microestructura y en el comportamiento de la corrosión del acero 316L en una solución de sal fundida (FLiNaK) a $600 \text{ }^\circ\text{C}$ por 300 horas. Según los resultados obtenidos se concluyó que el laminado en frío conduce a una mayor corrosión en la sal fundida a pesar de su efecto beneficioso sobre las propiedades mecánicas de la aleación. Se muestra que la resistencia a la corrosión de la aleación de 316L laminada en frío se rige principalmente por la presencia de límites de grano de ángulo alto (HAGB) y dislocaciones geoméricamente necesarias (GND). Por lo tanto, está directamente relacionado con el aumento de la prevalencia de los límites de grano y dislocaciones dentro de la microestructura [15].

2.2. ACEROS INOXIDABLES

Es la aleación de hierro con contenido de cromo no menor a 1,2% y no mayor a 10,5%, necesario para asegurar una capa protectora superficial autorregenerable (capa pasiva) que proporcione la resistencia a la corrosión [21].

Hay cuatro clases principales de acero, según su estructura cristalográfica. Cada clase consta de varias aleaciones de diferente composición, relacionadas con las propiedades físicas, magnéticas y corrosivas. Además, cuentan con una designación numérica dada por el Instituto Americano de acero inoxidable (AISI) por sus siglas en inglés, aunque este dejó de emitir

designaciones para nuevos aceros inoxidable hace varias décadas, estas designaciones todavía se encuentran en uso hoy en día [22].

- Ferríticos
- Martensíticos
- Austenítico
- Dúplex

Metalúrgicamente el Cr es un formador de Ferrita (Ferrita es la estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo del Hierro / Acero al C, a temperatura ambiente) y composiciones con 11 a 14 % Cr pueden ser tratadas térmicamente. Calentando estas aleaciones aproximadamente a 980°C se austenizarán y luego, debido a la alta templabilidad que le confieren los elementos de aleación, con enfriamientos lentos como lo es el enfriamiento a temperatura ambiente se transformaran en martensita [4].

La adición mínima de 8% de níquel a un acero con 18% de cromo lo transforma en austenítico, manteniendo sus características de inoxidable. Esta y otras modificaciones, constituyen la serie 300 de la familia de aceros inoxidable austenítico o también llamados al cromo-níquel [4]. También hay derivaciones de acero inoxidable austenítico con molibdeno, que permiten al material ser más resistente a la corrosión general y a la corrosión por picadura/hendidura que el cromo níquel convencional, estas aleaciones pueden ofrecer mayor fluencia, resistencia a la rotura y resistencia a la tracción en temperatura elevada [23].

2.2.1. Aceros inoxidable ferríticos. Los aceros inoxidable ferríticos son aceros aleados solo con Cr y a veces también con Mo, el %Cr de los Aceros Inoxidable Ferríticos se extiende desde el 10,5% Cr (Tipo 409) hasta el 30% Cr (Tipo 447 y 448). Los aceros que tienen como mínimo 10,5% de Cr su resistencia a la corrosión es mínima, algunos se los suele denominar Inoxidable al agua pues no resisten medios más agresivos, por encima del 30% de Cr se forma una fase intermetálica compuesta por 46% de Cr y 54% de Fe llamada fase Sigma de composición nominal FeCr, que disminuye la plasticidad de la aleación. Por esta razón se evitan contenidos de Cr superiores a 30% [4].

2.2.2. Aceros inoxidable martensíticos. Los martensíticos son esencialmente aleaciones de cromo y carbono. El contenido de cromo es generalmente de 10.5 a 18% y el de carbono es alto, alcanzando valores de hasta 1.2%, tienen una moderada resistencia a la corrosión, estos aceros se endurecen por tratamiento térmico y por lo tanto pueden desarrollar altos niveles de resistencia mecánica y dureza, son magnéticos, poseen alto

contenido de carbono debido a la naturaleza de su dureza y son de pobre soldabilidad [24].

2.2.3 Aceros inoxidables austeníticos. Los aceros inoxidables austeníticos son aceros fabricados con el contenido de cromo y níquel en las siguientes proporciones 16% a 26% de cromo y 6% a 22% de níquel, y como los aceros ferríticos, el carbono se encuentra presente como el director residual y es controlado al límite más bajo posible. Estos aceros no se endurecen por tratamiento térmico, pero pueden ser trabajados en frío para dar altos niveles de resistencia. Los aceros austeníticos tienen considerablemente mejor resistencia a la corrosión que los aceros martensíticos y ferríticos, se caracterizan por su excelente resistencia mecánica y resistencia a la oxidación a elevadas temperaturas [25].

2.2.4. Aceros inoxidables dúplex. Los aceros inoxidables dúplex son aleaciones cromo-níquel-molibdeno tienen un contenido de cromo de entre 18 y 26% y de níquel de 4.5 a 6.5%. Son magnéticos, no pueden ser endurecidos por tratamientos térmicos, buena soldabilidad, la estructura dúplex mejora la resistencia a la corrosión de fractura bajo tensión en ambientes con iones de cloruro, además la adición de elementos de nitrógeno, molibdeno, cobre, silicio y tungsteno imparten ciertas características de resistencia a la corrosión [24].

2.3 CORROSIÓN

Corrosión es el proceso de degradación del material debido a la interacción con el medio. Este término es asociado por lo general a los metales, pero todo tipo de material es susceptible a la degradación [26]. Las más importantes formas de corrosión se han clasificado dependiendo de su localización y los patrones en los que pueden aparecer [27], algunas de las más importantes son:

2.3.1. Corrosión uniforme. Aunque otras formas de ataque deben considerarse en circunstancias especiales, la forma uniforme de ataque es la que más comúnmente enfrentan los metales y aleaciones. La corrosión uniforme o general, que es la forma más simple de corrosión, es una tasa uniforme de pérdida de metal sobre la superficie expuesta. En general, se considera como una pérdida de metal debido a una solución de ataque químico del componente metálico en iones metálicos [12].

2.3.2. Corrosión galvánica. Es un proceso de corrosión ligado a las condiciones de utilización del material y se presenta cuando dos metales con potenciales distintos están en contacto directo o mediante piezas metálicas intermedias tornillos, juntas, y a su vez están sumergidos en un electrolito humedad atmosférica, agua de mar, disoluciones diversas [13].

2.3.3 Corrosión intergranular. La corrosión intergranular es un tipo de corrosión localizada, este tipo de ataque se aparece en una zona situada por debajo de la superficie en donde la corrosión avanza por caminos estrechos, esta ataca en los límites de granos y zonas adyacentes a ellos, eso resulta en pérdida de resistencia y ductilidad [12,13].

2.3.4 Corrosión por erosión. El término "erosión" se aplica al deterioro debido a la fuerza mecánica. Cuando los factores que contribuyen a la erosión aceleran la velocidad de corrosión del metal, el ataque se denomina "corrosión por erosión". La corrosión por erosión generalmente es causada por un agente corrosivo acuoso o gaseoso que fluye sobre la superficie del metal o que incide sobre ella. El deterioro mecánico puede agravarse por la presencia de un corrector, como en el caso de desgaste por fricción o corrosivo [12].

2.3.5. Corrosión por picadura. Se trata de una forma de corrosión muy localizada en los puntos en que la película de óxido presenta algún defecto como la disminución de su espesor, la rotura, la ausencia de película o la concentración localizada de elementos de la aleación [13]. El número de resistencia equivalente a la corrosión por picadura (PREN) es una forma teórica de comparar la resistencia a la corrosión por picadura para varios tipos de acero inoxidable basado en su composición química, pero no se puede usar para predecir si un grado en particular será adecuado para una aplicación determinada, donde la corrosión por picadura puede ser un fenómeno el cual depende de varios factores. Con respecto a la resistencia contra la corrosión localizada, como la grieta y la corrosión por picadura, el porcentaje de cromo, molibdeno y nitrógeno son particularmente importantes, Por tanto, la ecuación queda definida de la siguiente forma [28,29]:

$$\text{PREN} = \text{Cr} + 3.3 \text{ Mo} + 16 \text{ N} \quad (1)$$

La tabla 1 contiene un rango de valores PREN calculados para comparación. Se muestra un rango teórico completo, utilizando una combinación de los valores más bajos y más altos especificados para una selección de grados ferríticos, austeníticos. Los valores están redondeados para mayor comodidad de visualización [28].

En donde la resistencia contra la grieta y la corrosión por picaduras aumenta junto con el aumento del valor de PREN, por lo tanto, sobre la base de datos empíricos, se introduce un valor PREN "apto para el transporte marítimo" igual a 40 para los aceros inoxidables [29], calculando el PREN según la ecuación (2) material de estudio teniendo en cuenta los porcentajes de Cromo, Moliendo

y Nitrógeno calculados por la técnica de fluorescencia de rayos x mostrados en la Tabla 5:

$$\text{PREN} = (16,696) + 3.3 (2,062) + 16 (0,000) = 23,5006 \quad (2)$$

El cual cumple esta dentro del rango establecido según la Tabla 1 para el acero AISI 316L entre 23,1-28,5.

Tabla 1. Rangos de los valores PREN para algunos aceros [28].

Grado	Tipo	Cr	Mo	N	PREN
Ferríticos					
1,4003	-	10,5-12,5	NS	0,030 máx	10,5-12,5
1,4016	430	16,0-18,0	NS	NS	16,0-18,0
1,4113	434	16,0-18,0	0,9-1,4	NS	19,0-22,6
1,4509	441	17,5-18,5	NS	NS	17,5-18,5
1,4521	444	17,0-20,0	1,8-2,5	0,30 máx	23,0-28,7
Austeníticos					
1,4301	304	17,5-19,5	NS	0,11 máx	17,5-20,8
1,4311	304LN	17,5-19,5	NS	0,12-0,22	19,4-23,0
1,4401/4	316/316L	16,5-18,5	2,0-2,5	0,11 máx	23,1-28,5
1,4435	316L (2.5% min Mo)	17,0-19,0	2,5-3,0	0,11 máx	25,3-30,7
1,4406	316LN	16,5-18,5	2,0-2,5	0,12-0,22	25,0-30,3
1,4539	904L	19,0-21,0	4,0-5,0	0,15 máx	32,2-39,9
1,4563	Sanicro 28	24,0-26,0	3,0-4,0	0,11 máx	35,9-43,0
1,4547	254SMO	19,5-20,5	6,0-7,0	0,18-0,25	42,2-47,6
1,4529	1925hMo	19,0-21,0	6,0-7,1	0,15-0,25	41,2-48,1
1,4565	4565S	24,0-26,0	4,0-5,0	0,30-0,60	42,0-52,1

2.3.6. Principios electroquímicos. Cuando un metal es inmerso en un medio corrosivo, inicia un proceso de oxidación y reducción en la superficie del metal, por lo general la muestra se oxida (se corroe) y el medio se reduce (solvente), la muestra debe funcionar como ánodo y cátodo, tanto la corriente anódica como la catódica se producen en la superficie de la muestra. Cualquier proceso de corrosión que ocurre normalmente es un resultado de la corriente anódica [30], esta reacción crea un potencial electroquímico llamado potencial de

corrosión (medido en voltaje), este potencial (E_{corr}) solo es atribuido al sistema metal-solución. Es un punto importante a considerar es que el potencial de corrosión no puede ser medido directamente, por lo tanto, para determinar este potencial primero es medido el voltaje del sistema y es comparado con un sistema de referencia ya conocido [31].

2.3.6.1. Potencial electroquímico. Electroquímicamente los metales presentan distintos potenciales de ionización, es decir, se requieren distintos valores de energía para que un átomo metálico abandone la red cristalina y pase al electrolito como ion metálico cediendo electrones, cuanto más positivo sea el valor de dicho potencial, más resistente es el material. Mientras que, en el caso contrario, cuanto más negativo sea este, más reactivo es el material a la corrosión. La serie galvánica consiste es una tabla donde se ubican diferentes tipos de materiales respecto al potencial electroquímico de estos. La Tabla 2 muestra algunos potenciales de las reacciones que se llevan a cabo en la oxido-reducción algunos metales [32,33].

Tabla 2. Tabla de algunos potenciales estándar de oxido-reducción, 25° [36].

Noble (+)	Reacción de oxido-reducción	$E^{\circ}(\text{V})$
		$\text{Au}^{+3} + 3\text{e} = \text{Au}$
	$\text{Pt}^{++} + 2\text{e} = \text{Pt}$	1,2
	$\text{Hg}^{++} + 2\text{e} = \text{Hg}$	0,854
	$\text{Ag}^{+} + \text{e} = \text{Ag}$	0,800
	$\text{Cu}^{+} + \text{e} = \text{Cu}$	0,521
	$\text{Cu}^{++} + 2\text{e} = \text{Cu}$	0,337
	$\text{O}_2 + \text{H}_2\text{O} + 4\text{e} = 4\text{OH}^{-}$	0,2676
	$2\text{H}^{+} + 2\text{e} = \text{H}_2$	0
	$\text{Pb}^{++} + 2\text{e} = \text{Pb}$	-0,126
	$\text{Ni}^{++} + 2\text{e} = \text{Ni}$	-0,25
	$\text{Fe}^{++} + 2\text{e} = \text{Fe}$	-0,44
	$\text{Mn}^{++} + 2\text{e} = \text{Mn}$	-1,18
Activo (-)	$\text{Mg}^{++} + 2\text{e} = \text{Mg}$	-2,37
	$\text{Na}^{+} + \text{e} = \text{Na}$	-2,71
	$\text{K}^{+} + \text{e} = \text{K}$	-2,92

2.3.6.2. Potencial de una celda. Comprender el comportamiento electroquímico y las posibles reacciones pueden ayudar a la predicción, la posibilidad y el alcance de la corrosión. Solo ocurrirá una reacción si hay un cambio negativo de energía libre (ΔG). Para reacciones electroquímicas, El cambio de energía libre se calcula a partir de:

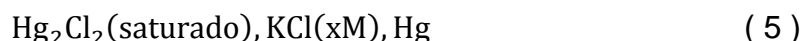
$$\Delta G = -nFE \quad (3)$$

Donde n es el número de electrones, F es la constante de Faraday y E es el potencial de la celda, Por lo tanto, para que tenga lugar una reacción dada, el potencial de la celda es tomado como la diferencia entre las dos reacciones de media celda: la reacción catódica menos el de la anódica (4). El potencial de media celda existe debido a la diferencia en el estado neutral en comparación con el oxidado estado, como Fe/Fe^{2+} , o en el cátodo, la diferencia entre el estado neutro y el estado reducido como en H^+/H_2 . Esta reducción-oxidación los potenciales (Redox) se miden en relación con un potencial estándar de media celda.

$$E_{\text{celda}} = E_{\text{Re}} - E_{\text{Ox}} \quad (4)$$

Al obtener un potencial de celda positivo, la reacción puede tener lugar. Cuanto mayor es la diferencia de potencial, mayor es la fuerza impulsora para reacción. Si ocurre corrosión y a qué velocidad, depende de otros factores. Para que ocurra corrosión, debe haber un flujo de corriente y un flujo completo circuito, que luego se rige por la ley de Ohm: $I = E / R$. El potencial de celda calculado aquí representa el valor máximo para el caso de dos reacciones independientes. Si la resistencia fuera infinita, el potencial la celda permanecería como fue calculado, pero no habría corrosión en absoluto. Si la resistencia del circuito es cero, los potenciales de cada media celda se acercaría a la otra mientras que la tasa de corrosión sería infinita.

2.3.6.3. Electrodo estándar de calomel. Los procesos que tienen lugar en la interfase metal-solución de cualquier metal en contacto con un electrolito (medio agresivo), no se pueden medir de una manera absoluta (tiene que ser tan sólo relativa). El electrodo de referencia universal es el electrodo de hidrógeno. Sin embargo, dadas las dificultades que se presentan en el uso de cualquier electrodo de gas, es necesario el empleo de electrodos de referencia de otros tipos. Una de las características principales que debe presentar un electrodo de referencia, es que sea no polarizable (que no presente polarización), es decir, que su potencial no se vea alterado como consecuencia de los cambios en la interfase, debido al paso de una corriente apreciable [34]. Entre los más usados y más antiguos se encuentra el electrodo de calomel debido a su facilidad de preparación. La pasta de calomel ($Hg^0 + Hg_2Cl_2 + Sol. de KCl sat$) se prepara mezclando una pequeña cantidad de Hg^0 con cloruro de mercurio, humedeciéndola con la solución saturada de KCl, hasta formar una pasta homogénea consistente de color gris claro. Por tanto, las medias celdas de calomel se presentan como sigue [35,36]:



Donde “x” representa la concentración molar de cloruro de potasio en la solución. La reacción del electrodo está dada por la ecuación [36].

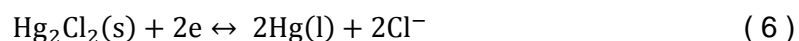


Tabla 3. Tabla de los diferentes potenciales del electrodo de Calomel [36].

Nombre	Conc. Hg_2Cl_2	Conc. KCl	Potencial del electrodo (V) a 25°C
Saturado	Saturado	Saturado	+0,241
Normal	Saturado	1,0 M	+0,280
Decimonormal	Saturado	0,1 M	+0,334

El potencial de esta celda varía con la concentración del cloruro “x”, y esta cantidad debe especificarse al escribir el electrodo. En la tabla Tabla 1 se pueden ver los diferentes nombres de los electrodos de calomel según la concentración de cloruro de potasio, y las expresiones que permiten calcular los potenciales de electrodos para las medias celdas de calomel respecto al electrodo estándar de hidrógeno, a temperaturas “t” menores de 25°C [36].

2.3.6.4. Diagrama de Pourbaix. M. Pourbaix ideó un resumen compacto de datos termodinámicos en forma de diagramas Potencia-pH relacionados con el comportamiento electroquímico y de corrosión para cualquier metal en el agua. Estos diagramas, conocidos como diagramas de Pourbaix, se encuentran hoy en día disponibles para la mayoría de los metales comunes. Tienen la ventaja de mostrar que bajo las condiciones específicas de potencial y pH se encuentra el metal, ya sea que no reaccione (inmunidad) o pueda reaccionar para formar óxidos específicos o iones complejos; lo cual permite que a través de estos diagramas se indica el potencial-dominio de pH en el que cada especie es estable [22]. Los diagramas de Pourbaix (Figura 1) muestran tres zonas importantes: la zona de inmunidad, en donde solamente la forma reducida del metal es estable siendo inmune a la corrosión. La zona de corrosión activa, en la cual el ion soluble del metal es estable y predominan las reacciones de oxidación, que causan la destrucción del metal. La zona de pasivación, donde se forma una película protectora de óxidos o hidróxidos sobre la superficie del

metal, que evita que el avance del proceso de corrosión. Además, todos los diagramas contienen dos líneas en la frontera de la región de estabilidad para el agua, conocidas como líneas de hidrógeno reversible y oxígeno reversible, etiquetadas como a y b, respectivamente, en donde la zona comprendida por encima de b ocurre la liberación de oxígeno, la zona entre a y b es la región donde el agua es termodinámicamente estable a una atmósfera y finalmente por debajo de a se da la liberación de hidrógeno [22,37].

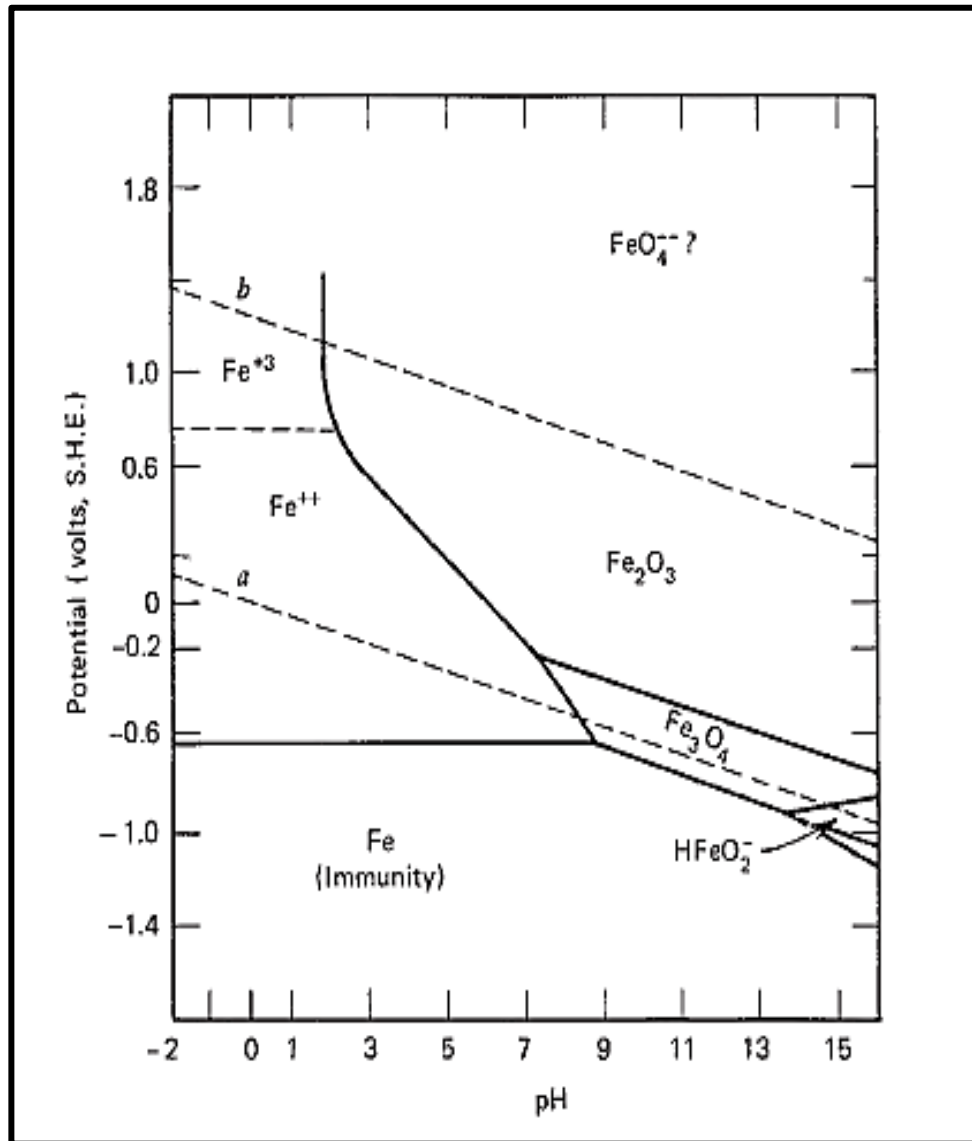


Figura 1. Diagrama de Pourbaix para el sistema de hierro-agua a 25°C [22].

Es importante tener en cuenta que las zonas marcadas por Fe_2O_3 y Fe_3O_4 algunas veces se toman como regiones de pasivación asumiendo que el hierro actúa en estas regiones para formar capas pasivas de óxido, la pasivación es controlada por la difusividad de la barrera de óxido [22].

2.3.6.5. Efecto del ion cloruro sobre el metal. En el laboratorio se suelen usar disoluciones al 3 ó 3,5% de NaCl es decir 35 gramos por cada litro de agua, para simular el agua del mar, pero frecuentemente son más agresivas, debido a que el agua del mar contiene Ca^{2+} y Mg^{2+} , cuyas sales forman incrustaciones sobre las superficies metálicas en medios básicos, además de esto es ligeramente alcalina, y el valor de su pH está entre 7.5 y 8.4 [1,38]. El efecto de la concentración del cloruro de sodio en el hierro en agua saturada se muestra en la Figura 2, la rata de corrosión incrementa con la concentración de sal y después disminuye, con un valor por debajo para agua destilada cuando la saturación alcanzada (26% NaCl). Esto se explica debido a que la solubilidad del oxígeno en el agua disminuye constantemente con la concentración de cloruro de sodio, el porqué de las bajas ratas de corrosión para altas concentraciones de cloruro de sodio, por otro lado tenemos que el mayor valor rata de corrosión se da lugar en una concentración de 3% a 4% aproximadamente de cloruro de sodio, este aumento inicial se debe a un cambio en la naturaleza protectora de la película de óxido por difusión, barrera que se forma en el hierro corroído [22].

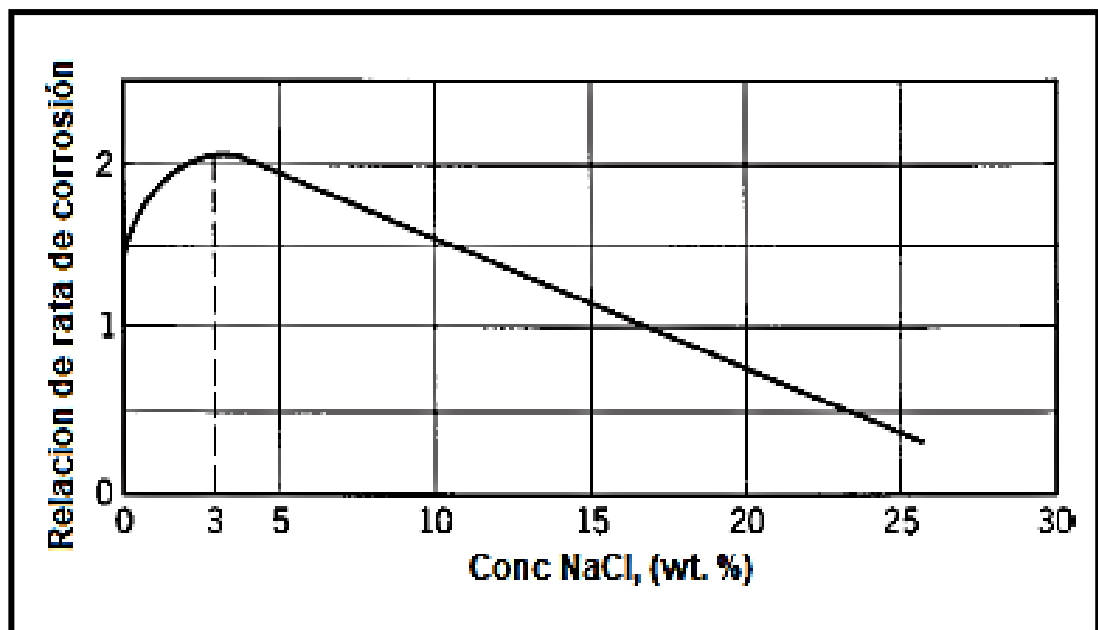


Figura 2. Velocidad de corrosión vs concentración de NaCl [22].

La ruptura de la capa pasiva producida por el ion cloruro ocurre de forma localizada generalmente, por variaciones en la estructura y el espesor de la capa pasiva. Diminutos ánodos se forman del metal activo rodeados de una extensa área catódica del metal pasivo. El diferencial de potencial en dichas

áreas es de 0,5 V o más, y la celda resultante es llamada celda pasiva-activa. Altas densidades de corrientes en el ánodo causan altas velocidades de penetración, acompañado de protección catódica del área inmediata que rodea el ánodo, dando lugar a corrosión por picadura. Además, entre más grande es el flujo de corriente y la protección catódica en cualquier picadura, será menos probable que otra penetración por picadura tome lugar en sus alrededores, por lo tanto, observando el número picaduras profundas por unidad de área es usualmente menos que las picaduras poco profundas, la cual es más común para metales pasivos que no pasivos, a continuación, se muestran las reacciones químicas ocurridas en el proceso Figura 3 [22].

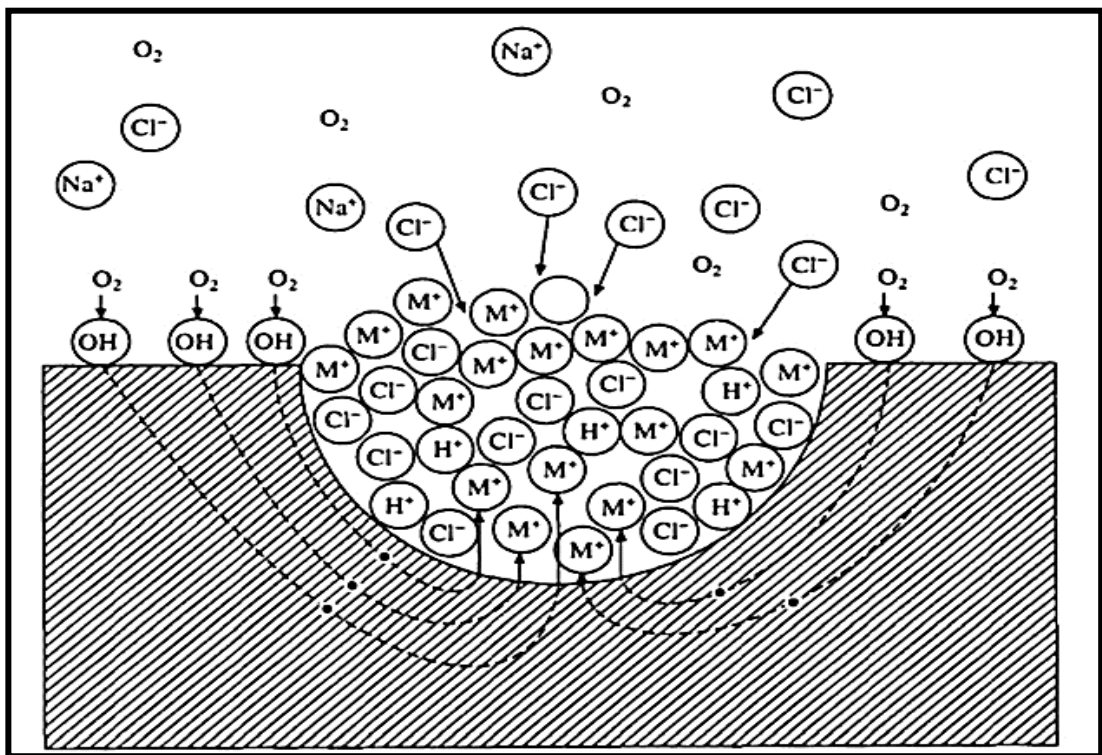


Figura 3. Efecto del Ion-cloruro en un metal [39].

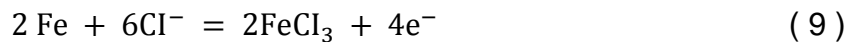
La reacción anódica solamente para el hierro es en todo el rango del pH es [1]:



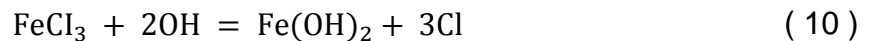
Entre pH 4 y 10, la corrosión está controlada por la difusión del oxígeno y es prácticamente constante, por tanto, tenemos que la reacción catódica es [1]:



Por otra parte, el ion cloruro actúa como un catalizador para la oxidación tomando parte activa en la reacción. Al oxidar al acero para formar el ion complejo cloruro férrico, $FeCl_3$, arrastra este ion inestable en la solución, donde reacciona con los iones hidroxilos disponibles para formar hidroxilo de hierro $Fe(OH)_2$. Este libera iones cloro y consume iones hidroxilo como se esquematiza en las siguientes reacciones [40]:

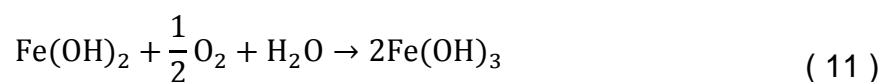


Y seguido por la reacción final:



Los electrones liberados en la reacción de oxidación fluyen a través del acero hasta la superficie catódica. Este proceso resultaría en una concentración de ion cloruro y una reducción del pH que favorece la ruptura continua de la película pasivante de óxido. De esta manera se acumula una alta concentración de ácido en el fondo del orificio que hace que se incremente la velocidad de reacción anódica, y el proceso global se hace auto catalítico [40,41].

Finalmente, la reacción actúa conforme $Fe(OH)_2$ reacciona con más oxígeno y agua produciendo así $Fe(OH)_3$ mejor conocido como herrumbre [42]:



2.3.6.6. Métodos electroquímicos. Los métodos electroquímicos son técnicas rápidas, simples y relativamente económicas, que consisten en medir el potencial del material a experimentar [43].

2.3.6.6.1. Celda electroquímica. Este tipo de celda se forma cuando una corriente externa se introduce en el sistema. Posee todos los componentes básicos de las celdas galvánicas y células de concentración más una fuente externa de energía eléctrica (potenciostato) Figura 4. Observe que el ánodo tiene una polaridad (+) y cátodo tiene (-) polaridad en una celda electrolítica, donde se aplica corriente externa. Donde la corrosión se da lugar en el ánodo al tener un potencial electronegativo más alto, la solución conduce el flujo eléctrico del ánodo (Fe) hasta el cátodo (Cu) donde ocurre la reducción [44].

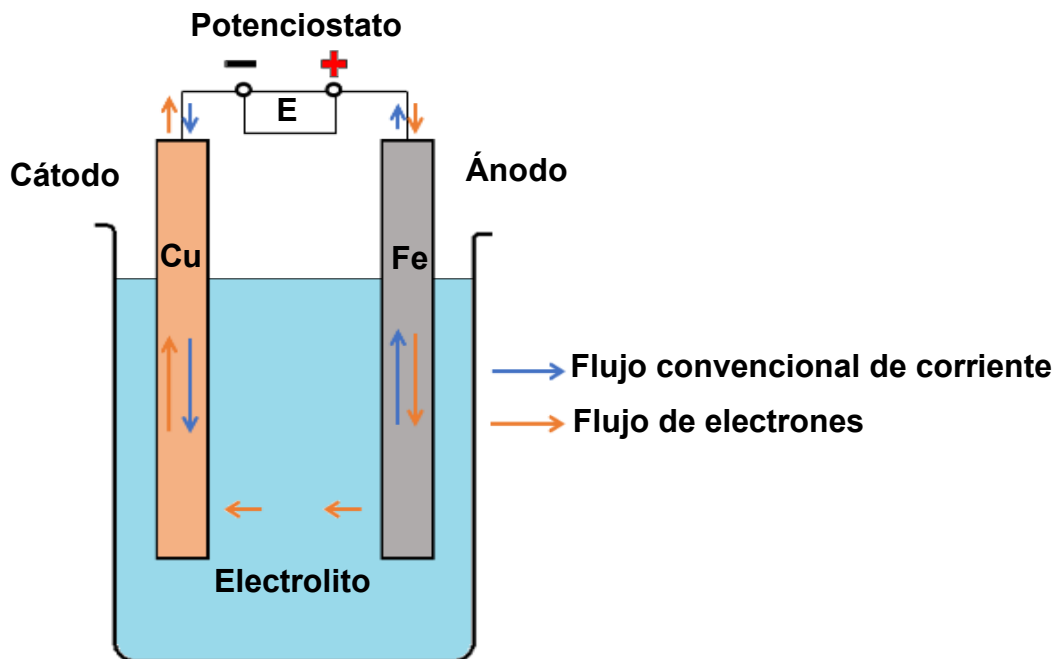


Figura 4. Celda electroquímica.

2.3.6.6.2. Curvas de polarización. Las curvas de polarización muestran la interdependencia entre el potencial de electrodo y la intensidad de corriente (relaciones i vs E). Pueden obtenerse aplicando un potencial conocido mientras se mide la corriente. En la forma más típica el potencial se varía linealmente con el tiempo, técnica conocida como barrido lineal de potencial. Las curvas de polarización permiten observar si un metal es susceptible a la corrosión uniforme o localizada. Si se polariza un electrodo primero en sentido anódico y luego en sentido catódico se puede obtener pares de valores de corriente y potencial. Si se grafica el valor absoluto de la corriente en función del potencial

se puede observar que existe un punto en que la corriente se anula, es decir las ramas anódica y catódica de la corriente son iguales. Ese punto corresponde al estado de corrosión [45].

El potencial mixto, que comúnmente se conoce como el "potencial de corrosión", indicado por el símbolo E_{corr} , es el potencial en el cual la tasa total de todas las reacciones anódicas es igual a las tasas totales de todas las reacciones catódicas la cual le corresponde un valor de densidad de corriente en i_{corr} , el cual se denomina "densidad de corriente de corrosión" y es una medida de corrosión. La Figura 5 esquematiza la extrapolación de la medición [39].

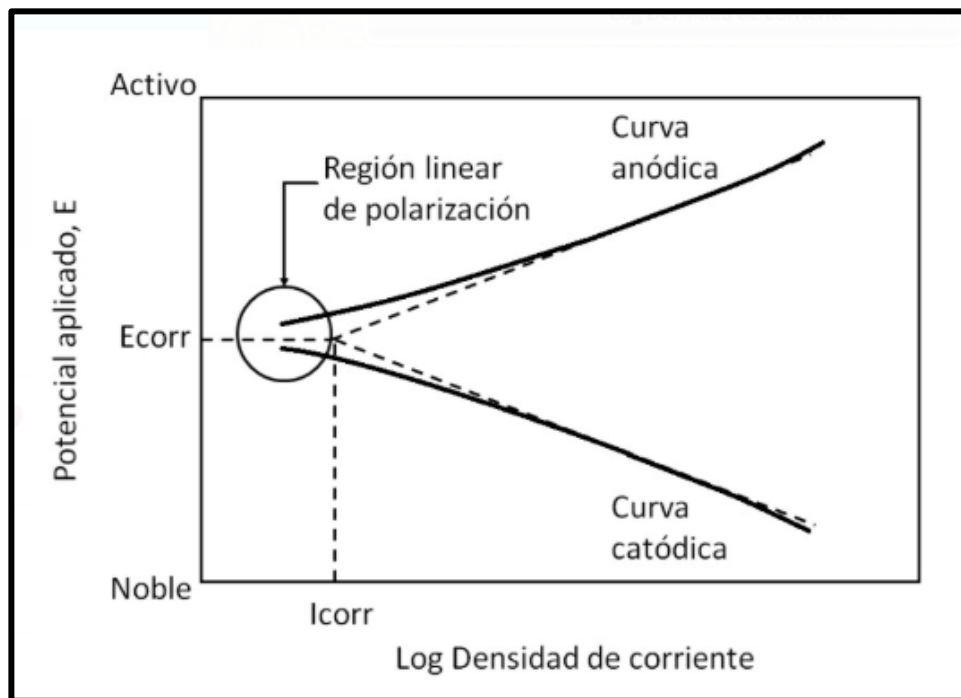


Figura 5. Curva de polarización [39].

2.3.6.6.3. Resistencia a la polarización. La resistencia a la polarización lineal (R_p) o polarización lineal es una de las técnicas electroquímicas que ha sido más utilizada en los últimos 50 años [46] para determinar las velocidades de corrosión, generalmente se encuentra expresada en mili-pulgadas por año (mpy). Estas mediciones se las puede obtener rápidamente, normalmente podremos obtener resultados en menos de diez minutos [43]. La resistencia a la polarización (R_p) se asocia al impedimento que los protones (H^+) y el oxígeno tienen que vencer para poder llegar a la superficie del metal para recombinarse con los electrones de este, por eso la R_p controla la cantidad y

velocidad de transporte a través de la doble capa electroquímica determinando la cinética de las reacciones [25].

Stern y Grey mencionaron que "...se deriva una ecuación relacionando la pendiente de esta región con la velocidad de corrosión y las pendientes de Tafel..." Esta es una nueva aproximación experimental al estudio de la electroquímica de los metales corroyéndose...", esta ecuación establece la relación entre la densidad de corriente de corrosión (i_{corr}), es decir, la velocidad de corrosión, con la resistencia a la polarización [47].

Esta técnica se basa en el hecho de que a un potencial muy cercano a $E_{\text{corr}} \pm 10$ mV, la pendiente del potencial aplicado la curva es aproximadamente lineal como se muestra en la Figura 6. Está pendiente, $\Delta E / \Delta i$, tiene las unidades de resistencia dadas en ohmios (voltios / amperios o milivoltios / miliamperios); Las desventajas del método de extrapolación de Tafel pueden superarse en gran medida utilizando el análisis de polarización lineal [39].

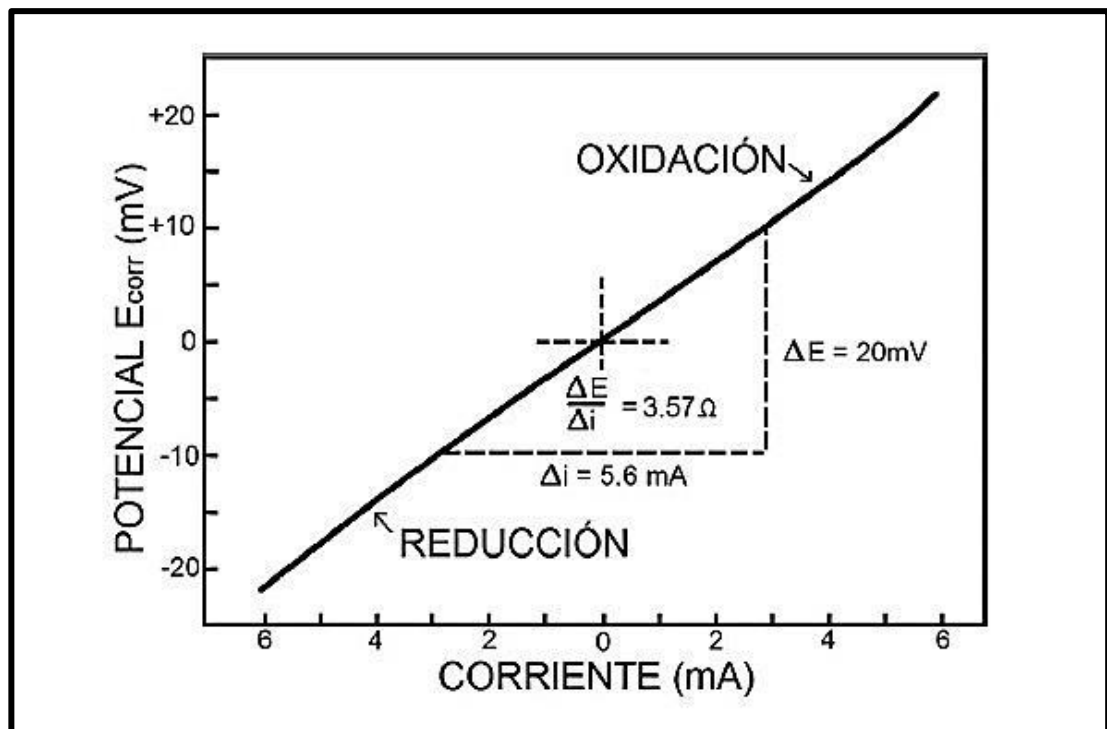


Figura 6. Esquema de resistencia a la polarización lineal [37].

2.3.6.7. Cálculo de la velocidad de corrosión. Según la norma ASTM G102, con el fin de determinar velocidades de corrosión por medio de la extrapolación Tafel, lo primero es realizar la conversión de corriente de corrosión a densidad de corrosión, la cual se estima dividiendo la intensidad de corriente de

corrosión sobre el área de la muestra expuesta en la solución, lo cual se expresa de la siguiente manera [48].

$$i_{\text{corr}} = \frac{I_{\text{corr}}}{A} \quad (12)$$

Lo segundo es determinar el peso equivalente del material, por ser una aleación se realiza la siguiente aproximación, para utilizar (13) es necesario considerar según la norma ASTM G102 que la oxidación de la aleación es uniforme y que no ocurre selectivamente, en el ámbito real esto no es cierto, pero es necesario asumirlo para hacer una aproximación del cálculo [48].

$$EW = \frac{1}{\sum \frac{n_i f_i}{W_i}} \quad (13)$$

Donde n_i es el número de electrones de valencia, f_i es la fracción en masa del elemento aleante, y W_i es el peso atómico. Se procede a determinar la constante de constante de Stern-Geary "B" conociendo las pendientes anódicas b_a y catódicas b_c determinadas a partir de las curvas de Tafel, donde ambas son de activación controlada es decir que hay regiones lineales distintas, cerca del potencial de corrosión [48].

$$B = \frac{b_a b_c}{2.303(b_a + b_c)} \quad (14)$$

Donde la corriente de corrosión puede calcularse a partir de la resistencia a la polarización lineal y la constante de Stern-Geary de la siguiente forma:

$$i_{\text{cor}} = \frac{B}{R_p} \quad (15)$$

Finalmente utilizamos (15) para calcular la velocidad de corrosión en mpy donde k es una constante de proporcionalidad la cual depende de las unidades como se muestra en la Tabla 4. Valores de las constantes y unidades para la conversión de corrosión por picadura [49] y “ ρ ” que es la densidad del material [48].

$$CR = K_1 \frac{i_{cor}}{\rho} EW \quad (16)$$

Tabla 4. Valores de las constantes y unidades para la conversión de corrosión por picadura [49].

Unidades de Rata de penetración (Vp)	Unidades de densidad de corriente (Vp)	Unidad de densidad (ρ)	Valor de constante de proporcionalidad (Kp)	Unidad de constante de proporcionalidad (Kp)
mpy	$\mu A \cdot cm^{-2}$	$g \cdot m^{-3}$	0,1288	$mpy \cdot g(\mu A \cdot cm)^{-1}$
mm.yr ⁻¹	$A \cdot m^{-2}$	$Kg \cdot cm^{-3}$	327,2	$mpy \cdot g(\mu A \cdot cm)^{-1}$
mm.yr ⁻¹	$\mu A \cdot cm^{-2}$	$g \cdot cm^{-3}$	$3,27 \times 10^{-2}$	$mpy \cdot g(\mu A \cdot cm)^{-1}$

2.4. DEFORMACIÓN PLÁSTICA

Este tipo de deformación es realizado en condiciones tales que no es posible que se produzcan eficazmente los procesos de restauración y además no se elimina el endurecimiento por deformación y el límite elástico. Por esta razón, la deformación total que puede darse sin provocar la rotura, esto también depende de la temperatura a la que el material esté trabajando, si es una temperatura muy por debajo de la temperatura de fusión del material se pueden aliviar las tensiones mediante recocidos intermedios [50].

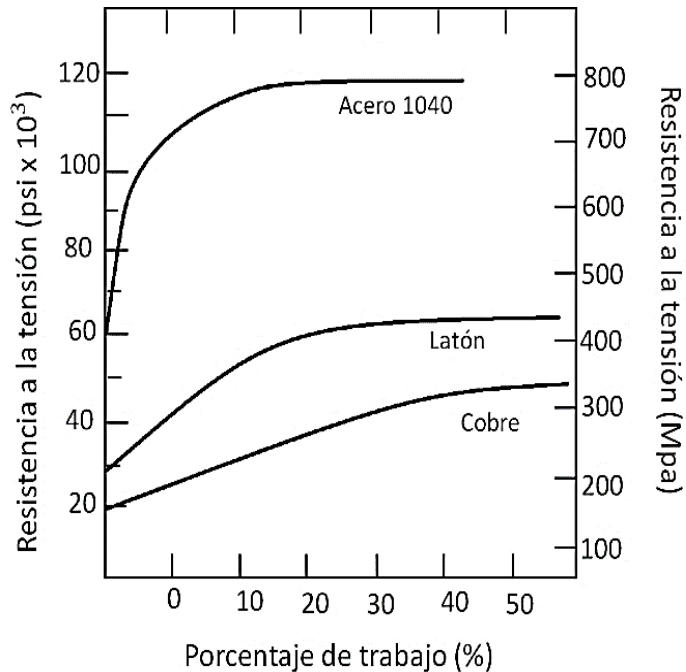


Figura 7. Deformación plástica [51].

En la Figura 7 la deformación es realizada por debajo de la temperatura de fusión del material se puede ver la variación de la resistencia a la fluencia y la resistencia a la tensión para el acero 1040, el bronce y cobre la variación se ha medido en función del porcentaje, como se ve la resistencia del material aumenta al aumentar el porcentaje de trabajo en frío [51]. En la laminación, estirado y otros procesos de deformación que son realizados por debajo de la temperatura de fusión, aproximadamente el 90% de la energía aplicada se disipa como calor. El resto se almacena en la red cristalina aumentando así la energía interna entre 0,01 a 1,0 calorías/gramo, según el punto de fusión o el contenido de aleación en el material. La energía almacenada aumenta con la cantidad de deformación aplicada hasta alcanzar un valor de saturación, y es mayor cuando la temperatura de deformación es menor. Parte de este almacenamiento puede atribuirse a la formación de vacancias y parte a energía de maclado y de fallas de apilamiento, pero en su mayoría se debe a la generación e interacción de las dislocaciones [52].

2.4.1. Deformación plástica severa. Es bien sabido que manipular la microestructura a través de refinamiento de grano hasta ultra-fino o nano escala es un excelente método para mejorar las propiedades mecánicas para permitir una explotación más efectiva de los materiales metálicos. La deformación plástica severa (SPD del acrónimo en inglés) es un método de fortalecimiento extensivo porque implica un refinamiento efectivo de la microestructura en materiales metálicos hasta ultra-finos y nano escala, los

cuales tienen un tamaño menor de $1\ \mu\text{m}$ como se muestra en la Figura 8 que según Valiev este debe cumplir tres requisitos para obtener materiales con tamaño de grano de submicra: el material de grano fino debe tener límites de ángulo predominantemente altos, la estructura debe ser uniforme sobre el volumen de la muestra y las grandes deformaciones plásticas no deben haber generado daños internos o grietas [53, 54].

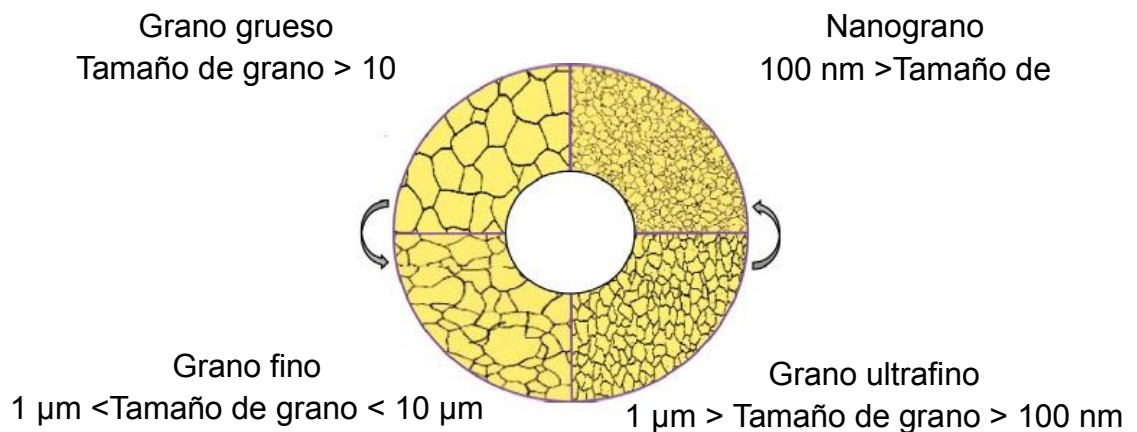


Figura 8. Tamaños de grano [22].

La principal ventaja de las técnicas SPD son su aplicabilidad a casi todos los materiales metálicos [7], sin embargo, no todos los métodos SPD son adecuados para procesar muestras en forma de placa [55].

2.4.2. Técnicas de deformación plástica severa. Es un desafío deformar materiales metálicos a grandes deformaciones plásticas sin producir defectos volumétricos tal como las grietas. Los procesos de trabajo normales tales como forja, laminación, extrusión etc. Son se llevan a cabo usualmente a altas temperaturas, siempre y cuando se imprimen grandes cantidades de esfuerzo. Ya que realizando estos procesos a temperatura ambiente puede traer consigo algunos defectos, por lo tanto, la deformación plástica severa se imparte de manera tal que también están presentes tensiones hidrostáticas compresivas junto con las tensiones de corte requeridas para la deformación plástica. Las tensiones hidrostáticas evitan que la muestra se agriete, mientras que las tensiones de cizallamiento imparten las tensiones requeridas. Además, el proceso debe ser tal que al final de cualquier "paso" (o al comienzo del siguiente paso) la forma general siga siendo la misma. Esto asegura que el proceso pueda repetirse nuevamente, acumulando así una mayor tensión plástica. Entre de los métodos comunes y populares para impartir una deformación plástica severa podemos encontrar presión angular de canal (ECAP), torsión de alta presión, enlace acumulativo de rodillos, presión calibrada (CP) entre otros [56].

2.4.3. Método de presión calibrada restringida y sin restricción. El método de presión calibrada (CG del acrónimo en inglés) es un método SPD que consiste en una pieza de trabajo en forma de placa está ubicada entre un par de troqueles ranurados asimétricamente, a medida que las matrices presionan la pieza de trabajo, las regiones inclinadas de la pieza de trabajo (regiones sombreadas únicas en la Figura 9(A)) se someten a deformación por cizallamiento bajo la condición de deformación por deformación plana ($\epsilon_{\text{eff}} = 0,58$), mientras que las regiones planas (las regiones no marcadas en la Figura 9(B)) permanecen sin cambios (Figura 10). Un par de troqueles planos impone un segundo prensado en la pieza de trabajo acanalada (Figura 9(C)) en la que las regiones deformadas se someten a la deformación de corte inversa ($\epsilon_{\text{eff}} = 1.16$) mientras que las regiones no deformadas permanecen sin cambios. La pieza de trabajo se gira 180° (Figura 9(D)), lo que permite que las regiones no deformadas se deformen mediante presiones adicionales de las matrices ranuradas asimétricamente. Las presiones sucesivas de las matrices ranuradas (Figura 9(E)) y las matrices planas (Figura 9(F)) dan como resultado una distribución casi uniforme de la deformación plástica ($\epsilon_{\text{eff}} = 1,16$) en toda la pieza de trabajo y una pasada de CGP realizada. Al repetir el proceso de CGP, se puede acumular una gran cantidad de tensión plástica en la pieza de trabajo sin cambiar sus dimensiones iniciales. Las relaciones teóricas para estimar el esfuerzo efectivo en esta configuración después de medio ciclo CGP se muestran en las Ecs. (15), (16) y (17) respectivamente [19].

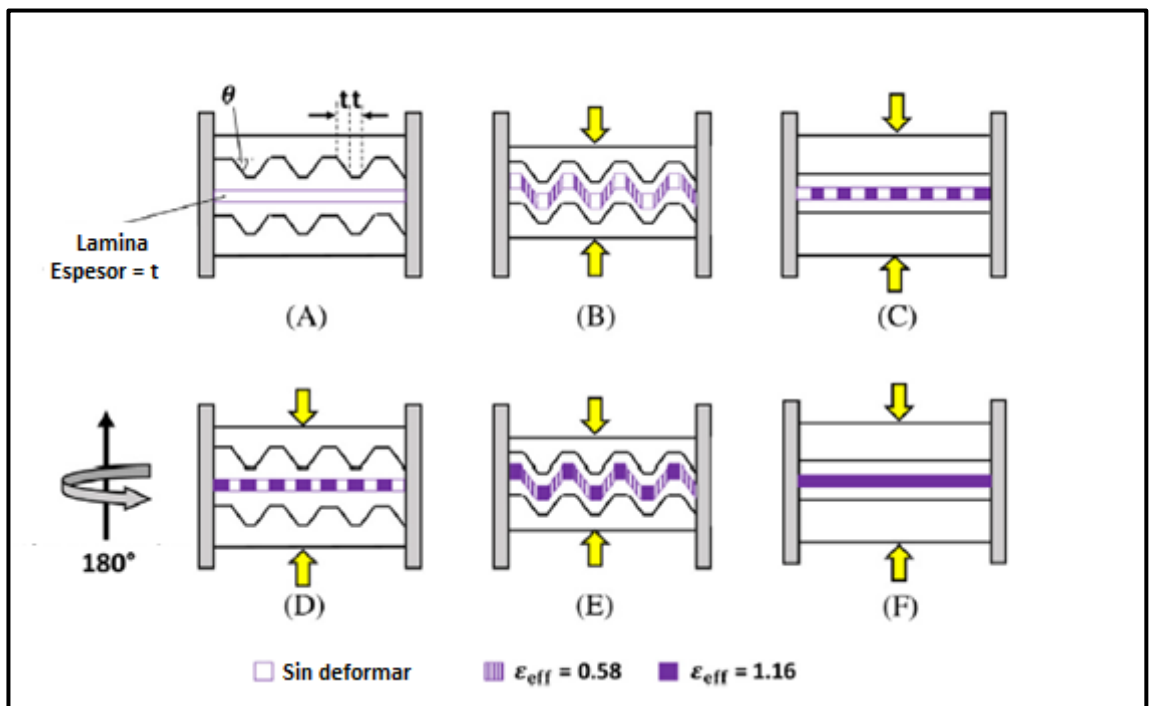


Figura 9. Esquema de la técnica CGP [57].

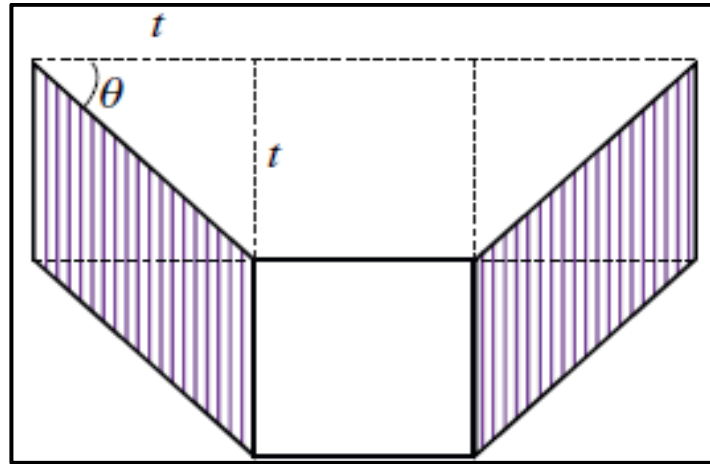


Figura 10. Región deformada en una muestra sometida a CGP [57].

$$\gamma_{xy} = \gamma = \tan\theta = \frac{t}{t} = 1 \quad (17)$$

$$\varepsilon_{xy} = \frac{\gamma_{xy}}{2} = \frac{\gamma}{2} \quad (18)$$

$$\varepsilon_{eff} = \sqrt{\frac{4 \frac{\gamma^2}{2^2}}{3}} = \frac{\gamma}{\sqrt{3}} = 0,58 \quad (19)$$

En CGP, la lámina está fuertemente restringida entre la parte inferior y troqueles superiores. Por lo tanto, cuando los troqueles presionan el material, este no puede moverse ni en la dirección longitudinal ni en la dirección transversal. En cambio, al procesar a través del método presión calibrada o (GP) Figura 11, no hay restricción, y la muestra se mueve libremente a lo largo las direcciones longitudinal y transversal [58,57].

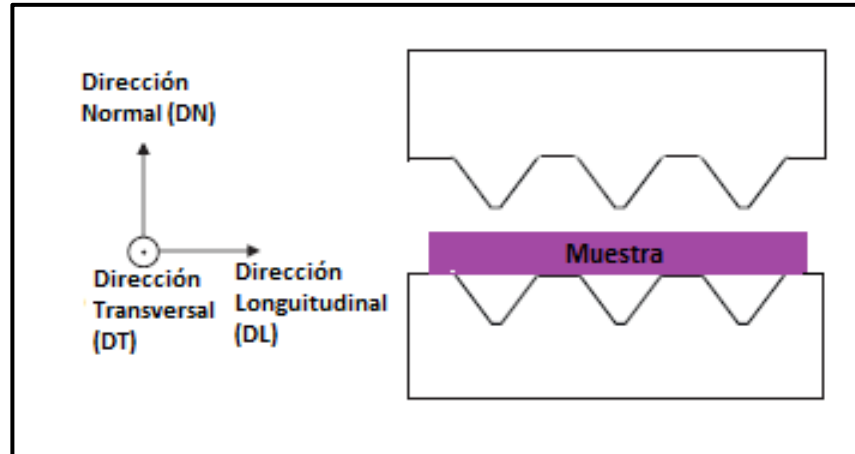


Figura 11. Esquema de la técnica GP [57].

2.5. EFECTOS DE LA DEFORMACIÓN PLÁSTICA EN LOS ACEROS AUSTENÍTICOS.

Los aceros inoxidables austeníticos de acuerdo al contenido de níquel presentan una variación en su acritud, al tener mayor cantidad de níquel, la acritud de estos aceros disminuye, lo que permite mayor facilidad al momento de deformar plásticamente en frío. La deformación en frío de los aceros inoxidables austeníticos permite una amplia posibilidad de mejorar sus características mecánicas debido a la transformación de fase que se puede presentar en algunos de los aceros inoxidables, creándose martensita por deformación o por fatiga [9].

2.5.1. Transformación martensítica. Un concepto fundamental para el estudio de transformaciones de fase es el de energía libre de Gibbs (ΔG). Esta se define como la energía capaz de efectuar trabajo a medida que el sistema tiende al equilibrio, a presión y temperatura constantes. Cuando la temperatura en la aleación es inferior a la temperatura de equilibrio T_E (Figura 12), la energía libre de Gibbs de la martensita es menor a la de la fase madre. Sin embargo, sólo cuando la temperatura es menor a la de inicio de la transformación (M_s), se produce la transformación de fase [59].

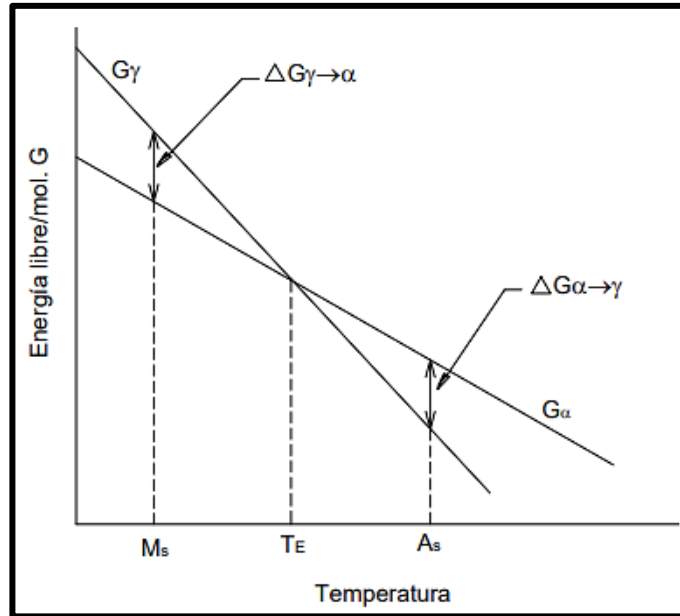


Figura 12. Energía libre de Gibbs para cambio de fase [59].

La fuerza impulsora de la transformación de martensita se expresa como $\Delta G_{M_s}^{\gamma \rightarrow \alpha'}$, la cual representa el cambio en la energía libre al pasar de γ ha α' , a la temperatura M_s . La fuerza impulsora para la transformación es directamente proporcional al subenfriamiento y se relaciona con el cambio en la energía libre, donde el cambio total de energía libre se expresa matemáticamente como se muestra en (20) donde, $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ es la diferencia de energía libre entre la fase madre (γ) y la martensita (α'), $\Delta G_Q^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ es el cambio en la energía libre química asociado a la transformación γ - α' , proporcional a la cantidad de martensita y $\Delta G_{NQ}^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ es el cambio en la energía libre no química que se opone a la transformación (energía elástica y superficial) [59].

$$\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha'} = \Delta G_Q^{\gamma \rightarrow \alpha'} + \Delta G_{NQ}^{\gamma \rightarrow \alpha'} \quad (20)$$

La transformación martensítica involucra un proceso de deformación descrito como una deformación plana invariante, la cual, en ocasiones, es favorecida cuando la transformación es acompañada por esfuerzos externos. En este caso se generan los fenómenos conocidos como transformaciones inducidas por tensión y deformación. Por tanto, cuando se aplica un esfuerzo sobre la fase madre a una temperatura T_1 entre M_s y T_E (Figura 12) la fuerza impulsora mecánica $\Delta G_{Mec}^{\gamma \rightarrow \alpha'}(T_1)$, debida al esfuerzo, es adicionada a la fuerza impulsora

química $\Delta G_Q^{Y \rightarrow \alpha'}(T_1)$, como se presenta en la ecuación tal. Entonces, la transformación martensítica da inicio cuando se alcanza un esfuerzo crítico donde la fuerza impulsora total $\Delta G^{Y \rightarrow \alpha'}$ iguala la energía de activación [59].

2.5.2. Maclado. El malaje es otro importante mecanismo de deformación que se produce cuando una porción del cristal toma una orientación que está relacionada de un modo simétrico definido con la del resto del cristal sin deformar. En la Figura 13(a) se muestra una sección perpendicular a la superficie de pulido y una red cubica en la que se observa una tensión cizallante, el cristal se deformara aproximadamente por el plano de la macla Figura 13(b), la zona a la derecha del plano permanece sin deformar, en la red cada átomo de la zona deformada se desplaza por cizallamiento homogéneo una distancia proporcional a la que se separa del plano de macla [50].

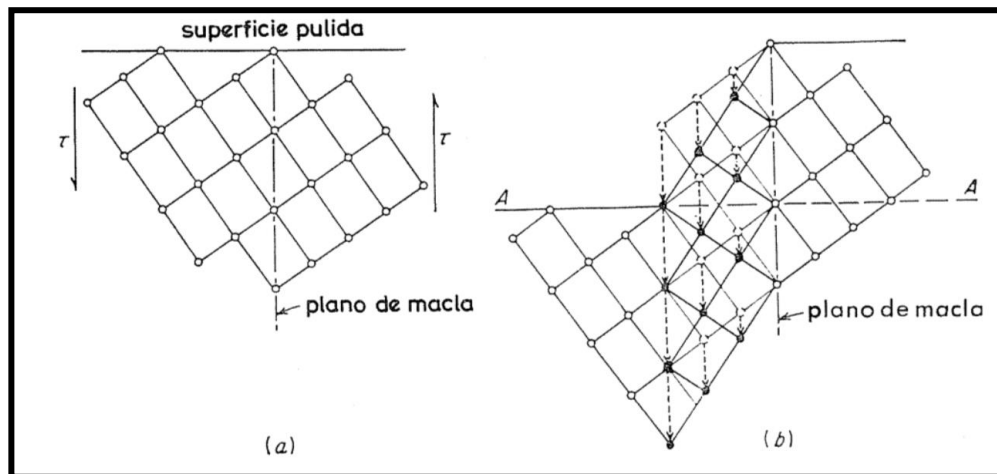


Figura 13. Esquema de maclado clásico [50].

En el maclado cada átomo se mueve sólo una fracción de espaciamiento atómico relativo a sus vecinos más próximos. Por lo tanto, la deformación de corte total asociado con este es pequeña. El maclado mecánico no se obtiene fácilmente en metales de simetría elevada (cúbicos centrados en las caras).

2.5.3. Endurecimiento por deformación. Es un fenómeno por el cual un metal dúctil se hace más duro y resistente a medida que es deformado plásticamente. Cuando el acero se deforma en frío, la densidad de dislocaciones aumenta, con lo que disminuye la distancia media entre éstas y se incrementan las interacciones mutuas entre los campos de deformación de las dislocaciones. Las dislocaciones ya no son sólo los mecanismos de la deformación, sino también sus obstáculos, pues el movimiento de una dislocación se ve cada vez más limitado por la presencia de otras a su

alrededor. Cada vez es más difícil alcanzar la deformación plástica, lo que se traduce en un incremento del límite elástico [60].

2.5.4. Endurecimiento por afinamiento de grano. Los límites de grano actúan como barreras al movimiento de las dislocaciones que tiene lugar durante la deformación plástica. En general, dos granos contiguos poseen dos orientaciones cristalográficas distintas. Cuando una dislocación en movimiento debe pasar de un grano a otro a través del límite de grano que separa a ambos, tendrá que cambiar la dirección de su movimiento. Este cambio de dirección será tanto más difícil cuanto mayor sea la desorientación entre ambos granos. Por otra parte, el desorden atómico dentro del límite de grano producirá una discontinuidad de los planos de deslizamiento [60].

3. METODOLOGÍA

En este apartado se muestra las técnicas que fueron empleados para alcanzar los objetivos, entre las que se enseña los procedimientos de cómo fueron preparadas las probetas antes de ser sometidas a su correspondiente estudio. En la Figura 14 se muestra un resumen de la metodología.

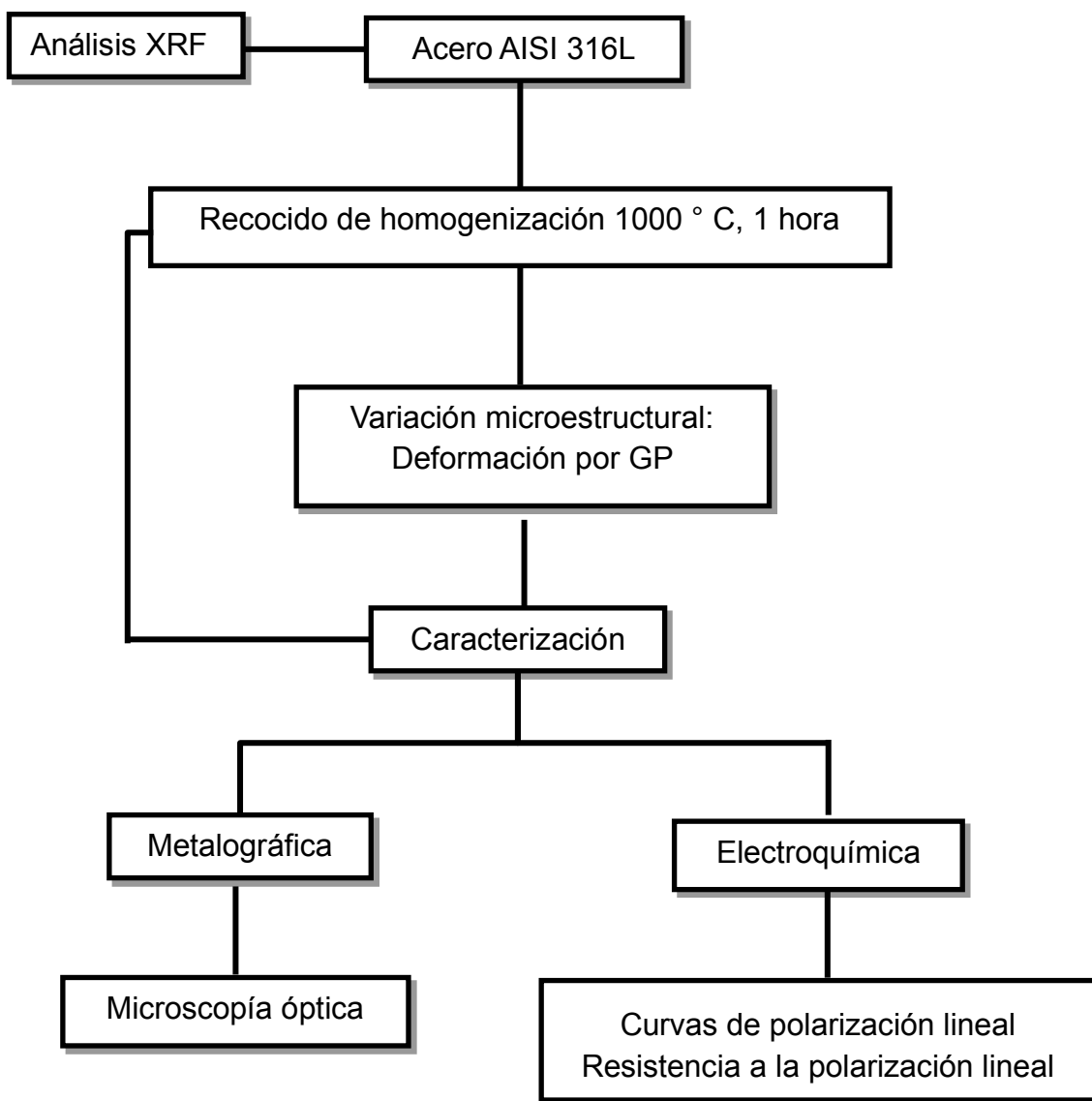


Figura 14. Diagrama metodológico.

3.1. MATERIAL DE ESTUDIO

En este estudio se utilizó un acero inoxidable del tipo 316L laminado en frío con acabado 2B [11] y con dimensiones de 1524 mm x 3048 mm y 2 mm de espesor, como se muestra en la Figura 15 y en la Tabla 5 se muestra la composición química del material según el certificado dado por el fabricante Anexo 1 [9].



(a)

(b)

Figura 15. Lámina AISI 316L de 2 mm de espesor (a) sin procesar y (b) para tratamiento térmico y análisis químico [9].

Tabla 5. Composición química del acero (suministro fabricante).

Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N
AISI 316L	0,018	0,590	0,740	0,035	0,001	10,220	16,790	2,040	0,010

Se utilizaron muestras de 96 mm x 96 mm para el tratamiento térmico del material, las cuales se cortaron en una cizalladora Durma SBT 3016, ya que el corte sólo afecta los bordes de las muestras y el estudio se enfatiza lejos de esas áreas [9].

3.2. CARACTERIZACIÓN QUÍMICA

Para verificar la composición química del material se utilizó la técnica de Fluorescencia De Rayos X (XRF, por sus siglas en inglés) usando un Thermo scientific Niton XL3 Analyzer (Figura 16).



Figura 16. Thermo scientific Niton XL3 Analyzer [9].

Con el propósito de hacer una comparación con el certificado de calidad del fabricante Anexo 1, sin embargo, esta técnica presenta una desventaja la cual es que no detecta el carbono, pero al detectar los demás elementos el software determina el tipo de material según su base de datos.

3.3. TRATAMIENTO TÉRMICO

El acero AISI 316L fue sometido a un recocido de homogenización a 1000°C durante 1h con una velocidad de calentamiento de 30°C/min, con enfriamiento en agua a temperatura ambiente $\approx 30^{\circ}\text{C}$ el cual se hizo en estas condiciones debido a que la recristalización es bastante rápida y muy sensible a las pequeñas fluctuaciones de la temperatura del horno. Este proceso se realizó con el fin de eliminarla textura de laminado y obtener un mayor tamaño de grano y diámetro uniforme con el fin de disminuir las propiedades mecánicas iniciales y tener una mejor observación de los cambios generados al deformar. El tratamiento térmico se realizó en un Horno tipo Mufla Modelo HEM 03 fabricado por Industrias Proton Ltda como se muestra en la (Figura 17) [9].



Figura 17. Horno tipo Mufla Modelo HEM 03 [9].

3.4. DEFORMACIÓN SPD-GP

3.4.1. Matriz. Se utilizaron 2 matrices de acero de herramientas tipo AISI A2 de dimensiones 96 mm x 96 mm, una corrugada con dimensión de los dientes de 2 mm y ángulos de 45° y una matriz plana, suministradas por la Universidad Tecnológica de Pereira. Esta configuración provee al material una deformación teórica equivalente de $\epsilon \sim 1,16$ por pase de acuerdo al esquema presentado en la Figura 18 [9].

3.4.2 Proceso GP. El acero AISI 316L fue sometido a 4 pasadas por GP, lo que de acuerdo con la teoría nos dice que la deformación equivalente es de 4,64. La velocidad de deformación fue de 2 mm/min. La Figura 18 muestra el proceso de deformación SPD-GP aplicado en este estudio. Como lubricante se utilizó disulfuro de molibdeno (MoS_2), el cual fue seleccionado por sus propiedades lubricantes bajo condiciones extremas de trabajo, además, es un lubricante muy utilizado en la técnica GP [9].

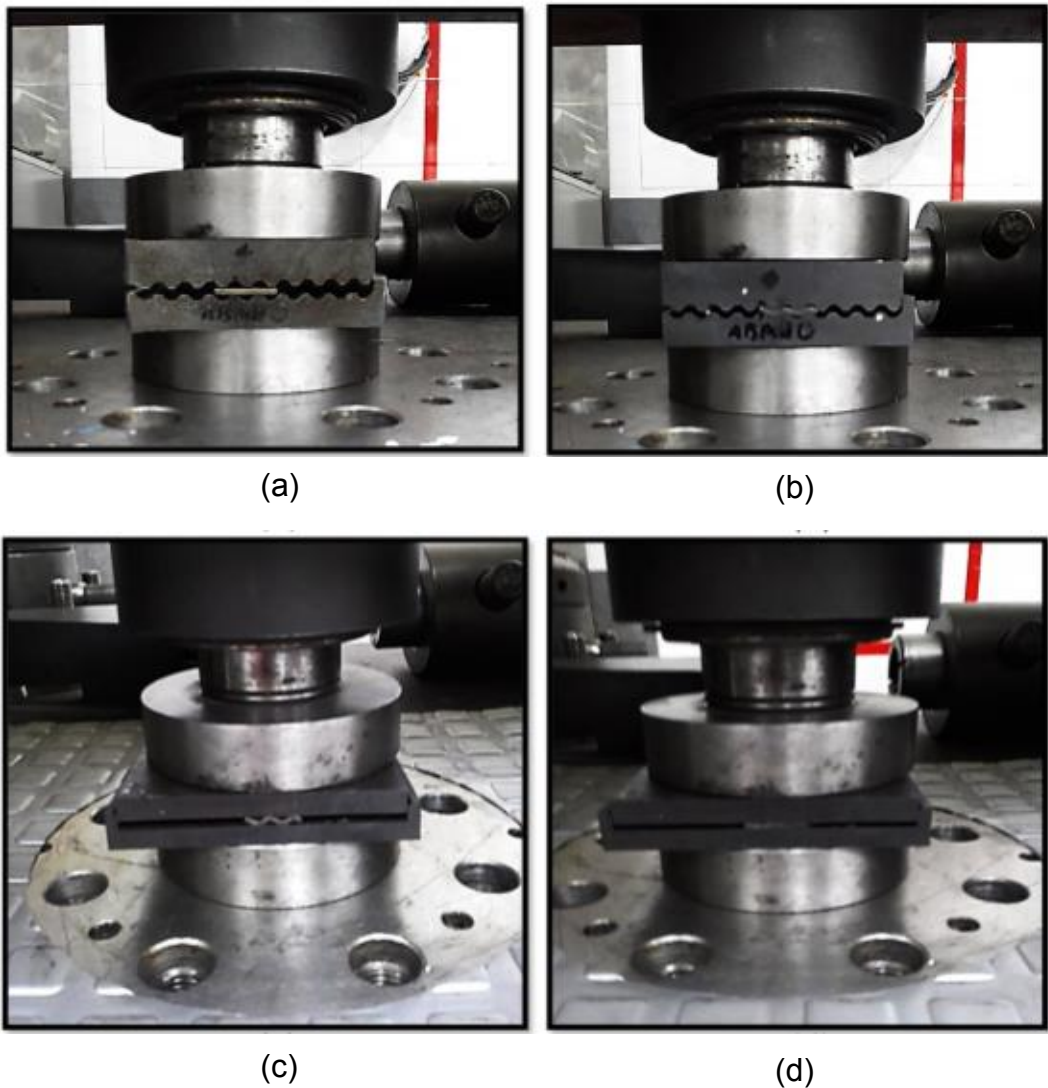


Figura 18. Proceso de GP [9].

3.5. CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL

3.5.1. Preparación metalográfica. Las probetas fueron preparadas metalográficamente de acuerdo a los lineamientos de la norma ASTM E3-01. Las muestras fueron cortadas con medidas aproximadas de 10 mm x 5 mm en una cortadora de disco Struers Discotom-100 Figura 19(a) enfriada por agua, con el fin de evitar el calentamiento de la pieza durante el corte. Posteriormente, las probetas fueron embutidas en resina Transoptic Powder por medio de una embutidora Struers Citopress-20 (Figura 19(b)) con calentamiento de 180 °C durante 4 minutos y enfriado durante 3 minutos [9].

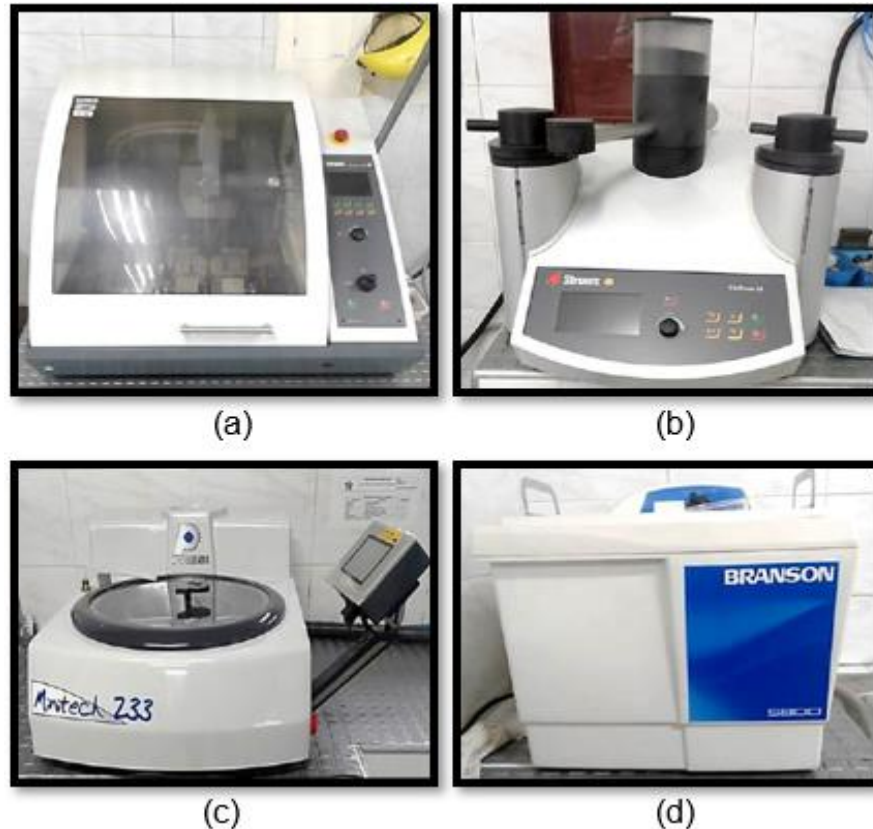


Figura 19. (a) Cortadora de disco eléctrica Struers Discotom-100, (b) Embutidora Struers Citopress-20, (c) Pulidora Presi Mitech 233 y (d) Limpiador ultrasónico Branson 5800 [9].

Las probetas embutidas fueron preparadas metalográficamente, puliendo desde lija (SiC) 400 hasta lija 2000. Con el fin de obtener un acabado espejo, las muestras se sometieron a pulido fino en una pulidora marca Presi Mitech 233 (Figura 19(c)) usando como abrasivo alúmina con granulometría que van desde $3\ \mu\text{m}$ hasta $0,3\ \mu\text{m}$. El ataque químico de las muestras se realizó siguiendo los lineamientos de la norma ASTM E 407 - 99, donde se resumen diferentes reactivos con composiciones variables para revelar las microestructuras de los materiales. Como reactivo químico se seleccionó el agua regia con glicerina con una composición de 10 ml de HNO_3 , 50 ml de HCl y 30 ml de Glicerol. El tiempo de ataque osciló entre 5-10 minutos. Posterior al ataque, las muestras fueron sometidas a limpieza ultrasónica con alcohol etílico al 96 % de pureza durante 25 minutos en un equipo Branson 5800 (Figura 19(d)) [9].

3.5.2. Análisis Metalográfico. El análisis metalográfico se realizó en un microscopio electrónico de barrido (SEM, por sus siglas en inglés) marca Hitachi SU3500 (Figura 20), el cual permite realizar análisis topográfico mediante electrones secundarios y de composición mediante electrones

retrodispersados junto con la espectrometría de energía dispersiva (EDS, por sus siglas en inglés) usando la extensión de Oxford Instruments Aztec [9].



Figura 20. Microscopio electrónico [9].

Puesto a que la técnica de microscopía electrónica de barrido requiere que las muestras sean conductoras y debido a que las probetas fueron embutidas en la resina Transoptic Powder, la cual no es conductora, fue necesario realizar un recubrimiento parcial con cinta de cobre en la superficie de las probetas, como se muestra en la Figura 21 [9].

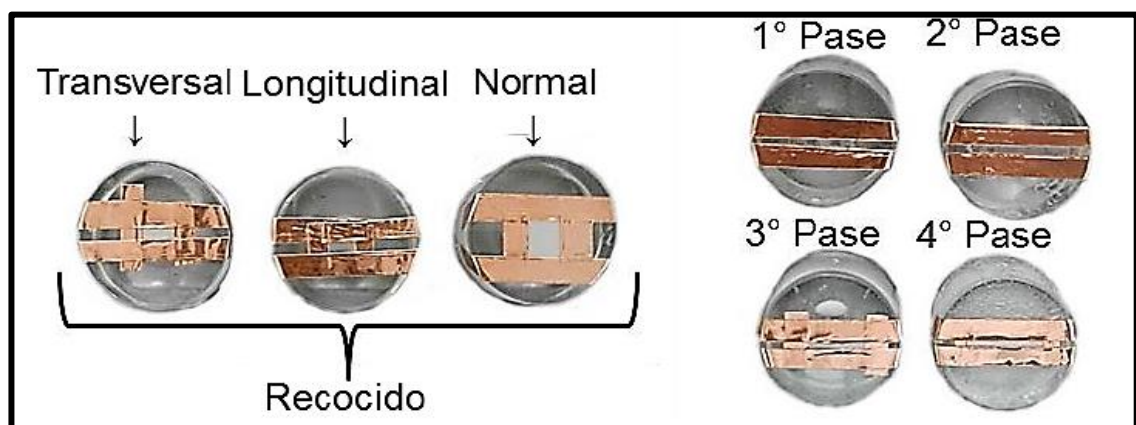


Figura 21. Probetas preparadas para el estudio metalográfico [9].

3.6. CARACTERIZACIÓN ELECTROQUÍMICA

Las pruebas electroquímicas se dieron lugar en el laboratorio de corrosión de la Universidad Tecnológica de Pereira con el apoyo del grupo de investigación GIMAV. En la Tabla 6 muestra los parámetros de estudio en los cuales se

realizó el proyecto, en donde se muestra el medio y el tiempo de exposición a las que fue sometido.

Tabla 6. Parámetros de estudio.

Grado de deformación	Solución NaCl	Tiempo de exposición		Pruebas electroquímicas	
Suministro	3.5 %	0 horas	24 horas	Curvas de Tafel	Resistencia a la polarización lineal
0 pasadas					
1 pasada					
2 pasadas					
3 pasadas					
4 pasadas					

3.7. PREPARACIÓN DE LAS PROBETAS

A continuación, se describe el paso a paso de cómo se realizó el montaje de las probetas con el fin de realizar las pruebas electroquímicas ya mencionadas con anterioridad.

Se unió un alambre de cobre a las probetas con un de área de exposición de 1 cm² con estaño y la ayuda de solución que contiene etil-cianoacrilato y NaHCO₃, previamente se realizó una prueba de continuidad con un multímetro digital entre el alambre de cobre y cada probeta. Se tomó como molde como molde un tubo un tubo PVC de 1" de diámetro x 2 cm de alto, contenía una perforación de 1/8" en la parte inferior. A los cuales se les adherido vaselina alrededor para cubrir cualquier espacio entre el tubo y la superficie con el objetivo de garantizar estanquedad de la resina como se muestra en la Figura 22.



Figura 22. Montaje de las probetas para estudio electroquímico

Las muestras en el molde fueron embebidas (Figura 23) en una resina poliéster ortoftálica preacelerada Cristalán 856 (Figura 24(a)), a la cual se le agregó un catalizador (Figura 24(b)) con una relación de 5 gotas por 50 gr de resina.



Figura 23. Probetas embebidas.



Figura 24. (a) Resina poliéster ortoftálica y (b) catalizador.

El tiempo de espera fue de 24 horas, después se realizó cuidadosamente la extracción de los moldes quedando la probeta como se muestra en la Figura 25, al ser retiradas las probetas, la resina cubría gran parte de la superficie que estaría en contacto con la salmuera por lo tanto se procedió a retirarla, una vez quedaron expuestas se midió continuidad nuevamente para garantizar que el contacto entre el cobre y la probeta no haya sido afectado.

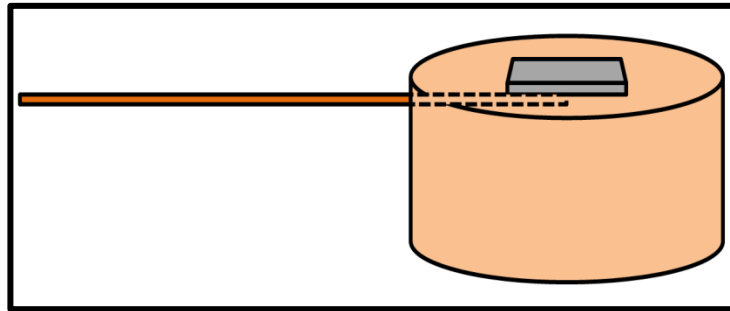


Figura 25. Esquema de la probeta en resina.

3.8. PREPARACIÓN DE LA SOLUCIÓN

La solución se realizó con agua destilada tomada de un destilador Waterwise 8000 (Figura 26(a)) y cloruro de sodio a un 3,5 % con el fin de simular el ambiente natural más agresivo (ambiente marino), previamente en una balanza digital con una sensibilidad de 0,01g (Figura 26(b)) y un porcentaje de error de $\pm 0,01$.



(a)

(b)

Figura 26. (a) Equipo de destilación y (b) balanza digital.

3.9. TÉCNICA ELECTROQUÍMICA

Antes de realizar las pruebas se determinó el área en contacto de cada una de las probetas con la salmuera, el PH de la solución y el peso específico del

Acero AISI 316L con el porcentaje de cada elemento aleante dado por certificado de calidad proporcionado por el fabricante.

3.9.1. Celda electroquímica. Se habilitaron cuatro celdas electroquímicas simultáneamente, para poder así realizar las pruebas de forma más rápida, las probetas se ajustaron a presión en las celdas de tal forma que la superficie de esta quedara en contacto con la salmuera (Figura 27).



Figura 27. Montaje de probeta en celda electroquímica.

3.9.2. Electrodo. Como electrodo de referencia se utilizó el Calomel Figura 28, de contraelectrodo se usó grafito y finalmente el electrodo de trabajo las probetas de estudio.

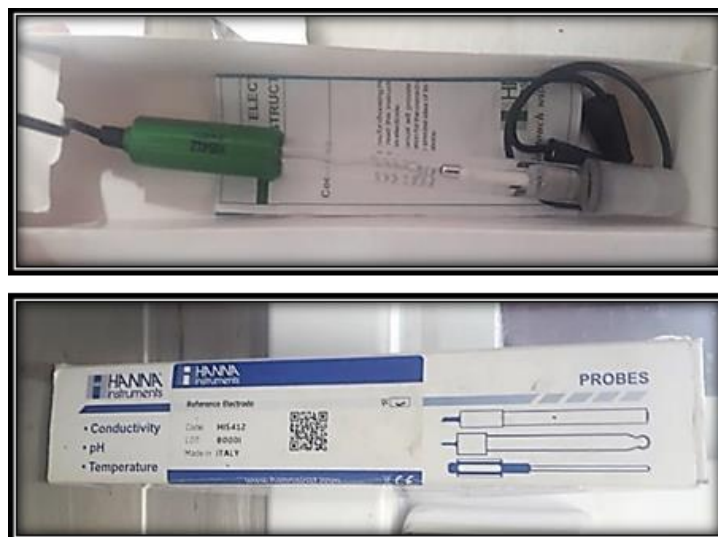


Figura 28. Electrodo de calomel saturado.

3.9.3. Montaje de las mediciones. Se usó un Sistema Potenciostático PG - TEKCORR 4.2 USB que cuenta con una tarjeta de adquisición de datos NI USB 6009 de National Instruments Figura 29, con una resolución de 12 bits el cual iba conectado a los electrodos y a la computadora, donde se trabajó con un software el cual está diseñado para ejecutarse en LabVIEW 7.1 FDS o superior, que es un lenguaje de programación grafica de la National Instruments.

Para la conexión de los electrodos, se ajustaron con tapones de caucho para mantenerlos fijos. La conexión se puede apreciar en la Figura 30, en donde se aprecia que el cable negro va conectado con el electrodo de trabajo (Acero AISI 316L), el cual es un puente con la tierra del sistema, el cable amarillo conectado al contra electrodo (grafito) el cual se caracteriza por una baja impedancia y suministrar hasta 200 mA de corriente de salida y por último el cable rojo va conectado al electrodo de referencia (Calomel sat) el cual posee una alta impedancia de entrada.



Figura 29. Potentiostap-Galvanostat PG-Tekcorr 4.2 USB.

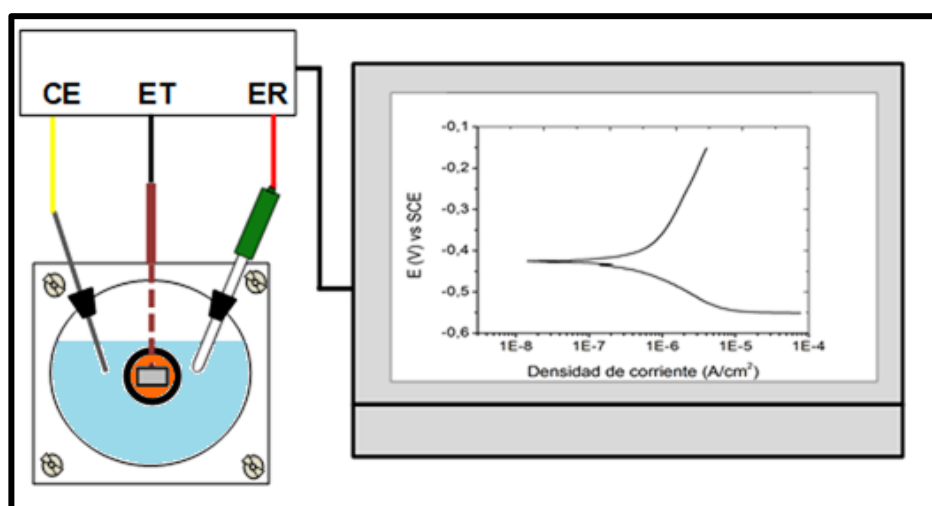


Figura 30. Esquema de celdas montadas.

3.9.4 Técnicas electroquímicas. Se realizó primeramente la prueba de curvas de polarización lineal y después de 10 segundos, la resistencia a la polarización lineal, con los parámetros descritos a continuación.

3.9.5 Curvas de polarización lineal. Se registraron los datos de voltaje cada 0.5 segundos por un tiempo de 120 segundos (2min) con el fin de conseguir las pendientes de las curvas anódicas y catódicas.

3.9.6 Resistencia a la polarización lineal (norma ASTM G59-97). Según la norma ASTM G59-97 los voltajes se llevan desde -20mV hasta +20mV respecto a E_{corr} . La velocidad de barrido fue de 10mV/s y se registró el valor de corriente cada segundo.

4. RESULTADOS Y ANÁLISIS

4.1 CARACTERIZACIÓN QUÍMICA

Usando la fluorescencia de rayos X se obtuvo que el material analizado cumple las especificaciones establecidas en la norma ASTM A240 para un acero de la serie 300 (Tabla 7), en la se muestran los resultados obtenidos y como se observa la cantidad de carbono presente no lo detecta, pero es muy útil para detectar otras impurezas; como lo son: Vanadio con 0,124 % \pm 0,020. Estaño con 0,009 % \pm 0,007. Cobalto con 0,216 % \pm 0,103 y Cobre con 0,300 % \pm 0,043. Los cuales no superan el 0,65 % en su totalidad [9]. Como se puede ver en la Tabla 7 no hay una diferencia significativa entre los datos proporcionados por el fabricante y los determinados por la técnica XFR.

Tabla 7. Elementos químicos presentes en el acero 316L, rangos permitidos, resultados y error [9].

Ítem	Datos del fabricante	Designación UNS (máx.)	XRF	
			Resultado	Error (\pm)
Nombre	316L	S31603	316	
Carbono, C	0,018	0,030	No detecta	
Silicio, Si	0,590	0,750	0,339	0,153
Manganeso, Mn	0,740	2,000	0,853	0,080
Fosforo, P	0,035	0,045	0,000	0,093
Azufre, S	0,001	0,030	0,000	0,118
Níquel, Ni	10,220	10,00 - 14,00	10,280	0,270
Cromo, Cr	16,790	16,00 - 18,00	16,696	0,109
Molibdeno, Mo	2,040	2,00 - 3,00	2,062	0,052
Nitrógeno, N	0,010	0,100	No detecta	
Hierro, Fe	*69,556	Balance	69,119	0,866

*Balanceado

4.2 ANÁLISIS MICROESTRUCTURAL

A continuación, se puede observar la microestructura del material de recocido en tres secciones normal, transversal y longitudinal, en donde se aprecia que, en cada una, hay diferente tamaño de grano, presencia de maclas de recocido y también se destacan algunos granos alargados debido a la laminación.

Como se puede ver en la Figura 31 todavía hay presencia de la textura de laminación, lo cual es un indicio de que el tiempo del tratamiento térmico no fue suficiente para eliminar el efecto de laminación en la microestructura el cual es más evidente en la sección normal y longitudinal, puesto que la sección transversal se presenta un comportamiento equiaxial [9].

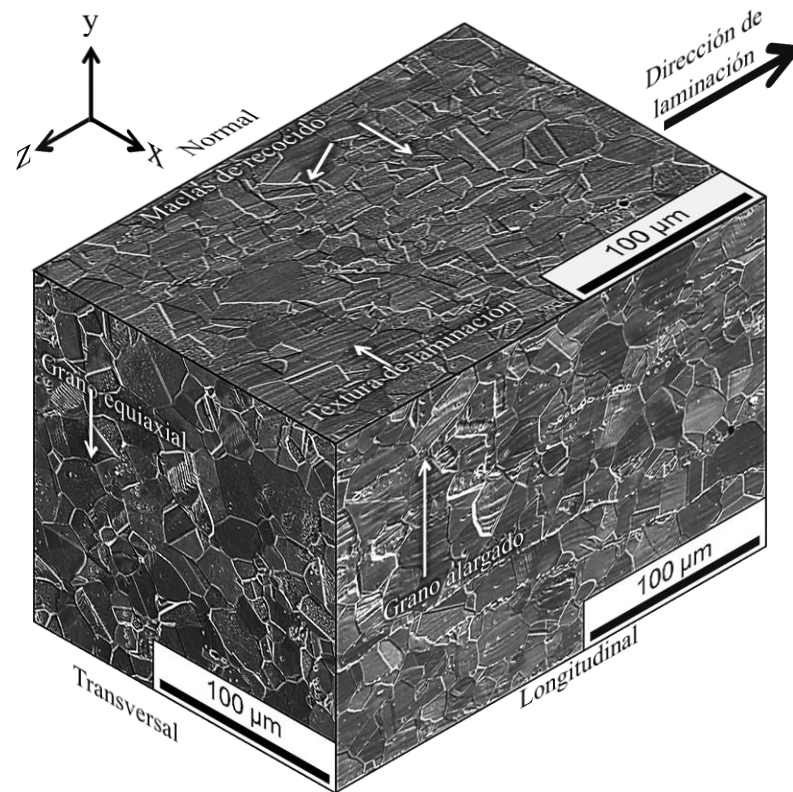


Figura 31. Microscopía tomada con 500X al material en estado recocido [9].

La Figura 32 muestra la microestructura para los diferentes grados de deformación, como se puede apreciar hay una reducción significativa del tamaño de grano a partir del primer pase, en el cual ya se evidencia presencia de maclas mecánicas; además se dio una transformación de cambio de fase austenita-martensita cual se da a lo largo de las líneas de deslizamiento, por un mecanismo martensítico, y se comprobó a través de un cambio su propiedad magnética [9,18,50].

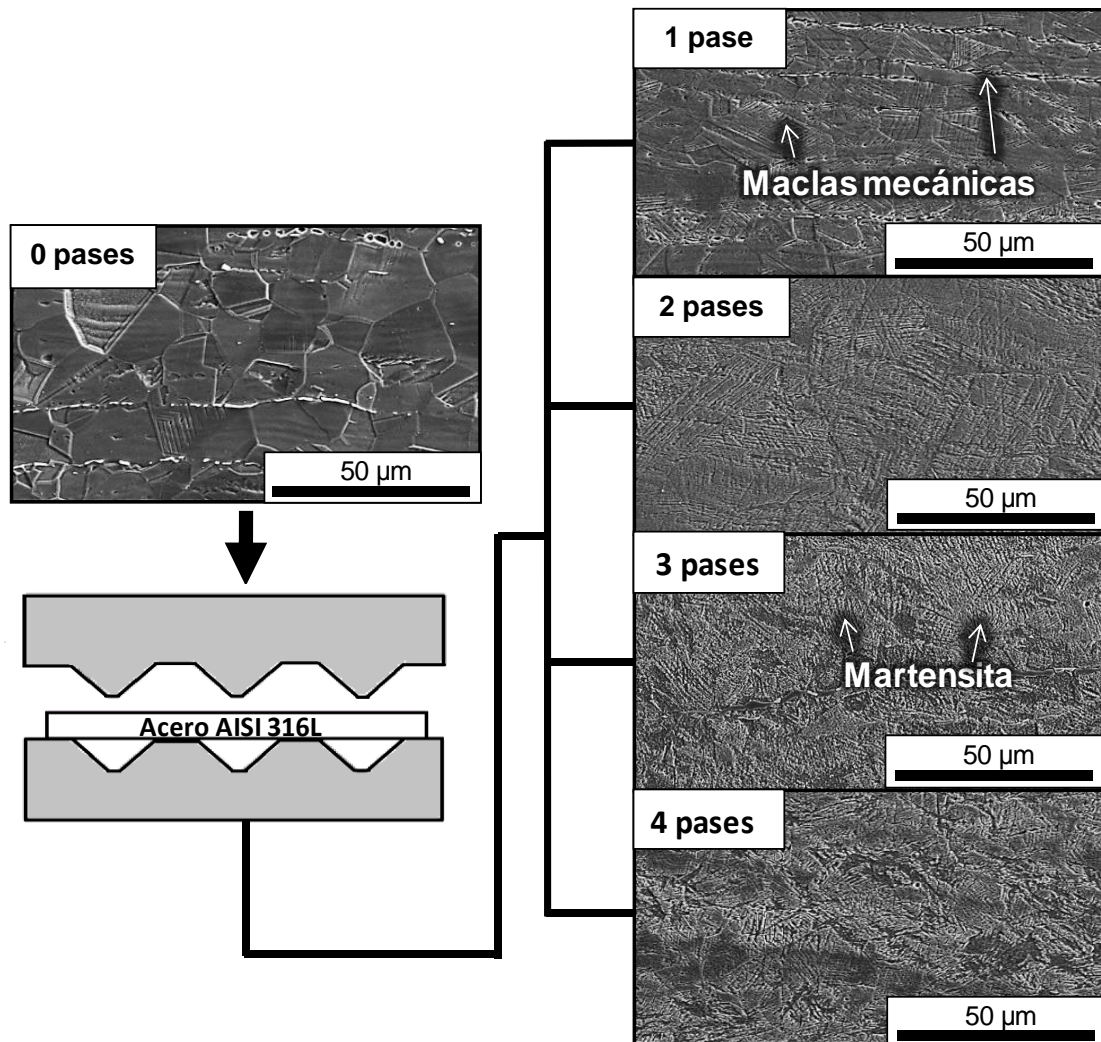


Figura 32. Transformación de la microestructura a 1000X desde, 0 pases, 1 pase, 2 pase, 3 pase y 4 pase [9].

Para la primera pasada se presencian granos nanomaclados, producto de la aplicación de una deformación equivalente de 1,16 como se observa en la Figura 32 en las maclas mecánicas. Para el segundo pase, las maclas se van acumulando (alta concentración de nanomaclas) de tal forma que es visible un enmallado dentro de cada grano austenico. Para el tercer se muestra la martensita que es inducida por deformación α' , para cuarto pases con una deformación equivalente de 4,64 se sigue apreciando el enmallado dentro de cada grano y no se puede apreciar un cambio significativo en la microestructura del material [9].

4.3. ANÁLISIS ELECTROQUÍMICO

La Figura 33 muestra un proceso electroquímico oxido-reducción en una solución neutra que ocurre en el proceso de las pruebas electroquímicas, como se puede observar en el ánodo se da lugar la reacción de oxidación por medio

de la entrada del ion metálico en la solución, incluyendo también precipitación del ion metálico reacción ($\text{Fe}^{2+} + 2\text{OH}^- \rightarrow \text{Fe}(\text{OH})_2$) en la superficie del metal.

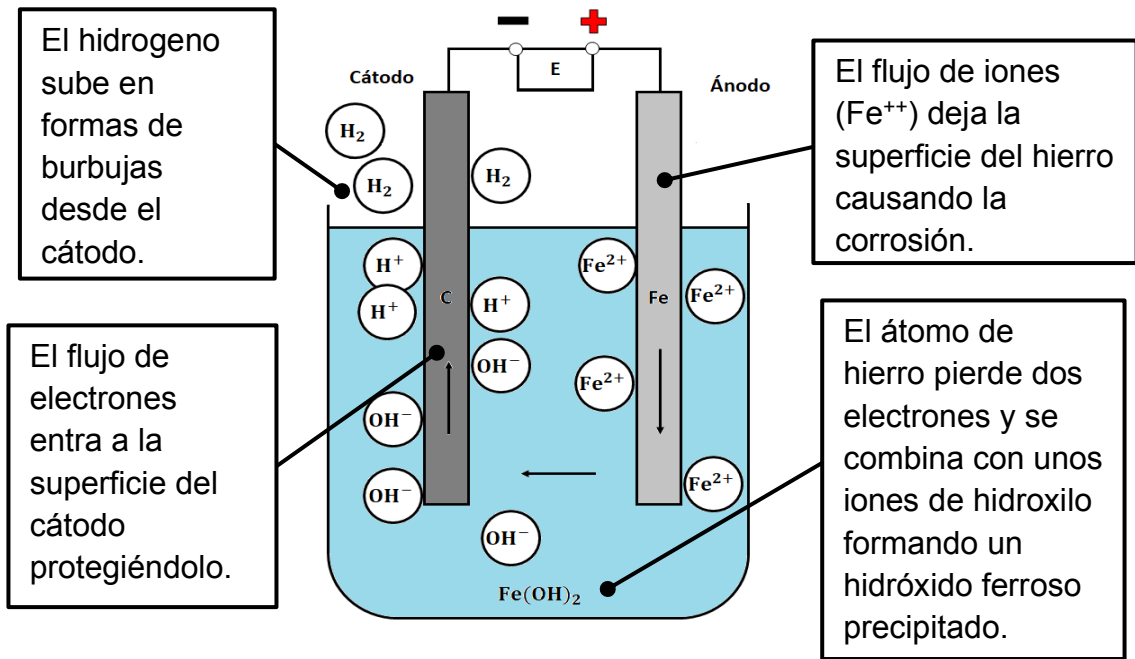
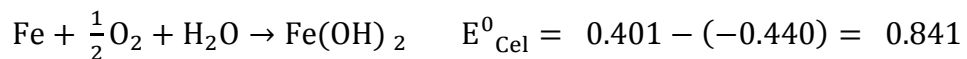
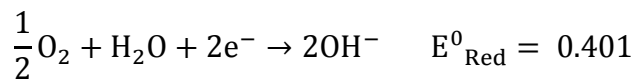


Figura 33. Proceso electroquímico oxido-reducción.

Teóricamente se procedió a calcular el potencial estándar de la celda electroquímica, a partir de las reacciones de oxidación en (7) y reducción del proceso (8), y los valores de potencial de óxido reducción mostrados en la Tabla 2, se determinó el potencial estándar de la celda electroquímica estudiada.



Teniendo en cuenta que el potencial es positivo, se deduce que es una reacción espontánea en la cual ocurre la oxidación, siempre y cuando se produzca el flujo de electrones, más sin embargo para el caso de las pruebas electroquímicas de corrosión se hace necesario la aplicación de un potencial con el fin de acelerar del proceso corrosivo de forma instantánea [12]. En este

apartado se muestran los resultados y análisis de las pruebas electroquímicas realizadas para cada probeta: Curvas de polarización lineal y resistencia a la polarización lineal (RPL) en una solución de NaCl a 0,6 M para una exposición de 0 y 24 horas.

4.3.1. Curvas de polarización lineal. La Figura 34 muestra los resultados obtenidos para 0 y 24 horas, comparando densidad de corriente en escala logarítmica con respecto al potencial. El uso de un eje logarítmico es necesario debido a la amplia gama de valores actuales que deben registrarse durante un experimento de corrosión, además como se puede apreciar se obtuvo ruido en las gráficas de algunas probetas, por lo tanto, fue necesaria la aplicación de un filtro Savitzky Golay (SG) el cual también fue usado por Mudali y Pujar [61], para corregir un alto ruido para bajas densidades de corriente en contradas bajo las mismas condiciones. Este filtro ajusta una secuencia de puntos de datos de la ecuación y un nuevo valor para cada punto se calculan a partir de un polinomio cúbico. El nivel del suavizado se controla mediante el número de puntos utilizados en el proceso de ajuste. Así, las curvas fueron suavizadas eliminando el ruido alto en el régimen de baja corriente. Lo cual permitió una mejor visualización de los resultados obtenidos [61,62].

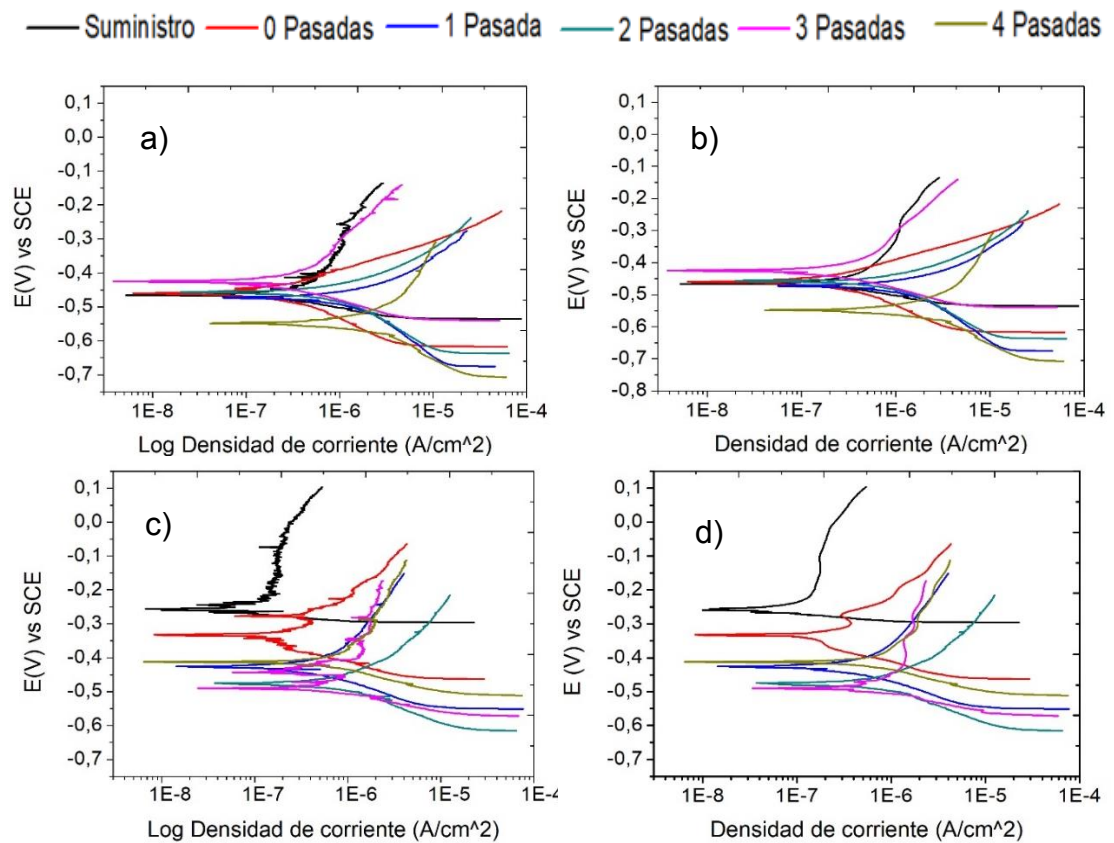


Figura 34. Curvas de Tafel. (a) 0 horas, (b) 0 horas filtradas, (c) 24 horas y (d) 24 horas filtradas.

En la Figura 35 se muestran todas las gráficas por cada grado de deformación para el tiempo de exposición de 0 y 24 horas. En las curvas obtenidas se puede ver que, en la zona de reducción, no hay una tendencia lineal de los valores de densidad de corriente a formar una línea vertical paralela al eje del potencial (corriente límite de corrosión) [63]. Por otra parte, en el comportamiento anódico se detalla que para 3 y 4 pasadas (Figura 35) las pendientes tienden a ser más inclinadas lo cual es un indicio de aumento a la resistencia a la corrosión.

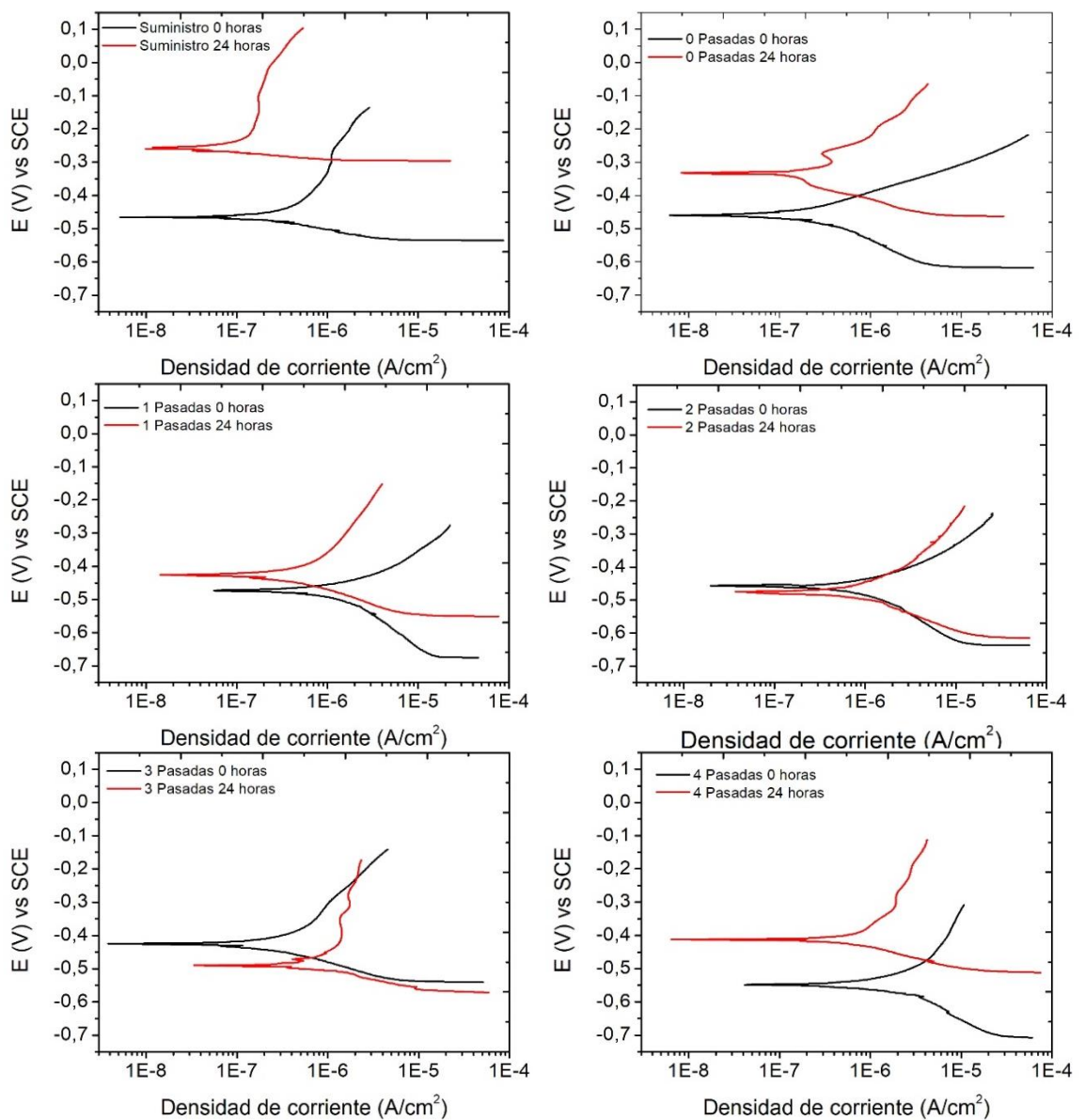


Figura 35. Curvas de Tafel, suministro, 0 pasadas, 1 pasada, 2 pasadas, 3 pasadas y 4 pasadas.

Además, se puede existe una tendencia de aumentar la resistencia a la corrosión al pasar las 24 horas para suministro, 0, 1 y 4 pasadas esto se puede

explicar, debido a que el óxido estequiométrico se nuclea en sitios favorables en el metal superficie, y dichos núcleos crecen lateralmente para formar una película de óxido uniforme; pero la película adsorbida (pasiva) permanece intacta en los poros del óxido. La estructura de la película pasiva adsorbida de primera formación se muestra en la Figura 36, la película pasiva inicial se convierte en una estructura $M \cdot O \cdot H$ (Metal, Oxígeno, Hidrógeno) adsorbida de múltiples capas, que puede ser considerado como un óxido amorfo no estequiométrico. Se diferencia marcadamente en propiedades protectoras del óxido estequiométrico en el que puede eventualmente se puede convertir. Además, existe un cambio notorio en cuanto al deterioro en cuanto a la resistencia a la corrosión de la probeta de suministro con respecto a las demás que fueron tratadas térmicamente con un recocido de homogenización teniendo en cuenta gráficamente las disminuciones de los potenciales de corrosión, aumento en las densidades de corrosión y disminuciones en inclinación de las pendientes anódicas, según L. Tóth y T. Anna [64] que debido a que se le aplicó un tratamiento térmico, esto causa la precipitación del carburo de cromo ($Cr_{23}C_6$), con la reducción del contenido de cromo en los límites locales del grano el contenido de cromo asegura el nivel de resistencia a la corrosión y puede causar que disminuya la resistencia a la corrosión.

Se puede observar que, para 3 pases, el cambio de la densidad de corriente en la curva anódica con respecto al potencial es menor en comparación con las demás probetas, lo cual es un indicio de que es más resistente a la corrosión. Finalmente, para 2 pasadas se pudo observar gráficamente que no hubo un cambio significativo ni en los potenciales, ni en las pendientes comparando 0 y 24 horas, por lo que no se puede obtener una respuesta clara acerca de si la resistencia a la corrosión aumentó o disminuyó. Debido a este comportamiento, fue necesario realizar los cálculos pertinentes que permitieron determinar las velocidades de corrosión, con el fin de realizar un análisis más detallado de su comportamiento corrosivo [22].

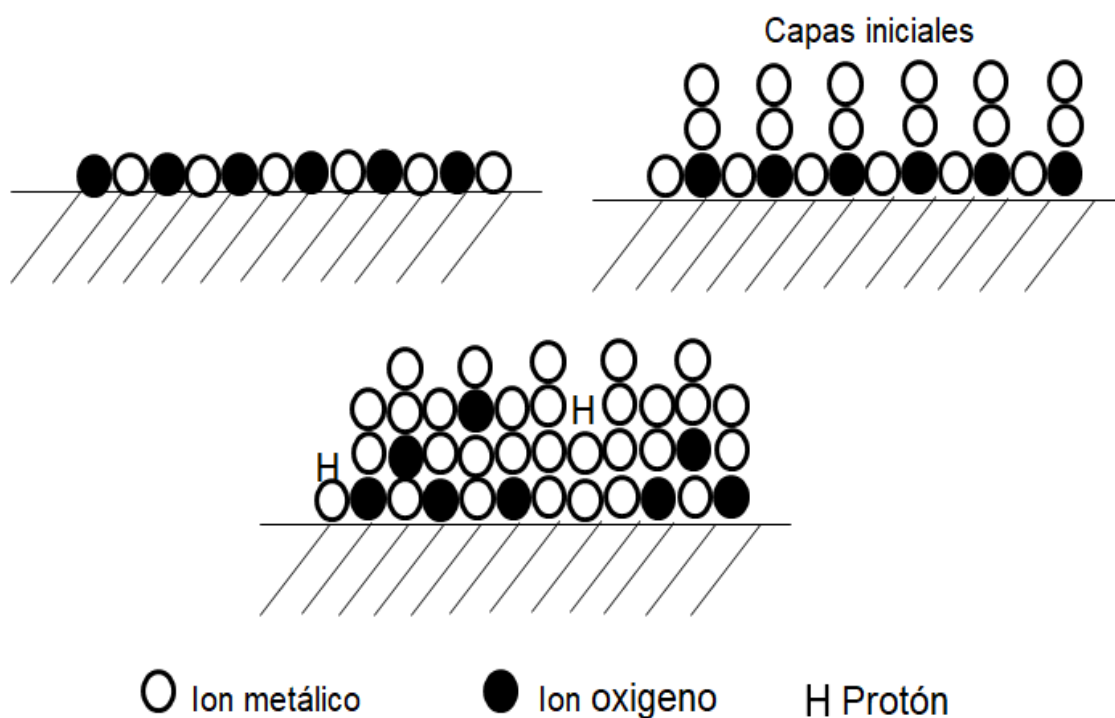


Figura 36. Capa pasiva a través del tiempo [22].

El análisis de las pendientes de Tafel se realizó con la asistencia de un software perteneciente a la UTP (Universidad Tecnológica de Pereira), en donde se obtuvieron los valores de las pendientes de anódica y catódica (β_a , β_c), el potencial de corrosión (E_{corr}) y constante de Tafel “B” calculado a partir de (14), mostrados en la siguiente Tabla 8 y Tabla 9 para 0 y 24 horas respectivamente.

Tabla 8. Valores de las curvas de Tafel dado por el software para 0 horas.

Probeta 0 horas	β_a (mV/dec)	β_c (mV/dec)	E_{corr} (mV)	B
Suministro	34,95	-33,56	-464,80	7,44
Cero pasadas	74,88	-74,68	-460,00	16,26
Una pasada	30,8	-30,94	-472,32	6,71
Dos pasadas	52,36	-52,15	-458,03	11,36
Tres pasadas	24,44	-24,55	-425,85	5,32
Cuatro pasadas	60,53	-60,22	-547,45	13,12

Tabla 9. Valores de las curvas de Tafel dado por el software para 24 horas.

Probeta 24 horas	β_a(mV/dec)	β_c(mV/dec)	Ecorr (mV)	<i>B</i>
Suministro	19,78	-19,29	-255,42	4,25
Cero pasadas	84,26	-84,21	-332,08	18,31
Una pasada	48,54	-48,75	-426,00	10,57
Dos pasadas	38,25	-38,75	-475,65	8,37
Tres pasadas	45,56	-45,46	-488,80	9,89
Cuatro pasadas	44,84	-44,54	-410,50	9,71

Es sabido que la deformación plástica genera varios defectos cristalinos tales como dislocaciones y límites de granos. Termodinámicamente, la energía interna almacenada en estos defectos conduce a la fuerza de la reacción electroquímica bajando el potencial de la reacción anódica, por tanto, se da una más rápida iniciación del proceso de corrosión con respecto al aumento del grado de deformación plástica, lo cual se puede evidenciar a partir de la Tabla 8 y Tabla 9 que a medida que aumenta el grado de deformación el potencial de corrosión tiende a ser más negativo [65, 66].

Por otra parte, el valor de la constante Beta entre más alto sea menos favorable será para la resistencia a la corrosión teniendo cuenta la ecuación (15) y (16) para el cálculo de velocidad de corrosión, como se observa en la tabla 8 y 9 el cambio más drástico se al pasar de suministro a cero pasadas, por lo cual podemos reafirmar lo dicho anteriormente que el tratamiento termino de recocido trae consigo un efecto negativo en la corrosión debido a las precipitaciones de los elementos aleantes [64].

Como se es de esperar bajo las condiciones que realizaron las pruebas en un PH neutro y bajo una solución de cloruro de sodio al 0,6 M y la reacción de Fe^{2+} según el diagrama de Pourbraix (Figura 1) se muestra efectivamente el material se encuentra en la zona de corrosión, la cual muestra que se tiene como resultado en la zona corrosión.

4.3.2. Resistencia a la polarización lineal. En la Figura 37 y Figura 38 muestra el comportamiento de las probetas para 0 y 24 horas del acero inoxidable a la prueba de resistencia a la polarización lineal. Como se puede observar fue necesaria la regresión lineal con el fin de determinar las pendientes.

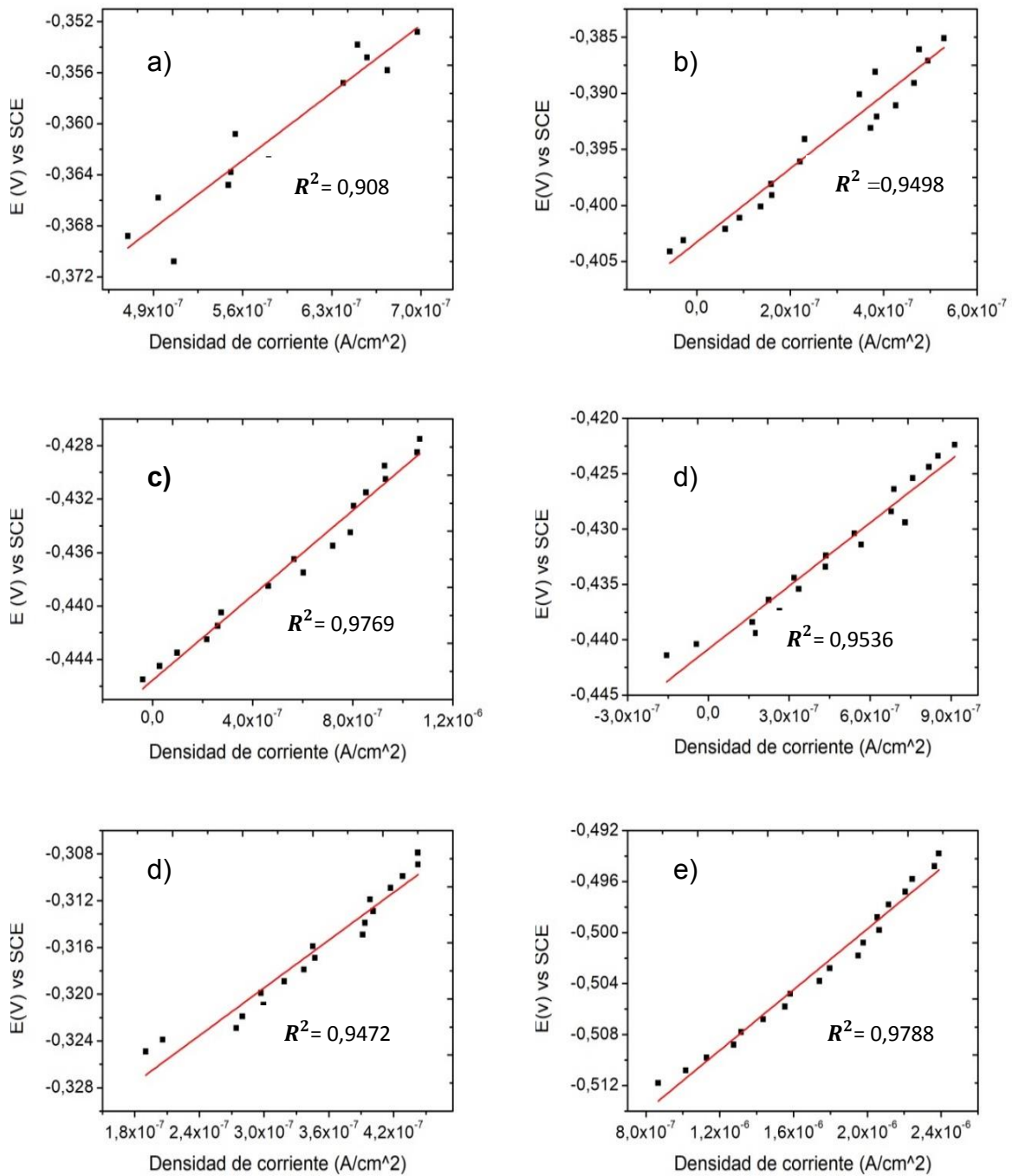


Figura 37. Resistencia a la polarización lineal para 0 horas.

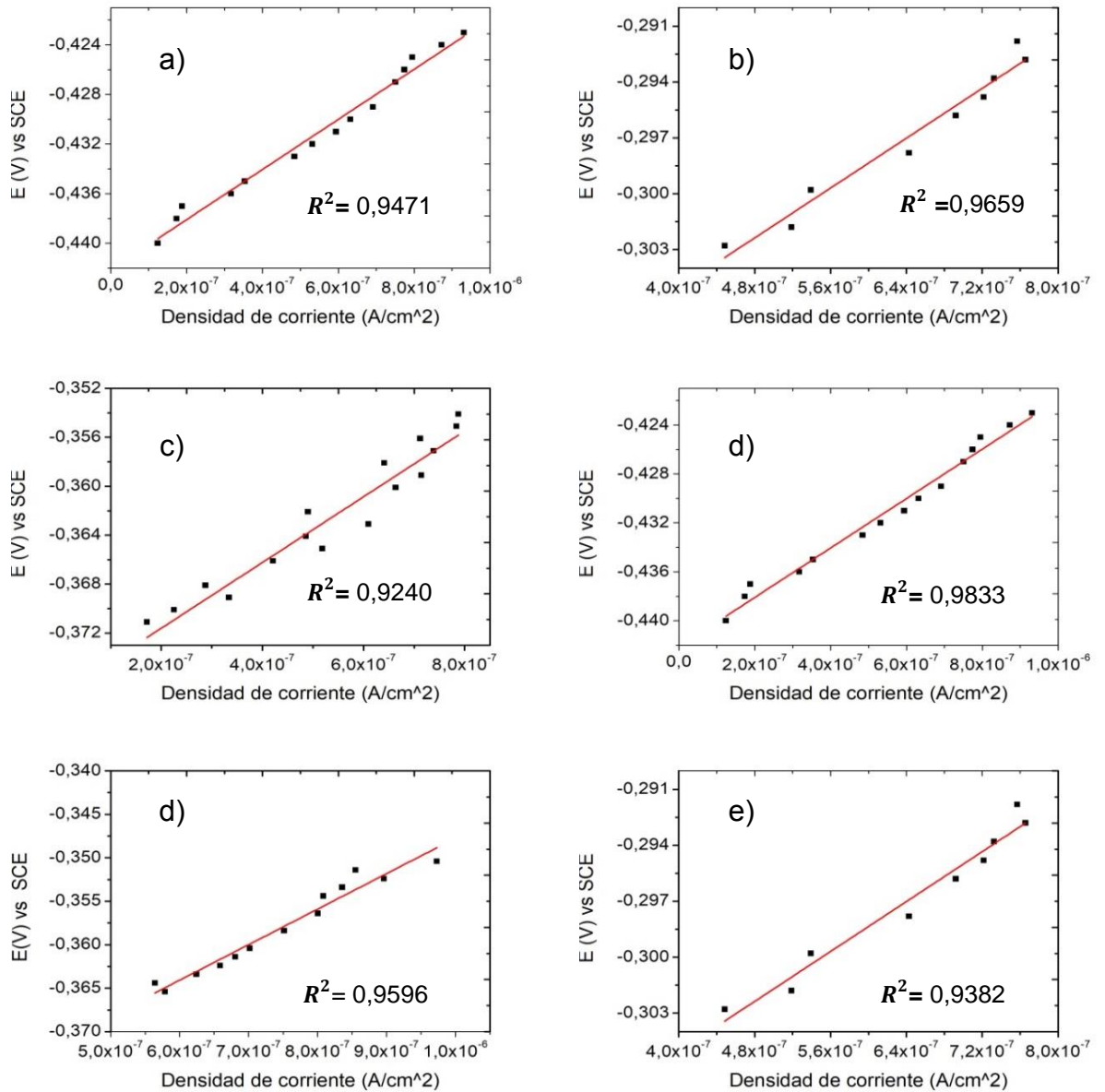


Figura 38. Resistencia a la polarización para 24 horas.

La Tabla 10 resume los valores de R_p donde “M” es la pendiente y R^2 el factor de correlación y además los valores de velocidad de corrosión teórica y experimental. Con respecto a la polarización lineal se comprueba la respuesta lineal entre la corriente y el voltaje respecto al E_{corr} planteada por la ecuación de Butler-Volmer para polarizaciones pequeñas (-20mV a +20 mV vs E_{corr}). Los valores de R_p obtenidos estuvieron entre 11,091 k Ω y 67,918 k Ω para 0 horas y para 24 horas se tuvieron valores entre 20,212 k Ω y 40,836 k Ω . Teniendo en cuenta estos valores obtenidos, la probeta de 3 pases obtuvo los valores más altos, los cuales fueron 67,918 k Ω y 40,836 k Ω para 0 y 24 horas respectivamente. Por otra parte, el valor más bajo registrado fue para las probetas deformadas durante cuatro pases, con un valor de 11,901 k Ω a horas [25,43].

A partir de lo estipulado por la normal ASTM-G102 para el cálculo de velocidad de corrosión teórico, se procedió primeramente determinar el peso equivalente del material a partir de (13) tomando los valores de composición química realizada por técnica de difracción de rayos x (Tabla 7), las densidades de corriente de corrosión (i_{corr}) fueron calculados teniendo en cuenta los valores de las pendientes “M” y las constantes de Tafel “B” obtenidos haciendo uso de (15) y finalmente se determinó la velocidad de corrosión a partir de (16) en milpulgadas por año (mpy), obteniendo los valores especificados de velocidad de corrosión teórica en la Tabla 10. También se obtuvo para cada probeta una velocidad de corrosión experimental que fue obtenida por el potenciostato, se puede observar en la Tabla 10 que el mayor valor obtenido fue de 0,490 mpy experimentalmente y de 0,491 mpy teóricamente para la probeta de 4 pasadas en 0 horas y para 24 horas tenemos que para la probeta de 0 pasadas la velocidad de corrosión fue de 0,337 mpy experimentalmente y 0,339 mpy teóricamente, lo cual muestra que estas probetas son las que tienen una mayor velocidad de corrosión por lo tanto fueron las que menos se protegieron, se notó también que entre los valores que fueron calculados vs los obtenidos experimentalmente no hubo una diferencia muy significativa, por lo que el % de error máximo obtenido no fue mayor de 0,5 % esto quiere decir que la exactitud del potenciostato es muy alta ya que la diferencia de valores no es tan grande [46,48].

Tabla 10. Resultados de la resistencia a la polarización lineal.

Probetas	0 horas					24 horas				
	M	R ²	Velocidad de corrosión experimental (mpy)	Velocidad de corrosión teórica (mpy)	Error (%)	M	R ²	Velocidad de corrosión experimental (mpy)	Velocidad de corrosión teórica (mpy)	Error (%)
Suministro	-	-	0,043	0,043	0,123	-	-	0,021	0,021	0,084
0 pasadas	32,765	0,950	0,306	0,307	0,452	33,502	0,966	0,337	0,339	0,449
1 pasada	15,892	0,977	0,258	0,258	0,112	26,870	0,924	0,241	0,240	0,080
2 pasadas	19,000	0,954	0,369	0,370	0,443	20,212	0,983	0,256	0,256	0,244
3 pasadas	67,918	0,947	0,048	0,049	0,457	40,836	0,958	0,149	0,150	0,460
4 pasadas	11,901	0,979	0,490	0,491	0,111	23,260	0,938	0,186	0,186	0,133

La Figura 39(a) muestra la tendencia de la resistencia a la polarización lineal con respecto los diferentes grados de deformación a 0 y 24 horas de exposición teniendo en cuenta los valores descritos en la Tabla 10 en donde

hay un aumento de la resistencia a la polarización para todas las probetas al pasar de 0 a 24 horas exceptuando a la de 3 pasadas.

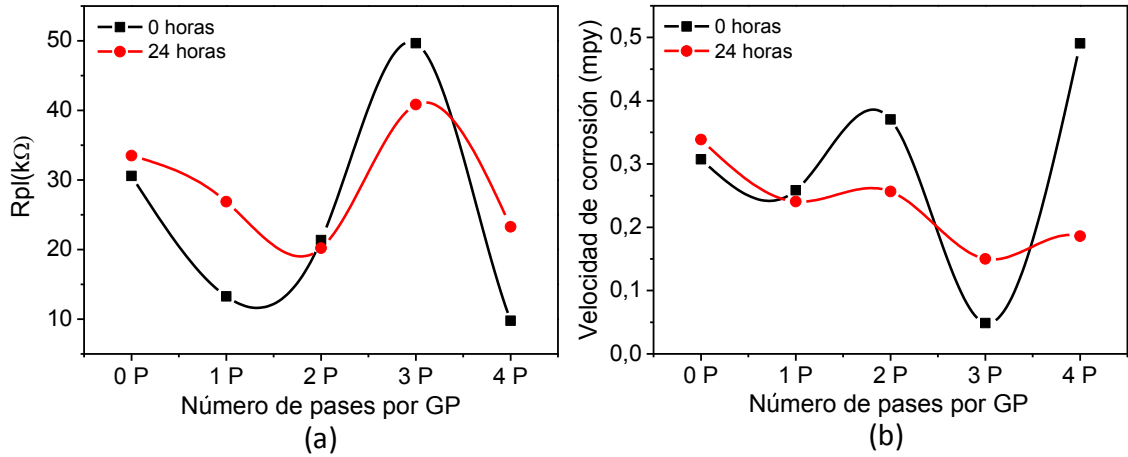


Figura 39. (a) Resistencia a la polarización vs el número de pasadas, (b) Velocidad de corrosión vs número de pasadas.

La Figura 39(b) muestra el comportamiento de la tasa de corrosión en milipulgadas por año para diferentes grados de deformación con respecto al tiempo de exposición que realizó la prueba, como se puede detallar para 0 horas en 4 pasadas, tiene la mayor velocidad de corrosión, lo cual que se debe por la formación de las microgrietas formadas por el proceso de deformación cuando el material alcanza su estado de saturación y la influencia de la martensita, en cambio para 24 horas se observa una tendencia de mejora para la resistencia a la corrosión con respecto al número de pasadas. Lo cual también fue evidenciado por H. Miyamoto y M. Yuasa [65], que encontraron una mejora notoria en las aleaciones de FeCr, donde la pasivación se torna más estable debido a la formación de granos ultrafinos inducidos por SPD. Según Lv Jinlong [18] también se pudo comprobar que este comportamiento se dio en un acero inoxidable 304, debido a que en los defectos puntuales en la capa pasiva de grano nano/ultrafino era más bajo que grano grueso. El efecto de estructuras y la configuración de límites de grano y las dislocaciones se vuelven más fuertes en las estructuras UFG, lo cual puede ser debido a que el afinamiento de grano trae consigo una mejor difusión del cromo creando una capa pasiva más compacta debido al aumento de los límites de grano en todo el material que lo hace más resistente con el aumento del tiempo de exposición. Además, aunque termodinámicamente se ha descrito que el efecto de las tensiones residuales en el metal, tienden a incrementar la tendencia a la corrosión, la energía producida por el trabajo en frío, medido en un calorímetro

usualmente es menor que 30 J/g, lo cual es lo suficientemente bajo como para producir un cambio en la energía libre [22,64].

5. CONCLUSIONES Y SUGERENCIAS


5.1 CONCLUSIONES

Probetas de acero inoxidable austenítico AISI 316L, se sometieron a deformación plástica severa mediante la técnica presión calibrada restringida (CP). El rendimiento de corrosión posterior a la deformación fue entonces evaluado. Las siguientes son las principales conclusiones:

- Se comprobó que el material cuenta con la composición química establecida bajo los parámetros de la norma ASTM A240, por medio de la fluorescencia de rayos x y además se comprobó que el acero 316L correspondía al número de resistencia equivalente a la corrosión por picadura (PREN) calculado teóricamente.
- Por medio de la deformación plástica severa a través de la técnica presión calibrada se obtuvo una reducción significativa del tamaño de grano lo que trae consigo aumento de límites de granos favorables para la corrosión, además se evidencio la transformación de martensita inducida por deformación comprobándose con el cambio en su propiedad magnética, y maclas mecánicas las cuales son favorables para las propiedades electroquímicas del material.
- En cuanto a la resistencia a la corrosión, se determinó que el tratamiento térmico afecto de gran manera a la resistencia a la corrosión comparando la probeta de suministro con cero pases, con respecto a los diferentes grados de deformación se obtuvo que para 0 horas la probeta de 4 pasadas fue menos resistente, a 24 horas se notaron mejoras con respecto a el comportamiento corrosivo del material, a medida que el tamaño del grano disminuía de 0 a 4 pases para 24, se observó un aumento en la resistencia a la corrosión del hasta del 45% comparando la probeta de 0 con la 3 pasadas que tuvo mayor resistencia. Además, se observó una tendencia a una mejor resistencia a la corrosión para las probetas de 24 horas en comparación a las de 0 horas, debido a que la capa pasiva del material se torna más estable con respecto al tiempo de exposición.

5.2 SUGERENCIAS

- Realizar un estudio de curvas potencio dinámicas con el fin de analizar el comportamiento pasivo del material con respecto al grado de deformación.
- Se recomienda el uso de la jaula de Faraday con el fin de eliminar toda señal parasita que pueden afectar un poco la exactitud de los cálculos.
- Realizar un estudio complementario corrosivo en un material puro, con el fin de analizar solamente el efecto de .la reducción de tamaño de grano, debido a que el cambio de fase de austenita a martensita inducido por deformación afecta a la resistencia de la corrosión del material.




允強實業股份有限公司
YC INOX CO., LTD.

檢驗證明書
INSPECTION CERTIFICATE

524 街 北 新 加 坡 坡 底 街 11 號 11 樓 270 號
No. 270, Sinc 4, Joojooan Rd., Sinyou Shiang,
Chongli Inn, Tanjong Pagar, S.C.

http://www.ycinox.com
TEL : +886-4-8899666 FAX : +886-4-8899270



客戶名稱 Customer No.	FC007	客戶號碼 Contract No.	180812C0069
產品名稱 Product Name	PRIME COLD ROLLED STAINLESS STEEL SHEET		
規格 Specification	ASTM A240M-15/A403A-16		
厚度 Sheet Grade	316L		
客戶名稱 Customer No.	FC007		
產品名稱 Product Name	PRIME COLD ROLLED STAINLESS STEEL SHEET		
規格 Specification	ASTM A240M-15/A403A-16		
厚度 Sheet Grade	316L		

品名 Item No.	品名 Product Description	數量 Qty	單位 Unit	重量 Weight (kg)	表面 Finish	公差 Tol.	化學成分 Chemical Composition		機械性能 Mechanical Properties		備註 Remarks	廠號 Code No.
							C	Mn	Yield	Tensile		
1	316L	1.002	kg	1.002	2B	±0.15	0.025	0.008	205	505		55562017
2	316L	1.001	kg	1.001	2B	±0.15	0.025	0.008	205	505		55562017
3	316L	1.001	kg	1.001	2B	±0.15	0.025	0.008	205	505		55562017
4	316L	1.001	kg	1.001	2B	±0.15	0.025	0.008	205	505		55562017
5	316L	1.001	kg	1.001	2B	±0.15	0.025	0.008	205	505		55562017
6	316L	1.001	kg	1.001	2B	±0.15	0.025	0.008	205	505		55562017
7	316L	1.001	kg	1.001	2B	±0.15	0.025	0.008	205	505		55562017
8	316L	1.001	kg	1.001	2B	±0.15	0.025	0.008	205	505		55562017
9	316L	1.001	kg	1.001	2B	±0.15	0.025	0.008	205	505		55562017
TOTAL		120		18.145								

品名: 316L
規格: 316L
厚度: 316L

101- Hotpress Test
102- Heat Treatment
103- Gauge Length: 50mm

104- 11mm x 10mm x 14.5mm
105- 10.5mm x 10.5mm x 14.5mm

Inspector: Hiron Yu Shih
Manager of Quality Assurance Department

Anexo 1. Especificaciones del fabricante [9].

REFERENCIAS

- [1] S.Feliu, M. Andrade, "CORROSIÓN EN LA INDUSTRIA QUÍMICA," 1st ed., Madrid, 1971.
- [2] C. Quilyam, "Conceptos básicos de la corrosión," in INGENIO LIBRE, pp. 29-30-31-32.
- [3] G. Castro, Aceros. 2009.
- [4] S. Laufgang, "Aceros inoxidables." p. 2, 2003.
- [5] Goodfellow, "Acero Inoxidable AISI 316," 2008. [Online]. Available: <http://www.goodfellow.com/S/Acero-Inoxidable-AISI-316.html>.
- [6] JNACEROS, "Acero inoxidable 304 y 316: Distintos grados ofrecen resistencia única a la corrosión," 2019. [Online]. Available: <https://www.jnaceros.com.pe/blog/acero-inoxidable-304-316-resistencia-corrosion/>.
- [7] E. Cristina and M. Valle, "Formability of ultra-fine-grained metallic materials."
- [8] GERDAU, "Acero Inoxidable Gerdau-316L," 2015. [Online]. Available: <https://www.gerdau.com/es/productos/acero-inoxidable-gerdau-316L#ad-image-0>.
- [9] B. Fontalvo Gelvez, E. S. Jiménez-Lora "Comportamiento mecánico de un acero AISI 316L sometido a deformación plástica severa por la técnica presión calibrada," Universidad del Atlántico, 2018.
- [10] A. Peinado, "Efecto de la deformación plástica severa en la resistividad eléctrica de una aleación Al-5%Mg-1,2%Cr," Carlos III de Madrid, 2012.
- [11] NKS, "ACEROS INOXIDABLES 316 Y 316L." [Online]. Available: <https://nks.com/es/distribuidor-de-acero-inoxidable/aceros-inoxidables-316/>.
- [12] P. Schweitzer, Fundamentals of Metallic Corrosion, Second. CRC Press, 2007.
- [13] A. Conde, "Estudio electroquímico del proceso de corrosión de las aleaciones de aluminio-litio de interés aeroespacial," UNIVERSIDAD COMPLUTENSE DE MADRID, 2002.
- [14] INDURA, "Manual (ACEROS INOXIDABLES).",2010.

- [15] M. Maric, O. Muránsky, I. Karatchevtseva, T. Ungár, J. Hester, A. Studer, N. Scales, G. Ribárik, S. Primig, and M. R. Hill, “The effect of cold-rolling on the microstructure and corrosion behaviour of 316L alloy in FLiNaK molten salt” *Corros. Sci.*, vol. 142, pp. 133–144, 2018.
- [16] ASM, “AISI Type 316L Stainless Steel, annealed bar.”
- [17] R. Rodriguez, J. Benito, and J. Cabrera, “Procesos de severa deformación plástica para obtener materiales de grano nanométricos y ultrafinos,” vol. 27, no. 1, pp. 101–105, 2007.
- [18] L. Jinlong, L. Hongyun, L. tongxiang, G. Wenli. “The effects of grain refinement and deformation on corrosion resistance of passive film formed on the surface of 304 stainless steels,” *Mater. Res. Bull.*, vol. 70, pp. 896–907, 2015.
- [19] F. Djavanroodi, B. Mohammadi, M. Tavoli, “Effects of Constrained Groove Pressing (CGP) on the plane stress fracture toughness of pure copper,” no. October 2015, 2014.
- [20] A. Agrawal and A. Singh, “Limitations on the hardness increase in 316L stainless steel under dynamic plastic deformation,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 687, no. October 2016, pp. 306–312, 2017.
- [21] Euroinox, “¿Qué es el acero inoxidable?” p. 6.
- [22] R. Wiston, and H. Uhlig, “Corrosion and Corrosion Control”, in “Passivity”, Eds. New Jersey: Wiley-Interscience, 2014, pp 90-95.
- [23] U. performance Metals, “Stainless 316, 316L, 317, 317L,” vol. 316, pp. 316–318.
- [24] Bonnet suministros y Maquinas, “Clasificación de los aceros inoxidables,” pp. 2.
- [25] Valbruna Mexico, “ACEROS INOXIDABLES AUSTENITICOS.” [Online]. Available:<http://valbruna.com.mx/clasificacion-de-los-acero-inoxidables/aceros-inoxidables-austeniticos/>.
- [26] B. Shaw and R. Kelly, “What is Corrosion?” pp. 24–26, 2006.
- [27] K. Natarajan, “Advances in Corrosion Engineering” pp. 1–9.
- [28] British Stainless Steel Association, “Calculation of pitting resistance equivalent numbers (PREN),” 2018.
- [29] J. Defrancq, “Corrosion of 316L stainless steel in seawater,” pp. 0–3,
- [30] PRINCETON APPLIED RESEARCH, “BASIC OF CORROSION MEASUREMENTS,” 1982.

- [31] PRINCETON APPLIED RESEARCH, "ELECTROCHEMISTRY AND CORROSION OVERVIEW AND TECHNIQUES," 1982.
- [32] A. Valero, "CORROSIÓN GALVÁNICA ENTRE IMPLANTES DENTALES Y SUPRAESTRUCTURAS PROTÉSICAS DISEÑADAS CON ALEACIONES DE DISTINTA NATURALEZA," Universidad de Valencia, 2011.
- [33] J. Salazar Jiménez, "Introducción al fenómeno de corrosión: tipos, factores que influyen y control para la protección de materiales," vol. 28, no. 506, pp. 127–136, 2015.
- [34] J. Ávila and J. Genescá, "MÁS ALLÁ DE LA HERRUMBRE II. LA LUCHA CONTRA LA CORROSIÓN." [Online]. Available: http://bibliotecadigital.ilce.edu.mx/sites/ciencia/volumen2/ciencia3/079/htm/sec_5.htm.
- [35] V. Enrique and B. Silvia, "Electrodos de medida y de referencia," no. 1, pp. 1–20, 1975.
- [36] C. Brunatti and H. De Napoli, "Métodos Potenciométricos," vol. 4, no. V, pp. 1–12.
- [37] J. Álvarez, "ESTUDIO DE LA RESISTENCIA A LA CORROSIÓN DE LA ALEACIÓN $Ni_{2+x}Mn_{1-x}Ga$ EN SOLUCIONES DE NaCl Y H₂SO₄ MEDIANTE TÉCNICAS ELECTROQUÍMICAS," Universidad del Atlántico, 2016.
- [38] M. Spain, "LA SALINIDAD EN EL AGUA," 2012. [Online]. Available: https://milwaukee.cat/la-salinidad-en-el-agua/?fbclid=IwAR2nbz_jInohmtpk9gANtRsxvPVVGUv8dVNUw2rFnDw9uE11-J7_IDDb8G4.
- [39] H. Khatak, B. Raj, Corrosion of Austenitic Stainless Steels. Cambridge: woodhead, 2002.
- [40] Civilgeeks, "La corrosión del acero por cloruros en el concreto armado." [Online]. Available: https://civilgeeks.com/2011/12/24/la-corrosion-del-acero-por-cloruros-en-el-concreto-armado/?fbclid=IwAR2nbz_jInohmtpk9gANtRsxvPVVGUv8dVNUw2rFnDw9uE11-J7_IDDb8G4.
- [41] UNIVERSIDAD DE VALENCIA, "Corrosión por picadura," 2017.
- [42] C. Castro, A. Muñoz, "IMPLANTACIÓN IÓNICA POR PLASMA EN TITANIO Y ACEROS INOXIDABLES USADOS EN PRÓTESIS E INSTRUMENTAL MÉDICO," AUTÓNOMA DEL ESTADO DE MÉXICO, 2008.

- [43] D. Estuardo, C. Morquecho, and C. Galindo, "Obtención de Curvas Galvanostáticas y Ensayos de Resistencia a la Polarización en Varillas de Construcción ASTM A42 en Solución de Agua al Resumen para Determinar la Velocidad de," Rev. Tecnol. ESPOL, vol. xx, no. 1, pp. 1–8.
- [44] Z. Ahmad, Principles of Corrosion Engineering and Corrosion Control. 2006.
- [45] C. Soto, "Estudio de corrosión de acero inoxidable aisi 316 en soluciones cloradas," UNIVERSIDAD DE CHILE, 2013.
- [46] F. R. Gómez, "Técnicas electroquímicas de corriente directa para la medición de la velocidad de corrosión," vol. 303, no. 1, pp. 1–9.
- [47] Y. Meas, "Técnicas electroquímicas para la medición de la velocidad de corrosión.," [Online]. Available: <http://depa.fquim.unam.bmx/labcorr/libro/ Teoriacorrosion.PDF>.
- [48] American Society for Testing and Materials, ASTM G59- Standard Test Method for Conducting Potentiodynamic Polarization Resistance Measurements, 2014.
- [49] PINE Research, "Linear Polarization Resistance and Corrosion Rate," pp. 1–14, 2016.
- [50] J. George E. Dieter, METALURGIA MECANICA. Filadelfia, 1961.
- [51] Universidad Centroamericana Jose Simeon Cañas, "Endurecimiento por deformación plástica en frío. Recuperación, Recristalización y Crecimiento del grano.," Universidad Centroamericana Jose Simeon Cañas.
- [52] Universidad Tecnológica Nacional, "MECANISMOS DE ENDURECIMIENTO." [Online]. Available: https://www.frro.utn.edu.ar/repositorio/catedras/mecanica/5_anio/metalografia/7-Mecanismos_de_endurecimiento_v2.pdf.
- [53] C. Gallo, J. Lvarez, F. Gutiérrez, "OBTENCIÓN DEL FACTOR DE INTENSIDAD DE TENSIONES EN PARADA DE FISURA (K_{Ia}) PARA ACEROS ESTRUCTURALES POR MEDIO DE ENSAYOS CHARPY INSTRUMENTADO Y CRACK," September 2016.
- [54] B. Verlinden, "SEVERE PLASTIC DEFORMATION OF METALS," no.1, 2004.
- [55] M. Ghazani and A. Vajd, "Finite Element Analysis of the Groove Pressing of Aluminum Alloy," vol. 2014, no. January, pp. 32–36, 2014.

- [56] R. Kapoor and B. Atomic, Severe Plastic Deformation of Materials, no. February 2017. 2018.
- [57] G. Faraji, H. Kim, and T. Kashi “Severe plastic deformation: methods, processing and properties,” pp. 0-117, Elsevier, 2018.
- [58] R. Mahmoodian, N. Anuar, G. Faraji, N. Bahar, B. A. B. D. Razak, and M. Sparham, “Severe Plastic Deformation of Commercial Pure Titanium (CP-Ti) for Biomedical Applications: A Brief Review,” JOM, 2017.
- [59] E. Torres, J. Arbelaez, and D. Hincapie, “Aspectos Generales acerca de la Transformación Martensítica,” Tecnológicas, no. 31, pp. 151–179, 2013.
- [60] A. Muro, “ESTUDIO DE LA TRANSFORMACIÓN MARTENSÍTICA, OPTIMIZACIÓN DE LA MICROESTRUCTURA Y PREVENCIÓN DE LA ROTURA FRÁGIL EN PIEZAS COLADAS DE ACERO X38CrMoV5-1 DE ALTA RESISTENCIA,” Universidad Complutense de Madrid, 2015.
- [61] M. Pujar and K. Mudali, “Metastable Pittin88g Corrosion in 316LN Stainless Steel Using Electrochemical Noise Analysis,” vol. 13, 2012.
- [62] Gamry Instruments, “Getting Started with Electrochemical Corrosion Measurement,” 2019. [Online]. Available: <https://www.gamry.com/application-notes/corrosion-coatings/basics-of-electrochemical-corrosion-measurements/>.
- [63] J. Torres, A. Sierra, and D. Peña, “Velocidad de corrosión de una aleación base plomo en una solución de ácido sulfúrico a diferentes temperaturas,” pp. 183–196, 2014.
- [64] T. Kovacs, “HEAT TREATMENT EFFECT FOR STAINLESS STEEL CORROSION”, December, 2018
- [65] H. Miyamoto, M. Yuasa, R. Muhammad, and H. Fujiwara, “Corrosion Behavior of Severely Deformed Pure and Single-Phase Materials,” 2019.
- [66] N. Srinivasan, V. Kain, N. Birbilis, B. Kumar, M. Gandhi, P. Sivaprasad, G. Chai, A. Lodh, P. Ahmedabadi, and I. Samajdar, “Plastic deformation and corrosion in austenitic stainless steel: A novel approach through microtexture and infrared spectroscopy,” ScienceDirect, vol. 11, pp. 404–413, 2016.