

# **Efecto del Tiempo y Temperatura del Tratamiento Térmico de Homogenización en la Microestructura y Resistencia a la Corrosion de la Aleacion de Aluminio 6063**

**Linda Gil, PhD**

Profesora Titular, Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Vicerrectorado Puerto Ordaz, Centro de Estudios de Corrosion y Biomateriales, Universidad Nacional Experimental Politécnica "Antonio José de Sucre", (UNEXPO), Puerto Ordaz, Edo. Bolívar, Venezuela, lindaegil@gmail.com

**Sugehis Liscano, MSc**

Profesora Agregado, Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Universidad Nacional Experimental Politécnica "Antonio José de Sucre" (UNEXPO), Puerto Ordaz, Edo. Bolívar, Venezuela, lissug@gmail.com

**Maria Rodriquez, Msc**

Directora de la Escuela de Ingeniería Mecánica, Facultad de Ingeniería, Universidad Central de Venezuela (UCV), Caracas, Venezuela, angi.prato@gmail.com

## **Resumen**

La aleación comercial de aluminio 6063 pertenece al sistema Aluminio-Magnesio-Silicio, se caracteriza por su alta capacidad a la extrusión, por lo que debe cumplir con requerimientos en propiedades mecánicas y de calidad superficial, tales como baja rugosidad, libre de grietas o picaduras. Para garantizar una microestructura adecuada para la extrusión se le aplica a la aleación un tratamiento térmico de homogenizado. Sin embargo, no ha sido suficientemente estudiado el efecto del tratamiento térmico en la resistencia a la corrosión. En la presente investigación se evaluó el efecto de la temperatura y el tiempo de mantenimiento del tratamiento térmico de homogeneizado sobre la resistencia a la corrosión y microestructura de la aleación 6063. La evaluación de las propiedades se llevo a cabo antes y después del tratamiento. Los tiempos de homogeneizado fueron 1,2 y 3 horas, a las temperaturas de homogenización de 560, 580y 600°C. La resistencia a la corrosión se evaluó por la técnica electroquímica de polarización cíclica potenciodinámica (ASTM G-69). La caracterización microestructural de la aleación y de los productos de corrosión se realizo a traves de la tecnicas de microscopia óptica con analisis de imagen, microscopia electronica de barrido con microanálisis por EDS. Los resultados obtenidos muestran que el incremento del tiempo de homogeneizado influye en la resistencia a la corrosión, en el tamaño de grano y en la fracción volumétrica transformada de fase  $\beta$ -AlFeSi ( $Al_5FeSi$ ) a  $\alpha$ -AlFeSi ( $Al_8Fe_2Si$ ), obteniéndose las mejores propiedades para un tiempo de 3 hrs. El mecanismo de ataque corrosivo ocurre por la formación de celdas galvánicas locales, causadas por las diferencias en la actividad electroquímica entre las fases precipitadas y la matriz de la aleación tratada térmicamente.

## ABSTRACT

The commercial alloy of aluminium 6063 belongs to the system Aluminium-Magnesium-Silicon, is characterized by its high capacity to the extrusion, for what it must expire with requirements in mechanical properties and of superficial quality, such as low roughness, free of cracks or pits. To assurance a microstructure adapted for the extrusion a homogenized thermal treatment is applied to the alloy. Nevertheless, there has not been sufficiently studied the effect of the thermal treatment in the resistance to the corrosion. In this research was evaluated the effect of temperature and time of maintenance the heat treatment of homogenized on the resistance to the corrosion, and microstructure of the alloy 6063. The assessment of the properties of the alloy took place before and after treatment. The times of homogenized were 1,2 y 3 hours at temperatures of homogenization of 560, 580 y 600 °C. The corrosion resistance was evaluated by electrochemical technique of potentiodynamic cyclic polarization (ASTM G-69). The microstructural characterization of alloy and corrosion products was assessed by optical microscopy techniques with image analysis, scanning electron microscopy with microanalysis by EDS. The results show that increasing the time homogenized influences resistance to corrosion, in the grain size and the volume fraction transformed of  $\beta$ -AlFeSi ( $Al_5FeSi$ ) phase to  $\alpha$ -AlFeSi ( $Al_8Fe_2Si$ ), obtaining the best properties for a time of 3 hours. The mechanism of corrosive attack occurs by the formation of local chemical cell, caused by differences in the electrochemical activity between precipitated phases and matrix alloy heat-treated.

**Palabras Claves:** Aluminio 6063, Homogeneización, Corrosión, Picadura, Intergranular.

## 1. INTRODUCCION

Los cilindros de la aleación de aluminio 6063 son homogeneizados para proporcionarle al material características microestructurales apropiadas para un posterior proceso extrusión, las cuales hacen posible la fabricación de piezas más livianas, utilizadas en partes estructurales, arquitectónicas, de uso marino, en equipo de transporte, barandas de puentes, estructuras soldadas, en la industria del automóvil y aeroespacial (Reiso, 2004). Para cualquiera de estas aplicaciones es importante la calidad superficial de la materia prima (cilindros). Recientemente, la importancia de las aleaciones de aluminio en la industria automovilística ha aumentado, ya que el uso del aluminio en vehículos disminuye el peso de este y por consiguiente disminuye el uso de combustible y la emisión de  $CO_2$  (Kaoru, 2001). La calidad superficial de los cilindros, de la aleación de aluminio 6063, se puede ver afectada por procesos corrosivos al estar expuestos por tiempos prolongados a ciertas condiciones ambientales y atmosféricas, formando productos de corrosión en grietas o rugosidades, que pueden dañar la calidad del producto final. Por otra parte, la pieza acabada también puede ser susceptible a corroerse por picadura cuando está expuesta a ambientes agresivos, particularmente aquellos que contienen iones haluros, de los cuales el ión cloruro es el más frecuente (Davis,1993; Gaute ,2005; Van Gheeme,2002). Los mecanismos de corrosión en las aleaciones de aluminio de la serie 6XXX no han sido suficientemente estudiados, por ejemplo el efecto de las segundas fases y compuestos intermetálicos en la resistencia a la corrosión por picadura. Es por ello que en el presente trabajo se estudió la influencia de la temperatura y tiempo de tratamiento térmico de homogeneizado sobre la microestructura y resistencia a la corrosión picadura de la aleación de aluminio 6063.

## 2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

A continuación se presentan los resultados obtenidos.

### 2.1 FABRICACIÓN DE PROBETAS Y TRATAMIENTO TÉRMICO

La población objeto de este estudio es la aleación de Aluminio 6063, en forma de cilindros de la colada vertical semi-continua. Se trabajó partiendo de muestras cúbicas, de aproximadamente 3 cm. de lado, obtenida de secciones transversales de los cilindros en estado de colada. Estas muestras se sometieron posteriormente a

tratamientos de homogeneización a las temperaturas 560,580 y 600°C por tiempos de 1,2, y 3 horas. Se trabajó con un total de 9 condiciones tal como se muestra en la tabla I y posteriormente, las muestras fueron maquinadas para obtener los diámetros y forma requeridos para los ensayos de corrosión.

**Tabla 1: Distribución de la población muestral.**

<b>Temperatura °C</b>	<b>560</b>			<b>580</b>			<b>600</b>		
<b>Tiempo (h)</b>	1	2	3	1	2	3	1	2	3

## **2.2 ENSAYOS ELECTROQUÍMICOS**

Se realizó polarización cíclica potenciodinámica de acuerdo a la norma ASTM G-61-86, empleando un potenciostato/galvanostato marca GAMRY PC4/750 Modelo DHC2 (Gamry Instruments, Inc. USA). Se utilizó como electrodo de referencia plata-cloruro de plata (Ag/ AgCl), contraelectrodos de grafito, y como electrolito una solución de NaCl al 3%, purgada con gas nitrógeno durante el ensayo. La preparación de las muestras para el ensayo consistió en desbaste con lija de carburo de silicio N° 800, desengrase con acetona y secado. Se empleó un portamuestras, EGG K105, con una área expuesta de 0.54 cm<sup>2</sup> para todos los casos y cada ensayo se realizó por quintuplicado. El barrido de potencial se inició a -250mV respecto al potencial de corrosión y finalizó a 50mV. La velocidad de barrido fue de 0.28 mV/s en el barrido anódico y de 0.17 mV/s en la dirección catódica. El potencial se reversó después de alcanzado el potencial de picadura. A partir de los gráficos obtenidos se determinaron los valores de potencial de corrosión (Ecorr), potencial de picadura (Epic) que es aquel por encima del cual las picaduras comienzan y por debajo del cual no ocurren y potencial de protección (Epro) o repasivación en el cual se cierra el anillo, es decir, donde el barrido catódico corta al barrido anódico. Los ensayos se hicieron por quintuplicado.

## **2.3. CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL DE LA ALEACIÓN ANTES Y DESPUÉS DE LOS ENSAYOS ELECTROQUÍMICOS**

La caracterización se llevó a cabo mediante análisis de imágenes a secciones transversales, para determinar la distribución y morfología de las fases presentes en muestras homogenizadas para las 9 condiciones. Se estudiaron secciones transversales y planares de muestras corroídas, a fin de obtener evidencia del mecanismo de corrosión operante, a través de las técnicas de Microscopía Electrónica de Barrido (MEB). Se empleó un microscopio electrónico de barrido marca Phillips XL30 acoplado a un microanalizador por energía dispersiva (EDS) modelo EDAX DL4.

## **3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN**

Se presentan a continuación los resultados:

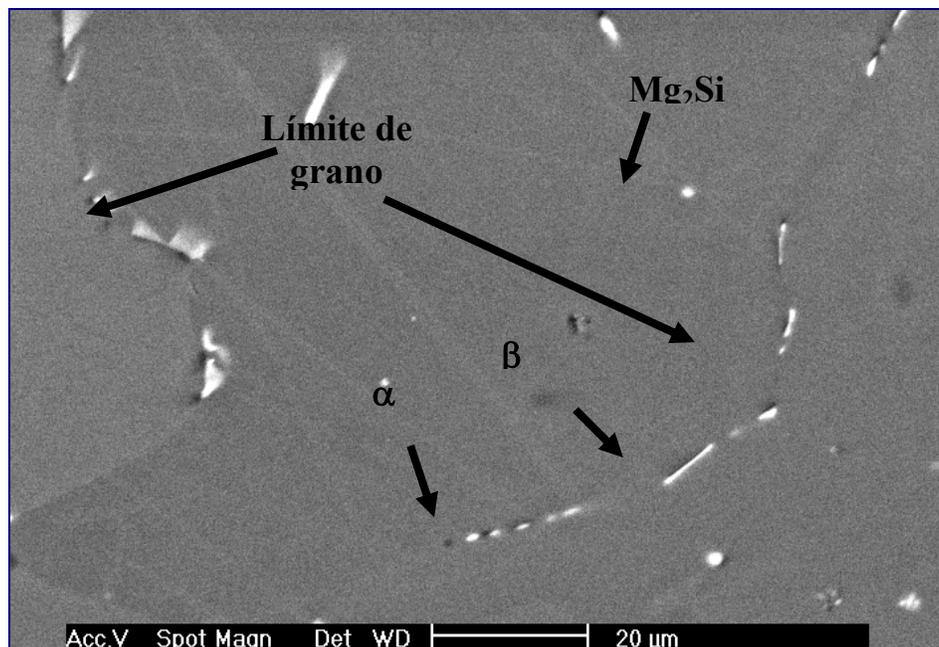
### **3.1. MICROESTRUCTURA Y MORFOLOGÍA**

En la tabla 2 se muestran los porcentajes de las fases Beta ( $\beta$ -AlFeSi),  $\alpha$ -AlFeSi y  $Mg_2Si$ , obtenidos por análisis de imagen. Los resultados muestran un aumento del porcentaje de fase alfa, una disminución del porcentaje de la fase beta y del  $Mg_2Si$  al aumentar el tiempo y temperatura de tratamiento térmico de homogeneizado. Estos resultados concuerdan con lo obtenido por otros autores (Tanihata, 1999), que indican que el tratamiento térmico de homogeneizado favorece la transformación de la fase  $\beta$ -AlFeSi a la fase alfa  $\alpha$ -AlFeSi y la disolución del  $Mg_2Si$ , por los procesos difusivos que se llevan a cabo a altas temperaturas.

Las fotomicrografías por MEB de la Figura 1, muestran en detalle la presencia de la fase  $\alpha$ -AlFeSi fragmentada en los bordes de grano. Este comportamiento ha sido explicado en función de que las partículas de la fase  $\beta$ -AlFeSi se rompen en varias partículas de la fase  $\alpha$ -AlFeSi (Vermolen, 2005; Vermolen, 2003).

**Tabla 2: Porcentaje de fase alfa, beta y  $Mg_2Si$  obtenida por análisis de imagen para las muestras homogeneizadas**

Parámetros	Temperatura								
	560°C			580°C			600°C		
Tiempo (h)	1	2	3	1	2	3	1	2	3
% de Fase Alfa	73.75	74.96	80.26	75.35	77.25	79.58	80.85	81.57	83.82
% de Fase Beta	15.52	15.49	12.15	15.98	14.38	12.17	10.9	10.43	8.91
% de Siliciuros	10.73	9.56	7.59	8.68	8.37	7.29	8.25	8.00	7.27



**Figura 1: Fotomicrografía obtenida por MEB de la aleación homogeneizada, en esta se detalla la microestructura de la aleación de aluminio. Las fases presentes son  $\alpha$ AlFeSi,  $\beta$ AlFeSi y  $Mg_2Si$ .**

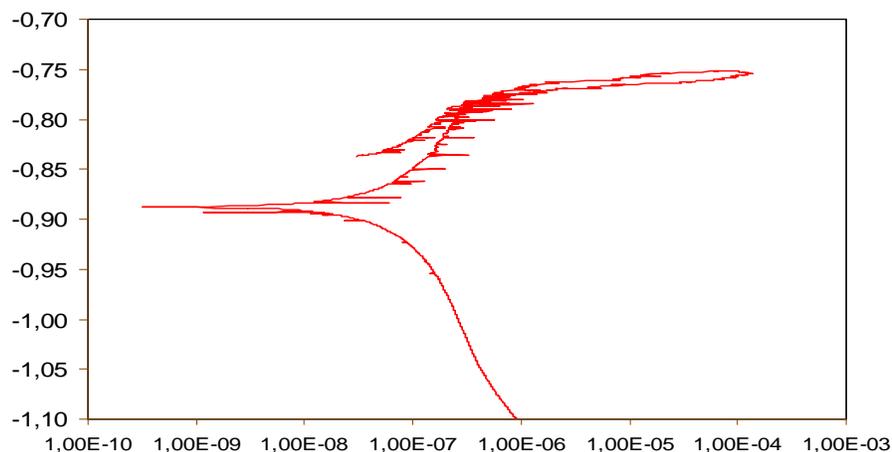
### 3.2. ENSAYOS ELECTROQUÍMICOS

A partir de las curvas de polarización cíclica potenciodinámica, se determinaron los valores promedios del potencial de corrosión ( $E_{corr}$ ) y la densidad de corriente de corrosión ( $i_{corr}$ ) para las condiciones sin tratar y tratada térmicamente, ver tabla 3. Se evidenció un incremento de la densidad de corriente de corrosión al aumentar el tiempo y la temperatura del tratamiento térmico de homogeneizado. La densidad de corriente de corrosión es un indicativo de la cantidad de material que se está disolviendo, por lo tanto es deseable una menor densidad de corriente, pues indica que el material es, desde un punto de vista cinético, más resistente a la corrosión. En el presente estudio puede observarse una relación proporcional entre la fracción volumétrica de la fase alfa y la densidad de corriente de corrosión. Esta relación puede estar asociada a la concentración de Fe en las fases alfa y beta. Cuando ocurre la transformación  $\beta$ -AlFeSi a  $\alpha$ -AlFeSi, se produce un cambio en la composición química de la partícula, es decir, la concentración de hierro pasa a ser de 33.9% wt en la fase  $\beta$ -AlFeSi a 39.9% wt en la fase  $\alpha$ -AlFeSi (Vermolen, 2005; Vermollen, 2003). El enriquecimiento en hierro causa un deterioro de la resistencia a la corrosión, ya que aumenta las fuerzas motoras que favorecen el proceso galvánico entre el intermetálico y la matriz. Las celdas galvánicas locales que se forman en el material causadas por las diferencias en la actividad electroquímica provocan la disolución de la matriz o del intermetálico. Las partículas como el siliciuro de magnesio se comportan como ánodos, tendiendo a la disolución de la partícula, y los intermetálicos AlFeSi al comportarse catódicamente provocan la disolución de la matriz adyacente (2). Otro factor a considerar es la relación de áreas. Stansbury (2000) señala que cuando la relación  $A_c/A_a$  aumenta, la densidad de corriente de corrosión ( $i_{corr}$ ) aumenta, por lo tanto cuando ocurre la transformación  $\beta$ -AlFeSi a  $\alpha$ -AlFeSi, es decir, las partículas de Beta ( $\beta$ -AlFeSi) se fragmentan en varias partículas de alfa  $\alpha$ -AlFeSi, aumenta el área superficial que está en contacto con la matriz de aluminio, ocasionando un aumento de la corriente de corrosión y el potencial de corrosión ( $E_{corr}$ ) se hace más noble.

**Tabla 3: Potencial de corrosión  $E_{corr}$  y densidad de corriente de corrosión ( $i_{corr}$ ) obtenido a partir de las curvas de polarización potenciodinámica, para las condiciones del diseño experimental**

Parámetros	Temperatura (°C)								
	560			580			600		
Tiempo (h)	1	2	3	1	2	3	1	2	3
$E_{corr}$ (mV)	-819	-810	-807	-903	-885	-846	-850	-772	-700
$i_{corr}$ ( $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ )	3.40	13.63	27.58	7.67	11.09	37.67	20.06	17.98	39.03
$v_{corr}$ (mpy)	1.47	5.85	11.83	3.29	4.75	16.15	9.40	6.40	16.7

A partir de las curvas de polarización cíclica potenciodinámica de la condición homogeneizada a diferentes tiempos y temperaturas, mostrada en la Figura 2, se determinaron los valores promedios del potencial de corrosión ( $E_{corr}$ ), potencial de picadura ( $E_{pic}$ ) y potencial de protección ( $E_{pro}$ ), ver tabla 4. Norris (2001) utiliza tres criterios para evaluar la resistencia a la corrosión picadura del material. El primero establece que si el  $E_{corr}$  es mayor o igual que el potencial de protección ( $E_{pro}$ ) son posibles ambos tipos de corrosión localizada: picadura y hendidura. El segundo criterio establece que si el potencial de corrosión ( $E_{corr}$ ) es menor que el potencial de



**Figura 2: Curva de polarización cíclica potenciodinámica para una muestra de aluminio homogeneizada.**

Protección (Epro), como ocurre en la presente investigación, la aleación puede sufrir corrosión picadura. El tercer criterio establece que si el potencial de repasivación (Epro) es mayor que el potencial de corrosión (Ecorr) no es posible la ocurrencia de corrosión hendidura. Basados en estos criterios y en los resultados obtenidos, se puede decir que la aleación estudiada tiene tendencia a sufrir corrosión picadura; sin embargo la diferencia entre el potencial de picadura y el potencial de protección es pequeña, indicando que al romperse la película pasiva en zonas localizadas esta se regenera.

**Tabla 4: Potencial de corrosión (Ecorr), potencial de picadura (Epic) y potencial de protección (Epro) promedio obtenido a partir de las curvas de polarización cíclica potenciodinámica, para las condiciones del diseño experimental**

		<i>E corr</i>	<i>E pic</i>	<i>E pro</i>	<b>Epic-Ecorr</b>	<b>Epic -Epro</b>
<b>560</b>	<i>1</i>	-864	-757	-774	107	17
	<i>2</i>	-828	-749	-770	79	21
	<i>3</i>	-825	-738	-747	76	12
<b>580</b>	<i>1</i>	-868	-766	-779	102	13
	<i>2</i>	-833	-765	-781	68	16
	<i>3</i>	-809	-757	-770	52	12
<b>600</b>	<i>1</i>	-866	-765	-779	101	14
	<i>2</i>	-844	-762	-777	82	16
	<i>3</i>	-833	-758	-775	75	17

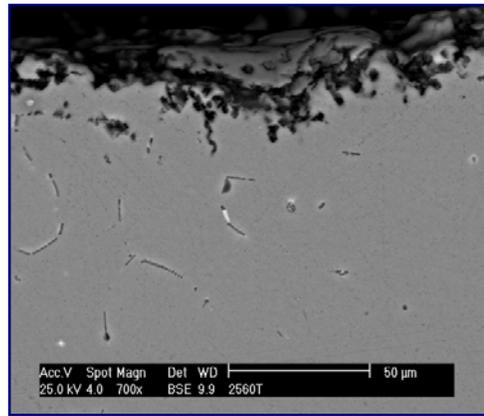
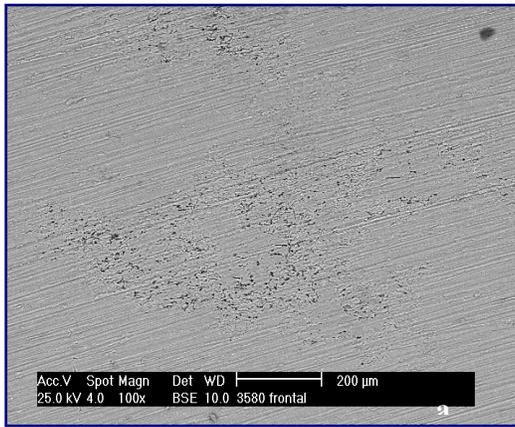
### 3.3. CARACTERIZACIÓN DE LAS MUESTRAS LUEGO DE LOS ENSAYOS ELECTROQUÍMICOS

La Figura 3a, presenta imágenes por MEB de la cara frontal de las muestras corroídas. En estas se observan la presencia de micropicaduras distribuidas sobre la superficie de la muestra. Stansbury (2000) reporta que las picaduras pueden nuclear en sitios preferenciales, como por ejemplo las partículas de segunda fase, que luego se

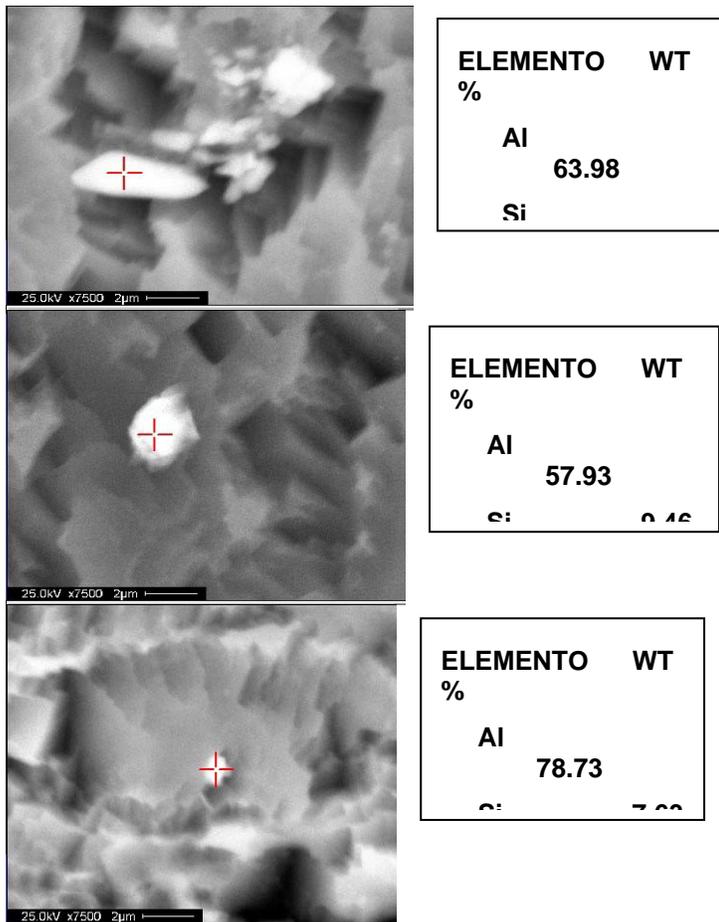
propagan a lo largo del borde del grano y subsecuentemente puede ocurrir la corrosión intergranular, lo cual se corresponde con el tipo de daño encontrado en la muestra de la Figura 3b.

En la Figura 4, se observa la disolución preferencial de la matriz alrededor de las partículas de segunda fase. Las partículas de segunda fase encontradas en las micropicaduras son: beta ( $\beta$ -AlFeSi) y alfa ( $\alpha$ -AlFeSi), verificándose que se conserva la relación estequiométrica correspondiente a las fases beta ( $\beta$ -AlFeSi) y alfa ( $\alpha$ -AlFeSi) para las muestras corroídas, también se corrobora la formación de microceldas galvánicas entre la matriz y las partículas de segunda fase, provocando la disolución de la matriz (Sato, 1999; Obispo, 2000).

Varios autores (Reiso, 2004; Kaoru, 2001; Chen, 1996) han estudiado el efecto de las partículas de segunda fase en las aleaciones de aluminio y refieren la creación de un par galvánico entre la matriz y las partículas. Estos han encontrado que las partículas que contienen Al, Cu, Fe y Mn promueven la disolución de la matriz, indicando que este tipo de partículas actúan como un cátodo en el proceso de corrosión, este mecanismo fue verificado en el presente estudio.



**Figura 3: Fotomicrografías por MEB, a) cara frontal de las muestras en condición homogeneizada y corroídas, b) sección transversal, donde se observa el mecanismo de ataque a través de los bordes de grano**



**Figura 4: Fotomicrografía de la cara frontal tomada por meb de las muestras de aluminio corroídas, y análisis químico elemental de la partícula embebida.**

#### 4. CONCLUSIONES

Se encontró una relación de proporcionalidad entre la densidad de corriente de corrosión ( $i_{corr}$ ) y el tiempo y temperatura del tratamiento térmico de homogeneizado, lo cual fue asociado al aumento de la fracción volumétrica de la fase alfa, que tiene una mayor concentración de Fe, y que se relaciona con el aumento de la relación Ac/Aa. Se evidenció que la corrosión ocurre por la formación de celdas galvánicas locales en el material, causadas por las diferencias en la actividad electroquímica que provocan la disolución de la matriz o del intermetálico, estas disoluciones están asociadas al movimiento de electrones y por consiguiente a la corriente de corrosión. El siliciuro de magnesio se comportan como ánodo tendiendo a la disolución de la partícula y los intermetálicos AlFeSi se comportan catódicamente provocando la disolución de la matriz adyacente.

#### REFERENCIAS

- Badawy. W.A. y otros (1998). Electrochemical behavior and corrosion inhibition of Al, Al-6061 and Al-Cu in basic aqueous solutions.
- Chen. G. S y colaboradores (1996). Microconstituent-Induced Pitting corrosion in aluminum Alloy 2024-T3. *Corrosion Science*. Vol 52, pp 8.
- Davis, J. R. (1993). *Corrosion of Aluminum and Aluminum Alloys*, JR Davis and Associates Ed., ASM International, Materials Park, USA, NoV., ISBN: 0-87170-629-6.
- Gaute S.y otros. (2005). "Effect of artificial aging on intergranular corrosion of extruded AlMgSi alloy with small Cu content". *Corrosion Science* Volume 48, Issue 6T, June 2006, Pages 1528-1543T.
- Norris L.y otros (2001). *CORROSION*. Cyclic Polarization and Non-Destructive Evaluation of Laser Induced Surface improvement on Steel and aluminum substrate. Paper N° 01573.
- Obispo H. M. (2000) *Journals of Materials Science*. "Copper deposition during the corrosion of aluminum alloy 2024 in sodium chloride solutions". Vol.35. pp 3479-3483.
- Kaoru M.y colaboradores (2001). Surface reactions during pickling of an aluminium-magnesium-silicon alloy in phosphoric acid. *Corrosion Science*. Japon. Vol. 43. pp 381-386
- Reiso O. Materials forum, 28 Edited by J.F. Nie, A.J. Morton and B.C. Muddle© Institute of Materials Engineering Australasia Ltd, 2004, pp32-46.
- Stansbury, E.E. (2000). Fundamentals Of Electrochemical Corrosion. Ohio. Iera edición, pp 149-163.
- Sato F (1999). Localized Corrosion Behavior of aluminum-Magnesium-Silicon alloy in Ground Water. *Corrosion Engineering*, Vol. 55. Pag. 522-528.
- Tanihata H., Sugawara T y otros (1999); "Effect of the Formation of Casting and Homogenizing Treatment Conditions on the Formation Of Al-Fe-Si Intermetallic Compounds in 6063 Al-Mg- Si Alloys", *Journals of Materials Science*. Vol.34 Pág 1205-1210.
- Van Gheem E. y otros (2002). Influence of different anions on the behaviour of aluminium in aqueous solutions. *Journal of Applied Electrochemistry*. Vol. 32. Pag. 1193-1198.
- Vermolen F. J. y Kuijpers (2003). *Materials Science and Engineering*. A Model of the  $\beta$ -AlFeSi to  $\alpha$ -Al(FeMn)Si Transformation During Homogenization in 6xxx Alloys. pp 57-63.
- Vermolen F. J. y Kuijpers (2005). The dependence of the  $\beta$ -AlFeSi to  $\alpha$ -Al(FeMn)Si transformation kinetics in Al-Mg-Si alloys on the alloying elements. *Materials Science and Engineering*. The Netherlands. volA394. pp 9-14.

Wei R. y colaboradores (1998). A transmission Electron Microscopy Study of Constituent-Particle-Induced Corrosion in 7075-T6 and 2024-T3 Aluminum Alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*. Vol 29A. Pag. 1153-1159.

### ***Autorización y Renuncia***

*Los autores; LINDA GIL, SUGEHIS LISCANO Y MARIA RODRIQUEZ, autorizan a LACCEI para publicar el escrito en los procedimientos de la conferencia. LACCEI o los editors no son responsables ni por el contenido ni por las implicaciones de lo que esta expresado en el escrito*

### ***Authorization and Disclaimer***

*The authors; LINDA GIL, SUGEHIS LISCANO Y MARIA RODRIQUEZ authorize LACCEI to publish the paper in the conference proceedings. Neither LACCEI nor the editors are responsible either for the content or for the implications of what is expressed in the paper.*