

EFFECTO DE LA TEMPERATURA DEL LICOR BLANCO EN LA RESISTENCIA A LA
CORROSIÓN POR PICADO DE UN ACERO SÚPER DÚPLEX UNS S-32760.

CARLOS EDUARDO RONDÓN ALMEYDA

LINA MARÍA SIERRA SERRANO

Trabajo de grado (modalidad: investigación) para optar al título de
Ingeniero Metalúrgico

Director

Dr. MAURICIO RINCÓN ORTIZ

Codirector

Dra. SANDRA JUDITH GARCÍA VERGARA

UNIVERSIDAD INDUSTRIAL DE SANTANDER

FACULTAD DE INGENIERÍAS FÍSICOQUÍMICAS

ESCUELA DE INGENIERÍA METALÚRGICA Y CIENCIA DE MATERIALES

BUCARAMANGA

2017

Dedicatoria

A Dios por mostrarme su maravillosa obra día a día, por darme la oportunidad de culminar esta meta, por ser la razón de mi existencia y manifestarme su amor infinito.

A mis padres por ser la fuente de inspiración y motivación, por sus consejos, esfuerzos, enseñanzas, por recordarme siempre que todo es posible y que las limitaciones no existen.

A mi hermana que es mi gran compañía y la motivación de ser mejor cada día.

A mi compañero de vida por estar presente en este proceso, por brindarme su amor y su paciencia, por su apoyo incondicional conmigo y con los míos.

A mi gran amigo el ingeniero Edward Méndez por su orientación en este proyecto, por su apoyo incondicional, por las experiencias vividas, por sus consejos, sus palabras de ánimo, por enseñarme que para la amistad verdadera la distancia no es un obstáculo.

A la familia que se escoge, mis amigos Diego Gómez, Mauricio Manrique, Angie Meléndez, Wilmer Guerrero, por su apoyo, por los momentos inolvidables, por la compañía en los buenos y no tan buenos momentos.

A mis compañeros y amigos Jasbleidy Niño, Carlos Rondón y Jeferson Ruíz por ser parte de este proyecto, por aportarme en la formación académica y personal.

A los diferentes docentes que me han acompañado en este proceso de formación, gracias por mostrarme que enseñar es un arte.

Lina María Sierra Serrano

A Dios por darme fuerzas cada día, por colocar en mi camino personas que me permitieron con una palabra, con un consejo y con su compañía, comprender un poco más la vida y siempre perseguir mis sueños y que aunque se presenten dificultades siempre habrá solución. Gracias a Dios por ser mi amigo.

A mi madre por ser mi razón para seguir adelante, por ser la mujer que me motiva para cumplir mis metas y por ser la mujer por la que quiero ir para adelante con la intención de verla siempre sonreír.

A Ana Isabel Maldonado por su apoyo en este proceso, que es importante para mi formación profesional, por el aprecio y cariño a mi mamá por ser un ejemplo de responsabilidad y amistad.

A Mis amigos Daniela Mantilla, Edwin Reyes, Heriberto Noguera, Jhon Badillo, Karen Bedolla y Paola Angarita amigos que quiero con el alma, amigos por los que le doy gracias a Dios, gracias por su cariño, por sus palabras, por creer en mí y por su apoyo en este proceso. Que Dios siempre los bendiga.

A la Doris Gómez por sus consejos, por las risas y por siempre estar ahí, para ayudarme a crecer como persona a ser un mejor hombre, gracias por ser como una madre. Gracias.

A mis compañeros y amigos Jasbleidy Niño, Lina María Sierra y Jeferson Ruíz por ser parte de este proyecto, por aportarme en la formación académica y personal.

Carlos Eduardo Rondón Almeyda.

Agradecimientos

Al profesor Mauricio Rincón Ortiz y la profesora Sandra Judith García Vergara, por darnos la oportunidad de trabajar en este proyecto, por su apoyo, asesoría, valiosos aportes y acompañamiento en el desarrollo de este trabajo.

Al profesor Manuel Fernando Roa Ardila, por su valiosa ayuda en el desarrollo de este proyecto, su acompañamiento y brindarnos su amistad.

Al Laboratorio de Microscopia de la Universidad Industrial de Santander – Parque Tecnológico Guatiguará y su personal, y a los técnicos de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales por toda la ayuda y servicios prestados para la realización de nuestro proyecto de grado.

A la Universidad Industrial de Santander por habernos abierto sus puertas y brindarnos una formación integral.

Finalmente agradecer a todas aquellas personas que de una u otra forma contribuyeron en la culminación de este proyecto.

Tabla de contenido

Introducción	16
1. Antecedentes	19
2. Objetivos	24
2.1 Objetivo general	24
2.2 Objetivos específicos	24
3. Metodología experimental	25
3.1 Etapa 1. Caracterización microestructural de un acero súper dúplex UNS S-32760	25
3.2 Etapa 2. Realización de ensayos para la evaluación de la resistencia a la corrosión	26
3.2.1 Preparación de la solución	26
3.2.2 Preparación de electrodos de trabajo	27
3.2.3 Pruebas electroquímicas	27
3.2.4 Prueba de inmersión	28
3.3 Etapa 3. caracterización y análisis del picado	29
4. Resultados y discusión	29
4.1 Caracterización metalográfica	29
4.2 Velocidades de corrosión	31
4.2.1 Determinación de la velocidad de corrosión por pérdida de masa	31
4.2.2 Determinación de la velocidad de corrosión mediante las técnicas de extrapolación de Tafel, Resistencia a la Polarización y Espectroscopia de Impedancia Electroquímica	32
4.3 Determinación de los potenciales críticos de la aleación por medio de la técnica electroquímica de polarización potenciodinámica cíclica (CPP)	34
4.3.1 Potenciales de picado (E_p) y potenciales de repasivación (E_{rp})	37

CORROSIÓN EN LICOR BLANCO	9
4.3.2 Efecto de la temperatura	38
4.4 Análisis microscópico del picado	39
4.5 Mecanismo de corrosión	42
4.5.1 Mecanismo por concentración	43
4.5.2 Mecanismo por difusión	43
5. Recomendaciones	44
6. Conclusiones	45
Referencias	47
Referencias bibliográficas	53
Apéndices	59

Lista de tablas

Tabla 1. Condiciones de trabajo para las pruebas electroquímicas	28
Tabla 2. Composición química de un acero inoxidable súper dúplex UNS-S32760 en estudio y comercial	31
Tabla 3. Datos obtenidos de las pruebas de inmersión del acero súper dúplex UNS S-32760 expuestos en una solución de licor blanco	32
Tabla 4. Datos obtenidos de la técnica de extrapolación de Tafel	33
Tabla 5. Datos obtenidos de la técnica de Polarización Lineal	33
Tabla 6. Datos obtenidos de la técnica de Espectroscopia de Impedancia Electroquímica	34
Tabla 7. Potenciales de picado y repasivación de la aleación UNS S-32760 determinados por la técnica electroquímica CPP en solución acuosa aireada de <i>licor blanco</i> a temperaturas de 25,50 y 70°C	38

Lista de figuras

Figura 1. Metodología experimental de la investigación	25
Figura 2. Micrografía óptica del acero inoxidable súper dúplex UNS S-32760 en estudio: a) sección longitudinal antes del ataque químico a 100x, b) Sección longitudinal después del ataque químico a 100x y c) Sección transversal después del ataque químico a 1500x	30
Figura 3. Curvas CPP de la aleación UNS S-32760 en solución acuosa aireada de licor blanco a temperatura de 25°C	36
Figura 4. Curvas CPP de la aleación UNS S-32760 en solución acuosa aireada de licor blanco a temperatura de 50°C	36
Figura 5. Curvas CPP de la aleación UNS S-32760 en solución acuosa aireada de licor blanco a temperatura de 70°C	37
Figura 6. Curvas CPP de la aleación UNS S-32760 en solución acuosa aireada de licor blanco a temperaturas de 25°, 50° y 70°C	39
Figura 7. Micrografía del acero inoxidable súper dúplex UNS S-32760 expuesto a la técnica CPP a 70°C en una solución acuosa aireada de <i>licor blanco</i> ; probeta observada en el microscopio óptico a) 500x, b) 1000x y c) 1500x; probeta observada en el microscopio electrónico de barrido (SEM) d) 200x	40
Figura 8. Análisis EDS en la zona oscura de la capa en la aleación UNS S-32760	41
Figura 9. Análisis EDS en la zona clara de la capa en la aleación UNS S-32760	41
Figura 10. Análisis EDS en un picado de la aleación UNS S-32760	42
Figura 11. Mecanismo del picado de la aleación UNS S-32760 en solución acuosa aireada de <i>licor blanco</i>	44

Figura 12. Potenciales de picado de la aleación UNS S-32760 determinados por la técnica electroquímica CPP en solución acuosa aireada de *licor blanco* a temperaturas de 25,50 y 70°C 59

Figura 13. Potenciales de repasivación de la aleación UNS S-32760 determinados por la técnica electroquímica CPP en solución acuosa aireada de *licor blanco* a temperaturas de 25°,50° y 70°C 60

Figura 14. Curvas Extrapolación de Tafel de la aleación UNS S-32760 en solución acuosa aireada de *licor blanco* a temperaturas de 25,50 y 70°C 61

Figura 15. Diagrama de Nyquist de la aleación UNS S-32760 en solución acuosa aireada de *licor blanco* a temperaturas de 25°,50° y 70°C 62

Lista de apéndices

Apéndice A. Potencial de corrosión (E_p) y potencial de repasivación (E_{rp})	59
Apéndice B. Curvas de la técnica de Extrapolación de Tafel	61
Apéndice C. Diagramas de Nyquist obtenidos por Espectroscopia de Impedancia Electroquímica (EIS)	62

RESUMEN

TÍTULO: EFECTO DE LA TEMPERATURA DEL LICOR BLANCO EN LA RESISTENCIA A LA CORROSIÓN POR PICADO DE UN ACERO SÚPER DÚPLEX UNS S-32760*

AUTORES: Rondón Almeyda, Carlos Eduardo y Sierra Serrano, Lina María**

PALABRAS CLAVES: Acero inoxidable súper dúplex UNS S-32760, temperatura, corrosión por picado, potencial de picado, potencial de repasivación.

DESCRIPCIÓN: La fabricación de nuevos materiales con mejores propiedades físicas, químicas y mecánicas ha contribuido en el desarrollo industrial de la actual sociedad, siendo el acero súper dúplex UNS S-32760 una de las aleaciones de mayor aplicación en diversas industrias por su alta resistencia a la corrosión. No obstante, esta característica se ve afectada cuando la aleación es expuesta a medios agresivos. En la presente investigación se estudió la resistencia a la corrosión localizada (picado) de un acero súper dúplex UNS S-32760 en una solución sintética de Na(OH) y Na₂S denominada *licor blanco* a diferentes temperaturas de trabajo: 25°, 50° y 70°C, implementando la técnica electroquímica de Polarización Potenciodinámica Cíclica (CPP) con la finalidad de estudiar el efecto de la temperatura en los potenciales de picado y repasivación. Los resultados mostraron que al incrementar la temperatura, la aleación es más susceptible a la corrosión por picado y en estas condiciones tiene buena capacidad de repasivación. Por otra parte, se realizó un estudio sobre las velocidades de corrosión de la misma aleación mediante las técnicas electroquímicas de extrapolación de Tafel, Polarización Lineal y Espectroscopia de Impedancia Electroquímica; donde se observó que al aumentar la temperatura a 50°C existe una disminución en la velocidad de corrosión de la aleación, por otro lado, a 70°C la velocidad de corrosión incrementa. Las muestras ensayadas fueron observadas por microscopia óptica y por microscopia electrónica de barrido.

* Proyecto de Grado. Modalidad: Proyecto de Investigación.

** Facultad de Ingenierías Físicoquímicas. Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de Materiales.
Diretor: Ph.D. Mauricio Rincón Ortiz. Codirector: Ph.D. Sandra Judith García Vergara.

ABSTRACT

TITLE: EFFECT OF WHITE LIQUOR TEMPERATURE ON PITTING CORROSION RESISTANCE IN A SUPER DUPLEX STEEL UNS S-32760*

AUTHORS: Rondón Almeyda, Carlos Eduardo y Sierra Serrano, Lina María**

KEYWORDS: Super duplex stainless steel UNS S-32760, temperature, pitting corrosion, pitting potential, repassivation potential.

DESCRIPTION: The manufacture of new materials with better physical, chemical and mechanical properties has contributed to the industrial development of the current society, being the super duplex steel UNS S-32760 one of the alloys with greater application in diverse industries due to its high resistance to the corrosion. However, this feature is affected when the alloy is exposed to aggressive media. In the present investigation the resistance to localized corrosion of a UNS S-32760 super duplex steel was studied in a synthetic solution of Na(OH) and Na₂S denominated white liquor at different working temperatures: 25°, 50° and 70°C, implementing the electrochemical technique of Cyclic Potenciodynamic Polarization (CPP) with the purpose of studying the effect of temperature on the pitting and repassivation potentials. The results showed that the alloy is more susceptible to pitting corrosion by increasing the temperature and at these conditions has good repassivation capacity. Additionally, a study was carried out on the corrosion rates of the same alloy by the electrochemical techniques of: Tafel extrapolation, Linear Polarization and Electrochemical Impedance Spectroscopy, where it was observed that when the temperature increases to 50°C there is a decrease in the corrosion rate of the alloy, on the other hand, the corrosion rate increases at 70°C. The samples tested were observed by light microscopy and scanning electron microscopy.

*Degree project. Modality: Research Project

** Facultad de Ingenierías Fisicoquímicas. Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de Materiales.
Adviser: Ph.D. Mauricio Rincón Ortiz. Coadviser: Ph.D. Sandra Judith Garcia Vergara.

Introducción

La invención y posterior fabricación del papel en el siglo II, en la que diversos autores coinciden que fue realizada en China, se dio con el objetivo primordial de documentar y registrar por escrito los diversos actos y acuerdos burocráticos. Con el pasar de los siglos, el papel llegó a ser uno de los materiales más utilizados a nivel global, presentando como principal desafío su fabricación a escala industrial, debido a que parte de las materias primas (telas, algodón, hierba etc.) no permitían abastecer la demanda de producción. Sin embargo, en los siglos XIX y XX se desarrollaron diferentes métodos químicos que permitieron obtener fibras de celulosa, como materia prima en la fabricación del papel, generando un aumento en la producción y reducción de su precio, situando a esta industria como una de las más grandes promotoras de desarrollo cultural a nivel mundial [1, 2, 3, 4].

Los procedimientos químicos a base de sosa caustica, sulfitos y sulfatos dieron inicio a la época actual para la elaboración de pulpa y papel; siendo la técnica de sulfato o proceso de fabricación de pasta *kraft* el de mayor aplicación a nivel industrial [4, 5, 6]. A partir de la aplicación de este proceso y las ventajas que se lograron, no se adquirieron otros métodos para la producción de la pulpa y el papel durante el último siglo. No obstante, se han concentrado esfuerzos en mejorar la eficiencia, costo y el respeto al medio ambiente por medio de la recuperación de reactivos y la recuperación parcial de la energía; aspectos que se encuentran ligados a la aplicación de nuevos materiales en los diferentes reactores y etapas de producción [3].

En la manufactura del proceso *kraft*, se tiene inicialmente una serie de reactores denominados digestores. En esta etapa del proceso, se requiere añadir una solución que contiene altas concentraciones cáusticas y de sulfuros, denominada *licor blanco*, que está compuesta

especialmente por hidróxido de sodio ($\text{Na}(\text{OH})$) y sulfuro de sodio (Na_2S). El sulfuro se puede encontrar principalmente formando iones de azufre en forma hidratada (HS^-), en forma de sulfuros (S^{2-}) y poli-sulfuros. También se pueden generar otros aniones de azufre como sulfatos (SO_4^{2-}), sulfitos (SO_3^{2-}) y tio-sulfato ($\text{S}_2\text{O}_3^{2-}$) debido a la oxidación de los sulfuros por la presencia de aire; lo que conlleva a que el *licor blanco* sea una solución de carácter agresivo y presente problemas de corrosión para la industria del papel [4, 7, 8, 9].

Los digestores inicialmente fueron construidos en aceros al carbono, pero debido a que este material presenta una gran velocidad de corrosión en soluciones que contienen sulfuros y soluciones cáusticas de elevado pH, fue necesario fabricar los reactores con un espesor de pared elevado, lo que generó un aumento en los costos de producción [8, 9]. Posteriormente se fabricaron digestores con un revestimiento interno de acero inoxidable con la finalidad de reducir precios de fabricación y mantenimiento; a pesar de ello, en muchas ocasiones se presentó una mala adherencia del recubrimiento que llevó a la necesidad de aplicar procesos complejos de soldadura y a la reducción del espesor por corrosión, resultando desfavorable para la industria [7, 10].

Actualmente, el rápido avance tecnológico, ha impulsado la implementación de nuevas formas de mejorar y optimizar los procesos industriales con el fin de aumentar la producción. A raíz de ello, se hizo necesario la aplicación de nuevos materiales con propiedades como: resistencia a la corrosión y resistencia mecánica. Por ende, durante las últimas décadas, los investigadores e industrias de la pulpa y el papel han centrado su atención en emplear diversos aceros inoxidables dúplex que se caracterizan por tener una microestructura bifásica (ferrita-austenita), con la intención de obtener mejores resultados frente a valores de inversión, producción y mantenimiento de los reactores en el proceso de fabricación de pasta *kraft* [10, 11, 13].

Finalmente, con base en lo anterior, el presente trabajo de investigación pretende evaluar la corrosión localizada (picado) y generalizada en un acero inoxidable súper dúplex UNS S-32760 por medio de curvas de polarización potenciodinámica cíclica, polarización lineal y extrapolación de Tafel en soluciones sintéticas de Na(OH) y Na₂S a diferentes temperaturas de trabajo.

1. Antecedentes

Los procesos industriales requieren alta inversión de capital y su rendimiento está ligado al buen funcionamiento de los equipos que constituyen una planta. La industria de pulpa y papel no es la excepción frente a los altos costos de financiación [4]; por tal motivo, se han realizado múltiples investigaciones para determinar los materiales más adecuados en la fabricación de los reactores donde se lleva a cabo el proceso kraft, con la finalidad de reducir costos y prolongar su vida útil.

Singbeil *et al.* [14], estudiaron dos aceros al carbono (ASTM A516 grado 70 y A285 tipo C) utilizados frecuentemente en la fabricación de digestores *kraft*. Las muestras fueron depositadas en un recipiente de teflón, inmersas en una solución simulada de *licor blanco* con una composición de 90 g/L de Na(OH) y 35 g/L Na₂S, posteriormente modificó la concentración de Na(OH) y Na₂S manteniéndose a temperatura fija de 90°C. La determinación de corrosión bajo tensión fue realizada mediante la técnica de polarización potenciodinámica, encontrándose que los aceros eran susceptibles a este tipo de deterioro. Para las pruebas donde la temperatura excedía 100°C, los experimentos eran desarrollados en autoclaves de acero inoxidable AISI 316.

Wensley [15], también estudió la corrosión generada por el *licor blanco* en la industria del papel *kraft* evaluando el efecto de la alta y baja sulfidez de una solución que contenía Na(OH) y Na₂S sobre dos aceros al carbono con diferente contenido de silicio, un acero inoxidable austenítico (UNS S30403) y dos aceros inoxidables dúplex (UNS S32304 y S31803) a temperatura de 170°C, en una autoclave de acero inoxidable; simulando condiciones de un digestor kraft, estos fueron expuestos bajo condiciones de potenciales libres de corrosión. La velocidad de corrosión del material se determinó por pérdida de peso, obteniendo como resultados que a alta sulfidez del licor los aceros al carbono presentan mayor deterioro en comparación con los aceros inoxidables, pero

el acero inoxidable dúplex UNS S32304 presentó mejor resistencia a la corrosión y se le atribuyó a su mayor contenido de cromo respecto a los otros materiales analizados. La alta temperatura del experimento, también provocó que se presentara un incremento en la corrosión de los materiales.

Teniendo en cuenta que durante muchos años los digestores utilizados en el proceso de pulpa y papel *kraft* expuestos a soluciones de *licor blanco* fueron fabricados en aceros al carbono (ASTM A516 grado 70 y A285 tipo C) y que existen industrias de pulpa y papel donde sus equipos son elaborados en aceros inoxidables principalmente de tipo 304L, Wensley [12] realizó una investigación sobre la corrosión generada en aceros usados comúnmente en el proceso *kraft* y un acero dúplex (UNS 31803) al ser expuestos en soluciones alcalinas, las muestras fueron depositadas en un autoclave de acero inoxidable dúplex (UNS 32205) a temperatura de 88 °C y se determinó que el *licor blanco* es perjudicial para los aceros al carbono frente a la corrosión, aumentando el fenómeno con el incremento del sulfuro. Para los aceros inoxidables se describió un aumento de la resistencia a la corrosión pero al ser utilizados como revestimientos se presenta un incremento en la sensibilidad a la corrosión bajo tensión. Por lo tanto, se concluye que el acero inoxidable dúplex (UNS 31803) mejora los inconvenientes de corrosión en *licor blanco* a la temperatura de ensayo debido a que presenta una microestructura que contiene cantidades aproximadamente iguales de las fases ferrita y austenita.

En digestores *kraft* que contienen soluciones alcalinas o *licor blanco* se describe la corrosión bajo tensión, corrosión por picado y el adelgazamiento del material por corrosión para aceros al carbono y aceros inoxidables, concluyendo que la fabricación de reactores en aceros inoxidables dúplex permite mejorar la resistencia a la corrosión y así, mitigar costos de mantenimiento o la compra de nuevos equipos [10].

Betova *et al.* [16], realizaron estudios de mediciones electroquímicas para un acero AISI 316L en una solución de *licor blanco* compuesta por 100 g/L de Na(OH) y 0.5 a 50 g/L de Na₂S a temperatura de 170 °C e inmerso en un autoclave de acero inoxidable, con la finalidad de variar la composición del sulfuro de sodio y determinar su efecto en la corrosión. Se estableció que el Na₂S impide la formación de una película pasiva estable en el acero, lo que se traduce como un aumento de la corrosión en sustancias que contienen sulfuros.

Bhattacharya *et al.* [8], realizaron un estudio para determinar la sensibilidad de los aceros inoxidables súper dúplex UNS S32110, UNS S32205 y UNS S32304 a la corrosión en soluciones causticas de pH elevado, con o sin la presencia de sulfuro de sodio, haciendo variación en las temperaturas y destacando la importancia de estos aceros en la industria de pulpa y papel. Para llevar a cabo la prueba, se prepararon soluciones sintéticas de *licor blanco*; una con 150 g/L de Na(OH) sin la presencia de sulfuro y la segunda con 150 g/L de Na(OH) y 153.8 g/L de Na₂S, encontrándose que el pH de las soluciones eran de 12,5 y 12,3 respectivamente. Se realizaron los ensayos en politetrafluoroetileno (teflón) a temperaturas de 40, 60 y 90°C, y a 170°C las pruebas se desarrollaron en una autoclave. Aplicando técnicas de polarización potenciodinámica, se determinó que el contenido de sulfuro de sodio en la solución y el incremento en la temperatura hace que aumente la velocidad de la corrosión de los aceros dúplex analizados.

Destacando que existe una variedad de aceros inoxidables, se deben hacer diferentes investigaciones para evaluar cuál es el adecuado en la industrial de pulpa y papel [11, 17]. Un estudio realizado por Mendez *et al.* [18], se enfocó en investigar tres aceros dúplex (UNS S32101, UNS S32205 y UNS S32304) para encontrar el mejor frente a la corrosión. Razón por la cual se hicieron pruebas en una solución de *licor blanco* sintético compuesto por 90 g/L de Na(OH), 40 g/L de Na₂S y 20 g/L de Na₂CO₃ con pH 14 y temperaturas entre 90 y 100°C. Se realizaron medidas

de polarización para evaluar la corrosión, obteniendo como resultado que la corrosión localizada es la más peligrosa al momento de diseñar un digestor y que un acero inoxidable dúplex altamente aleado presenta mejor comportamiento frente a este fenómeno, por tal motivo el acero inoxidable dúplex S32205 fue la mejor opción para el caso analizado.

El trabajo más reciente para el estudio de los aceros inoxidables súper dúplex en *licor blanco* fue publicado por Feng *et al.* [7] en el año 2015, quienes realizaron pruebas electroquímicas de polarización potenciodinámica, polarización potenciostática, espectroscopia de impedancia electroquímica y análisis MottSchottky a muestras de acero inoxidable súper dúplex UNS-S32750 en *licor blanco* sintético compuesto por 150 g/L de Na(OH) y 153,8 g/L de Na₂S·9H₂O a temperaturas de 40, 60 y 80°C. También compararon el acero dúplex S32205 usado actualmente en la industria de la fabricación del kraft, y obtuvieron como resultado que la tasa de corrosión incrementa al aumentar la temperatura y que el acero S32750 tiene un mejor comportamiento frente a la corrosión respecto al S32205, dado que los aceros inoxidables súper dúplex presentan mayores contenidos de elementos aleantes.

Tomando como referencia diferentes estudios para evaluar la corrosión en los aceros al carbono, aceros inoxidables austeníticos y aceros inoxidables dúplex utilizados en la fabricación de los digestores *kraft* y expuestos a soluciones alcalinas, se determinó que la respuesta frente a la corrosión no ha sido la más adecuada, razón por la cual ha surgido el interés en el estudio de aceros inoxidables súper dúplex, debido a que son aceros altamente aleados, presentan mejores propiedades mecánicas y su resistencia a la corrosión es más elevada [11, 15, 18]. Sin embargo, no existen reportes en la literatura sobre el comportamiento frente la corrosión del acero súper dúplex UNS S-32760 en soluciones de *licor blanco*. Por tal motivo, se tiene como propósito evaluar el efecto de la temperatura sobre los potenciales críticos (E_{rp} y E_p) por medio de la técnica

electroquímica CPP dado que se ha determinado que la corrosión localizada es la más peligrosa en el momento del diseño de un reactor para la industria de pulpa y papel.

2. Objetivos

2.1 Objetivo general

Evaluar el comportamiento frente a la corrosión por picado en un acero inoxidable súper dúplex UNS S-32760 expuesto a una solución de *licor blanco* variando la temperatura, por medio de técnicas electroquímicas y de caracterización microestructural.

2.2 Objetivos específicos

- Determinar los potenciales críticos para evitar la corrosión por picado en un acero inoxidable súper dúplex UNS S-32760 en una solución de *licor blanco* a diferentes temperaturas, empleando la técnica de polarización potenciodinámica cíclica (CPP).
- Obtener las velocidades de corrosión en el acero inoxidable súper dúplex UNS S-32760 en *licor blanco*, utilizando la técnica de extrapolación de Tafel y polarización lineal, variando la temperatura.
- Identificar la corrosión localizada (picado) de un acero súper dúplex UNS S-32760, luego de ser expuesto a una solución de *licor blanco*, empleando técnicas de microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido (SEM).

3. Metodología experimental

El esquema mostrado en la Fig. 1 representa el desarrollo experimental seguido para la realización del presente trabajo.

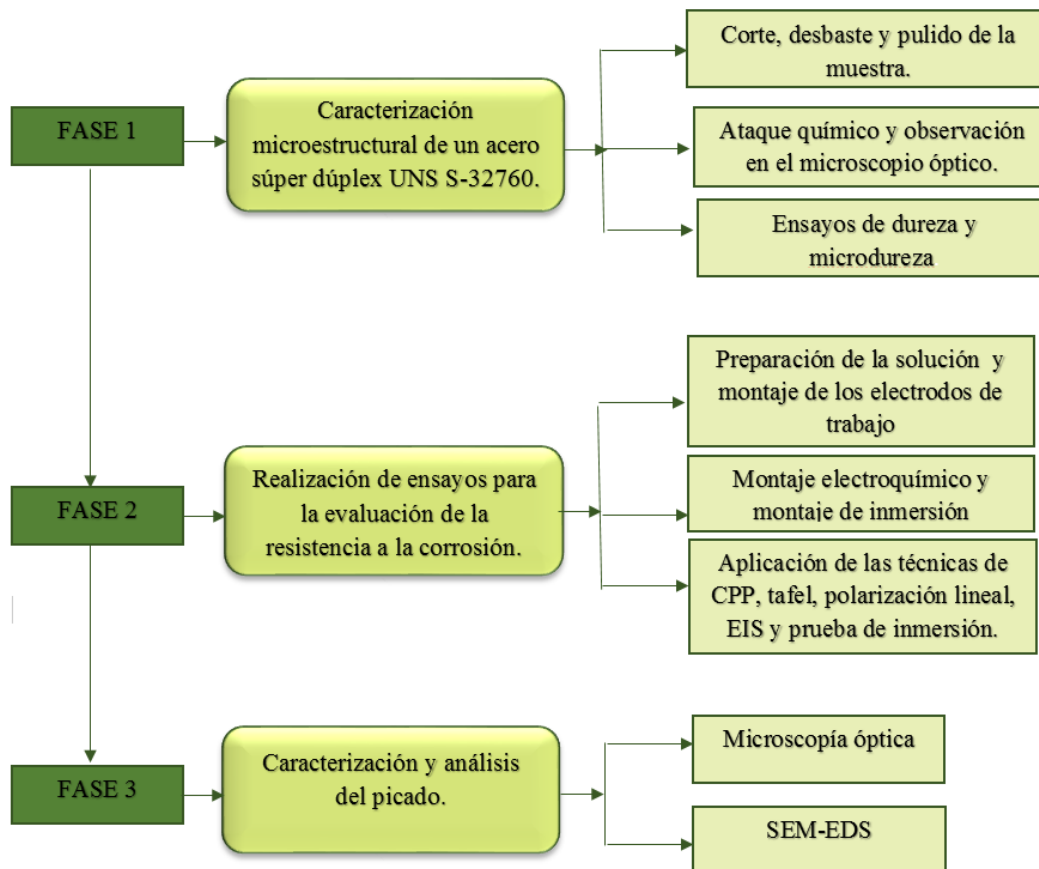


Figura 1. Metodología experimental de la investigación.

3.1 Etapa 1. Caracterización microestructural de un acero súper dúplex UNS S-32760

Para la preparación de la muestra se escogió una varilla de acero súper dúplex UNS S-32760 con diámetro de 11,35 mm, mediante una cortadora de metales referencia (Buehler Ltd) se retiró una sección transversal y otra longitudinal de 2 mm de espesor, se realizó un montaje con resina

sintética (Baquelita), posteriormente se pasó la muestra por las lijas número 80 hasta 1200, posteriormente se pulió utilizando pasta de diamante en paño, según la norma ASTM E3-11 [19]. Se analizó la muestra antes del ataque en un microscopio óptico Olympus GX41 para realizar el estudio de las inclusiones presentes en el material según lo estipulado por la norma ASTM E45 [20]. Para el análisis metalográfico se atacó la muestra con una solución al 10% de ácido oxálico, aplicando un potencial de 3V durante 2 minutos, con una separación de los electrodos de 1.5 cm según la norma ASTM E-407 [21]; luego se analizó la microestructura mediante el microscopio Olympus GX41. Se determinó el tamaño de grano por medio del método de comparación en base a la norma ASTM E12-96 [22], después se realizó el ensayo de dureza Rockwell, ubicando el espécimen en el durómetro Wilson Rockwell, utilizando un indentador de bola de acero de 1/16 de pulgada, una precarga de 10 kilogramos y una carga de 100 kilogramos, cada medición se realizó con un espacio de tres milímetros (3mm) entre cada huella según la norma ASTM E18-15 [23], finalmente, se procedió a realizar un ensayo de microdureza Vickers ubicando la muestra en un microdurómetro Innovatest, usando un indentador de pirámide de diamante y una carga de 25 gf, cada medición se realizó con un espacio de aproximadamente cinco veces el tamaño de la huella según lo establecido en la norma ASTM 384-11 [24].

3.2 Etapa 2. Realización de ensayos para la evaluación de la resistencia a la corrosión

3.2.1 Preparación de la solución. Se preparó una mezcla sintética denominada licor blanco usando agua desionizada, 150 g/L de Na(OH) y 50 g/L de Na₂S en un matraz aforado de un litro, fabricado en politetrafluoroetileno (PTFE) o teflón, determinándose un pH 13; se dejó bajo campana extractora durante todo el desarrollo de la investigación.

3.2.2 Preparación de electrodos de trabajo. Las muestras se prepararon según especificaciones de la norma G1-03 [25], se realizaron 6 cortes de probetas con sección transversal circular, luego se realizó el montaje de 3 especímenes en resina epóxica (Buehler) unidos a un hilo conductor de cobre por medio de un soldador eléctrico. Dichas probetas fueron desbastadas con lijas de grado 80 hasta 600; se limpiaron con agua desionizada y alcohol etílico, finalmente fueron secadas con aire caliente. Las 3 muestras restantes fueron desbastadas con lijas de grado 80 hasta 600 y se llevaron a paño utilizando alúmina de 0,05 micras, las probetas se lavaron con agua desionizada, posteriormente se introdujeron en un vaso de precipitado con alcohol etílico, el cual fue puesto en un baño ultrasónico durante 30 minutos, luego se secaron con aire caliente y por último se registraron los pesos en una balanza analítica con una precisión de 0,001g.

3.2.3 Pruebas electroquímicas. Las pruebas electroquímicas se realizaron con un potencióstato/galvanostato GAMRY Interface 1000. El montaje experimental incluyó una celda de corrosión fabricada en teflón de tres electrodos, donde el electrodo de trabajo fue la muestra en estudio, el electrodo de referencia de calomel saturado (ECS) con capilar luggin y el contra electrodo una rejilla de platino (Pt) inmersos en una solución de *licor blanco*. Las medidas electroquímicas se realizaron para temperaturas de 25°, 50° y 70°C. La celda se sumergió en un baño de glicerina sobre una plancha de calentamiento equipada con un termómetro para controlar la temperatura de ensayo e investigar su efecto sobre el comportamiento de la corrosión localizada (picado) en el acero S32760 en *licor blanco*. Las pruebas de Polarización Potenciodinámica Cíclica (CPP) se realizaron bajo la norma ASTM G61-86 [26]. Para la determinación de las velocidades de corrosión se emplearon las medidas de Espectroscopia de Impedancia Electroquímica (EIS) realizadas bajo especificaciones de la norma G3-89[27] y para el ajuste de los datos experimentales

se usó el software EC-LAB, también se realizaron las técnicas de extrapolación de Tafel y Polarización Lineal que se llevaron a cabo bajo las normas ASTM G3-14[28] y ASTM G3-89[27] respectivamente. Para los ensayos descritos anteriormente se utilizaron soluciones aireadas y se realizaron por triplicado para tener reproducibilidad de los resultados. Las condiciones de trabajo de las pruebas electroquímicas se presentan en la Tabla 1.

Tabla 1.

Condiciones de trabajo para las pruebas electroquímicas.

Polarización Potenciodinámica Cíclica	Espectroscopia de Impedancia Electroquímica
Potencial inicial: -0,01 V vs. E_{corr}	Voltaje AC: 10 mV
Potencial límite: 1,5 V vs. E_{corr}	Frecuencia inicial: 100000 Hz
Potencial final: 0 V vs. E_{corr}	Frecuencia final: 0,01 Hz
Velocidad de barrido: 0,167 mV/s	Puntos por década: 10
Periodo de muestreo: 1 s	Tiempo de estabilización: 3600 s
Densidad de corriente límite: 5 mA/cm ²	
Tiempo de estabilización: 3600 s	
Extrapolación de Tafel	Resistencia de la Polarización lineal
Potencial inicial: -0,3V vs. E_{corr}	Potencial inicial: -0,02 V vs. E_{corr}
Potencial final: 0,3V vs. E_{corr}	Potencial final: 0,02 V vs. E_{corr}
Velocidad de barrido: 0,167 mV/s	Velocidad de barrido: 0,167 mV/s
Periodo de muestreo: 1 s	Periodo de muestreo: 1 s
Tiempo de estabilización: 3600 s	Tiempo de estabilización: 3600 s

3.2.4 Prueba de inmersión. El ensayo se realizó basado en la norma ASTM 31-12a [29], las probetas fueron sumergidas en 3 recipientes sellados de teflón que contenían el electrolito (*licor blanco*) a diferentes tiempos de exposición (15, 30, y 45 días), se monitoreó y registró la pérdida de peso, el volumen de la solución en cada recipiente fue de 200 mL. Después de retirada cada muestra se realizó un examen visual con registros fotográficos seguido de una limpieza mecánica con cepillo de cerdas suaves, luego se introdujeron en un vaso de precipitado con alcohol etílico

y se sometieron a un baño ultrasónico por 10 minutos, se secaron con aire caliente y se registraron los pesos obtenidos en la balanza analítica.

3.3 Etapa 3. Caracterización y análisis del picado

El análisis de la superficie de las probetas se realizó mediante microscopía óptica y microscopía electrónica, en un microscopio electrónico de barrido (SEM), para caracterizar la morfología en los pozos de picado; a su vez, fueron realizados análisis EDS con el propósito de estimar la concentración de los iones en el interior del picado después de llevar a cabo la prueba electroquímica de CPP que se realizó a la temperaturas de 70°C.

4. Resultados y Discusión

A continuación se presentan los resultados obtenidos en el presente trabajo de investigación y la discusión de cada uno de ellos.

4.1 Caracterización metalográfica

La caracterización del material se llevó a cabo con la finalidad de conocer las características microestructurales de la aleación y garantizar que cumple con las especificaciones determinadas en la literatura del acero súper dúplex UNS S-32760.

En la Fig. 2a se pueden determinar inclusiones tipo D, con un grado de severidad fino tipo 1, debido a que se encuentran aislados, son de pequeño tamaño, color oscuro y presentan forma globular. Por otra parte en la Fig. 2b el material presenta textura debido a que fue deformado mecánicamente en la dirección longitudinal. Finalmente en la Fig. 2c se logra observar que la

microestructura corresponde a una estructura bifásica en donde la zona más oscura corresponde a la fase ferrita (α) cuyos bordes de grano son suaves y la más clara corresponde a la fase austenita (γ) cuyos bordes de grano son rectangulares; la variación de la tonalidad muestra una distribución uniforme 50:50 y debido a que esta aleación presenta bajo contenido de carbono no se evidenció ningún tipo de precipitado de carburos.

Se estableció que la aleación tiene un tamaño de grano 8 y se comprobó que el material presenta una dureza de 99,25 Rockwell B (HRB) y una microdureza de 398,85 vickers (HV) en la fase austenita, siendo un acero de grano pequeño con una resistencia relativamente alta a ser rayado o penetrado superficialmente por otros materiales, lo que influye significativamente en las propiedades mecánicas, confirmando la estructura característica de los aceros súper dúplex y garantizando que la aleación en estudio posee las propiedades físicas y químicas típicas de dichos aceros tales como una buena tenacidad, elevada resistencia mecánica y alta resistencia a la corrosión [18,19].

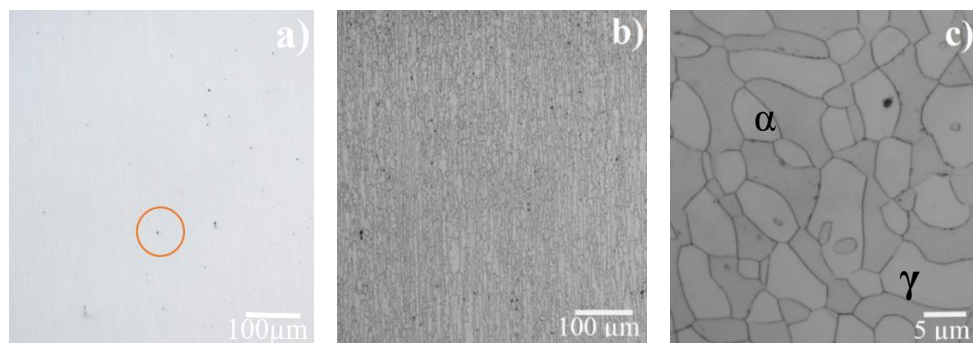


Figura 2. Micrografía óptica del acero inoxidable súper dúplex UNS S-32760 en estudio: a) sección longitudinal antes del ataque químico a 100x, b) Sección longitudinal después del ataque químico a 100x y c) Sección transversal después del ataque químico a 1500x.

La Tabla 2 muestra la composición química que posee la aleación en estudio, la cual permite verificar la presencia de elementos aleantes esenciales en un acero súper dúplex UNS S-32760, que le confieren características generales para mejorar las propiedades mecánicas y de corrosión, especialmente corrosión localizada respecto a los aceros dúplex y los aceros convencionales. Se puede observar que existe una importante presencia de elementos como el cromo (*Cr*), níquel (*Ni*) y molibdeno (*Mo*) que ayudan en la mayoría de casos a obtener una buena resistencia a la corrosión.

Tabla 2.

Composición química de un acero inoxidable súper dúplex UNS-S32760 en estudio y comercial [18].

ACERO UNS S-32760	Elemento (%:Porcentaje en peso)										
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	N	W
En estudio	0,025	0,40	0,62	0,022	0,001	25,75	3,57	7,30	0,55	0,25	0,55
Comercial	0,03	1	1	0,03	0,01	26,0	4,0	7,0	0,7	0,25	0,7

4.2 Velocidades de corrosión generalizada.

4.2.1. Determinación de la velocidad de corrosión por pérdida de masa. Los cálculos para determinar la velocidad de corrosión por pérdida de masa en mm/año (milímetros por año) a temperatura ambiente, se realizaron bajo la norma ASTM G1-90 [25] mediante la ecuación (1), estos datos se presentan en la Tabla 3, siendo W: pérdida de peso del material [g], K: $8,76 * 10^4$ [mm/año], A: área expuesta del material [cm²], T: tiempo de exposición del material [h] y ρ : Densidad del material [g/cm³] = 7,87

$$CR = \frac{W * K}{A * T * \rho} \quad (1)$$

Tabla 3.

Datos obtenidos de las pruebas de inmersión del acero súper dúplex UNS S-32760 expuestos en una solución de licor blanco.

# PROBETA	Tiempo [h]	W _i [g]	W _f [g]	ΔW [g]	Área [cm ²]	V _{corr} [mm/año]
1	360	4,5024	4,5023	0,0001	5,21	0,0000059
2	720	4,9167	4,9167	0	5,81	0
3	1080	4,9055	4,9055	0	5,78	0

Según los resultados obtenidos de la exposición del acero a licor blanco, como se evidencia en la Tabla 3, su pérdida de masa no es significativa, básicamente no hay pérdida de material a los diferentes tiempos de exposición en las condiciones de ensayo, por tanto se presume la formación de una película protectora, permitiendo que el ataque del electrolito sobre la superficie del acero y la velocidad de corrosión sea nulo, exponiendo de este modo la estabilidad de la capa, y a su vez la posible aparición del fenómeno de pasivación en el material.

4.2.2 Determinación de la velocidad de corrosión mediante las técnicas de extrapolación de Tafel, Resistencia a la Polarización y Espectroscopia de Impedancia Electroquímica. Los cálculos para determinar la velocidad de corrosión tanto para la técnica de extrapolación de Tafel como para la Polarización Lineal y Espectroscopia de Impedancia Electroquímica en mm/año (milímetros por año), a 25°, 50° y 70°C, se realizaron bajo la norma ASTM G59-97 [31] mediante la ecuación (2), siendo K1: $3,27 \cdot 10^{-3}$ (mm* g/μA*cm* año), i_{corr} : densidad de corriente [μA/cm²], EW: peso equivalente [g/eq] = 27,94 y ρ: densidad del material [g/cm³]=7,87. Los i_{corr} para cada prueba se determinaron a partir de las curvas obtenidas por cada técnica, temperatura y tiempo, mediante la ecuación (3), donde, i_{corr} : corriente de corrosión [μA], Rp =

$\Delta E/\Delta i$ pendiente de la región lineal, b_a = pendiente de Tafel anódica y b_c = pendiente de Tafel catódica, basada en la norma ASTM G3-89[27], estos datos se presentan en las Tablas 4,5 y 6.

Para la técnica de EIS se obtuvieron diagramas capacitivos para la solución en estudio, donde un circuito equivalente $R\Omega$ - (R_p / CPE) se ajustó correctamente a los resultados experimentales.

$$CR = K_1 * \frac{i_{corr}EW}{\rho} \quad (2) \quad i_{corr} = \frac{b_a * b_c}{2,303R_p(b_a + b_c)} \quad (3)$$

Tabla 4.

Datos obtenidos de la técnica de extrapolación de Tafel.

PRUEBA	E_{corr} [mV]	i_{corr} [μ A]	β_a [mV]	β_c [mV]	V_{corr} [mm/año]
25°C	-436.90	10.19	175.01	345.30	0.1183
50°C	-689.74	8.92	190.70	280.90	0.1035
70°C	-927.99	151.73	446.00	248.00	1.7615

Tabla 5.

Datos obtenidos de la técnica de Polarización Lineal.

PRUEBA	R_p	E_{corr} [mV]	i_{corr} [μ A]	β_a [mV]	β_c [mV]	V_{corr} [mm/año]
25°C	2485	-385.08	20.3	175.01	345.30	0.2357
50°C	4897	-638.00	10.09	190.70	280.90	0.1171
70°C	466	-694.23	148.75	446.00	248.00	1.7269

Tabla 6.

Datos obtenidos de la técnica de Espectroscopia de Impedancia Electroquímica.

PRUEBA	R _p	E _{corr} [mV]	i _{corr} [μA]	β _a [mV]	β _c [mV]	V _{corr} [mm/año]
25°C	1906.107	-384.00	26.46	175.01	345.30	0.3072
50°C	4238.048	-637.00	11.64	190.70	280.90	0.1351
70°C	375.701	-694.00	184.20	446.00	248.00	2.1384

En las tablas 4,5 y 6 se evidencia la influencia de la temperatura en la velocidad de corrosión, en las tres técnicas se puede apreciar una disminución de la velocidad de corrosión a 50 °C, posiblemente por la formación de una capa con buenas propiedades de protección en la superficie del metal, que conlleva a una cinética más lenta en las reacciones que ocurren en el sistema para esa temperatura, pero que no fue lo suficientemente estable y al incrementar a 70 °C se aprecia un aumento significativo en la velocidad de corrosión (disminución de R_p) debido a la degradación de las características protectoras de la capa, dado a que el sulfuro no permitió la formación de una película estable, tal como Betova *et al.* [16] reportó en su investigación; a su vez se puede observar que se obtuvieron potenciales de corrosión más negativos al aumentar la temperatura, fenómeno que puede ser atribuido a la estabilidad de las especies agresivas presentes, las cuales no suministran las condiciones ideales en el sistema y por lo tanto es difícil que el acero alcance una pasivación estable. Por último es importante recalcar se presentaron algunas pendientes de tafel mayores a 300mV razón por la cual se concluye se presenta un mecanismo mixto en el proceso de corrosión.

4.3 Determinación de los potenciales críticos de la aleación por medio de la técnica electroquímica de polarización potenciodinámica cíclica (CPP).

En las Fig. 3, 4 y 5 se observan las curvas CPP para la aleación UNS S-32760 a temperaturas de 25°, 50° y 70°C respectivamente. Donde se evidencia que, las tres graficas muestran en su inicio una zona catódica hasta llegar al potencial de corrosión (E_{corr}), y continúan en la dirección positiva (anódica), donde la densidad de corriente aumenta ligeramente con el potencial, presentando un rango de pseudopasividad antes de alcanzar el potencial de picado (E_p) que es donde exhibe un incremento grande en la densidad de corriente hasta alcanzar un valor límite de $5\text{mA}/\text{cm}^2$, generándose la formación y la propagación de los pozos de picado. Cuando el barrido llega al valor límite se inicia un barrido en dirección negativa (catódica) trazando un lazo de histéresis, etapa en que los pozos de picado reducen su velocidad de crecimiento; el cierre lazo en el recorrido inverso es el potencial de repasivación (E_{rp}) donde las picaduras dejan de crecer, formando nuevamente una capa pseudopasiva. Para cada figura se muestra la superposición de tres curvas que describen el mismo recorrido bajo las mismas condiciones electroquímicas de prueba, sin embargo se observan variaciones en sus respectivos E_{corr} , hecho que se le atribuye principalmente al estado de la superficie y el proceso de preparación de los electrodos de trabajo, tal como Bearvers *et al.* [32] reportó en su investigación, indicando que se puede presentar variaciones en las curvas de una misma aleación debido al montaje de las probetas; es importante destacar que para contrarrestar el efecto de la corrosión por rendija se realizaron diversos recubrimientos en la interfase metal-resina, no obstante debido al alto pH de la solución esta impidió la adherencia y la estabilidad del recubrimiento en las muestras a las diferentes temperaturas de ensayo.

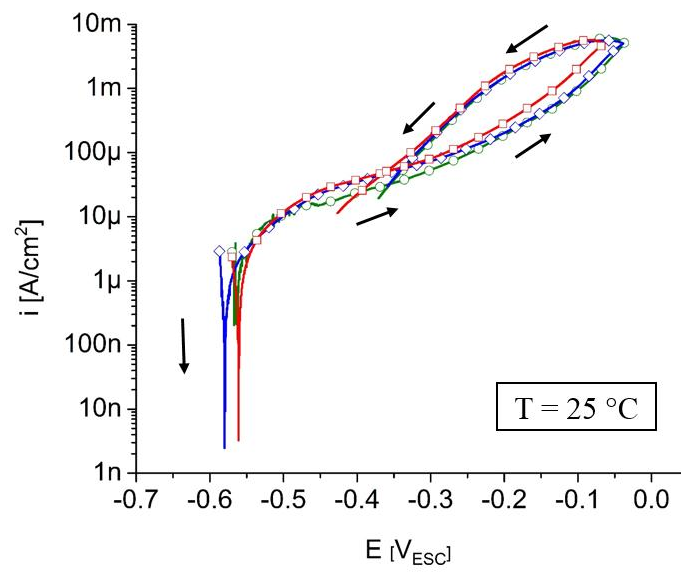


Figura 3. Curvas CPP de la aleación UNS S-32760 en solución acuosa aireada de *licor blanco* a temperatura de 25°C.

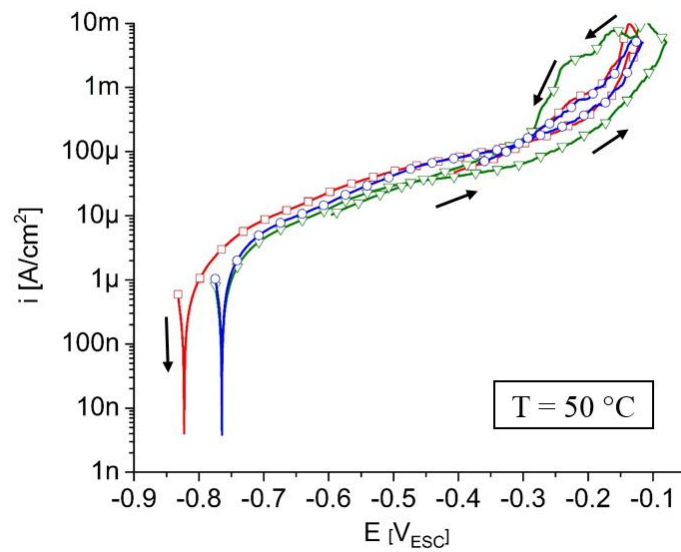


Figura 4. Curvas CPP de la aleación UNS S-32760 en solución acuosa aireada de *licor blanco* a temperatura de 50°C.

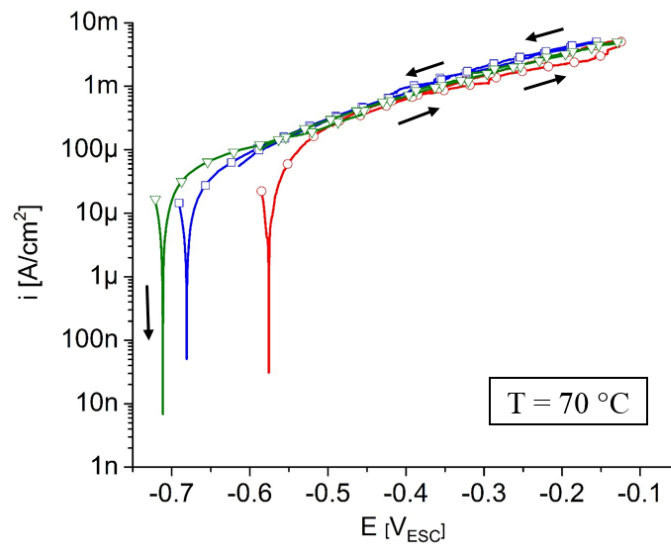


Figura 5. Curvas CPP de la aleación UNS S-32760 en solución acuosa aireada de *licor blanco* a temperatura de 70°C.

4.3.1 Potenciales de picado (E_p) y potenciales de repasivación (E_{rp}). Para la técnica electroquímica de polarización cíclica las pruebas se realizaron por triplicado; los valores de E_p y E_{rp} , parámetros mediante los cuales se hizo la comparación de la resistencia a la corrosión por picado a temperaturas de 25° 50° y 70 °C, se presentan en la Tabla 7, con la desviación estándar correspondiente, que a su vez se pueden observar en el APÉNDICE A, en las Fig. 12 y 13.

A partir de los datos obtenidos se logra observar, que al incrementar la temperatura los potenciales de picado (E_p) tienden hacia valores más activos, fenómeno atribuido a la pérdida de resistencia a la corrosión al aumentar la temperatura, por lo tanto la aleación es más susceptible a sufrir corrosión por picado; también se observa que el potencial de repasivación (E_{rp}) varía inversamente proporcional a la temperatura; en estas condiciones, se puede afirmar que la capacidad de repasivación del material disminuye al aumentar la temperatura, por otra parte al incrementar la temperatura, los valores de E_p y E_{rp} tienden a ser más lejanos, lo cual indica que cuando el material sufre ataque por picado en estos medios, tiene baja capacidad de repasivación,

debido a que la zona de pseudopasividad disminuye. Finalmente se puede apreciar que no existe grandes diferencias en las desviaciones estándar, es decir que los resultados son reproducibles.

Tabla 7.

Potenciales de picado y repasivación de la aleación UNS S-32760 determinados por la técnica electroquímica CPP en solución acuosa aireada de licor blanco a temperaturas de 25°, 50° y 70°C.

Pruebas	Potencial Picado [V _{esc}]			Potencial Repasivación [V _{esc}]			Desviación Estándar E _p	Desviación Estándar E _{rp}
	1	2	3	1	2	3	σ	Σ
25°C	-0.198	-0.164	-0.160	-0.362	-0.355	-0.339	0.017	0.009
50°C	-0.286	-0.235	-0.272	-0.369	-0.450	-0.355	0.022	0.042
70°C	-0.312	-0.319	-0.343	-0.470	-0.517	-0.495	0.013	0.019

4.3.2 Efecto de la temperatura. En la Fig. 6 se presenta el comportamiento de la aleación con respecto a la temperatura. Se puede observar que la probeta a 70°C presenta el potencial de picado más activo, entre las temperaturas analizadas por medio de la técnica CPP, como se indica en la Tabla 7, por lo tanto el acero UNS S-32760 es más susceptible a la corrosión por picado a altas temperaturas. Las curvas en sus trayectorias anódicas presentan un comportamiento pseudopasivo, observándose que a 25 °C se percibe la existencia de corrosión por picado. Para 50°C se observa que existe una corta distancia entre el potencial de repasivación (E_{rp}) y el potencial de picado (E_p), lo cual indica la presencia de pozos de picado con poco crecimiento generados por el proceso de corrosión, posiblemente debido a que la película protectora del material ha perdido estabilidad. A 70°C se evidencia una diferencia significativa entre el potencial de picado (E_p) y el potencial de repasivación (E_{rp}), indicando que a esta temperatura se obtiene la mayor cantidad y el mayor crecimiento de los pozos de picado, esto se debe a una disolución del metal que conlleva a que los pozos de picado se repasiven a potenciales más activos que en las temperaturas realizadas anteriormente, por otra parte E_{rp} es más cercano al E_{corr} a 70 °C lo cual

indica que a esta temperatura la nucleación y crecimiento del picado es más crítico que a 50° y 25 °C generando un mayor crecimiento de las picaduras y en el interior de estas, condiciones ácidas y reducidas, haciendo al ion tiosulfato ($S_2O_3^{2-}$) más estable, lo que acelera el proceso corrosivo e impide la repasivación de la aleación tal como reporto Laitinen et al.[33]. En base a lo anterior se deduce que a los 70°C y a temperaturas superiores la aleación pierde resistencia a la corrosión por picado.

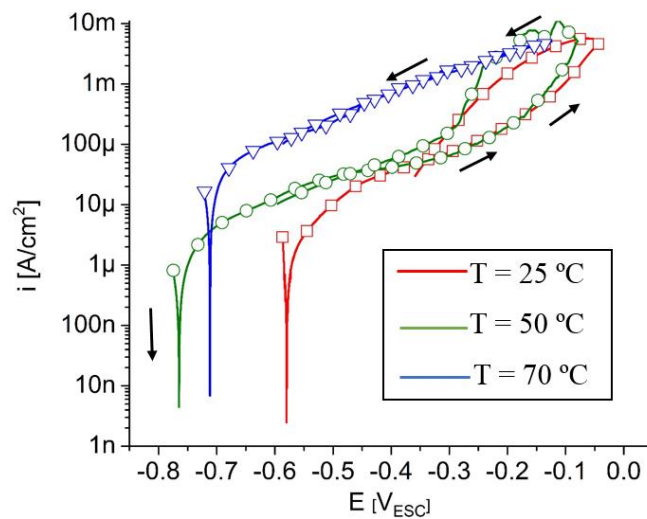


Figura 6. Curvas CPP de la aleación UNS S-32760 en solución acuosa aireada de *licor blanco* a temperaturas de 25°, 50° y 70°C.

4.4 Análisis microscópico del picado

El análisis después de los ensayos para la determinación de corrosión por picado, tiene como finalidad observar e identificar la morfología típica de corrosión por picado usando el microscopio óptico y microscopio electrónico de barrido (SEM) para las probetas expuestas a 70 °C.

En la Fig. 7 se puede observar el daño de la capa semi-protectora sobre el metal, debido a que se aprecia una superficie con discontinuidades estimables por zonas claras y zonas oscuras, relacionadas a que no existe una película estable, a su vez presenta pequeños poros sobre el área en forma de picado con una morfología que no es del todo circular y que tiene diferentes dimensiones inferiores a $20\mu\text{m}$, que se evidencian como las zonas más oscuras y se detallan mejor en la Fig. 7d.

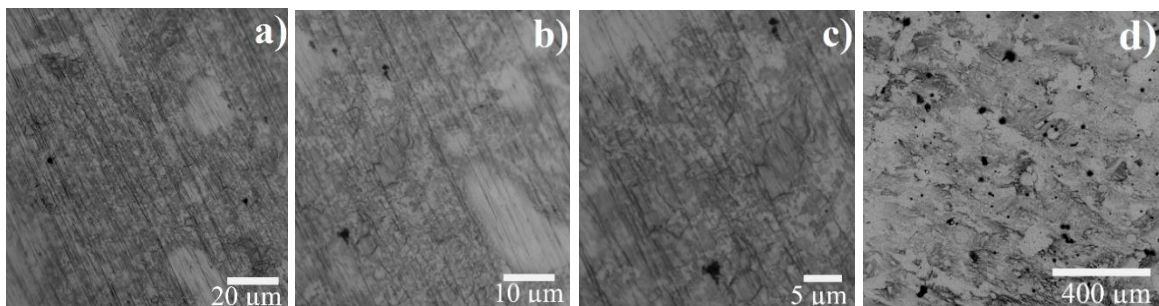


Figura 7. Micrografía del acero inoxidable súper dúplex UNS S-32760 expuesto a la técnica CPP a 70°C en una solución acuosa aireada de *licor blanco*; probeta observada en el microscopio óptico a) 500x, b) 1000x y c) 1500x; probeta observada en el microscopio electrónico de barrido (SEM) d) 200x.

Se obtuvieron las micrografías SEM-EDS de algunas zonas de la muestra para obtener un análisis semicuantitativo de la presencia de elementos que favorecen la formación de la capa protectora y el picado. En la Fig. 8 se aprecia en cantidades significativas la presencia de los elementos Cr, Ni y también de oxígeno, necesarios para la formación de óxidos de cromo y níquel, ambos de carácter protector y responsables de la formación de la capa pasiva sobre la superficie del material, no obstante también se puede evidenciar la presencia de iones de azufre que conllevan a la degradación y la inestabilidad de la película protectora.

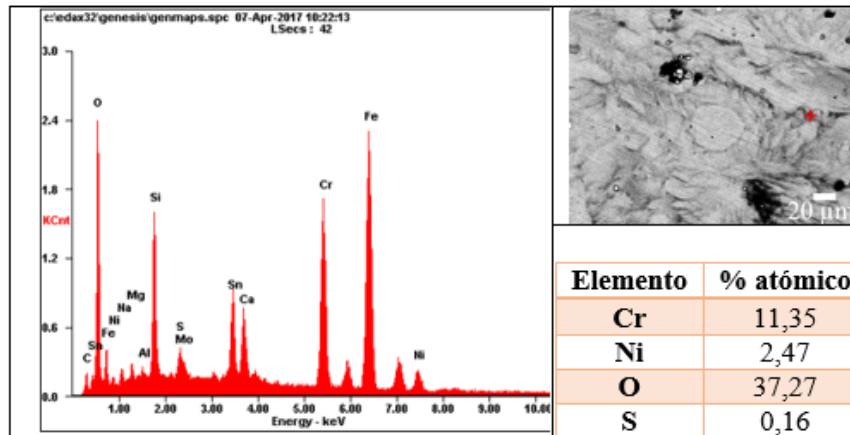


Figura 8. Análisis EDS en la zona oscura de la capa en la aleación UNS S-32760.

En la Fig. 9 se evidencia la presencia en cantidades apreciables de elementos de Cr y Ni, pero en poca proporción la presencia de oxígeno, el cual es necesario para la formación de óxidos de cromo y níquel, ambos de carácter protector y responsables de la formación de la capa pasiva, por lo tanto la superficie no está alterada por la formación de la capa protectora lo que corrobora que esta no es uniforme en toda la superficie.

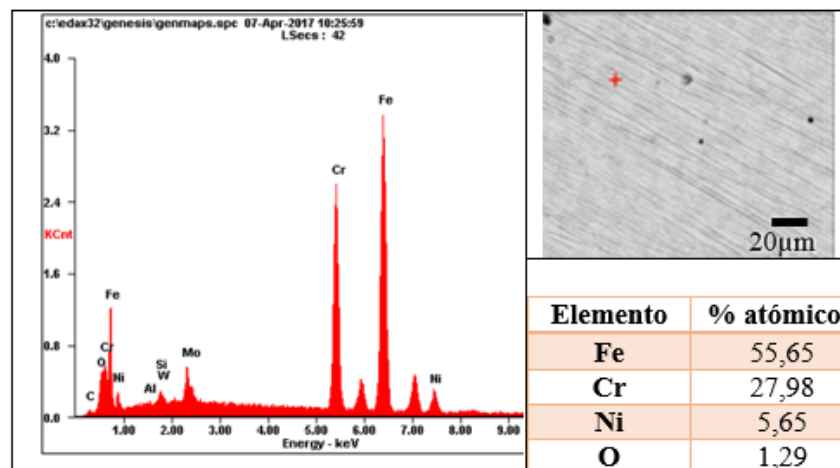


Figura 9. Análisis EDS en la zona clara de la capa en la aleación UNS S-32760.

En la Fig. 10 se observa el espectro EDS dentro de una picadura, encontrándose contenidos apreciables de oxígeno, determinándose que las zonas preferenciales para la formación de picaduras en la aleación son inclusiones de óxidos, como reporta López [11] en su investigación, también se pudo confirmar que en estos sitios se encuentra la mayor concentración de iones sulfuro los cuales propician la formación y crecimiento de las picaduras.

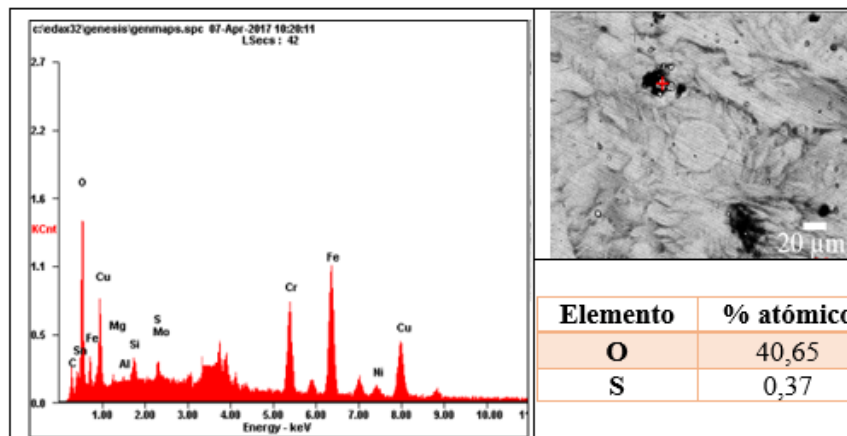


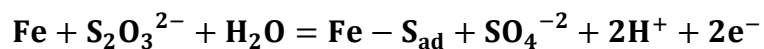
Figura 10. Análisis EDS en un picado de la aleación UNS S-32760.

4.5 Mecanismo de corrosión

A partir de los datos obtenidos y la bibliografía consultada, se plantea a continuación un posible mecanismo del proceso de corrosión por picado en un acero súper dúplex UNS S-32760 expuesto una solución sintética de *licor blanco*; El mecanismo planteado se divide en mecanismo de corrosión por concentración y mecanismo corrosión por difusión. Antes de definir los mecanismos es importante tener en cuenta los siguientes aspectos: aunque el ion tiosulfato ($S_2O_3^{2-}$) tiene la habilidad de impedir la formación de la capa pasiva, este ion no es capaz promover el crecimiento del picado por sí mismo, por esta razón es necesario la presencia de un iones sulfato, inclusiones de óxidos o inclusiones de sulfuro que promuevan el picado [11, 33, 34]. Los iones de sulfato son

la forma estable del sulfuro en el *licor blanco* y su concentración contribuye al aumento de la conductividad, que indirectamente aumenta las tasas de reacciones de corrosión electroquímica [35], por lo que en conjunto con el H₂S, puede ser conocido como catalizador de corrosión tal como reporta Naghizadeh *et al.* [36] en su investigación, formado por la reducción tiosulfato [33, 36], aumentando las tasas de corrosión.

4.5.1 Mecanismo por concentración. La electrodisolución y la pasivación depende de la concentración de los iones en el sistema debido a que se presenta una competencia inicial de adsorción entre los átomos de azufre y los iones OH⁻, siendo el primero el encargado de impedir la formación de la capa pasiva [33, 37]; en el caso presente y con los resultados obtenidos a partir del EDS se establece, que el sulfuro comenzó su adhesión en las inclusiones de óxido, ya que son lugares preferentes para la nucleación del picado. El sulfuro adherido al alcanzar la concentración crítica no permite la formación de la capa pasiva [33, 37], ocasionando posiblemente la disolución anódica del metal y la formación del picado en los rangos de potencial de 0.15V a 0.35V tal como reporta Naghizadeh *et al.* [36] en su investigación; es importante tener en cuenta el porcentaje en peso del molibdeno en el acero, debido a que este metal desacelera la formación del rango crítico del sulfuro retirándolo de la superficie de la aleación tal como lo reporta Laitinen *et al.* [33] en su investigación. La siguiente reacción representa posiblemente la disolución del hierro tal como reporta Naghizadeh *et al.* [36] en su investigación.



4.5.2 Mecanismo por difusión. Los iones de tiosulfato migran hacia el interior de los pozos donde se reducen permitiendo la formación de H₂S, quien ayuda a catalizar la corrosión contribuyendo a la disolución del hierro y al crecimiento del picado, es importante tener en cuenta que el Ni y Cu presentes en el acero súper dúplex UNS S-32760 pueden formar sulfuros estables

con potenciales por encima de los -500mV tal como lo reporta Laitinen et al. [33] en su investigación.

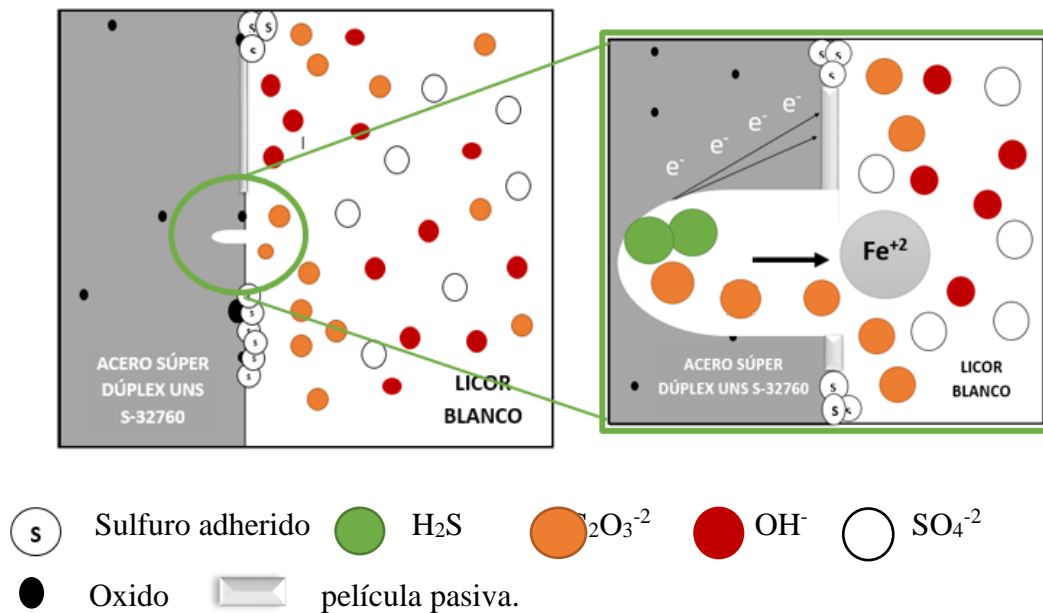


Figura 11. Mecanismo del picado de la aleación UNS S-32760 en solución acuosa aireada de *licor blanco*.

5. Recomendaciones

Para próximos proyectos referentes a este tipo de investigaciones se recomienda:

Establecer el comportamiento del ion tiosulfato en el acero súper dúplex UNS – 32760 de modo que se pueda comprender y establecer el mecanismo de corrosión generado por este ion.

Realizar un estudio para establecer un material que permita mantener estable el recubrimiento utilizado en la interfase metal-baquelita expuesto a soluciones de licor blanco, de modo que se elimine la corrosión por rendija y su efecto en los resultados de corrosión por picado.

Realizar las pruebas electroquímicas en un autoclave de modo que se aumente el rango de temperaturas en estudio y se puedan realizar el análisis correspondiente con valores cercanos a los utilizados en la industria de la pulpa y el papel.

Evaluar el comportamiento del acero súper dúplex UNS S-32760 a diferentes concentraciones de licor blanco, aumentando el contenido de sulfuro en la solución, con el fin de analizar su efecto.

6. Conclusiones

- Se determinaron los potenciales de picado (E_p) y potenciales de repasivación (E_{rp}) de la aleación en estudio para cada temperatura utilizada, donde al incrementar la temperatura, aumenta la susceptibilidad a la corrosión por picado, debido a que los valores de E_p y E_{rp} se hacen más activos.
- Se establece a partir de los valores obtenidos para el I_{corr} y el E_{corr} , medidos mediante las diferentes técnicas electroquímicas planteadas, que la termodinámica del proceso, indica un crecimiento en la velocidad de corrosión generalizada, debido a que los valores de E_{corr} disminuyen con el aumento de la temperatura, no obstante la cinética del proceso no permite establecer una relación entre la temperatura y la velocidad de corrosión, debido a que entre las temperaturas analizadas, la temperatura de 50°C presenta el menor valor de I_{corr} , hecho atribuido a la formación de una capa que aumenta resistencia a la corrosión, siendo la cinética el factor más importante para establecer la velocidad de corrosión.
- Se determinaron las velocidades de corrosión del acero inoxidable súper dúplex UNS S-32760 en licor blanco, mediante las diferentes técnicas electroquímicas planteadas para cada temperatura

utilizada, obteniéndose valores de velocidades de corrosión generalizada menores a 1.8756 mm/año.

- Por medio del método de análisis químico EDS, realizado al espécimen expuesto a 70°C, se confirmó la presencia de una capa no uniforme en la superficie de la aleación; estableciéndose cantidades en porcentaje atómico del azufre en los pozos de picado, hecho que confirma su participación en el proceso o mecanismo de corrosión. No obstante, se puede observar que también se registran en los pozos altas concentraciones de oxígeno, lo que demuestra, que la nucleación del picado se lleva a cabo en las inclusiones de óxidos presentadas en el acero súper dúplex UNS S-32760.
- Los resultados de microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido muestran la morfología de daño sobre la superficie del acero en estudio, presentando corrosión localizada y corroborando que existe una relación entre la temperatura y la velocidad de corrosión por picado del acero súper dúplex UNS S-32760 cuando es expuesto en la solución de licor blanco, resultados que concuerdan con las curvas de polarización cíclica obtenidas.

Referencias

- [1] Ramírez, M. (2005). La reproducción de la imagen y su impacto en la construcción de nuevas realidades: historia del papel y de la imprenta en el continente americano. *Ámbitos*, (14), 247-263. Recuperado de <http://www.redalyc.org/articulo.oa?id=16801414>
- [2] Velasco, M. (2010). Soportes o sustratos: el papel. Recuperado de <http://www.seminariosla.com/margarita/TG-USA/02-EI%20Ppapel.pdf>
- [3] Lera, A. (2011). Aplicaciones enzimáticas en procesos de conservación y restauración de obras de arte. Consolidación de celulosa. (Tesis doctoral). Recuperado de <https://addi.ehu.es/handle/10810/14292>
- [4] Teschke, K., Keefe, A., y Astrakianakis, G. (2001). Industria del papel y de la pasta de papel. *Enciclopedia de salud y seguridad en el trabajo*. [Versión electrónica]. España: Chantal Dufresne, BA, <http://www.insht.es/InshtWeb/Contenidos/Documentacion/TextosOnline/EnciclopediaOT/tomo3/72.pdf>
- [5] El Futuro de la Producción de Celulosa y las técnicas de producción más favorables para el medio ambiente. (2006). Greenpeace Colombia. Recuperado de: <http://www.greenpeace.org/argentina/Global/argentina/report/2006/4/el-futuro-de-la-produccion-de.pdf>.

- [6] Crowe, D. (1989). Stress corrosion cracking of carbon steel in kraft digester liquors. *Proceedings of the 6th International Symposium on Corrosion in the Pulp & Paper Industry*, Helsinki, Finlandia.
- [7] Feng, H., Li, H., Zhang, S., Wang, Q. Jiang, Z., Li, G., Zhang, W., y Fan, G. (2015). Corrosion Behavior of Super Duplex Stainless Steel S32750 in White Liquor. *Int. J. Electrochem. Sci*, 10(1), 4116 – 4128.
- [8] Bhattacharya, A., y Singh, P. (2011). Electrochemical behaviour of duplex stainless steels in caustic environment. *Corrosion Science*, 53(1), 71-81.
- [9] Sharma, A., Sulaxna., y Singh, A. Corrosion Investigations Due to Increased Sulfidity in Digester House of Paper Mill. *J. Mater. Environ. Sci*, 3(6), 1009-1018.
- [10] Wensley, A. (2000). Corrosion of Carbon and Stainless Steels in Kraft Digesters. NACE International.
- [11] López, D. (1998). Resistencia a la corrosión de aceros inoxidable de última generación en medios que contienen cloruros y mezclas cloruro-fluoruro. (tesis doctoral). Universidad Complutense de Madrid, Madrid, España.
- [12] Wensley, A. (2004). Corrosion in Alkaline Pulping Liquors. NACE International.
- [13] Nordström, J., y Avesta Sheffield (1994). Digesters and Pulp Storage Towers of Duplex Stainless Steels Saving Weight and Costs. Recuperado de

- <http://www.outokumpu.com/SiteCollectionDocuments/Outokumpu-Acom-digesters-and-pulp-storage-towers-of-duplex-stainless-steels.pdf>.
- [14] Singbeil, D.L., y Garner, A. (1985). Electrochemical and Stress Corrosion Cracking Behavior of Digester Steels in Kraft White Liquors. *Corrosion*, 41(11), 634-640.
- [15] Wensley, A. (1999). Effect of Sulfidity on the Corrosivity of White, Green, and Black Liquors. NACE International.
- [16] Betova, I., Bojinov, M., Hyökyvirta, O., y Saario, T. Effect of sulphide on the corrosion behaviour of AISI 316L stainless steel and its constituent elements in simulated Kraft digester conditions. *Corrosion Science*, 52(4), 1499-1507.
- [17] Méndez, C., y Ruiz, E. Evaluación de aceros inoxidables dúplex para la construcción de un digestor. *Cienc. Tecnol*, (16), 44-48.
- [18] TMR Stainless. (2012). Directrices prácticas para la fabricación de los aceros inoxidables dúplex. *International Molybdenum Association*, 1, 3-63.
- [19] ASTM, E3-11. (2011). Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens. ASTM International. 1-12. doi: 10.1520/E0003-11
- [20] ASTM, E45-05. (2005)- Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel. ASTM International. 1-19. doi: 10.1520/E0045-05

- [21] ASTM, E407-07. (2015). Standard Practice for Microetching Metals and Alloys. ASTM International. 2015. 1–22. doi: 10.1520/E0407-07R15E01
- [22] ASTM E112-96. (2004). Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. ASTM International. 1-26. doi: 10.1520/E0112-96R04.
- [23] ASTM E18 -15. (2015) Standard Test Methods for Rockwell Hardness of Metallic Materials. ASTM International. 1-37. doi: 10.1520/E0018-15
- [24] ASTM E384-11. (2011). Standard test method for knoop and Vickers hardness of materials. ASTM International. 1-43. doi: 10.1520/E0384-11
- [25] ASTM G1-03. (2011). Standard Practice for Preparing, Cleaning, and Evaluating Corrosion Test Specimens. ASTM International. 1-7. doi: 10.1520/G0001-03R11
- [26] ASTM G61-86. (2014). Standard test method for conducting cyclic potentiodynamic polarization measurements for localized corrosion susceptibility of iron-, nickel-, or cobalt-based alloys. ASTM International. 1- 5. doi: 10.1520/G0061
- [27] ASTM G3-89. (1999). Standard Practice for Conventions Applicable to Electrochemical Measurements in Corrosion Testing. ASTM International. 1999. 1-10. doi: 10.1520/G0003-89R99
- [28] ASTM G3-14. (2014). Standard Practice for Conventions Applicable to Electrochemical Measurements in Corrosion Testing. ASTM International. 1-18. doi: 10.1520/G0003-14

- [29] ASTM G31 -12a. (2012). Standard Practice for Laboratory Immersion corrosion Testing of Metals. ASTM International. 1-10. doi: 10.1520/NACEASTMG0031-12
- [30] Francis, R., y Byrne, G. (2003). Experiences with super duplex stainless steel in sea water. NACE International.
- [31] ASTM G59-97. (2014). Standard test method for Conducting Potentiodynamic Polarization Resistance Measurements. ASTM International. 1-4 p. doi: 10.1520/G0059
- [32] Beavers, J., Thompson, N., y Durr, C. (1998). Unique Interpretations of Potentiodynamic Polarization Technique. NACE International.
- [33] Laitinen, T. (1999). Thiosulfate Pitting Corrosion of Stainless Steels in Paper Machine Environment. (tesis doctoral). Helsinki University of Technology, Espoo, Finlandia.
- [34] Benyahya, M. (2013). Corrosion Behavior of Austenitic Steels in Basic Thiosulfate Gold Leaching Environments. (tesis doctoral). The University of British Columbia, Vancouver, Canadá.
- [35] Ganer A. (1987). Pulp and paper research institute of Canada. Corrosion in the Pulp and Paper. *Metals Handbook*, 13(19), 3019.
- [36] Naghizadeh, M., Nakhaie, D., Zakeri, M., y Moayed, M. (2015). Effect of Thiosulfate on Pitting Corrosion of 316 SS. *Journal of the Electrochemical Society*, 162(4), 71-77.

- [37] EL Haleem, S., y El Aal, E. Electrochemical Behaviour of Iron in Alkaline Sulphide Solutions. *Corrosion Engineering Science and Technology*, 43(2), 173-178.

Referencias bibliográficas

- ASTM, E3-11. (2011). Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens. ASTM International. 1-12. doi: 10.1520/E0003-11
- ASTM, E18 -15. (2015) Standard Test Methods for Rockwell Hardness of Metallic Materials. ASTM International. 1-37. doi: 10.1520/E0018-15
- ASTM, E45-05. (2005)- Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel. ASTM International. 1-19. doi: 10.1520/E0045-05
- ASTM, E112-96. (2004). Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. ASTM International. 1-26. doi: 10.1520/E0112-96R04.
- ASTM, E384-11. (2011). Standard test method for Knoop and Vickers hardness of materials. ASTM International. 1-43. doi: 10.1520/E0384-11
- ASTM, E407-07. (2015). Standard Practice for Microetching Metals and Alloys. ASTM International. 2015. 1–22. doi: 10.1520/E0407-07R15E01
- ASTM, G1-03. (2011). Standard Practice for Preparing, Cleaning, and Evaluating Corrosion Test Specimens. ASTM International. 1-9. doi: 10.1520/G0001-03R11
- ASTM, G3-14. (2014). Standard Practice for Conventions Applicable to Electrochemical Measurements in Corrosion Testing. ASTM International. 1-18. doi: 10.1520/G0003-14

ASTM, G3-89. (1999). Standard Practice for Conventions Applicable to Electrochemical Measurements in Corrosion Testing. ASTM International. 1999. 1-10. doi: 10.1520/G0003-89R99

ASTM, G31-12a. (2012). Standard Practice for Laboratory Immersion corrosion Testing of Metals. ASTM International. 1-10. doi: 10.1520/NACEASTMG0031-12

ASTM, G59-97. (2014). Standard test method for Conducting Potentiodynamic Polarization Resistance Measurements. ASTM International. 1-4 p. doi: 10.1520/G0059

ASTM, G61-86. (2014). Standard test method for conducting cyclic potentiodynamic polarization measurements for localized corrosion susceptibility of iron-, nickel-, or cobalt-based alloys. ASTM International. 1- 5. doi: 10.1520/G0061

Beavers, J., Thompson, N., y Durr, C. (1998). Unique Interpretations of Potentiodynamic Polarization Technique. NACE International.

Benyahya, M. (2013). Corrosion Behavior of Austenitic Steels in Basic Thiosulfate Gold Leaching Environments. (tesis doctoral). The University of British Columbia, Vancouver, Canadá.

Betova, I., Bojinov, M., Hyökyvirta, O., y Saario, T. Effect of sulphide on the corrosion behaviour of AISI 316L stainless steel and its constituent elements in simulated Kraft digester conditions. *Corrosion Science*, 52(4), 1499-1507.

Bhattacharya, A., y Singh, P. (2011). Electrochemical behaviour of duplex stainless steels in caustic environment. *Corrosion Science*, 53(1), 71-81.

Crowe, D. (1989). Stress corrosion cracking of carbon steel in kraft digester liquors. *Proceedings of the 6th International Symposium on Corrosion in the Pulp & Paper Industry*, Helsinki, Finlandia.

El Futuro de la Producción de Celulosa y las técnicas de producción más favorables para el medio ambiente. (2006). Greenpeace Colombia. Recuperado de: <http://www.greenpeace.org/argentina/Global/argentina/report/2006/4/el-futuro-de-la-produccion-de.pdf>.

EL Haleem, S., y El Aal, E. Electrochemical Behaviour of Iron in Alkaline Sulphide Solutions. *Corrosion Engineering Science and Technology*, 43(2), 173-178.

Feng, H., Li, H., Zhang, S., Wang, Q. Jiang, Z., Li, G., Zhang, W., y Fan, G. (2015). Corrosion Behavior of Super Duplex Stainless Steel S32750 in White Liquor. *Int. J. Electrochem. Sci*, 10(1), 4116 – 4128.

Francis, R., y Byrne, G. (2003). Experiences with super duplex stainless steel in sea water. NACE International.

Ganer A. (1987). Pulp and paper research institute of Canada. Corrosion in the Pulp and Paper. *Metals Handbook*, 13(19), 3019.

Laitinen, T. (1999). Thiosulfate Pitting Corrosion of Stainless Steels in Paper Machine Environment. (tesis doctoral). Helsinki University of Technology, Espoo, Finlandia.

Lera, A. (2011). Aplicaciones enzimáticas en procesos de conservación y restauración de obras de arte. Consolidación de celulosa. (Tesis doctoral). Recuperado de <https://addi.ehu.es/handle/10810/14292>

López, D. (1998). Resistencia a la corrosión de aceros inoxidable de última generación en medios que contienen cloruros y mezclas cloruro-fluoruro. (tesis doctoral). Universidad Complutense de Madrid, Madrid, España.

Méndez, C., y Ruiz, E. Evaluación de aceros inoxidable dúplex para la construcción de un digestor. *Cienc. Tecnol*, (16), 44-48.

Naghizadeh, M., Nakhaie, D., Zakeri, M., y Moayed, M. (2015). Effect of Thiosulfate o Pitting Corrosion of 316 SS. *Journal of the Electrochemical Society*, 162(4), 71-77.

Nordström, J., y Avesta Sheffield (1994). Digesters and Pulp Storage Towers of Duplex Stainless Steels Saving Weight and Costs. Recuperado de <http://www.outokumpu.com/SiteCollectionDocuments/Outokumpu-Acom- digesters and- pulp- storage-towers- of-duplex- stainless-steels.pdf>.

Ramírez, M. (2005). La reproducción de la imagen y su impacto en la construcción de nuevas realidades: historia del papel y de la imprenta en el continente americano. *Ámbitos*, (14), 247-263. Recuperado de <http://www.redalyc.org/articulo.oa?id=16801414>

Sharma, A., Sulaxna., y Singh, A. Corrosion Investigations Due to Increased Sulfidity in Digester House of Paper Mill. *J. Mater. Environ. Sci*, 3(6), 1009-1018.

Singbeil, D.L., y Garner, A. (1985). Electrochemical and Stress Corrosion Cracking Behavior of Digester Steels in Kraft White Liquors. *Corrosion*, 41(11), 634-640.

Teschke, K., Keefe, A., y Astrakianakis, G. (2001). Industria del papel y de la pasta de papel. *Enciclopedia de salud y seguridad en el trabajo*. [Versión electrónica]. España: Chantal Dufresne, BA, <http://www.insht.es/InshtWeb/Contenidos/Documentacion/TextosOnline/EnciclopediaOIT/tomo3/72.pdf>

TMR Stainless. (2012). Directrices prácticas para la fabricación de los aceros inoxidables dúplex. *International Molybdenum Association*, 1, 3-63.

Velasco, M. (2010). Soportes o sustratos: el papel. Recuperado de <http://www.seminariosla.com/margarita/TG-USA/02-El%20Ppapel.pdf>

Wensley, A. (1999). Effect of Sulfidity on the Corrosivity of White, Green, and Black Liquors. NACE International.

Wensley, A. (2000). Corrosion of Carbon and Stainless Steels in Kraft Digesters. NACE International.

Wensley, A. (2004). Corrosion in Alkaline Pulping Liquors. NACE International.

Apéndices

Apéndice A. potencial de corrosión (E_p) y potencial de repasivación (E_{rp}).

A continuación se presentan el promedio de los potenciales de picado (E_p) y los potenciales de repasivación (E_{rp}) y la desviación estándar calculada entre ellos para las temperaturas de ensayo.

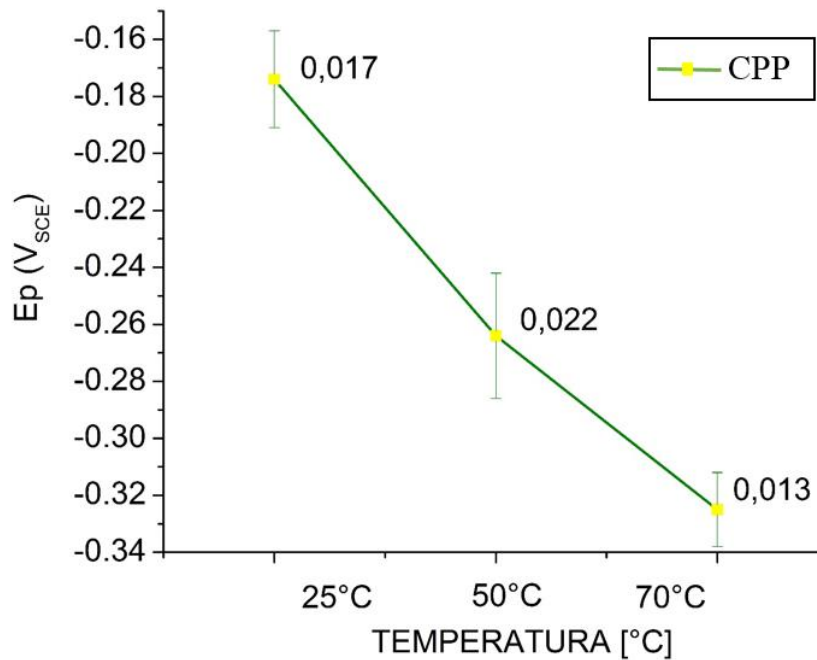


Figura 12. Potenciales de picado de la aleación UNS S-32760 determinados por la técnica electroquímica CPP en solución acuosa aireada de *licor blanco* a temperaturas de 25°, 50° y 70°C.

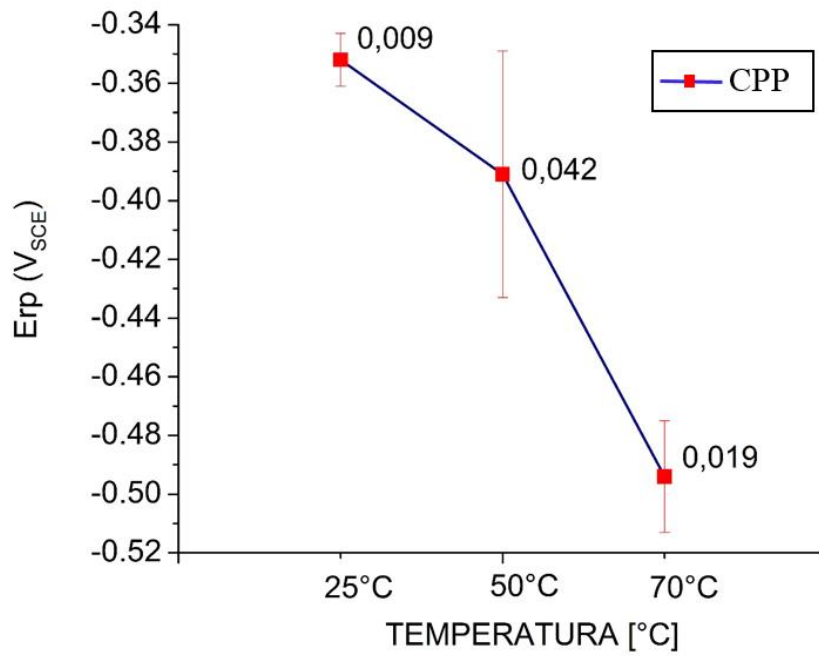


Figura 13. Potenciales de repasivación de la aleación UNS S-32760 determinados por la técnica electroquímica CPP en solución acuosa aireada de *licor blanco* a temperaturas de 25°, 50° y 70°C.

Apéndice B. Curvas de la técnica de extrapolación de tafel.

A continuación se presentan las curvas obtenidas por la técnica de Extrapolación de Tafel a las temperaturas de ensayo.

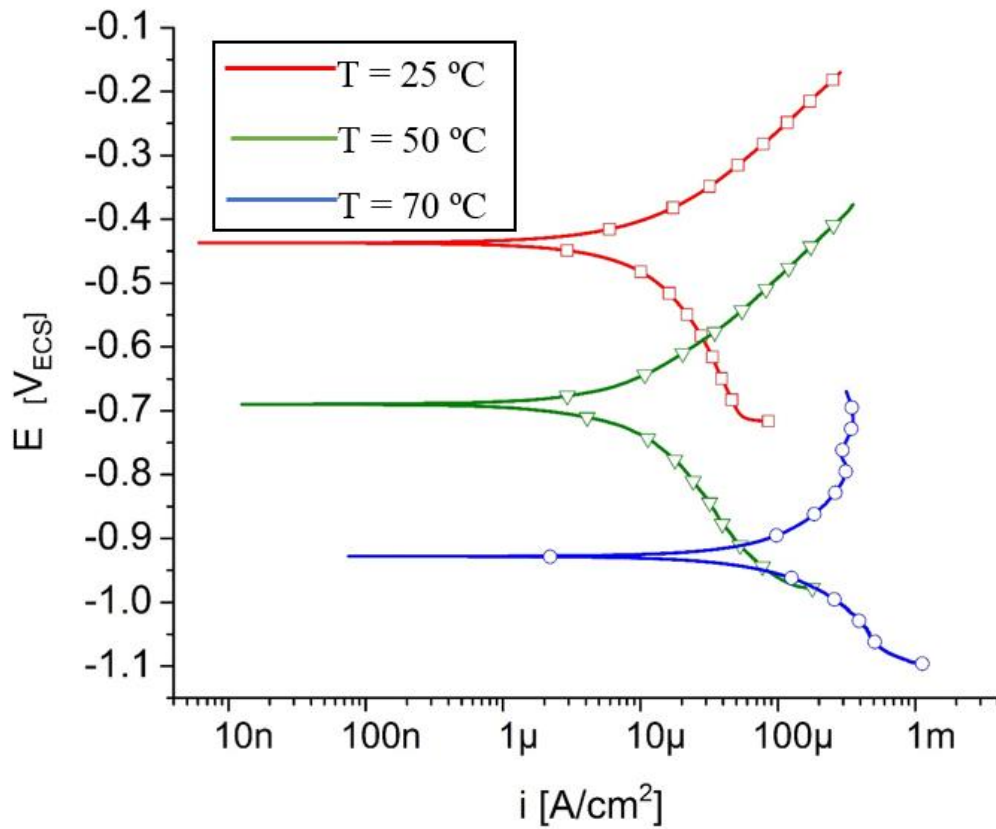


Figura 14. Curvas Extrapolación de Tafel de la aleación UNS S-32760 en solución acuosa aireada de licor blanco a temperaturas de 25°, 50° y 70°C.

Apéndice C. Diagramas de Nyquist obtenidos por espectroscopia de impedancia electroquímica (EIS).

En esta sección se presentan los diagramas de Nyquist para el acero súper dúplex UNS S 32760 en licor blanco a las temperaturas de ensayo y el circuito equivalente obtenidos mediante el software EC-LAB.

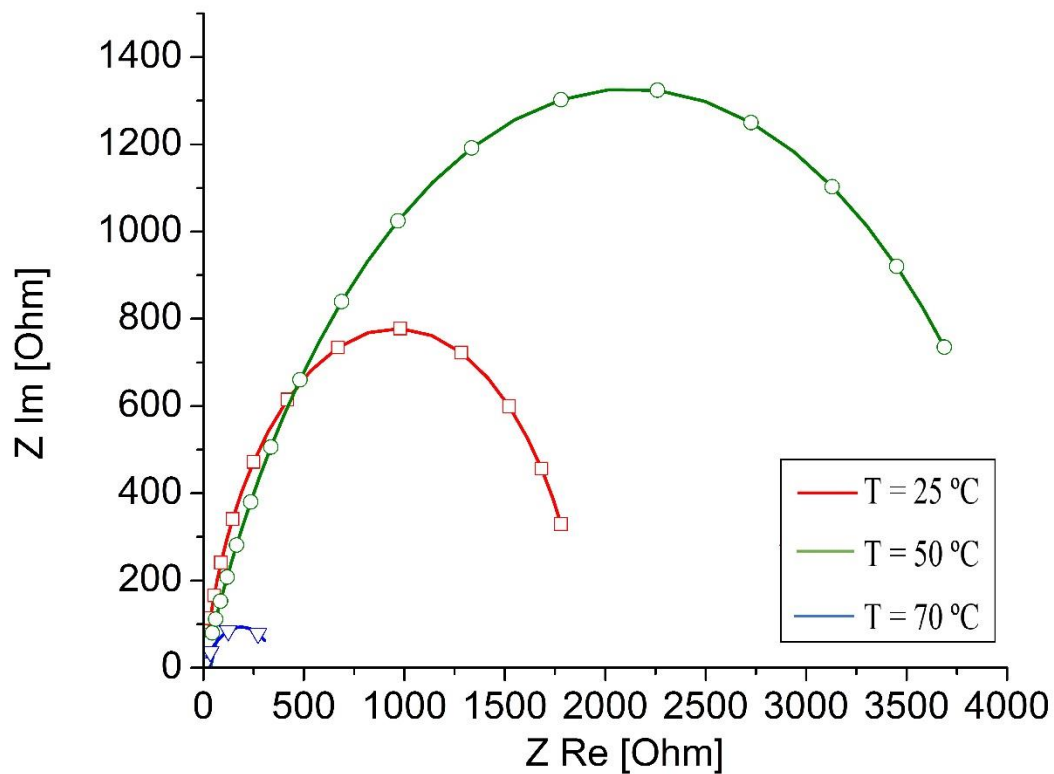


Figura 15. Diagrama de Nyquist de la aleación UNS S-32760 en solución acuosa aireada de *licor blanco* a temperaturas de 25,50 y 70°C.

