

INFLUENCIA DEL CARBONO, ALUMINIO Y TITANIO EN LA RESISTENCIA A LA CORROSIÓN A ALTA TEMPERATURA POR SALES FUNDIDAS EN ALEACIONES NÍQUEL-CROMO-HIERRO

Nicolás Pardo Álvarez¹, Francly Hurtado Hurtado¹, Ricardo Aristizábal Sierra¹

1: GIPIMME, Departamento de Ingeniería Metalúrgica y de Materiales, Facultad de Ingeniería, Universidad de Antioquia, Medellín, Colombia.

E-mail: nspardito@hotmail.com

RESUMEN

Se estudió la resistencia a la corrosión frente a sales fundidas a alta temperatura en aleaciones base níquel-cromo-hierro. Para esto se fabricaron aleaciones con diferentes concentraciones de carbono y aluminio más titanio y se verificó la composición química de las piezas mediante espectrometría de emisión óptica. Se realizó un laminado en frío, con una deformación unidireccional y cruzada del 15% y un tratamiento térmico de homogenización para obtener la microestructura deseada. Se utilizó microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido (MEB) para analizar la microestructura y determinar el tamaño de grano y se utilizó la técnica espectroscopía de energía dispersiva (EED) para determinar la composición química de los precipitados inter e intragranulares. Finalmente se realizó un proceso de corrosión a alta temperatura con sales de pentóxido de vanadio y se utilizó MEB para analizar el tipo de corrosión presente. Se encontró una muy alta resistencia a la corrosión en caliente para este sistema, con una relación directa entre la concentración de carbono y la tasa de corrosión y sin influencia significativa de los elementos aluminio y titanio.

Palabras clave: Aleaciones níquel-cromo-hierro, corrosión a alta temperatura, sales fundidas.

INFLUENCE OF CARBON, TITANIUM AND ALUMINIUM IN THE HIGH TEMPERATURE CORROSION RESISTANCE BY MOLTEN SALTS IN NICKEL-CHROMIUM-IRON ALLOYS

ABSTRACT

The corrosion resistance generated by molten salts at high temperature in nickel-iron-chromium alloys was studied. Alloys with different concentrations of carbon and aluminum plus titanium were produced and the chemical composition of the samples was determined by optical emission spectrometry. Samples were cold rolled with a cross and unidirectional rolling deformation of 15%, after that a heat treatment was performed to get the desired microstructure. SEM and optical microscopy were used to analyze the microstructure and determining the grain size. EDS analysis was used for determining the chemistry of inter- and intra-granular precipitates. Finally, a high temperature corrosion process was carried out using vanadium pentoxide molten salts. SEM was used to analyze the type of corrosion. A high resistance to hot corrosion was found for this alloy system and a direct relationship between carbon concentration and corrosion rate. No significant influence of the concentration of aluminum and titanium on the corrosion rate was observed.

Keywords: Nickel-chromium-iron alloys, high temperature corrosion, molten salts.

1. INTRODUCCIÓN

Los esfuerzos térmicos y la corrosión a alta temperatura son a menudo los causantes de las fallas en componentes sometidos a ambientes agresivos. Particularmente, el fenómeno de corrosión por sales fundidas a alta temperatura es de gran importancia, ya que causa una pérdida progresiva de material y reduce en gran medida la vida útil de los componentes [1–5]. Las aleaciones base níquel-cromo-hierro son conocidas por su buena estabilidad química y mecánica a alta temperatura y aparecen como alternativa a los problemas que surgen a estas temperaturas de servicio [6–8]. Entre las aleaciones base níquel-cromo-hierro más representativas se puede encontrar el Inconel y el Incoloy, que incluyen una amplia gama de aleaciones con excelentes propiedades frente a la corrosión a alta temperatura [9,10]. Su uso se hace posible gracias a los altos contenidos de níquel y cromo y a la estabilidad de la fase gamma prima a altas temperaturas [3,7,11–18].

Diversos estudios se han llevado a cabo para evaluar las propiedades químicas y físicas de las aleaciones base níquel-cromo-hierro. Fulger et al. [19] analizaron el crecimiento de la capa de óxido para un Incoloy 800HT y un acero inoxidable 304L, ambos expuestos a un entorno de agua supercrítica, encontrando que el Incoloy 800HT presenta una mejor resistencia a la corrosión gracias a la capa de óxidos generados en la superficie. Nickchi et al. [20] estudiaron el comportamiento frente a la corrosión electrolytica de un Incoloy 800 en soluciones sulfatadas que contenían peróxido de hidrógeno, encontrando una buena estabilidad química del Incoloy frente a bajas concentraciones de peróxido de hidrógeno. El-Awadi et al. [21] realizaron medidas de la resistencia a la corrosión en caliente en las superaleaciones Inconel 617 e Inconel 738 a diferentes tiempos y temperaturas, encontrando una alta resistencia a la oxidación y la corrosión para ambas superaleaciones debido a la formación de las capas protectoras Cr_2O_3 y NiCr_2O_4 . Zhang et al. [22] estudiaron el comportamiento de Ni–20Cr–18W frente a la corrosión a alta temperatura en una mezcla de sales fundidas de 75% Na_2SO_4 –25% NaCl a diferentes temperaturas, encontrando que la degradación de las muestras aumenta con el incremento de la temperatura, debido al ataque generado por la mezcla de las sales.

Si bien se ha evaluado a elevadas temperaturas tanto la estabilidad química como la mecánica de las aleaciones base níquel-cromo-hierro, la influencia directa de los elementos carbono, aluminio y titanio no se encuentra reportada para procesos de corrosión por sales fundidas a altas temperaturas, específicamente para sales tipo I [4,5]. Por esta razón, en este trabajo se estudió la influencia de la cantidad de carbono y aluminio más titanio en la resistencia a la corrosión a alta temperatura en aleaciones base níquel-cromo-hierro.

2. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

Se fabricaron ocho muestras con variaciones en las concentraciones de aluminio, titanio y carbono. Las muestras se clasificaron en tres series de acuerdo con el contenido de carbono así: 1) $\text{C} < 0,1\%$ (IC01), 2) $0,1\% < \text{C} < 0,2\%$ (IC0102) y 3) $\text{C} > 0,2\%$ (IC02). El proceso de fusión se realizó en un horno centrífugo por inducción Fornax T de alta frecuencia marca BEGO, con atmósfera inerte de argón y el vaciado se realizó en una coquilla de cobre precalentada. Posterior al proceso de fusión, para determinar la composición química de cada muestra, se realizó un análisis de espectrometría de emisión óptica (OES) en un equipo marca Bruker, modelo Q8 Magellan. Se extrajeron piezas cuadradas de 1 cm^2 de área y se les realizó un proceso de laminación en frío unidireccional y cruzado hasta obtener un porcentaje de reducción de área transversal del 15%. Posteriormente, se realizó un tratamiento térmico de homogenización con el fin de obtener la microestructura deseada. El tratamiento térmico de homogenización se realizó a 1300°C durante 2 horas como lo recomienda la norma ASTM

B409-06 [23]. Las muestras se dejaron enfriar en el horno con el fin de obtener el tamaño de grano que recomienda la norma ASTM B409-06 [23].

Para evaluar la corrosión a alta temperatura de las aleaciones, se adaptaron las condiciones reportadas en la literatura para recubrimientos cerámicos empleados para barrera térmica [24,25]. Se seleccionó una mezcla de polvos que contenía un 55% en peso de V_2O_5 (Alfa-Aesar®, 99.6% min, -10 Malla, US) y un 45% en peso de Na_2SO_4 (Carlo Erba® Ref. 4330007, Francia) como sal corrosiva. Con relación a la superficie de la aleación, fue pesada la cantidad de cada sal (≈ 9.85 mg para el V_2O_5 y ≈ 8.064 mg para el Na_2SO_4) y luego éstas fueron colocadas sobre la superficie de las muestras en una concentración entre 25-30 mg/cm^2 dejando ≈ 3 mm del borde de cada muestra. Las muestras se sometieron a 950°C durante 30 horas en un horno eléctrico marca Lindberg. La mezcla de polvos, el tiempo y la temperatura fueron seleccionados para determinar la influencia de los elementos C y (Al+Ti) en la resistencia a la corrosión a alta temperatura de la aleación, debido a que a esta temperatura se da la corrosión en caliente tipo I y los compuestos de vanadio formados son muy corrosivos y estables bajo condiciones normales de operación en calderas [4,5]. La rampa de subida del horno fue de 4°C/min asegurando la reacción de las sales. Cumplido el tiempo de exposición, las probetas se limpiaron mecánica y químicamente siguiendo el proceso descrito en la norma ASTM G1 [26]. El proceso de limpieza fue llevado a cabo como lo recomienda la norma ASTM G1 [26], en donde el proceso de remoción de los productos de corrosión se realizó hasta que la masa perdida de las muestras fue constante, es decir, la diferencia entre la masa final y la masa inicial se comportó de manera constante frente a la exposición a los ciclos de limpieza. La tasa de corrosión se halló usando las relaciones de la norma ASTM G1 [26] en unidades de mm/año.

El efecto de la composición química en la tasa de corrosión se analizó mediante regresión estadística lineal múltiple. El análisis se realizó en OriginPro (versión 8). Se analizó la influencia de la concentración de carbono, aluminio, titanio, aluminio+titanio, níquel, hierro y cromo. Solo se tuvieron en cuenta las interacciones de primer orden y se utilizó un valor de p de 0.05.

El análisis microestructural posterior al tratamiento térmico de homogenización y al proceso de corrosión a alta temperatura se realizó mediante técnicas metalográficas tradicionales, microscopía óptica (Nikon Eclipse MA 100) y microscopía electrónica de barrido-MEB (JEOL JSM, 6490 LV). Las muestras, tras el tratamiento térmico de homogenización, se observaron en la superficie paralela al sentido del proceso de laminación, mientras que las muestras sometidas al proceso de corrosión a alta temperatura se observaron en el sentido transversal. Las muestras fueron preparadas bajo la norma ASTM E3-11 [27] y el ataque químico para revelar la microestructura se efectuó con el reactivo Marble (10g de $CuSO_4$, 50ml HCl y 50ml de H_2O). Adicionalmente se utilizó la técnica de espectroscopía de energía dispersiva (EED) para analizar la composición química de los precipitados inter e intragranulares (JEOL JSM, 6490 LV).

3. RESULTADOS Y ANÁLISIS

3.1 Caracterización química y microestructural

La Tabla 1 muestra los resultados de los análisis de composición química (OES) de las muestras fabricadas con concentraciones diferentes de carbono y aluminio más titanio. Los resultados mostraron también variaciones importantes en los contenidos de hierro, níquel y cromo entre las muestras, razón por la cual se incluyeron en el análisis estadístico.

Tabla 1. Composición química (%peso) de las muestras analizadas.

Serie	Muestra	C	Ti	Al	(Al+Ti)	Fe	Ni	Cr	Si	Mn	Mo	W
IC01	1	0,057	0,282	0,129	0,411	39,45	36,19	22,94	0,462	0,196	0,004	0,002
	2	0,062	0,256	0,110	0,366	44,01	32,88	21,68	0,448	0,140	0,005	0,039
IC0102	1	0,105	0,579	0,251	0,830	39,33	36,60	22,17	0,393	0,131	0,004	0,007
	2	0,117	0,618	0,201	0,819	45,02	29,97	23,13	0,429	0,134	0,006	0,009
	3	0,120	0,336	0,064	0,400	43,58	33,82	21,28	0,444	0,124	0,004	0,004
	4	0,147	0,304	0,072	0,376	45,05	32,33	21,36	0,441	0,128	0,004	0,008
IC02	1	0,213	0,377	0,122	0,499	43,29	33,35	21,77	0,433	0,140	0,005	0,004
	2	0,317	0,100	0,010	0,110	39,58	36,60	22,59	0,445	0,145	0,004	0,002

El ensayo metalográfico de las muestras laminadas en frío y tratadas térmicamente mostró una microestructura de granos austeníticos característicos de este tipo de aleaciones con presencia de precipitados, en especial en los límites de grano, los cuales como se verá más adelante corresponden a carburos de cromo [28–31]. En la Figura 1 se observan micrografías representativas de los materiales fabricados (IC0102). Este resultado indica que el tratamiento térmico y la deformación en frío removieron completamente la microestructura dendrítica proveniente del proceso de fusión. Para todas las series IC01, IC0102 y IC02, el tamaño de grano austenítico encontrado fue 4, el cual está dentro del rango requerido en la norma ASTM B409-06 [9,23] para estas aleaciones.

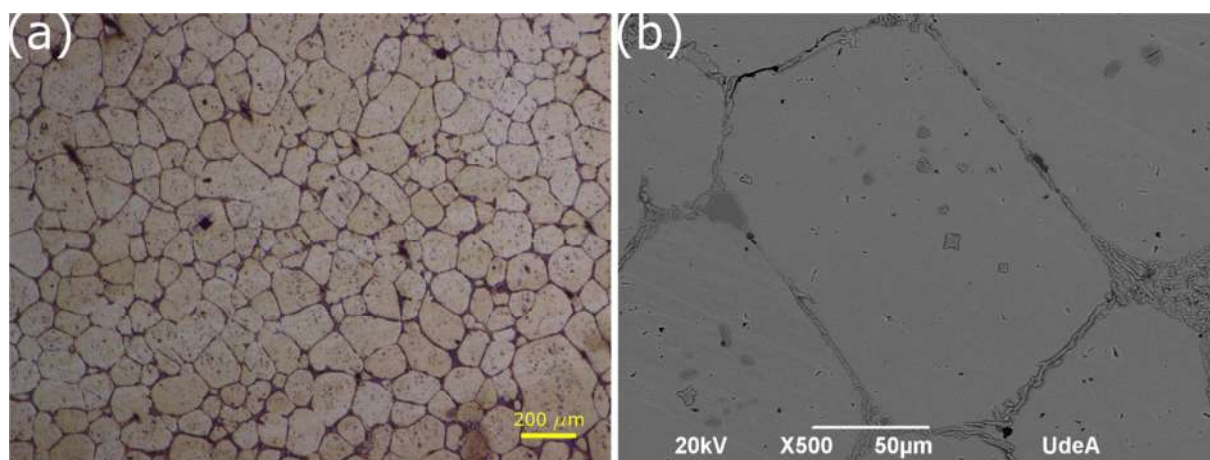


Figura 1. Micrografías IC0102 posteriores al tratamiento térmico de homogenización. a) Microscopía óptica, b) MEB.

En la Figura 2 se muestran los espectros EED realizados a los precipitados intragranulares de la serie IC0102. La cantidad de carbono presente en la muestra (ver Tabla 1) y la presencia de altos picos de cromo en los espectros 1 (Figura 2b) y 2 (Figura 2c) indica que los precipitados corresponden a carburos de cromo. La morfología irregular y discontinua de estos precipitados es común en carburos de tipo $M_{23}C_6$. La presencia de estos carburos se debe a que la temperatura del tratamiento térmico de homogenización no superó los $980^{\circ}C$, temperatura a la cual comienzan a desestabilizarse. Por otro lado, a pesar de que los carburos de la forma M_6C son termodinámicamente más estables que los $M_{23}C_6$ y se forman también a altas temperaturas, la existencia de este tipo de carburos en esta clase de aleaciones base

níquel-cromo-hierro se descarta, debido a que el contenido de molibdeno y tungsteno en la aleación no supera el 0,02% en peso y es necesario entre 6 y 8% en peso de estos elementos para que reemplacen el cromo en la formación de carburos [15,29,32,33]. En el espectro 3 (Figura 2d) realizado en la matriz de la aleación se muestra la presencia de picos de hierro, cromo y níquel, consistentes con la composición química previamente determinada mediante espectrometría de emisión óptica.

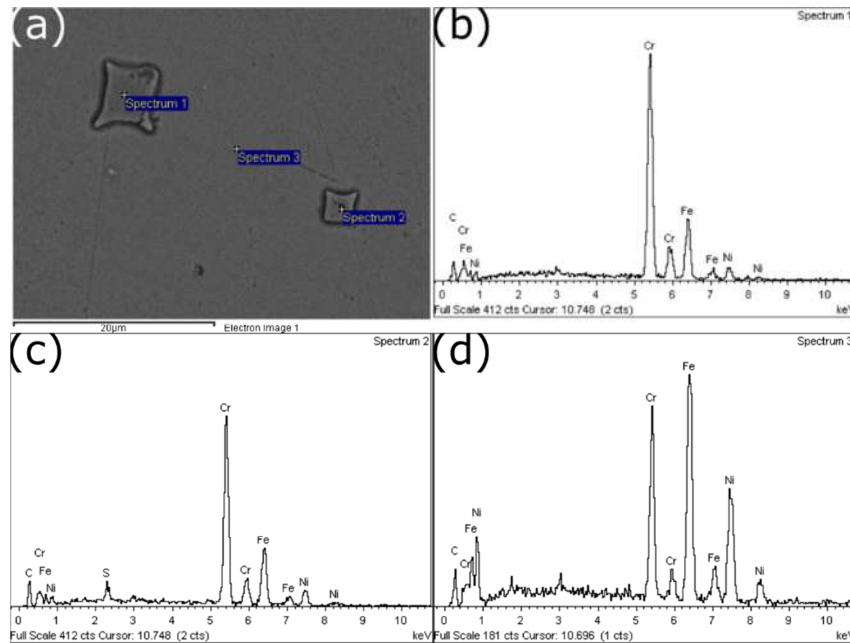


Figura 2. EED realizado a la serie IC0102 intragranularmente, posterior al tratamiento térmico de homogenización.

En la Figura 3 se muestran los espectros EED realizados a los precipitados intergranulares en la serie IC0102. En los espectros 1 (Figura 3b) y 3 (Figura 3d) de nuevo se observa la presencia de carburos de cromo de la forma $M_{23}C_6$. En este caso, la forma y el tamaño de los carburos es relativamente grande en comparación a los observados en la Figura 2, debido a su tendencia preferencial a precipitar en los límites en grano [15,29,32,33]. En el espectro 2 (Figura 3c) de nuevo se muestra la presencia de picos de hierro, cromo y níquel consistentes con la composición química previamente determinada mediante espectrometría de emisión óptica.

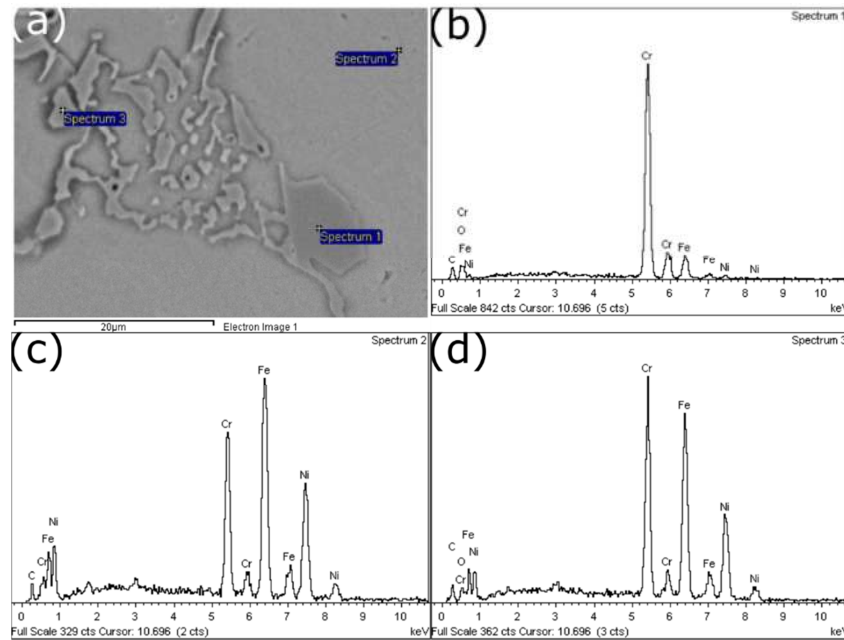


Figura 3. EED realizado a la serie IC0102 intergranularmente, posterior al tratamiento térmico de homogenización.

Los resultados del análisis microestructural permiten inferir que los precipitados gamma prima característicos de este tipo de aleaciones base níquel-cromo-hierro no se encuentran depositados en la matriz y por el contrario los elementos que los forman se encuentran en solución sólida, debido a la alta temperatura del tratamiento térmico de homogenización y la ausencia de un tratamiento térmico de envejecimiento [14,29,34,35]. Es importante resaltar que las microestructuras de las series de aleación estudiados fueron similares entre sí, por lo cual sólo se presentan los resultados de la serie IC0102, ya que esta serie presentaba la mayor cantidad de aluminio más titanio, elementos asociados a la formación de los precipitados gamma prima y los cuales podrían presentar diferencias significativas a nivel de precipitados intergranulares e intragranulares entre todas las muestras analizadas.

3.2 Corrosión mediante sales fundidas a alta temperatura

En la Figura 4 se presentan los resultados del ataque salino a alta temperatura, el cual indica la tendencia general de la resistencia a la corrosión. Se puede observar que la serie IC01 presentó una mejor resistencia a la corrosión, seguida por la serie IC0102 y finalmente la de menor resistencia a la corrosión fue la serie IC02. De acuerdo con los resultados es posible inferir que existe una relación directa entre la concentración de carbono y la resistencia a la corrosión, a mayor porcentaje de carbono menor resistencia.

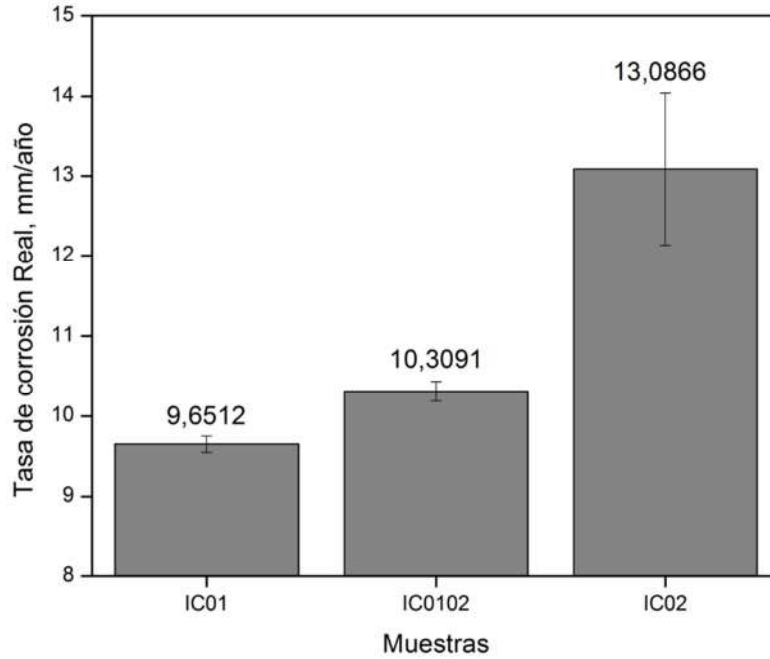


Figura 4. Tasa de corrosión promedio para las series IC01, IC0102 y IC02.

Para el análisis estadístico se comenzó evaluando la influencia de todas las variables en la tasa de corrosión. Luego de cada regresión se iban descartando las variables, una por una, empezando por aquellas cuyo valor de p de t fuera el más alto y mayor que el alfa establecido (0.05) para el análisis. El análisis estadístico permitió corroborar que la tasa de corrosión es explicada por el contenido de carbono en las muestras y que el contenido de aluminio, titanio, níquel y cromo no tienen influencia estadística significativa en la tasa de corrosión bajo las condiciones de estudio. La Figura 5 y la Tabla 2 muestran el resultado final obtenido, los resultados intermedios se omiten por cuestiones de espacio y por considerarse innecesarios para el entendimiento de la metodología empleada.

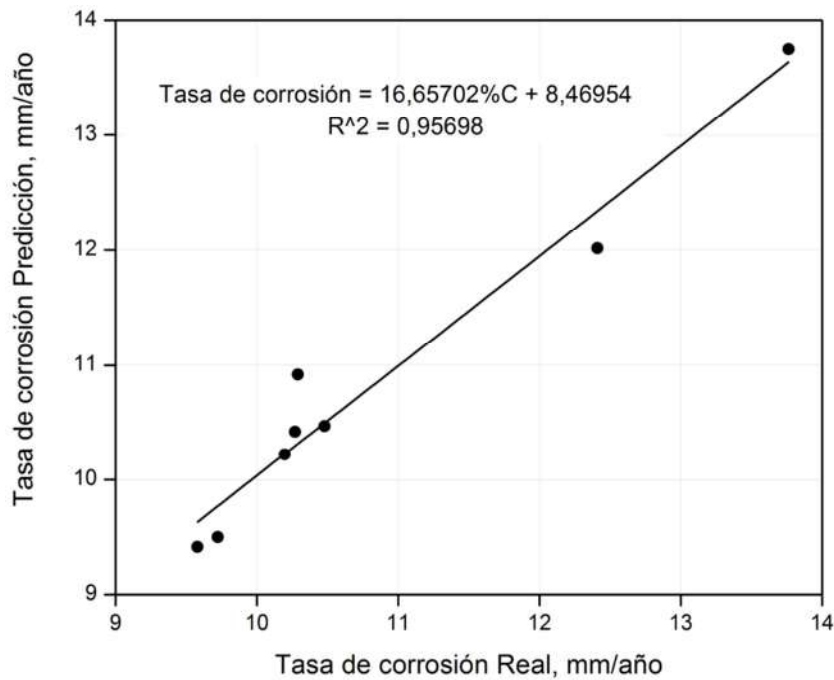


Figura 5. Tasa de corrosión real vs Tasa de corrosión predicha por el modelo para el Carbono.

Tabla 2. Resultados del análisis de regresión lineal para el Carbono.

ESTADÍSTICAS					
Número de puntos	8				
Grados de libertad	6				
Coefficiente de correlación múltiple	0,97825				
Coefficiente de determinación R ²	0,95698				
R ² ajustado	0,9498				
Desviación estándar	0,32815				
PARÁMETROS					
	Valor	Error típico	Estadístico-t	Probabilidad> t	95% Superior
Intercepto	8,46954	0,23565	35,94159	3,09E-08	9,04615
Variable %C	16,65702	1,44189	11,55222	2,53E-05	20,18519
ANÁLISIS DE VARIANZA (ANOVA)					
	Grados de libertad	Suma de cuadrados	Promedio de los cuadrados	F	Valor crítico de F
Regresión	1	14,37044	14,37044	133,45383	2,53E-05
Residuos	6	0,64609	0,10768		
Total	7	15,01652			

En la Figura 6 se pueden observar micrografías representativas de la sección transversal de las muestras luego del proceso de corrosión a alta temperatura. En la parte superior se encuentra la zona adyacente a la sal corrosiva. Se puede observar la coexistencia de maclas y granos de un tamaño muy superior a los previos al proceso de corrosión. En las Figuras 6a, 6b y 6c se muestra la serie IC01, la cual con la menor tasa de corrosión presenta una tendencia preferencial a formar mayor cantidad de granos de tamaños superiores a los observados en el tratamiento de homogenización cerca de la superficie y poca presencia de maclas. En las Figuras 6d, 6e y 6f se muestra la serie IC0102, la cual con la tasa de corrosión intermedia presenta un incremento en la cantidad de maclas y a su vez un aumento del tamaño de grano. Finalmente en las Figuras 6g, 6h y 6i se muestra la serie IC02, la cual con la mayor tasa de corrosión presenta una microestructura similar a la de la serie IC0102, con aumento del tamaño de grano e incremento en la cantidad de maclas, además de grietas que avanzan por los límites de grano y por los límites de macla. Algunos autores han relacionado aumentos en la tasa corrosión con la presencia de maclas en la microestructura, debido a que el maclaje es un límite especial de grano con baja energía, asociado generalmente a propiedades de corrosión desfavorables [36,37]. Asimismo, se puede observar la presencia de precipitados inter e intragranulares, los cuales aumentan en cantidad (en especial los precipitados intergranulares), a medida que aumenta la concentración de carbono en la aleación.

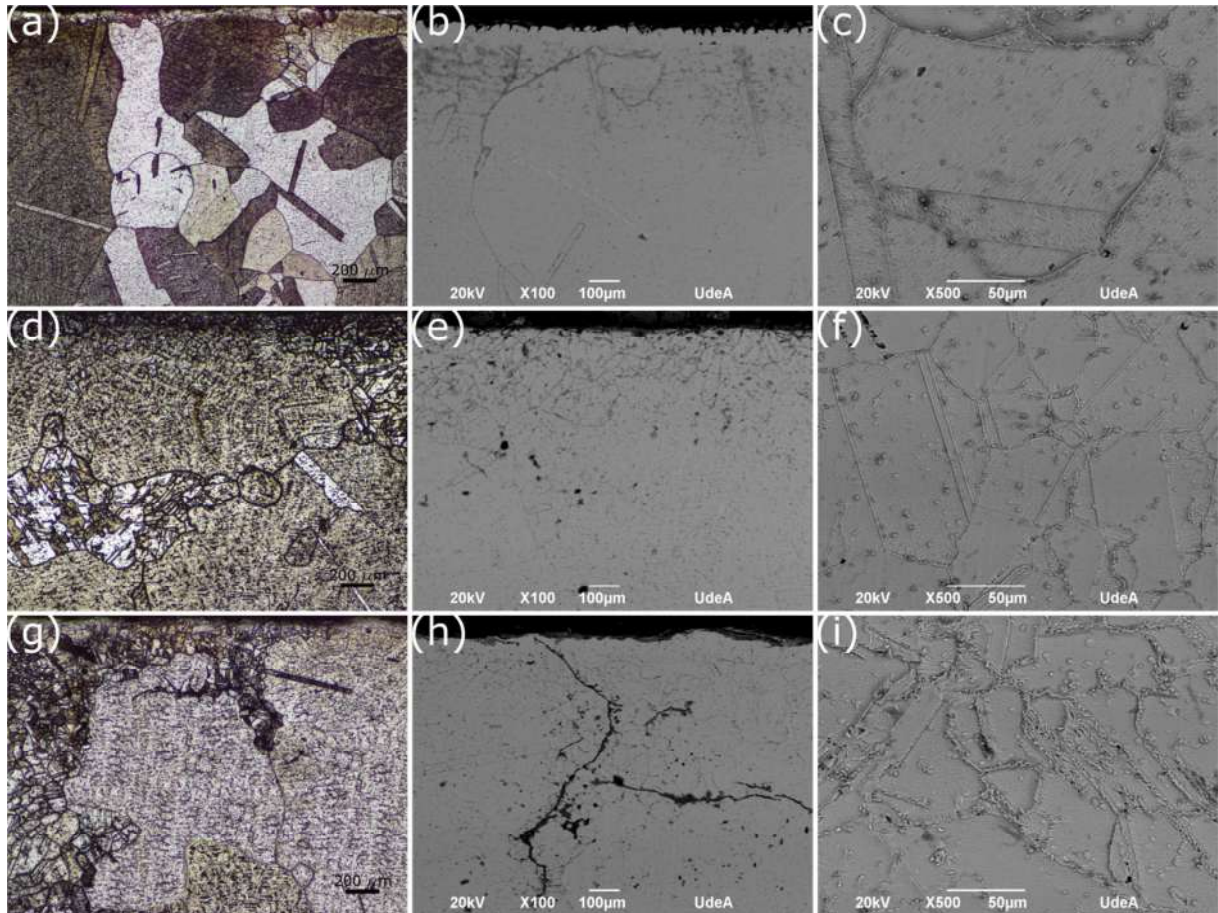


Figura 6. Micrografías proceso de corrosión a alta temperatura. IC01 a) Microscopía óptica, b) y c) MEB; IC0102 d) Microscopía óptica, e) y f) MEB; IC02 g) Microscopía óptica, h) e i) MEB.

En las Figuras 7, 8 y 9 se muestran los espectros EED realizados a la serie IC01, IC0102 y IC02 respectivamente, posteriores al proceso de corrosión por sales fundidas a alta temperatura. Los análisis se llevaron a cabo muy cerca de la superficie expuesta a las sales. En todos los espectros de las Figuras 7, 8 y 9 se observa la presencia de picos de hierro, cromo y níquel, asociados tanto a las matrices como a los precipitados de las superaleaciones. No se evidencia la presencia de productos de corrosión. Aunque la temperatura era adecuada, de nuevo no se observa la presencia de los precipitados intermetálicos gamma prima, debido a que el tiempo del proceso de corrosión por sales fundidas era demasiado corto para que los precipitados incrementaran el tamaño lo suficiente para ser observados con microscopía electrónica de barrido [12,28,34,35].

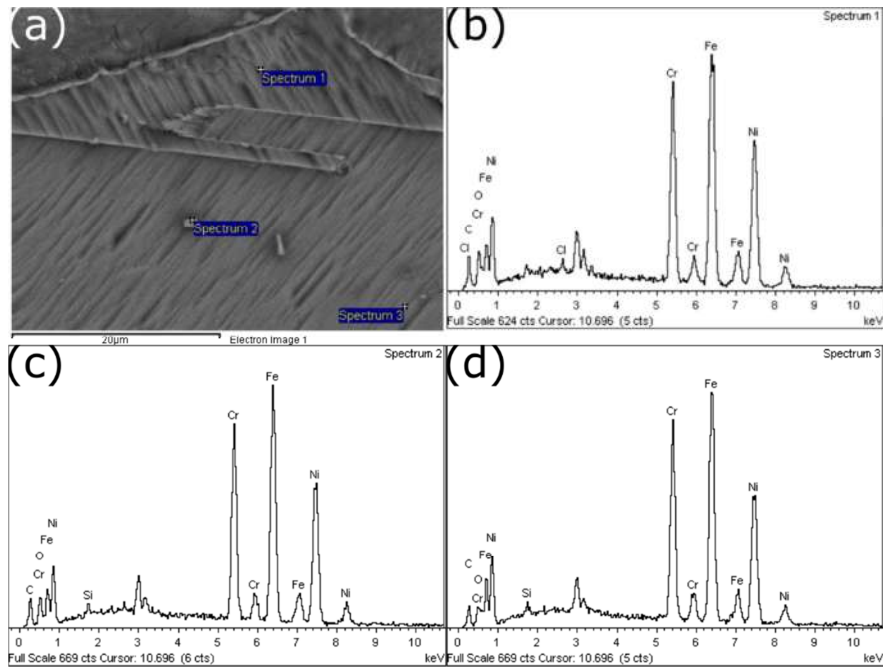


Figura 76. EED realizado a la serie IC01, posterior al proceso de corrosión por sales fundidas.

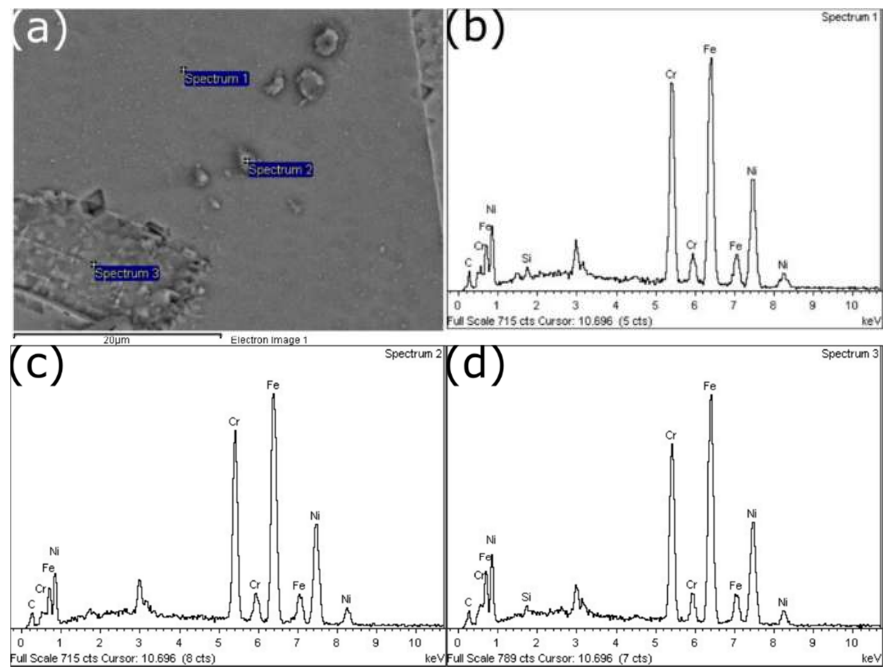


Figura 87. EED realizado a la serie IC0102, posterior al proceso de corrosión por sales fundidas.

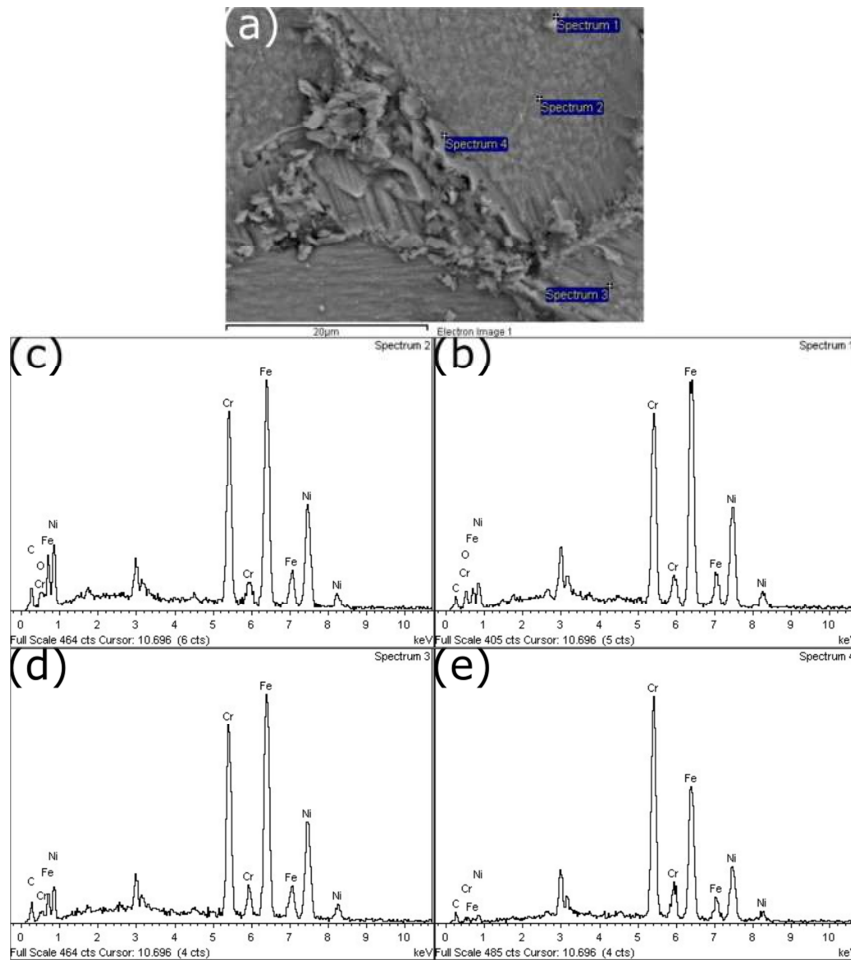


Figura 98. EED realizado a la serie IC02, posterior al proceso de corrosión por sales fundidas.

Como se mencionó anteriormente, los resultados muestran que la protección frente a la corrosión por sales fundidas de esta clase de superaleaciones bajo las condiciones evaluadas, depende de la concentración de carbono en la aleación. Esto puede ser explicado debido a que el carbono precipita con el cromo formando carburos de cromo. La matriz de la aleación queda empobrecida en cromo en las zonas aledañas a los carburos de cromo, evitando la formación de la capa pasiva de cromita a alta temperatura, encargada de proveer la resistencia a la corrosión [6,13]. Como se observó, existe mayor precipitación de carburos de cromo en los límites de grano, lo cual crea un camino preferencial para el avance de la corrosión generando corrosión intergranular, como se observa en las Figuras 10a y 10b, en donde la sensibilización del material permite la propagación de grietas que avanzan por los límites de grano y por los límites de maclas.

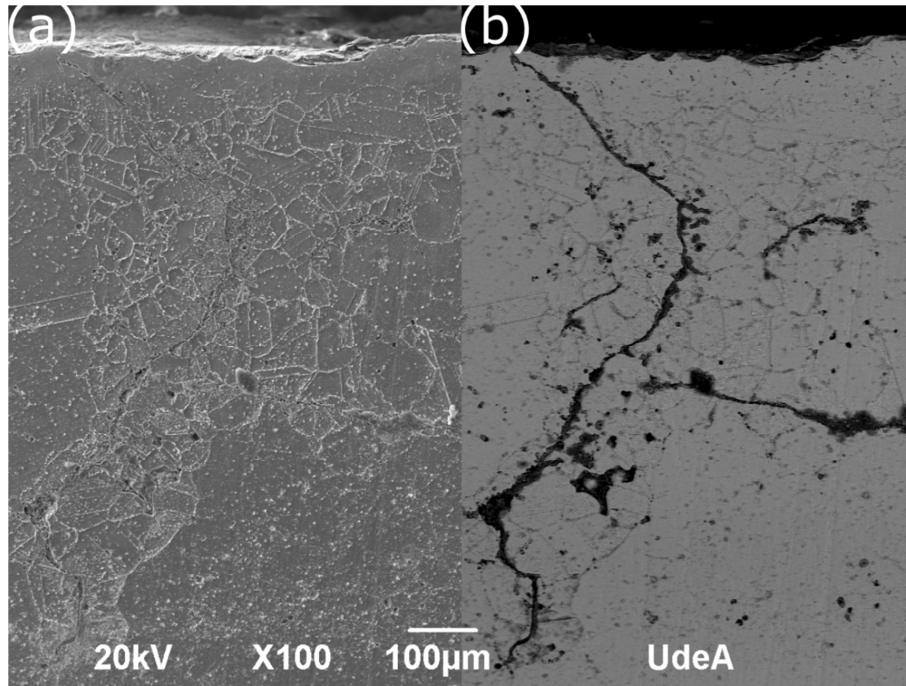


Figura 109. Micrografía IC02 proceso de corrosión a alta temperatura a) Retrodispersados, b) Secundarios.

4. CONCLUSIONES

El carbono, responsable de la formación de carburos de cromo, es el elemento de mayor influencia al someter las aleaciones base níquel-cromo-hierro analizadas a procesos de corrosión por sales fundidas a alta temperatura. Esto se debe a que la matriz se ve empobrecida en cromo en las zonas aledañas a los carburos, evitando así la formación de la capa pasiva de cromita. Este fenómeno es más evidente en los límites de grano y en los límites de macla, donde se precipitan preferencialmente los carburos de cromo, generando corrosión intergranular. Por otra parte, los elementos aluminio y titanio no presentan una influencia significativa en la corrosión por sales fundidas a alta temperatura en este tipo de aleaciones.

5. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen al estudiante de ingeniería de materiales Esteban Carvajal, al ingeniero de materiales Efraín Gómez, y a las profesoras del departamento de ingeniería de materiales de la Universidad de Antioquia Claudia Serna y Paula Pérez por sus aportes durante la primera etapa del proyecto. También a la directora del laboratorio de cerámicos Esperanza López de la Universidad de Antioquia.

6. REFERENCIAS

- [1] Lai, G. Y., “Molten salt corrosion,” In: *High Temperature Corrosion and Materials Applications*, G. Y. Lai, 1st ed., ch. 15, ASM International, USA, 2003.
- [2] Special Metals Corporation, HIGH-PERFORMANCE ALLOYS FOR RESISTANCE TO AQUEOUS CORROSION, [Online], Available: <http://www.specialmetals.com/assets/documents/sm-aqueous-corrosion-book.pdf>, [Accessed: 25-May-2015].
- [3] Davis, J., “Properties of nonferrous heat-resistant materials,” In: *ASM Specialty Handbook: Heat-Resistant Materials*, J. Davis, 1st ed., ch. 4, ASM International, USA, 1997.
- [4] Peña, D. Y., Anaya, H. A., Tristanco, J. L., “Evaluación de la corrosión en caliente por

métodos electroquímicos de un acero AISI 304H en presencia del óxido de níquel como inhibidor”, *Scientia et Technica*, vol. 36, pp. 129–134, 2007.

[5] Agüero, A., “Recubrimientos contra la corrosión a alta temperatura para componentes de turbinas de gas”, *Revista de Metalurgia*, vol. 43, no. 5, pp. 384–398, 2007.

[6] Pettit, F. S., Meier, G. H., “Oxidation and hot corrosion of superalloys”, *The Minerals, Metals and Materials Society*, vol. 10, pp. 651–687, 1984.

[7] Buschow, K. H. J., Cahn, R. W., Flemings, M. C., *et al.*, “Ni,” In: *Encyclopedia of Materials-Science and Technology*, vol. 4, *Nanocrystalline materials: Magnetism to nucleation of ferrous solid-solid phase transformations at inclusions*, Elsevier, pp. 6135–6160, 1983.

[8] Ansara, I., Chart, T. G., Chevalier, P. Y., “Ternary systems,” In: *Phase Diagrams for Fe-Cr-Ni Based Alloys*, B. J. Monnet, , Commission of the European Communities, Luxembourg, 1985.

[9] Special Metals Corporation, INCOLOY ALLOY 800, [Online], Available: <http://www.specialmetals.com/assets/documents/alloys/incoloy/incoloy-alloy-800.pdf>, [Accessed: 25-May-2015].

[10] Cárdenas Fernández, J., Del Castillo Rodríguez, F. D., “Aleaciones base Níquel,” In: *Superaleaciones*, Laboratorio de Tecnología de Materiales, 23rd ed., ch. 2, Lecturas Para Ingeniería, Cuautitlán Izcalli, México, 2015.

[11] Starr, F., “Advanced materials for advanced heat exchangers,” In: *Materials for High Temperature Power Generation and Process Plant Applications*, vol. 1, Maney Publishing for IOM3, the Institute of Materials, Minerals and Mining, pp. 79–115, 2000.

[12] Nickel, H., Schubert, F., Schuster, H., “Evaluation of alloys for advanced high-temperature reactor”, *Nuclear Engineering and Desing*, vol. 78, pp. 251–265, 1984.

[13] Osgerby, S., “Development of De-Alloyed zones during oxidation: Effects on microstructure and spallation behaviour,” In: *Quantitative Microscopy of High Temperature Materials*, vol. 1, Maney Publishing for IOM3, the Institute of Materials, Minerals and Mining, pp. 435–444, 2001.

[14] Peretti, M. M., Ges, A. M., Versaci, R. A., “Velocidad de crecimiento de la fase gamma prima en aleaciones de base Níquel,” In: *Congreso Conamet/Sam*, 36109329, Santiago, Chile, 03–05 Nov. 2004.

[15] Belan, J., “Structural analyses of advanced material for aerospace industry”, *Materials Science*, vol. 14, no. 4, pp. 315–318, 2008.

[16] Betteridge, W., Krefeld, R., Krockel, H., *et al.*, “The influence of microstructure, (γ' and other phases) on the mechanical properties of Alloy 800.” In: *Alloy 800: Proceedings of the Petten International Conference*, vol. 1, *Structural Properties*, North-Holland for the Commission of the European Communities, pp. 77–83, 1978.

[17] Peretti, M., Versaci, R. A., Somoza, A., *et al.*, “Comparación de la fase gamma prima secundaria, en aleaciones de base Níquel, sometidas a diferentes tratamientos térmicos,” In: *Jornadas SAM-CONAMET*, pp. 381–386, Posadas Misiones, Argentina, 12–14 Sep. 2001.

[18] Jonsta, Z., Jonsta, P., Dobrovska, J., *et al.*, “Effect of heat treatment on the structure of in 713LC,” In: *Metal 2010*, MSM 6198910013, Rosenau, República Checa, 18–20 May. 2010.

[19] Fulger, M., Mihalache, M., Ohai, D., *et al.*, “Analyses of oxide films grown on AISI 304L stainless steel and Incoloy 800HT exposed to supercritical water environment”, *Journal of Nuclear Materials*, vol. 415, no. 2, pp. 147–157, 2011.

[20] Nickchi, T., Alfantazi, A., “Electrochemical corrosion behaviour of Incoloy 800 in sulphate solutions containing hydrogen peroxide”, *Corrosion Science*, vol. 52, no. 12, pp. 4035–4045, 2010.

[21] El-Awadi, G. A., Abdel-Samad, S., Elshazly, E. S., “Hot corrosion behavior of Ni based Inconel 617 and Inconel 738 superalloys”, *Applied Surface Science*, vol. 378, pp. 224–230, 2016.

[22] Zhang, T., Dong, R., Hu, R., *et al.*, “Hot corrosion characteristics of Ni–20Cr–18W superalloy in molten salt”, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 25, no.

11, pp. 3840–3846, 2015.

[23] ASTM B409-06, “Standard specification for Nickel-Iron-Chromium alloy plate, sheet, and strip,” 2011.

[24] Nejati, M., Rahimipour, M. R., Mobasherpour, I., “Evaluation of hot corrosion behavior of CSZ, CSZ/micro Al₂O₃ and CSZ/nano Al₂O₃ plasma sprayed thermal barrier coatings”, *Ceramics International*, vol. 40, no. 3, pp. 4579–4590, 2014.

[25] Jamali, H., Mozafarinia, R., Shoja-Razavi, R., *et al.*, “Comparison of hot corrosion behaviors of plasma-sprayed nanostructured and conventional YSZ thermal barrier coatings exposure to molten vanadium pentoxide and sodium sulfate”, *Journal of the European Ceramic Society*, vol. 34, no. 2, pp. 485–492, 2014.

[26] ASTM G1-03, “Standard practice for preparing, cleaning, and evaluating corrosion test specimens,” 2011.

[27] ASTM E3-11, “Standard guide for preparation of metallographic specimens,” 2011.

[28] Chandler, H., “Iron-base superalloys,” In: *Heat Treater’s Guide-Practices and Procedures for Nonferrous Alloys*, H. Chandler, 2nd ed., ch. 5, ASM International, 1995.

[29] Zamora Rangel, L., *Relación Tratamiento Térmico-Propiedades Mecánicas de una Superaleación Base Níquel*, Tesis de M. Sc, Instituto Tecnológico de Morelia, Morelia, México, 1997.

[30] Akhiani, H., Nezakat, M., Sanayei, M., *et al.*, “The effect of thermo-mechanical processing on grain boundary character distribution in Incoloy 800H/HT”, *Materials Science and Engineering A*, vol. 626, pp. 51–60, 2015.

[31] Akhiani, H., Nezakat, M., Sonboli, A., *et al.*, “The origin of annealing texture in a cold-rolled Incoloy 800H/HT after different strain paths”, *Materials Science and Engineering A*, vol. 619, pp. 334–344, 2014.

[32] Handa, S. S., *Precipitation of Carbides in a Ni-Based Superalloy*, Tesis de M. Sc, University West, Trollhattan, Sweden, 2014.

[33] Kim, D. J., Seo, D. Y., Tsang, J., *et al.*, “The crack growth behavior of incoloy 800H under fatigue and dwell-fatigue conditions at elevated temperature”, *Journal of Mechanical Science and Technology*, vol. 26, no. 7, pp. 2023–2027, 2012.

[34] Cabrera, J. M., *Estudio Y Caracterización Del Comportamiento En Caliente Del Inconel 718*, Tesis de Ing., Universidad Politécnica de Cataluña, Cataluña, España, 2013.

[35] Gómez, A., *Interacción entre la Microestructura Inicial y la Precipitación en la Superaleación Inconel 718*, Tesis de Ing., Universidad Politécnica de Catalunya, Barcelona, España, 2014.

[36] Aung, N. N., Zhou, W., “Effect of grain size and twins on corrosion behaviour of AZ31B magnesium alloy”, *Corrosion Science*, vol. 52, no. 2, pp. 589–594, 2010.

[37] Meng, G., Li, Y., Shao, Y., *et al.*, “Effect of microstructures on corrosion behavior of Nickel coatings: (i) abnormal grain size effect on corrosion behavior”, *Journal of Materials Science and Technology*, vol. 31, no. 12, pp. 1186–1192, 2015.