

EVALUACIÓN DE LA CORROSIÓN EN CALIENTE POR MÉTODOS ELECTROQUÍMICOS DE UN ACERO AISI 304H EN PRESENCIA DEL ÓXIDO DE NÍQUEL COMO INHIBIDOR.

HOT CORROSION EVALUATION BY ELECTROCHEMICAL METHODS OF STAINLESS STEEL AISI 304H IN PRESENCE OF NICKEL OXIDE AS INHIBITOR.

RESUMEN

En la presente investigación se estudió el comportamiento del óxido de níquel como inhibidor de la corrosión en caliente de un acero AISI 304H en presencia de una sal compuesta por 80% V_2O_5 – 20% Na_2SO_4 en peso y una atmósfera oxidante de 99% O_2 – 1% SO_2 . Se utilizaron dos relaciones molares inhibidor / sal: 2:1 y 3:1 y se emplearon las técnicas electroquímicas de resistencia a la polarización lineal, EIS y extrapolación de Tafel, con el fin de evaluar la influencia de la temperatura y del tiempo en la inhibición por NiO, determinando la velocidad de oxidación y la eficiencia del inhibidor sobre el deterioro del material. Los resultados mostraron que las técnicas de corriente directa solo fueron efectivas cuando el electrolito tiene un comportamiento iónico, mientras que la técnica por corriente alterna fue confiable para todas las condiciones de ensayo, mostrando una alta resistencia a la transferencia de carga. Los resultados mostraron que el deterioro del material fue gobernado por una transferencia de carga muy lenta a través del electrolito sólido y la capa de óxido formada, lo cual es confirmado por la técnica de SEM realizada a las muestras del material ensayado.

PALABRAS CLAVES: Corrosión en caliente, inhibición, Óxido de níquel, EIS.

ABSTRACT

In this research, the behaviour of nickel oxide as inhibitor of hot corrosion of stainless steel AISI 304H in presence of a salt compound for 80% V_2O_5 – 20% Na_2SO_4 in weight and oxidant atmosphere of 99% O_2 – 1% SO_2 was studied. Two molar ratios inhibitor / salt 2:1 and 3:1 were used and electrochemical techniques as linear polarization resistance, EIS and Tafel extrapolation were employed to evaluate the influence of temperature and time in the NiO inhibition, to determine oxidation rate and inhibitor efficiency on the material damage. Results showed that the techniques of direct current only were effective when the electrolyte have a ionic behaviour, while that the techniques of alternate current were reliable for the alls condition test, showed an high resistance to the transference charge. The results showed that the damage of material were controlled for a charge transference very high through solid electrolyte and oxide layer formed, this was confirmed by SEM techniques carried to the tested samples..

KEYWORDS: Hot corrosion, Inhibition, Nickel oxide, EIS.

1. INTRODUCCIÓN

En algunos casos, los combustibles utilizados en las calderas son residuos de la refinación del petróleo crudo (combustóleo residual). Durante la refinación, los metales pesados y gran parte del azufre se concentran en el combustóleo residual[1].

Durante la combustión normal de un combustóleo o del carbón que posee altos contenidos de sodio (Na), azufre

(S) y vanadio (V), se forman vapores de pentóxido de vanadio (V_2O_5) y sulfatos de metales alcalinos (Na_2SO_4), los cuales reaccionan para producir compuestos de vanadio (principalmente vanadatos de sodio), $Na_2SO_4.V_2O_5$ y mezclas de sodio - vanadio que disminuyen el punto de fusión de la ceniza[2,3].

Esta clase de compuestos (Na_2SO_4 y V_2O_5), forman un sistema binario que sufre una reacción eutéctica a temperatura relativamente baja (menor de 600 °C), la cual

DARIO YESID PEÑA B.*

Ingeniero Metalúrgico, Ph.D.
Profesor Asistente
Universidad Industrial de Santander.
dypena@uis.edu.co

HUBER A. ANAYA P.*

Ingeniero Metalúrgico, M.Sc
Universidad Industrial de Santander.
huberthp@hotmail.com.co

JOSÉ LUIS TRISTANCHO R.**

Ingeniero Metalúrgico, M.Sc.
Profesor Auxiliar.
Universidad Tecnológica de Pereira.
jsetris@utp.edu.co

*Grupo de Investigaciones en Corrosión.

**Grupo de Investigación en Materiales Avanzados GIMAV – UTP.

causa fusión, formando una capa estable de electrolito sobre la superficie del metal. Los compuestos de vanadio formados son muy corrosivos y estables bajo condiciones normales de operación en las calderas[4,5]. Este tipo de corrosión ocurre comúnmente en los sobrecalentadores y recalentadores de los hornos[6]. La corrosión de estos sistemas de combustión es el principal obstáculo en la eficiencia térmica de las plantas que queman combustibles fósiles.

Existen dos tipos de corrosión a altas temperaturas:

Corrosión en caliente tipo I. Denominada HTHC, este mecanismo de corrosión se observó en el intervalo de temperatura comprendido entre 750°C y 950°C, cuando la película de sal condensada está completamente líquida y con una velocidad máxima de corrosión a 900°C, considerando que el punto de fusión del Na_2SO_4 es de 884°C[6,7,8].

Corrosión en Caliente Tipo II. Denominada LTHC, se ubica entre los 700°C y 750°C, donde la fase líquida de sal es formada únicamente por la disolución de varios productos de corrosión⁽¹⁶⁾. La LTHC ocurre por debajo del punto de fusión del Na_2SO_4 puro. En este tipo de corrosión en caliente la morfología de los productos de reacción, se caracteriza por un ataque no uniforme en forma de huecos con una pequeña formación de sulfuros cerca de la interfaz metal-óxido y una disminución de Cr o Al en el sustrato de la aleación. La disolución de la película de óxido es de tipo ácido, sensible a la presión externa de SO_3 (P_{SO_3} alta), por lo tanto, el óxido es disuelto al igual que el acero expuesto[7].

Actualmente se admite que el flujo ácido o básico del óxido, es la etapa inicial, predominante, de la corrosión en caliente. Se cree que el flujo básico predomina a alta temperatura, entre 825°C y 900°C, mientras que el flujo ácido, debido al SO_3 en la fase gaseosa, es una etapa inicial importante en la corrosión a baja temperatura, entre 600°C y 800°C[9].

Los compuestos químicos evaluados hasta el momento como inhibidores, han sido generalmente óxidos metálicos de alto punto de fusión, o hidróxidos derivados de estos mismos óxidos, los cuales al reaccionar con el V_2O_5 forman vanadatos complejos que a diferencia de los vanadatos de sodio, tienen puntos de fusión mucho mas elevados (>850°C)[10,11].

Los vanadatos de alto punto de fusión formados elevan la temperatura de fusión global de las cenizas, que al ser mayor que la temperatura de la superficie de los tubos, causa que dichas cenizas permanezcan sólidas y no se adhieran a la superficie de los tubos, para así volver a la corriente de gases de combustión[4].

La efectividad con que un compuesto inhibe la corrosión por cenizas de combustóleo fundidas, dependerá de la

capacidad que tenga para desplazar al sodio presente como Na_2SO_4 en la formación de los vanadatos, es decir, que los vanadatos formados con dicho compuesto deben ser mas estables que los vanadatos de sodio que se puedan formar, de este modo, también se evitaría la formación de SO_3 , disminuyendo la posibilidad de ataque corrosivo por sulfuración.

Los compuestos que han mostrado mayor efectividad como inhibidor de la corrosión inducida por vanadio en diferentes estudios realizados, han sido los óxidos de magnesio (MgO), de níquel (NiO), de calcio (CaO), y de cromo (Cr_2O_3)[1,5,12,13], que se adicionan en cantidades tales que, estequiométricamente, formen el vanadato que presente el mayor punto de fusión.

Se ha encontrado que la adición de NiO conlleva a la formación de $\text{Ni}_3\text{V}_2\text{O}_8$, que es un compuesto refractario que reduce dramáticamente la corrosividad de las cenizas por atrapamiento del vanadio. En contraste, el efecto del MgO sobre la ceniza, es estabilizar el vanadio por reacción con los aniones ortovanadato (VO_4^{3-}) para formar el $\text{NaMg}_4(\text{VO}_4)_3$, el cual disminuye fuertemente el efecto corrosivo; Sin embargo, la sulfatación de una fracción de MgO promueve la compactación de las cenizas sobre el metal, lo que significa, que se requiere una frecuente limpieza del equipo[14].

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

La composición de la sal tuvo una relación peso a peso de 80% de V_2O_5 y 20% Na_2SO_4 , simulando así, una composición de la sal presente en la operación de algunas calderas que queman combustóleos o carbón. Se implementó al sistema una mezcla gaseosa compuesta por 99% O_2 – 1% SO_2 , para garantizar una atmósfera oxidante similar a la de una caldera, El flujo de la mezcla gaseosa a través del reactor fue aproximadamente 10 c.c./min.

Las temperaturas de ensayo fueron 600°C, 650°C, 700°C y 750°C respectivamente. Como en investigaciones anteriores se observó que el deterioro total de las probetas se alcanzaba tan solo en 5 horas de exposición a la sal fundida, se determinó llevar los ensayos a 3 horas, realizando medidas electroquímicas desde el momento en que el horno alcanza la temperatura de ensayo y después de una, dos y tres horas de ensayo.

Las muestras obtenidas del acero inoxidable AISI 304H se cortaron con sierra de disco de diamante, haciéndoles un desbaste mecánico final en pulidora, obteniendo así probetas para ensayos de 9mmx9mmx3mm; seguidamente se les realizó un normalizado a 1100°C durante dos horas, para un alivio de tensiones posiblemente producidas durante el maquinado. Las probetas se sometieron a un pulido hasta lija de carburo de silicio 600 y posteriormente, se limpiaron químicamente con acetona, según la norma ASTM G1-

90. Los bordes de las muestras se suavizaron para asegurar una distribución homogénea del óxido sobre la superficie y evitar la generación de corrosión localizada. La microestructura del acero AISI 304H correspondió a una fase única austenítica, de granos poliédricos equiaxiales, con presencia de maclas y de pequeñas inclusiones de ferrita δ de color gris plomo.

Los electrodos de referencia y contraelectrodo fueron fabricados con tubos de mullita, los cuales contenían en su interior un alambre de platino de alta pureza cuya función era llevar las señales al potenciostato. Estos alambres estaban fijados al tubo de mullita mediante un cemento cerámico resistente a altas temperaturas. El electrodo de trabajo fue hecho de la misma manera, pero llevando en un extremo la probeta de acero inoxidable AISI 304H unida al alambre de platino por medio de una soldadura de plata.

El electrolito utilizado en el desarrollo de esta investigación fue una mezcla de sales compuesta por 80% V_2O_5 – 20% Na_2SO_4 en peso, con relaciones inhibidor-sal de 2:1 y 3:1.

El montaje correspondiente de los electrodos de trabajo, referencia y contraelectrodo, tubos de entrada y salida del gas oxidante, termopozo con su respectiva termocupla y los tapones, tal como se observa en la figura 1. Luego se abrió el paso del gas oxidante y se encendió el horno graduándolo a cada una de las temperaturas de ensayo. Se realizaron los ensayos experimentales, aplicando las técnicas electroquímicas de resistencia a la polarización lineal, EIS para cada temperatura de ensayo, a cero, una, dos y tres horas después de que el horno alcanzó la temperatura planeada, los ensayos realizados por la técnica de extrapolación de Tafel se llevaron a cabo para cada temperatura, a la tercera hora del ensayo.



Figura 1. Montaje de la tapa del crisol en el horno.

Una vez realizados los ensayos las muestras fueron llevadas a análisis metalográfico por SEM para identificar las capas de óxido depositadas sobre el material y los componentes de cada una de éstas, haciendo una evaluación cualitativa del posible daño del material.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Extrapolación Tafel

Las curvas de polarización obtenidas para la relación inhibidor/sal 2:1, no reportaron valores de las pendientes

de Tafel, pues el sistema no se polarizó al igual que para la relación inhibidor/sal 3:1 a las temperaturas de 600°C, 650°C y 700°C, demostrando que no hubo una influencia de la temperatura, una curva de polarización para este caso se puede observar en la figura 2. La única curva de polarización que reportó valores de las pendientes de Tafel fue para la relación inhibidor/sal 3:1 a 750°C, donde el sistema ya había polarizado, lo que indica que la temperatura fue un factor crítico para que el sistema se polarizara. La curva de polarización correspondiente se observa en la figura 3.

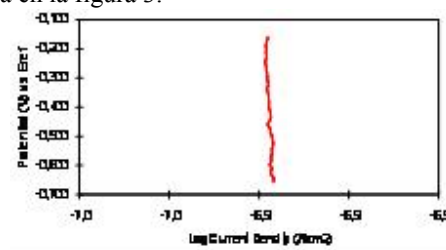


Figura 2. Curva de polarización de Tafel para la relación inhibidor/sal 2:1, a 750°C después de 3 horas.

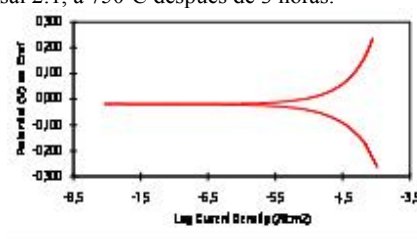


Figura 3. Curva de polarización de Tafel para la relación inhibidor/sal 3:1, a 750°C después de 3 horas.

Comparando las figuras anteriores, se puede apreciar el comportamiento de la corriente con respecto a la relación inhibidor/sal, puesto que se observa que a medida que ésta aumenta, la corriente de corrosión también lo hace, aumentando de esta manera las velocidades de oxidación.

Resistencia a la Polarización Lineal

Con la técnica de resistencia a la polarización lineal no se lograron resultados óptimos para determinar una velocidad de oxidación por corriente directa con la relación inhibidor/sal 2:1 para las temperaturas de ensayo, debido a que igual que para la extrapolación de Tafel el sistema no se encontraba polarizado, a causa de la naturaleza electrónica de la capa de óxido formada; con la relación 3:1 solo reportó valores de resistencia a la polarización a 750°C, es decir que para esta condición el sistema si había polarizado. En la figura 4 se observa una gráfica típica de resistencia a la polarización para los casos donde no se puede obtener un valor de resistencia a la polarización, en la figura 5 se observa la gráfica de resistencia a la polarización de la relación inhibidor/sal 3:1 a 750°C donde a medida que aumenta el tiempo, la resistencia a la polarización tiende a aumentar, excepto para tres horas donde disminuye debido a un posible cambio en las propiedades conductoras de la capa de óxido.

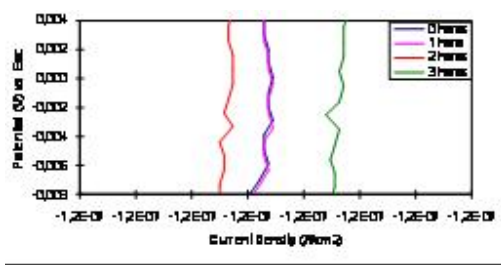


Figura 4. Curvas de resistencia a la polarización lineal para la relación inhibidor/sal 2:1, a 750°C.

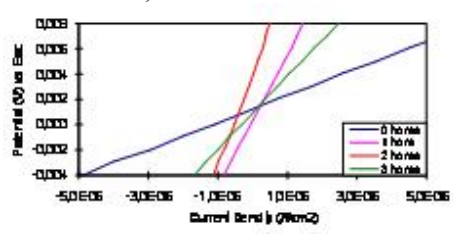


Figura 5. Curvas de resistencia a la polarización para la relación inhibidor/sal 3:1, a 750°C.

Los valores de velocidad de oxidación obtenidos estuvieron alrededor de 1 mpy.

Técnica EIS

La técnica EIS reportó valores para todas las temperaturas en ambas relaciones inhibidor/sal 2:1 y 3:1. Los diagramas de Nyquist más representativos obtenidos por esta técnica son mostrados en las figuras 6 y 7.

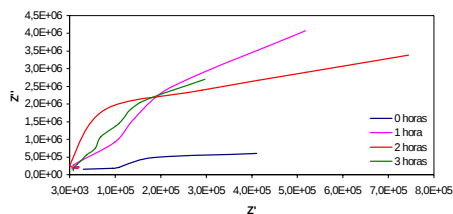


Figura 6. Diagrama de Nyquist para la relación inhibidor/sal 2:1, a 700°C.

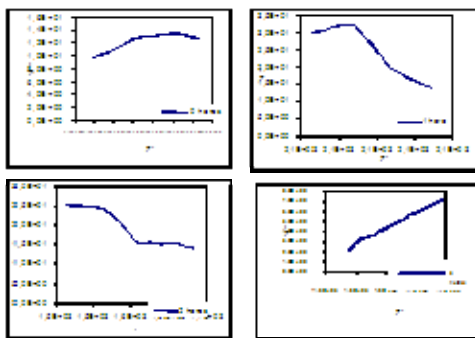


Figura 7. Diagrama de Nyquist para la relación inhibidor/sal 3:1, a 750°C.

De los resultados de resistencia a la polarización obtenidos para las relaciones inhibidor/sal 2:1 y 3:1, se puede obtener conocimiento de la influencia de la

temperatura y del tiempo sobre la resistencia a la polarización de la capa de óxido formada sobre el sustrato metálico del acero AISI 304H, tal como lo muestran las figuras 8 y 9 respectivamente.

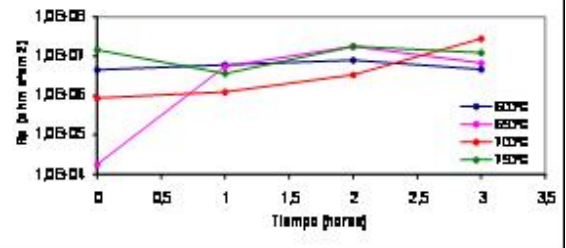


Figura 8. Influencia de la temperatura y el tiempo en la resistencia a la polarización por EIS para la relación inhibidor/sal 2:1.

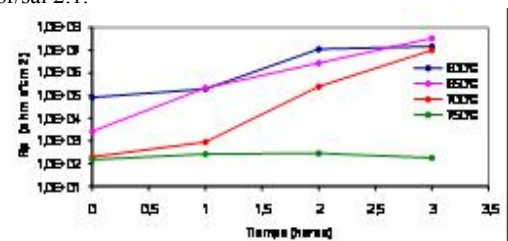


Figura 9. Influencia de la temperatura y el tiempo en la resistencia a la polarización por EIS para la relación inhibidor/sal 3:1.

Se observa en la figura 8 que a medida que la temperatura y el tiempo aumentan, la resistencia de la capa se mantiene constante, debido a que los valores obtenidos generalmente permanecen en el mismo orden de magnitud, además se pudo concluir que la resistencia a la polarización para todos los casos es demasiado alta como para que exista un deterioro considerable del material, evidenciando así solo un proceso de oxidación y no de corrosión. El hecho que los datos para cada temperatura a cada intervalo de tiempo disminuyan y aumenten aleatoriamente, se debe a que la capa de óxido presenta disolución en la sal y después hay reprecipitación de la misma afectando así las mediciones. En el diagrama de Nyquist de la figura 6 obtenido para la relación inhibidor/sal 2:1, se puede observar un comportamiento que no es característico para los sistemas con conducción iónica, lo que indica que la capa de óxido formada sobre el acero AISI 304H presenta las características de una conducción generalmente electrónica.

Por otra parte, en la gráfica 9 se observa que la resistencia a la polarización tiende a disminuir considerablemente con el aumento de temperatura para los tiempos de exposición iguales a 0, 1 y 2 horas, mientras que para 3 horas permanece casi constante para 600°C, 650°C, y 700°C, y cae drásticamente para 750°C, evidenciando un cambio en las características físicas y un cambio de conductividad electrónica a iónica de la capa de óxido formada que puede ser atribuido a que al aumentar la relación inhibidor/sal de 2:1 a 3:1, esta capa

protectora puede perder estabilidad química presentándose posiblemente porosa a esta temperatura, facilitando su desprendimiento o una mayor disolución en el sistema sólido ensayado, reportando así valores bajos de resistencia a la polarización pero no tanto como para afirmar un posible daño del material expuesto.

Con respecto a la influencia del tiempo, en la figura 9 también se observa la tendencia a aumentar los valores de resistencia a la polarización a medida que este transcurre para cada temperatura lo que indica que a mayor tiempo la velocidad de oxidación del material disminuye, excepto para 750° donde permanece casi constante. El efecto de aumento de la resistencia a la polarización a medida que transcurre el tiempo puede ocurrir por la formación de una capa de óxido cada vez de mayor espesor, estructuralmente estable y más adherente al sustrato metálico, debido a la acción del inhibidor. En el diagrama de Nyquist de la figura 7 se puede observar que el comportamiento de la capa de óxido formada con el acero AISI 304H en el sistema ensayado, presenta una transición reversible de conducción electrónica a conducción iónica significando de esa manera, valores de resistencia a la polarización más bajos[15].

Comparando estos valores de resistencia a la polarización y de velocidad de oxidación con los obtenidos por la resistencia a la polarización lineal (figuras 10 y 11), se puede observar claramente que aunque por la técnica de corriente directa se obtuvieron valores de resistencia mayores que con la técnica EIS, las velocidades de oxidación son un poco más bajas pero presentan cierta concordancia con la técnica de corriente alterna cuando el sistema ensayado alcanza un comportamiento iónico, pero no cuando en el sistema prevalece un comportamiento electrónico.

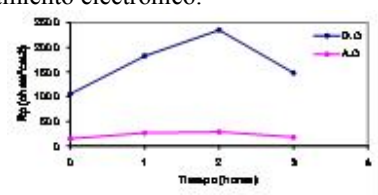


Figura 10. Resistencia a la polarización por corriente directa y corriente alterna para la relación inhibidor/sal 3:1, a 750°C.

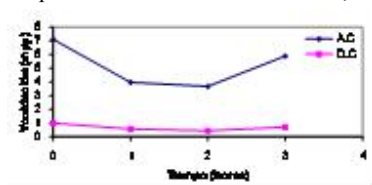


Figura 11. Velocidades de oxidación por corriente directa y corriente alterna para la relación inhibidor/sal 3:1, a 750°C.

El mapa EDS de la figura 12, muestra la presencia de los componentes de Cr y O. El Fe se observa debido a que está contenido en una pequeña capa de óxido de hierro no uniforme depositada sobre la superficie de la capa de

Cr₂O₃, también se ve que no hay presencia de vanadio y sodio, solo existen pequeñas trazas de azufre, lo que indica que estos elementos permanecieron en las cenizas y no reaccionaron sobre la capa de óxido formada para permitir la corrosión del material.

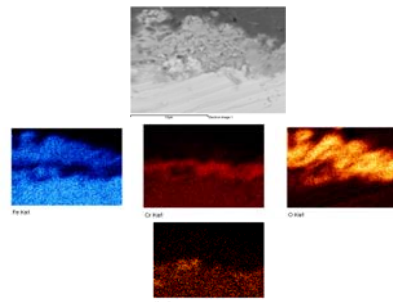


Figura 12. Mapa EDS de la capa de óxido formada sobre la superficie del acero, relación inhibidor/sal 2:1, 650°C.

La figuras 13 muestra el SEM realizado para la ceniza obtenida después de realizados los ensayos donde se observó la formación de Ni₃V₂O₈, NiO y Na₂SO₄.

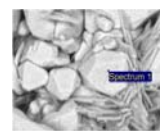
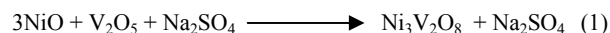


Figura 14. Micrografía de la ceniza, relación inhibidor/sal 3:1, 750°C, a 5500 aumentos.

El análisis de la ceniza evidenció los elementos que forman dichos compuestos de alto punto de fusión, la relación aproximada obtenida de los elementos es:

Oxígeno: 23.21 % en peso
Sodio: 2.51 % en peso
Vanadio: 29.43 % en peso
Níquel: 44.85 % en peso

La posible reacción del mecanismo de inhibición del NiO es entonces:



Este es un mecanismo sencillo que lleva a la formación de un depósito poroso y frágil el cual se puede remover fácilmente[14].

Eficiencia del Óxido de Níquel: Para determinar la eficiencia del inhibidor, se tomó como patrón la técnica EIS debido a que fue la técnica que demostró mayor sensibilidad a las pruebas del ambiente ensayado. Se tomaron como parámetros los valores de Rp de las velocidades de oxidación obtenidas por esta técnica para 750°C, en ambas relaciones inhibidor/sal, 2:1 y 3:1, a un tiempo de 3 horas, puesto que estas son las condiciones más severas, y los valores de Rp en la misma técnica para las mismas condiciones sin la adición de inhibidor[16].

Los valores de la eficiencia del inhibidor son mostrados en la tabla 1.

Tabla 1. Eficiencia del inhibidor NiO para las relaciones inhibidor / sal 2:1 y 3:1, a 750°C y 3 horas de exposición.

	Rp (ohms*cm ²)	%E NiO
Sin inhibidor	0.097080	-----
Relación inhibidor / sal 2:1	1.23E7	99.99
Relación inhibidor / sal 3:1	1.78E2	99.94

De los valores obtenidos de eficiencia del óxido de níquel como inhibidor, se concluye que la relación inhibidor/sal 2:1 y 3:1, no presentan diferencia significativa, indicando una excelente inhibición para los sistemas donde se presenta corrosión por sales fundidas, de lo que se concluye que el uso de la relación es indiferente pues va a haber una eficiencia aproximadamente igual. La única diferencia es el impacto económico pues una mayor relación inhibidor/sal implica más costos.

Cabe anotar que estos valores de inhibición se deben a que los valores de velocidad de corrosión sin inhibidor son muy altos, por lo que los porcentajes de inhibición prácticamente dependen de dichos valores.

4. CONCLUSIONES

- El acero AISI 304H, no presentó corrosión en presencia de la sal 80% V₂O₅ – 20% Na₂SO₄ debido al excelente desempeño del inhibidor NiO, el cual reaccionó con el vanadio, impidiendo que las cenizas se fundieran, por lo que se presentó un fenómeno de oxidación.
- Las técnicas electroquímicas en general, no son convenientes para evaluar cuantitativamente la velocidad de oxidación del acero, debido a que la disolución de la capa de óxido y su posterior reprecipitación, pueden producir cambios transitorios de conducción electrónica a iónica, afectando su medición, y produciendo valores aleatorios en función tanto de la temperatura como el tiempo. En cambio, si pueden ser eficientes para estudiar el comportamiento de la corriente y predecir el mecanismo y tipo de deterioro.
- Con la técnica SEM se confirmó la formación de solo una capa de óxido de cromo Cr₂O₃, densa y adherente al sustrato metálico, evidenciando el efectivo desempeño del inhibidor.

5. BIBLIOGRAFÍA

- [1] **PAUL L.D., SEELEY R.R.** Oil Ash Corrosion – A review of utility boiler experience, Corrosion, Vol. 47 (No. 2), pp 152-160, 1991.
- [2] **PORT R., HERRO HARVEY.** Guía NALCO para el análisis de falla en calderas. Ed. Mac Graw Hill. Mexico, pp 121-127, 270-277, 1997.

[3] **PORCADO C.J.** Protección contra corrosión a alta temperatura por medio de recubrimientos en base silicio aplicados por protección térmica. Capítulo IV, y V.

[4] **SUÁREZ B.R.A., SALINAS D.R., SAIDMAN, BESSONE J.B.** Instituto de Ingeniería Química, Universidad Nacional del Sur, Corrosión por cenizas de fuel-oil en calderas, Argentina, pp 1-13, 1944.

[5] **MARTÍNEZ A., ALMERAYA M.F., GAONA C. GONZÁLEZ J.G., PORCAYO J.** High temperature degradation and protection of ferritic and austenitic steels in steam generators. Journal of materials engineering and performance, Vol. 7 (No. 1), pp 108-113, 1998.

[6] **CARRASCOS J.L., ADEVA P., ABALLE M.** Oxidación y corrosión a alta temperatura de aleaciones de base níquel. Centro nacional de Investigaciones Metalúrgicas (CENIM), Madrid, pp 35-38, 1989.

[7] **RAPP R. A, ZHANG Y.** Hot corrosion of materials: fundamental studies, december, pp 45-47, 1994.

[8] **RAPP ROBERT.** Hot Corrosión of Materials: a Fluxing Mechanism?. Corrosion Science, p 210, 2000.

[9] **RAHMEL A.** Electrochemical Aspects of Molten-salts-enhanced Corrosion. Material Science and Engineering, Vol. 87, p 345-352, 1987.

[10] **BORNSTEIN, N.S.** Literature review of inhibition for vanadate attack, United Technologies Research Center, Report 88-91783. East Hartford. CT, USA, 1988.

[11] **SWISHER J.H., SHANKARNARAYAN S.** Inhibiting vanadium – induced corrosion. Materials Performance, september, pp 49-53, 1994.

[12] **American Society for Testing ang Materials.** Standard practice for preparing, cleaning and evaluating corrosion test specimens, Anual Book of ASTM Standars, G1-90. Philadelphia, PA, USA, 1991.

[13] **LATORRE L.** Tecnología de la Refinación de Petróleos, Páginas ix-xiv. Instituto Colombiano del Petróleo –ICP-. Bucaramanga, Colombia. 1987.

[14] **ROCCA E., ARANDA L., MOLIERE M., STEINMETZ P.** Nickel oxide as a new inhibitor of vanadium – induced hot corrosion of superalloys comparison to MgO- based inhibitor. Journals of Materials Chemistry. Vol. 12, pp 3766 – 3772, 2002.

[15] **ANAYA HUBER.** Evaluación de inhibidores en corrosión en caliente, en aleaciones 2¼ Cr – 1Mo, 9Cr – 1 Mo modificado y 304H, en contacto con una sal fundida por medio de métodos electroquímicos. Tesis de postgrado. Universidad Industrial de Santander. Bucaramanga, Colombia. 2005.

[16] **VÁSQUEZ CUSTODIO.** Evaluación de la corrosión en caliente generada por productos de combustión utilizando métodos electroquímicos. Grupo de Investigación de la corrosión. Universidad Industrial de Santander. Bucaramanga, Colombia. 2004.