

**Oxidación a alta temperatura de un acero
ASTM A335 P92 en contacto con una
mezcla de sales de K_2SO_4 - NaCl**

High temperatures oxidation
of ASTM A335 P92 steel in
an molten salts of K_2SO_4 - NaCl

Jessica Rodríguez Pérez*

Eduardo Santos Sánchez**

Darío Yesid Peña Ballesteros***

Anderson Sandoval Amador****

Universidad Industrial de Santander (Colombia)

Hugo Armando Estupiñán Durán*****

Universidad Nacional de Colombia

* Ingeniera Metalúrgica. Universidad Industrial de Santander - UIS. Investigador. Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales. Grupo de Investigaciones en Corrosión. Colombia. jessicamrodriguez@hotmail.com

** Ingeniero Metalúrgico. Universidad Industrial de Santander - UIS. Investigador. Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales. Grupo de Investigaciones en Corrosión. (Colombia). chamicante@hotmail.com

*** Ph.D en Corrosión. Universidad Industrial de Santander - UIS. Docente - Investigador. Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales. Grupo de Investigaciones en Corrosión. Colombia. Centro de Materiales y Nanomateriales-UIS. dypena@uis.edu.co

**** Físico. Universidad Industrial de Santander - UIS. Candidato a maestría en ingeniería de materiales. Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales. Grupo de Investigaciones en Corrosión. Colombia. anderson84f@hotmail.com

***** Dr. Ingeniería Química. Universidad Nacional de Colombia - Sede Medellín. Docente Asociado. Facultad de Minas. haestupinand@unal.edu.co

Correspondencia: Darío Yesid Peña Ballesteros. (+57) 7 6344000 Ext 2419. Carrera 27 Calle 9 Ciudad Universitaria. E-mail: dypena@uis.edu.co

Resumen

En esta investigación se evaluó la oxidación del acero ASTM A335 P92 en una mezcla de sales 40% K_2SO_4 - 60% NaCl a temperaturas de 500°C a 700°C, a intervalos de 50°C con tiempos de exposición de 1, 3, 10, 30, 100 y 150 horas, utilizando la norma estandarizada por la Federación Europea de Corrosión. Se realizó análisis metalográfico y de dureza antes y después del ensayo para identificar el posible cambio estructural; se realizan pruebas de difracción de rayos X (DRX), microscopía electrónica de barrido (SEM-EDS), para determinar los productos de corrosión presentes en el acero. Se demuestra con el análisis SEM-EDS que las especies corrosivas como el Cl^- , SO_4^{2-} no reaccionan con los elementos de aleación del acero. También se observó que las capas de óxido formadas muestran una buena estabilidad y adherencia, lo cual confirma la protección de estos óxidos sobre el metal. Las curvas de ganancia de peso por deposición de sales muestran un comportamiento parabólico, propio de los materiales utilizados a temperatura alta.

Palabras clave: oxidación a temperatura alta, gravimetría, sales fundidas, K_2SO_4 -NaCl, acero ASTM A335 P92.

Abstract

In this research the oxidation of ASTM A335 P92 steel and the effect of 40% K_2SO_4 - 60% NaCl salt mixture at temperatures of 500°C to 700°C in intervals of 50°C with exposure times of 1,3,10, 30,100 and 150 hours were evaluated using the standard standardized by the European Federation of Corrosion. Metallographic analysis and hardness analysis were performed before and after the test to identify the possible structural change; evidence of x-ray diffraction (XRD) and scanning electron microscopy (SEM-EDS) were performed to determine the corrosion products present in the steel. By SEM-EDS analysis it is shown that corrosive species such as Cl^- , SO_4^{2-} do not react with the alloying elements of steel. It was also noted that the oxide layers formed showed stability, and good adhesion which confirms the oxides protection on the metal. The "gained weight by salts deposition" curves showed a parabolic behavior, typical of high temperature materials.

Keywords: High temperature oxidation, gravimetry, molten salts, K_2SO_4 -NaCl, ASTM A335 P92 steel.

Fecha de recepción: 30 de mayo de 2014
Fecha de aceptación: 14 de septiembre de 2015

INTRODUCCIÓN

Existe una variedad de condiciones operativas a temperatura alta que influyen notablemente en el funcionamiento de una caldera entre ellas: la diversidad de tipos de plantas y composiciones químicas del carbón, son factores se deben tener en cuenta. El uso de carbón como combustible causa graves problemas de deposición y corrosión, principalmente en los tubos sobrecalentadores de las calderas [1]. Además, en la corrosión de estos tubos influyen factores como la temperatura del metal y de los gases de la caldera, tipo de material del tubo y la composición química de los depósitos formados sobre los sobrecalentadores [2].

Con el uso de carbón en plantas generadoras de vapor es necesario conocer la temperatura del vapor para no tener problemas de corrosión; esto se debe al alto contenido de potasio y cloro que tiene la ceniza de este combustible sólido [3]. El cloro puede causar corrosión acelerada debido a la pérdida de metal del sobrecalentador, ataque interno y formación de capas de óxidos no adherentes [4].

El problema más relevante relacionado con la ceniza es el de la acumulación, ya que durante el proceso de combustión, el mineral que forma la ceniza se libera del carbón a temperaturas del orden de 1.650°C , que están muy por encima de la temperatura de fusión de la mayor parte de los minerales. Al arder el combustible, dicha ceniza se libera en forma viscosa, y una fracción de ella impacta y se adhiere a las paredes del hogar que, dadas las enormes cantidades involucradas en el proceso, pueden interferir en el funcionamiento normal de la caldera [5].

La acumulación de ceniza en las paredes del hogar, dificulta la transferencia de calor, retrasa la refrigeración de los humos, por lo que se incrementa la temperatura de los gases que salen del hogar, y causa un aumento de la temperatura del vapor, extiende los problemas de deposición de ceniza a los sobrecalentadores verticales y a otras superficies del paso de convección [6].

El azufre y el cloro de la ceniza tienen una gran influencia en el comportamiento termodinámico del potasio durante la combustión del carbón. El cloro incrementa la volatilidad del potasio, que se encuentra principalmente como $\text{KCl}(\text{g})$ y $\text{KOH}(\text{g})$ en la fase gaseosa [7]-[9]. A las temperaturas de

trabajo de los sobrecalentadores, el potasio condensa como sulfato, cloruro y silicato formando depósitos sobre los tubos [10]-[12]. El cloro puede influir de muchas formas en la corrosión de los tubos, por ejemplo, los gases procedentes de la combustión aceleran la oxidación de las aleaciones; conociéndose a este mecanismo como oxidación activa, esos gases pueden también influenciar en la corrosión causada por otros mecanismos, como la corrosión de los sobrecalentadores por sulfatos alcalinos fundidos [13]. El cloro puede, también, depositarse en los tubos sobrecalentadores, e influir en la corrosión. En conclusión, se puede originar corrosión por componentes de la fase gaseosa [14], por efectos de los depósitos sobre los tubos sobrecalentadores ó por una combinación de los dos [15].

Este estudio se centra en evaluar el comportamiento del acero ASTM A335 P92 utilizado en los tubos sobrecalentadores y recalentadores de las calderas para lo cual se simulan condiciones de concentración de sales de K_2SO_4 -NaCl, tiempos y temperaturas de operación.

METODOLOGÍA

El acero ASTM A335 P92 utilizado en la investigación fue maquinado en forma de paralelepípedo regular a dimensiones de ≈ 20 mm x 15 mm x 2 mm. Las probetas fueron lijadas en todas sus caras con papel de carburo de silicio número 600, posteriormente fueron desengrasadas mediante baño ultrasónico en alcohol isopropílico durante 5 minutos. Se tomaron las dimensiones de cada una de las probetas usando un calibrador digital y se registraron los valores generados. El procedimiento anterior está basado en la norma ASTM G1-03 Standard Practice for Preparing, Cleaning, and Evaluating Corrosion Test Specimens. La composición química del acero ASTM A335 P92 fue suministrada por el laboratorio de pruebas tecnológicas y de análisis de Italia (Ansaldo Caldaie S.p.A) tal como se muestra a continuación.

Tabla 1. Composición química del acero ASTM A335 P92

Grado	% C	% Mn	% P	% S	%Si	% Ni	%Cr
	0,115	0,454	0,013	0,0033	0,220	0,119	9,14
P92	% Mo	% V	% N	% W	% Nb	% B	%Al
	0,40	0,155	0,039	1,979	0,055	0,0022	0,011

La mezcla corrosiva utilizada fue una solución de sales de sulfato de potasio y cloruro de sodio ($K_2SO_4 - NaCl$), disuelta en agua destilada en una relación 40% de K_2SO_4 y 60% de $NaCl$. Para esto se preparó por separado una solución de 40% p/v de K_2SO_4 y otra solución al 60% p/v de $NaCl$, luego se agregaron en cantidades iguales en una sola solución. La aplicación de la mezcla corrosiva se realizó usando un atomizador o spray, según lo indica la norma Discontinuous Corrosion Testing in High Temperature Gaseous Atmospheres, las probetas fueron calentadas a una temperatura de $\approx 200^\circ C$ durante 3 minutos en una plancha de calentamiento, luego la mezcla corrosiva fue rociada con un spray en todas sus caras hasta lograr un peso promedio de $1-10 \text{ mg/cm}^2$, dando como resultado un depósito de sales fino y homogéneo. Posteriormente las probetas se ubicaron en el horno Rotatory Carbolite y se inició el conteo del tiempo de ensayo. Después de 1, 3, 10, 30, 100 y 150 horas y a las diferentes temperaturas de 500, 550, 600, 650 y $700^\circ C$, respectivamente, las probetas fueron retiradas del horno y fueron rociadas nuevamente con la misma solución de sales a tiempos de 10, 30 y 100 horas de exposición. Todos los ensayos se realizaron por triplicado con un error del 12%. Finalmente y después del enfriamiento, las probetas fueron pesadas y almacenadas en un desecador. Al finalizar el experimento se realizó pruebas de difracción de rayos X, microscopía electrónica de barrido SEM-EDS, así como ensayos de dureza y análisis metalográfico.

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Con el fin de evaluar la oxidación del acero ASTM A335 P92 en presencia de una mezcla de sales de K_2SO_4 y $NaCl$, se analizaron las curvas de ganancia de masa por deposición de sales con las curvas de ganancia de masa por oxidación de las probetas sin deposición de sales. Estos últimos datos fueron tomados del trabajo "Oxidación a alta temperatura de un acero ASTM A335 P92 en condiciones isotérmicas y de ciclado térmico" [16].

En las Figuras 1 a 5 se muestran las curvas características de ganancia de masa por deposición de sales y ganancia de masa por oxidación para cada una de las temperaturas de ensayo de las probetas de acero ASTM A335 P92.

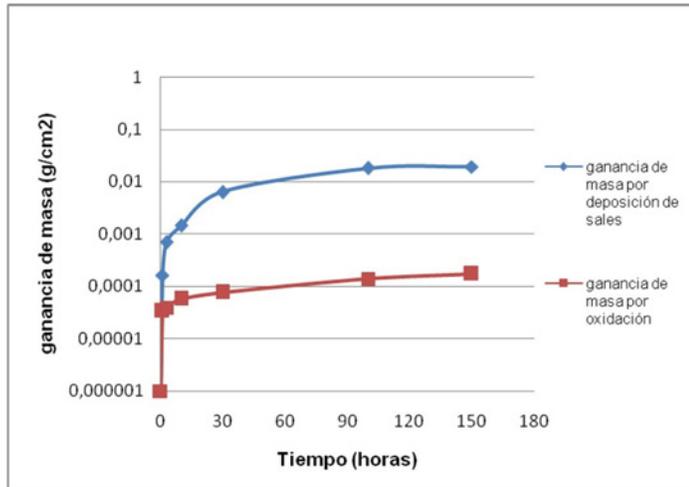


Figura 1. Variación de la ganancia de masa con el tiempo a 500°C.

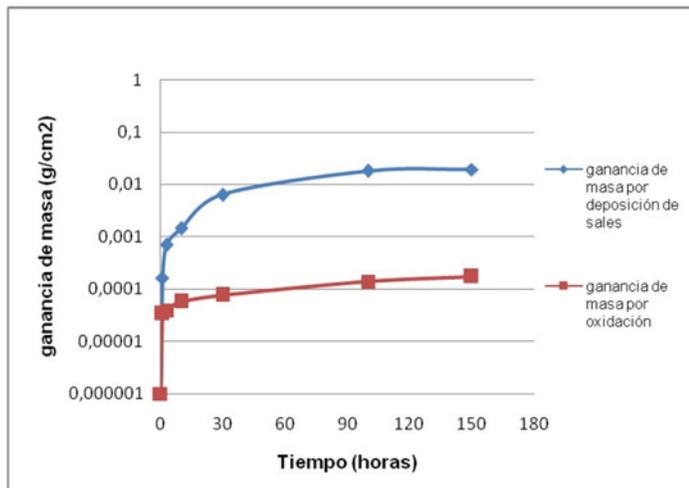


Figura 2. Variación de la ganancia de masa con el tiempo a 550°C.

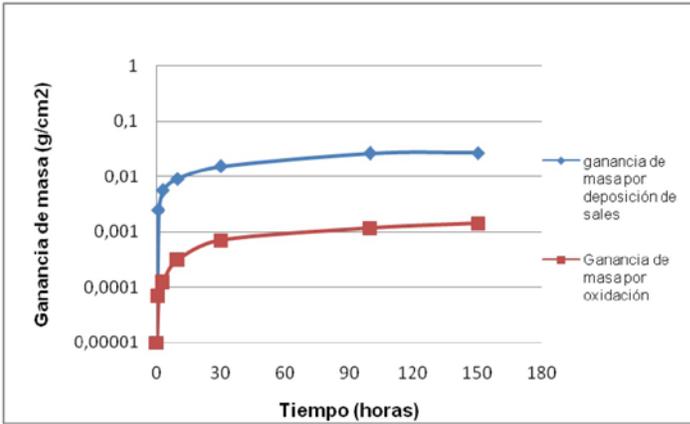


Figura 3. Variación de la ganancia de masa con el tiempo a 600°C.

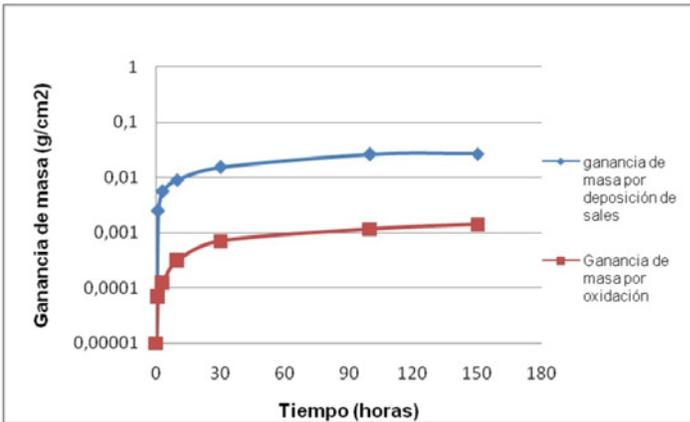


Figura 4. Variación de la ganancia de masa con el tiempo a 650°C.

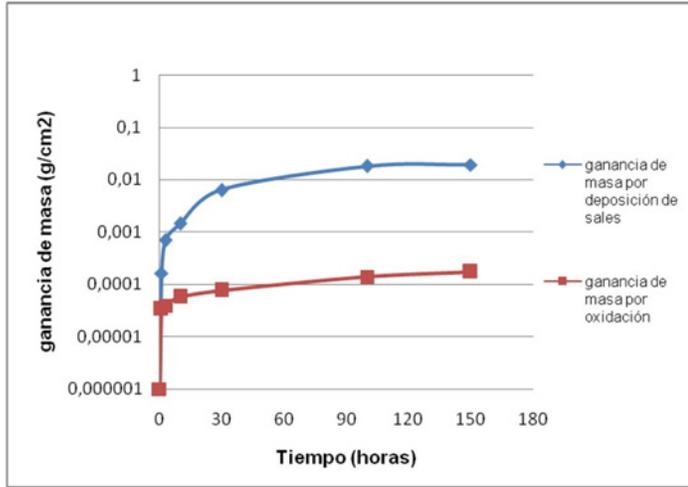


Figura 5. Variación de la ganancia de masa con el tiempo a 700°C.

Se puede observar en las Figuras 1 a 5 que, aproximadamente, en las primeras 30 horas de exposición se da un aumento progresivo de la ganancia de masa mostrando un fenómeno de corrosión acelerada. Por encima de estos tiempos de permanencia se asume un aumento mínimo, aparentemente constante, es decir, que la capa de óxidos adquiere un posible comportamiento protector. Este es el comportamiento típico que se espera obtener con los materiales utilizados a temperaturas altas. Además, las curvas de las Figuras 1 a 5, muestran un claro y notorio incremento de las velocidades de corrosión de las probetas con la deposición de la mezcla de sales en comparación con las obtenidas en ganancia de masa por oxidación.

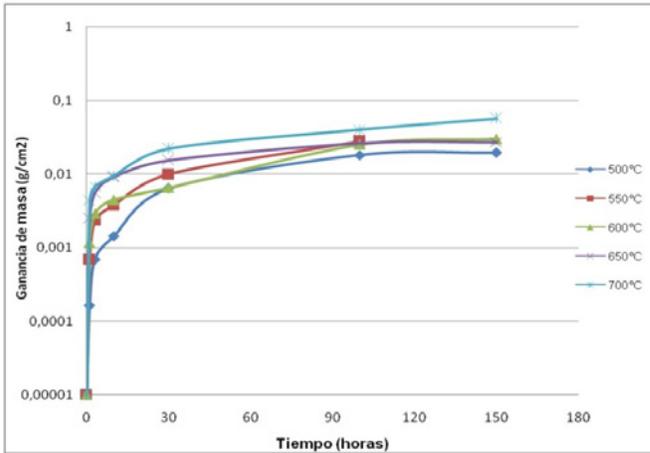


Figura 6. Variación de la ganancia de masa vs tiempo (temperatura de exposición constante).

En la Figura 6, se puede ver que las probetas expuestas a 700°C experimentaron ganancias de masa más elevadas, esto debido a que al aumentar la temperatura, aumenta la fluidez de la sal líquida, lo cual permite reacciones entre la capa intermedia (óxidos) y la capa externa (deposición de sales), por lo que los óxidos protectores son eliminados constantemente de la superficie. Lo cual implica que a mayor temperatura, mayores son los daños por corrosión en los elementos estructurales de las calderas, y mayores las velocidades de corrosión en las paredes del tubo.

En la Figura 7 se puede observar que con el aumento de la temperatura, el comportamiento frente a la corrosión con respecto a la ganancia de masa aumenta de forma creciente y significativa al aumentar proporcionalmente el tiempo de exposición. La ganancia de masa para la temperatura de 700°C y tiempo de exposición de 150 horas es de, aproximadamente, 0,05674 g/cm², dato muy elevado comparado con la ganancia de masa a temperaturas bajas, lo que confirma velocidades altas de corrosión para temperaturas y tiempos de exposición elevados.

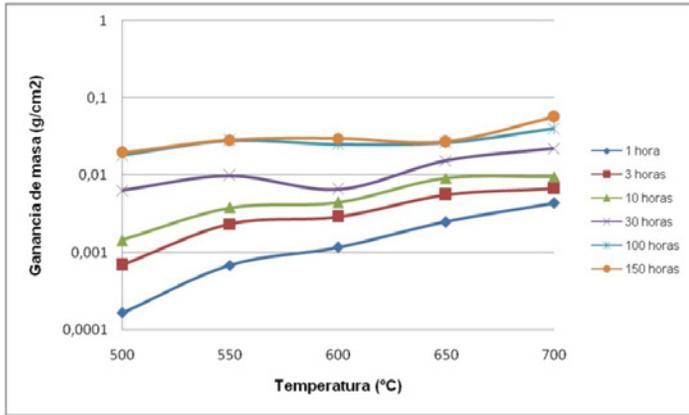


Figura 7. Variación de la ganancia de masa vs temperatura (tiempo de exposición constante).

Las curvas de ganancia de masa en función del tiempo, mostraron dos comportamientos característicos. La primera, muestra una cinética constante sobre las primeras 30 horas de exposición donde se observa un aumento considerable en la ganancia de masa, y la segunda, muestra una cinética donde su comportamiento es constante después de las 30 horas de exposición.

Tabla 6. Constante cinética de las velocidades de corrosión

Temperatura (°C)	De 1 a 30 horas de exposición (g ² /cm ⁴ h)	De 30 a 50 horas de exposición b(g ² /cm ⁴ h)
500	1*10 ⁻⁶	3*10 ⁻⁶
550	3*10 ⁻⁶	6*10 ⁻⁶
600	1*10 ⁻⁶	7*10 ⁻⁶
650	8*10 ⁻⁶	4*10 ⁻⁶
700	2*10 ⁻⁵	2*10 ⁻⁵

Con base en los datos de las constantes cinéticas obtenidas en función de la temperatura; la oxidación expresada en términos de la constante cinética aumenta proporcionalmente conforme aumenta la temperatura. Lo cual indica que a una temperatura de 700°C, los tubos sobrecalentadores y recalentadores de las calderas podrían tener una mayor degradación con el tiempo de exposición comparadas con la temperatura a 500°C.

Se puede decir que un aumento en la temperatura contribuye a un incremento en la difusión en el estado sólido dentro de las capas de óxido, por lo cual se obtiene mayor espesor en dichas capas que se manifiesta como mayor ganancia de peso y susceptibilidad a tener defectos [2].

El análisis SEM-EDS se realizó a la probeta expuesta a las condiciones más severas de ensayo: 700°C y 150 horas de exposición, en ella se registra el estado de las zonas en las probetas luego de la exposición a las sales de $K_2SO_4 - NaCl$ y se analiza el crecimiento de las diferentes capas de óxidos. La Figura 8 muestra un corte transversal de la probeta ensayada y montada en resina, donde se puede observar la presencia de cuatro zonas características, cada una adyacente a la otra en forma de capas. Además, en la Figura 9 se muestra un mapa de distribución de los elementos presentes en las capas.

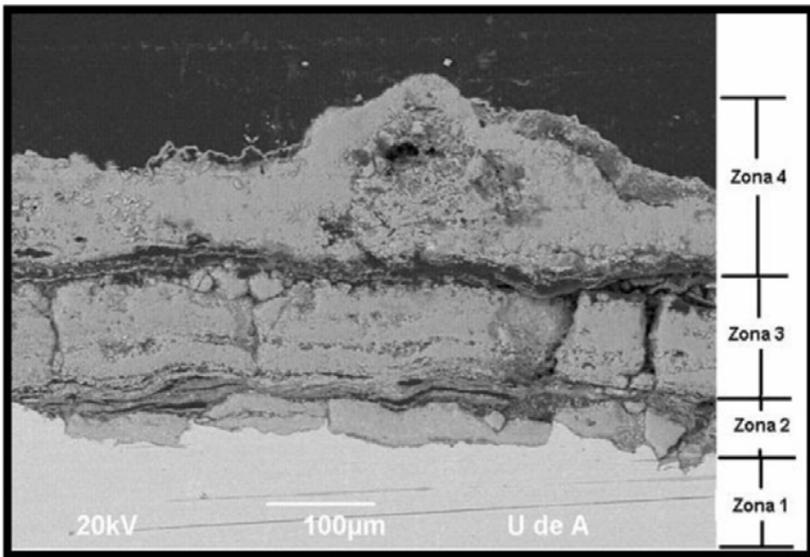


Figura 8. Zonas formadas en la probeta de acero después del ensayo.

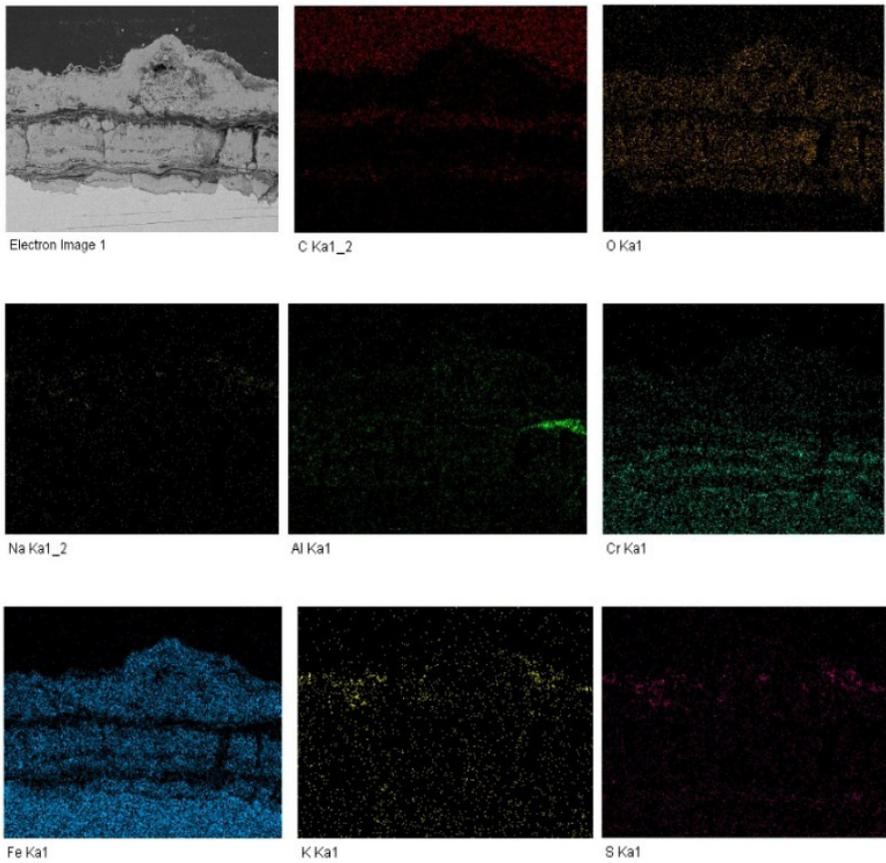


Figura 9. Mapa de distribución de los elementos presentes en el SEM-EDS.

Las Figuras 10 a 13 muestran los espectros para cada una de las zonas de interés, se concluye que la primera zona corresponde al metal base, debido a los elementos mostrados por el espectro de la Figura 10, donde se observa que los elementos encontrados son principalmente Fe, Mn, Cr, W, Al y C, Mo, todos elementos propios de la aleación.

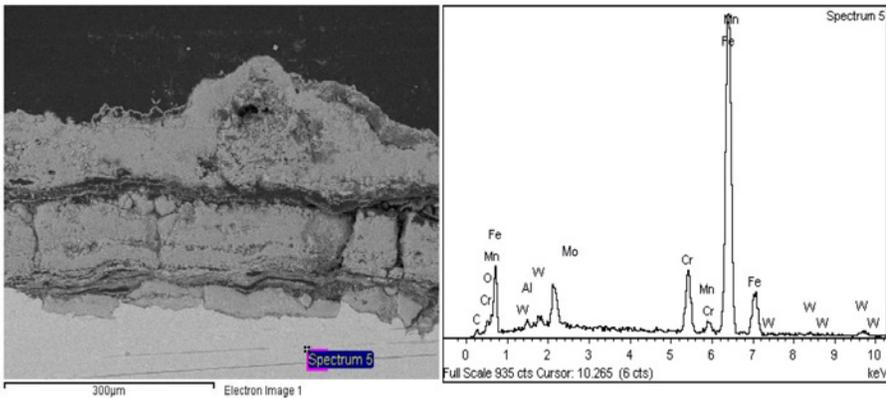


Figura 10. EDS (spectrum 5) zona 1 de la probeta de acero ASTM A335 P92 luego de la deposición de sales a 700°C, 150 horas de exposición.

La Figura 11 muestra Fe, Cr, Mo, O y C; elementos presentes en la segunda zona. Esta zona tiene un espesor de aproximadamente 40 µm, y debido a la presencia de oxígeno se concluye que la zona se encuentra compuesta principalmente por mezclas de óxidos de Fe y Cr.

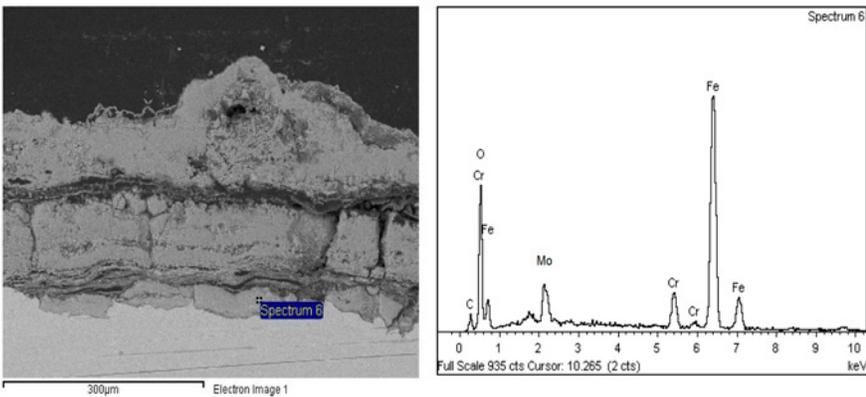


Figura 11. EDS (spectrum 6), zona 2 de la probeta de acero ASTM A335 P92 luego de la deposición de sales a 700°C, 150 horas de exposición.

La Figura 12 muestra el espectro de los elementos de la tercera zona, el cual es muy semejante al de la Figura 11. La presencia de oxígeno, confirma que esta zona también está formada por una mezcla de óxidos de Fe y Cr. Dentro de los óxidos de Fe, se espera que los presentes en la segunda zona sean

principalmente Fe_3O_4 y los de la tercera zona sean principalmente Fe_2O_3 , esto, debido a que la concentración de oxígeno disponible para reaccionar cerca del metal base es menor que la presente en la zona más cercana a la atmósfera oxidante; es decir, a medida que el oxígeno se aleja del metal base la presión parcial del mismo aumenta debido a que la capa de óxido que se forma no permite una difusión fácil de elementos entre la atmosfera rica en oxígeno del ambiente y el metal base. Otra diferencia entre las zonas de óxidos 2 y 3 radica en el espesor de la zona 3 que mide aproximadamente 90 μm , comparada con el espesor de la zona 2 que mide 40 μm .

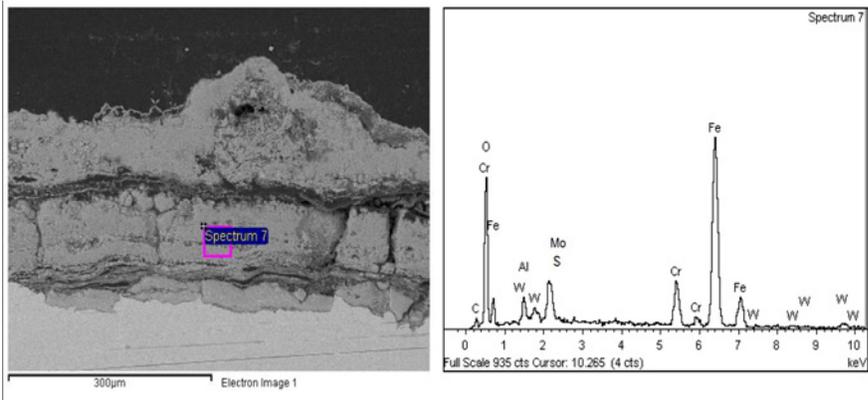


Figura 12. EDS (spectrum 7), zona 3 de la probeta de acero ASTM A335 P92 luego de la deposición de sales a 700°C, 150 horas de exposición.

La Figura 13 muestra el espectro de los elementos presentes en la cuarta zona, donde además de los elementos encontrados en las zonas anteriores se muestran picos para elementos como K, Na y S provenientes de la deposición de sales aplicadas a las probetas en la simulación del ambiente propio de una caldera que utiliza carbón como combustible. En esta zona el espesor de la capa de sales es similar a la zona 3 y es de aproximadamente 90 μm .

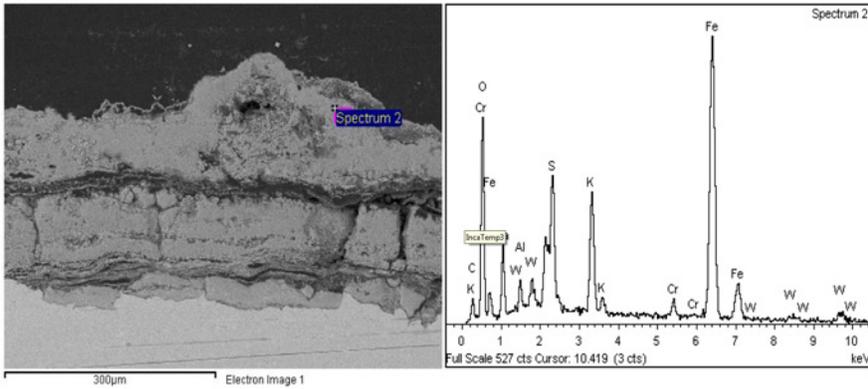


Figura 13. EDS (spectrum 2), zona 4 de la probeta de acero ASTM A335 P92 luego de la deposición de sales a 700°C, 150 horas de exposición.

La morfología que revelan las figuras anteriores, muestra en la interfase de las zonas 1 y 2 una adherencia uniforme lo que es un buen indicio de la capacidad de ser un óxido protector para el acero. Por el contrario, la adherencia de las zonas 2 y 3 no es la mejor, ya que muestra grietas bastante profundas que ponen en riesgo la integridad de la capa de óxido protector.

Se realizó análisis de los productos de corrosión mediante un difractómetro de polvo marca PANalytical modelo X'PERT PRO MPDeN, a la muestra de la probeta de acero ASTMA335 P92 luego de deposición a 700 °C y 100 horas. Se observó la presencia de magnetita ($\text{Fe}_3\text{O}_4(\text{s})$) en mayor proporción que eskolita (Cr_2O_3) y hematita ($\text{Fe}_2\text{O}_3(\text{s})$). La formación de gran cantidad de estos óxidos presentes en la muestra, comprueba el comportamiento protector de la capa de óxidos sobre la superficie del metal base. Por otra parte, la banda de la intensidad del background mostrada en la Figura 14 es ancha, lo que indica la posible presencia de una gran cantidad de compuestos amorfos como los sulfuros y cloruros.

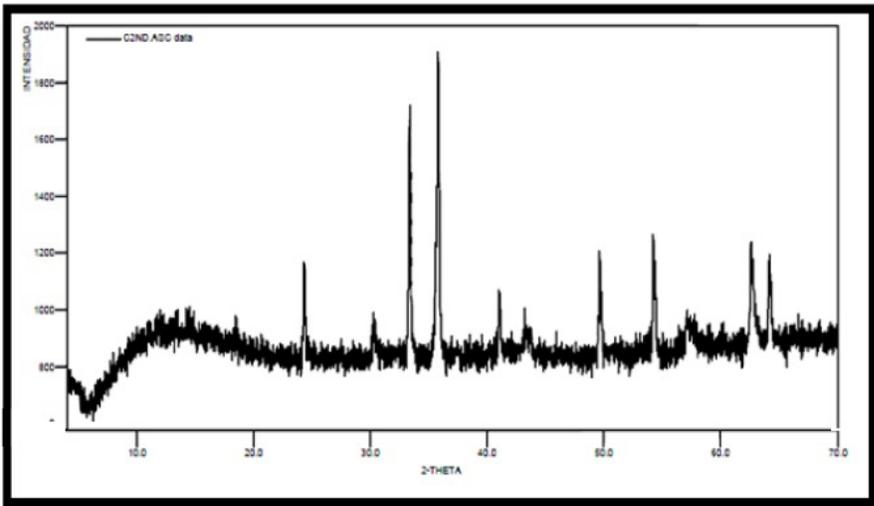


Figura 14. Difractograma de la probeta de acero ASTM A335 P92 luego de la deposición de sales a 700°C, 100 horas de exposición.

En las Figuras 15 y 16 se presentan las micrografías obtenidas con el fin de evaluar los posibles cambios microestructurales por efecto de la temperatura y el tiempo de exposición al contacto con la deposición de sales. La micrografía de la muestra en estado inicial está compuesta por una matriz martensítica revenida homogénea en forma de placas.

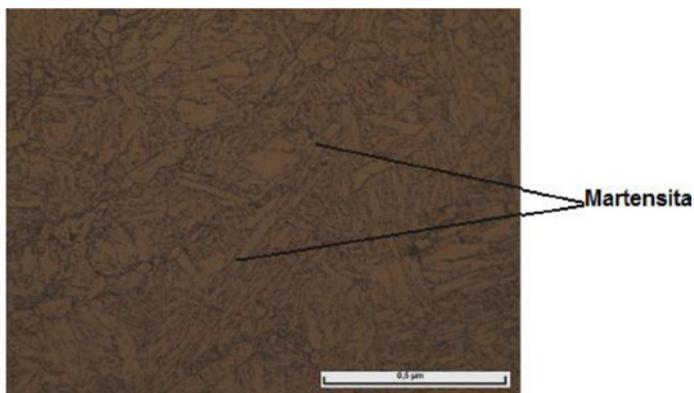


Figura 15. Micrografía en estado de entrega del acero ASTM A335 P92. 1000x.

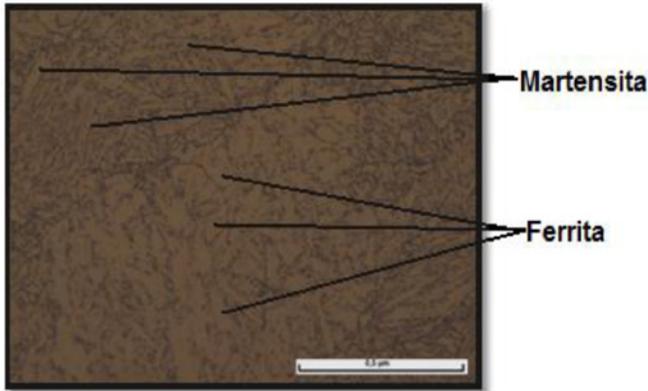


Figura 16. Micrografía con la aplicación del depósito de sales, expuesta a 700°C durante 100 horas. 1000x.

En la Figura 16 se observa claramente el desdoblamiento de la martensita a ferrita y la precipitación de carburos debido al efecto de la temperatura, lo cual causa un incremento en la resistencia mecánica del acero y lo hace aplicable para el trabajo a temperatura alta [17]. Esta variación aparentemente en la microestructura es poco significativa, por lo cual se puede concluir que el acero mantiene su microestructura después de ser expuesto a períodos prolongados de tiempo y temperaturas altas.

La prueba de dureza en estado de entrega suministrada por el laboratorio Prove Tecnologiche ed Analisi muestra una dureza inicial de 22,6 HRC y los valores correspondientes a las diferentes temperaturas de ensayo se muestran en la Tabla 2.

Tabla 2. Prueba de dureza del acero ASTM A335 P92 al final de los ensayos.

Temperaturas de exposición	Dureza después del ensayo Rockwell (HRC)
500°C	26,1
550°C	25,2
600°C	25,0
650°C	24,3
700°C	22,2

El cambio de la dureza entre la muestra en estado de entrega y luego de ensayo a 500 °C es de aproximadamente 4 grados en HRC lo cual es poco significativo y se debe posiblemente al maquinado realizado a las probetas. Con el aumento de temperatura como se muestra en la Tabla 2, la dureza muestra un decrecimiento constante, generado por la posible segregación de precipitados en los bordes de grano, lo cual puede estar asociado al envejecimiento a que tiene lugar la probeta dentro del horno, por lo que el acero no muestra una notoria recristalización y reacomodación del grano de acuerdo a la temperatura de trabajo de este ensayo [18].

CONCLUSIONES

Los diferentes ensayos realizados demostraron que la presencia de las sales fundidas de K_2SO_4 -NaCl permiten la formación de capas compuestas principalmente por magnetita, eskolita y hematita las cuales son la causa de lo observado en los gráficos de ganancia de masa vs tiempo de exposición, donde se presenta un comportamiento parabólico propio de los óxidos protectores, lo cual indica que existe una degradación constante, pero no significativa, de las probetas de acero ASTM A335 P92.

Por otra parte, se observó que los valores de ganancia de masa para las probetas con deposición de sales son superiores comparados a los obtenidos por oxidación isotérmica, lo que demuestra el impacto que tiene la presencia de sales en la velocidad de degradación.

En general el buen comportamiento frente a la corrosión por sales fundidas del acero ASTM A335 P92 hace posible que sea utilizado en la zona de sobrecalentadores y recalentadores de las calderas que queman carbón en Colombia.

REFERENCIAS

- [1] G.A. Farthing, *Properties and performance characteristics of water-coal fuels*. American Chemical, Society National Meeting, Seattle, Washington, 1983.
- [2] D. Y. Peña Ballesteros y C. Vásquez Quintero, "Oxidación de alta temperatura del acero ferrítico 9Cr-1Mo modificado," *Ingeniería y Universidad*, vol. 15, no. 2, pp. 359-372, diciembre 2011.

- [3] C. Berlanga Labari y J. Fernández Carrasquilla, "Revisión sobre la corrosión de tubos sobrecalentadores en plantas de biomasa," *Revista de Metalúrgica*, vol. 42, no. 4, pp. 299-317, agosto 2006.
- [4] D. Y. Peña Ballesteros, H. A. Estupiñán Durán, C. Vázquez Quintero, E. Cáceres, y A. Ortiz, "Corrosión a alta temperatura de las aleaciones 9Cr-1Mo modificado, 2,25Cr-1Mo y 304H preoxidadas, en un electrolito de Na₂SO₄, mediante técnicas electroquímicas y gravimétricas," *Informador Técnico*, vol. 77, no. 2, 2013, pp. 157-166, mayo 2013.
- [5] D. Y. Peña Ballesteros, H. A. Estupiñán, A. Cáceres y N. Camargo, "Corrosión a alta temperatura de un acero 2.25Cr-1Mo en contacto con una mezcla de K₂SO₄-NaCl" *Informador Técnico*, vol. 77, no. 2, pp. 147-156, octubre 2013,
- [6] S. C. Stultz y J.B. Kitto, "Steam: its generation and use", 40th Edition, Ohio, USA, 1992.
- [7] P. A. Alexander, "The Mechanics of Corrosion by Fuel Impurities", Londres, 1963, pp. 571
- [8] R. C. John, "High Temperature Corrosion in Energy Systems," AIME (Eds), EE.UU, 1984, pp. 501.
- [9] H. J. Grabke, E. Reese, y M. Spiegel, "The effects of chlorides, hydrogen chloride, and sulfur dioxide in the oxidation of steels below deposits, Corrosion" *Science*, vol. 37, Issue 7, pp. 1023-1043, July 1995. DOI:10.1016/0010-938X(95)00011-8
- [10] J. N. Harb, y E. E. Smith, *Prog. Energ. Combust.* 16 (1990) 169-190. DOI: 10.1016/0360-1285(90)90048-8.
- [11] P. Hancock, "Current high temperature corrosion-resistant materials and a personal view of their future prospects," *Materials Science and Engineering*, vol. 88, pp 303-311, April 1987, DOI: 10.1016/0025-5416(87)90099-1.
- [12] H. P. Michelsen, F. Frandsen, K. Dam - Johansen, y O. Hede Larsen, "Deposition and high temperature corrosion in a 10 MW straw fired boiler," *Fuel Processing Technology*, vol. 54, Issues 1-3, pp 95-108, march 1998. DOI:10.1016/S0378-3820(97)00062-3
- [13] H. J. Grabke, E. Reese, y M. Spiegel, "The effects of chlorides, hydrogen chloride, and sulfur dioxide in the oxidation of steels below deposits," *Corrosion Science*, vol. 37, Issue 7, pp. 1023-1043, July 1995, doi: 10.1016/0010-938X(95)00011-8.
- [14] W. W. Luo, Z. D. Liu, Y. T. Wang, y R. J. Yang, "High Temperature Corrosion Behaviors of the Superheater Materials," *Procedia Engineering*, vol. 36, pp. 212-216, 2012, doi: 10.1016/j.proeng.2012.03.033.

- [15] K. Gotthjaelp, P. Bronsted, P. Jansen, J. Markussen, M. Montgomery y E. Maahan, *High Temperature Corrosion in Biomass Incineration Plants* Universidad Técnica de Dinamarca, 1996.
- [16] D. Y. Peña, H. Estupiñán, J., Chacón, D. Infanzon y A. Álvarez, "Oxidación a alta temperatura de un acero ASTM A335 P92 en condiciones isotérmicas y de ciclado térmico," *Revista Fuentes*, vol. 12, no. 2, pp. 5-13, julio-diciembre 2014.
- [17] P. J. Ennis, A. Zielinska-Lipiec, O. Wachter y A. Czyska-Filemonowicz, "Microstructural stability and creep rupture strength of the martensitic steel P92 for advanced power plant," *Acta Materialia*, vol. 45, Issue 12, pp. 4901-4907, 1997. DOI:10.1016/S1359-6454(97)00176-6
- [18] P. Calvillo, G. Atxaga y A. M. Irisarri, "Estudio del comportamiento a fluencia de un acero tipo P91," *Anales de Mecánica de la Fractura*, vol. 18, pp. 130-136, 2001.