

## Efecto del tratamiento térmico sobre la resistencia mecánica, corrosión intergranular y exfoliación de la aleación de aluminio 7075

Effect of heat treatment on the mechanical strength, intergranular and exfoliation corrosion of 7075 aluminum alloy

Nilthon Emerson Zavaleta-Gutierrez<sup>1</sup>, Elmer Rolando Polo-Briceño<sup>1</sup>,  
Norberto Damián Ñique-Gutierrez<sup>1</sup>, Hernán De Cicco<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Departamento de Minas y Metalurgia, Facultad de Ingeniería, Universidad Nacional de Trujillo, Av. Juan Pablo II s/n, La Libertad, Trujillo, Perú.

e-mail: nzavaleta@unitru.edu.pe, e.polo.14@gmail.com, norberto4898@hotmail.com

<sup>2</sup> Gerencia Materiales, Comisión Nacional de Energía Atómica, Av. Gral. Paz 1499 B1650KNA, San Martín, Buenos Aires, Argentina.

e-mail: decicco@cnea.gov.ar

---

### RESUMEN

En este estudio, los efectos de los tratamientos térmicos en el pico de envejecimiento (T6), sobre-envejecimiento (T73) y proceso de regresión y re-envejecimiento (RRA, regresión a 200 °C durante 10 min) sobre la microestructura, resistencia mecánica, corrosión por exfoliación y corrosión intergranular de aleación de aluminio 7075 ha sido investigado mediante microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido, ensayos de tracción, ensayos ASTM G110, ensayos ASTM G34, curva de polarización y espectroscopia de impedancia electroquímica (EIS).

Los resultados de los ensayos de corrosión intergranular (ASTM G110) y los ensayos de corrosión por exfoliación (ASTM G34), aplicados a los tres tratamientos definen un orden de susceptibilidad a la corrosión dada por: T6 > T73 > RRA. Las tendencias de la resistencia a la corrosión son confirmadas mediante curvas de polarización y ensayos EIS. El tratamiento térmico RRA mejora la resistencia a la corrosión intergranular-exfoliación de la aleación de aluminio 7075 sin sacrificar su resistencia mecánica en comparación con el tratamiento térmico T6. El efecto del tratamiento térmico sobre la resistencia mecánica y la resistencia a la corrosión se explica en función del estado de precipitación en la matriz y en los límites de grano.

**Palabras clave:** Aleación de aluminio 7075, propiedades mecánicas, corrosión intergranular, corrosión exfoliación, espectroscopia de impedancia electroquímica.

---

### ABSTRACT

In this study, the effects of heat treatments in the peak aged (T6), overaged (T73) and retrogression and re-aging (RRA, retrogression at 200 °C for 10 min) on the microstructure, mechanical strength, exfoliation corrosion and intergranular corrosion of aluminum alloy 7075, has been investigated by optical microscope, scanning electron microscopy, tensile tests, ASTM G110 tests, ASTM G34 tests, polarization curve and electrochemical impedance spectroscopy (EIS).

The results of intergranular corrosion tests (ASTM G110) and exfoliation corrosion tests (ASTM G34), applied to the three treatments defines an order of susceptibility to corrosion given by: T6 > T73 > RRA. The trends of the corrosion resistance were further confirmed by polarization curve and EIS test. The RRA heat treatment improved the intergranular-exfoliation corrosion resistance of aluminum alloy 7075 without sacrificing the mechanical strength compared to T6 temper. The effect of heat treatment on mechanical strength and corrosion resistance is explained based on the state of precipitation in the matrix and grain boundaries.

**Keywords:** 7075 aluminum alloy, mechanical properties, intergranular corrosion, exfoliation corrosion, electrochemical impedance spectroscopy.

## 1. INTRODUCCIÓN

Las aleaciones de aluminio de la serie 7XXX son ampliamente utilizadas como materiales estructurales en la industria aeronáutica debido a sus propiedades, tales como baja densidad, alta resistencia, ductilidad, tenacidad y resistencia a la fatiga [1,2]. Cuando estas aleaciones son sometidas al tratamiento de envejecimiento T6, que corresponde al pico de envejecimiento, se obtiene la más alta resistencia mecánica; sin embargo, su resistencia a la corrosión localizada es baja y la susceptibilidad a la corrosión bajo tensión (SCC), corrosión por exfoliación (EFC) y corrosión intergranular (IGC) es elevada [3,4] limitando su aplicación. Para mejorar la resistencia a la corrosión localizada a niveles aceptables, se requiere de tratamientos de sobre-envejecimiento tal como el tratamiento T73; pero este tratamiento disminuye su resistencia mecánica alrededor de 10-15% [2].

A fin de obtener un equilibrio entre la resistencia mecánica y la resistencia a la corrosión localizada, CINA [5] propuso un tratamiento de envejecimiento de tres etapas denominado regresión y re-envejecimiento (RRA), lo cual proporciona a las aleaciones de aluminio de la serie 7XXX una resistencia mecánica comparable al tratamiento T6 y buena resistencia a la SCC similar al tratamiento T73 [6, 7, 8]. La alta resistencia mecánica en estas aleaciones de aluminio se debe a los precipitados finos de la fase de transición  $\eta'$  y fase de equilibrio  $\eta$  [9, 10, 11]. El tratamiento RRA se inicia con un envejecimiento idéntico al tratamiento T6, posteriormente se realiza un tratamiento térmico de regresión de corta duración a alta temperatura y se completa el tratamiento RRA con un re-envejecimiento, normalmente a la misma temperatura que el tratamiento T6 [5].

Durante el tratamiento de regresión los precipitados  $\eta'$  formados en el envejecimiento T6 se disuelven completamente o parcialmente. Los precipitados  $\eta'$  más grandes que no se disuelven, evolucionan hasta convertirse en precipitados  $\eta$ , y los precipitados  $\eta$  existentes sufren ligeros engrosamiento. En el re-envejecimiento bajo condiciones T6, se forman nuevos precipitados  $\eta'$  y los precipitados  $\eta'$  parcialmente disueltos crecen durante el re-envejecimiento. La microestructura final resultante de un tratamiento RRA es una combinación de grandes precipitados  $\eta$  a lo largo de los límites de grano y una dispersión fina de precipitados  $\eta'$  más pequeños en toda la matriz del aluminio [6, 7, 10, 12, 13, 14].

Diferentes mecanismos han sido propuestos para la corrosión intergranular en las aleaciones de aluminio 7XXX [15, 16, 17]. Los precipitados  $\eta$  son anódicos con respecto a la matriz [17, 18], por lo que su precipitación conjunta a través de los límites de grano durante el tratamiento T6 proporciona una ruta anódica para el ataque localizado responsable de la susceptibilidad a la corrosión intergranular de estas aleaciones. Asimismo, la precipitación de las partículas  $\eta$  en los límites de grano está asociada con la formación de una zona libre de precipitados (PFZ) en las regiones adyacentes a los límites de granos debido al agotamiento de los átomos de soluto (Zn y Mg) [19, 20]. Esta PFZ tendrá diferente comportamiento electroquímico respecto a los límites de grano y la matriz, contribuyendo al ataque localizado a lo largo de los bordes de grano.

El objetivo del presente trabajo es presentar en conjunto un estudio sistemático del efecto de los tratamientos de envejecimiento T6, T73 y RRA, aplicados a la aleación de aluminio 7075, sobre sus propiedades mecánicas, su resistencia a la corrosión intergranular medido según la norma ASTM G110 [21] y su resistencia a la corrosión exfoliación medido según la norma ASTM G34-01 [22]. Las evaluaciones de la corrosión localizada fueron apoyadas con técnicas complementarias como mediciones del potencial de circuito abierto (OCP), curvas potenciodinámicas y ensayos de espectroscopia de impedancia electroquímica.

## 2. MATERIALES Y MÉTODOS

### 2.1 Material y tratamiento térmico

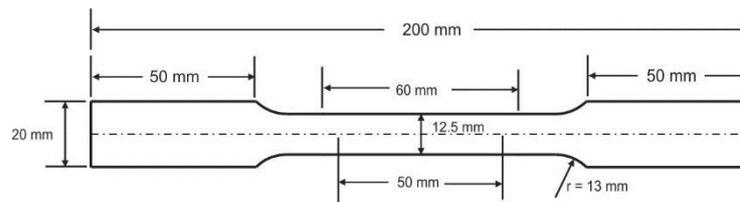
La aleación utilizada en este estudio fue una placa de aluminio comercial 7075 T6 de 5 mm (6,33 Zn, 2,89 Mg, 2,06 Cu, 0,32 Fe, balance de Al, en % peso), suministrado por la empresa Alcoa. A partir de la placa de aleación se cortaron muestras en la dirección de laminación con tamaños de 50 mm x 300 mm, que fueron sometidas a los tratamientos de envejecimiento T6, T73 y RRA. Esto se realizó en un horno de mufla sin atmósfera protectora, con los parámetros mostrados en la tabla 1. El temple a temperatura ambiente se realizó en agua fría y el control de la temperatura se realizó en forma directa con una termocupla de contacto tipo K.

**Tabla 1:** Procesos de tratamiento térmico de la aleación de aluminio 7075

TRATAMIENTO TÉRMICO	TRATAMIENTO DE SOLUCIÓN		ENVEJECIMIENTO		RETROGRESIÓN		ENVEJECIMIENTO	
	T (°C)	Tiempo (hora)	T (°C)	Tiempo (h)	T (°C)	Tiempo (min)	T (°C)	Tiempo (h)
T6	470	1	120	24				
T73	470	1	120	24			160	24
RRA	470	1	120	24	200	10	120	24

## 2.2 Ensayos de tracción

Las muestras para los ensayos de tracción fueron mecanizadas bajo la norma ASTM B 557M-02a [23]. La figura 1 muestra las dimensiones que establece la norma para placas planas. Los ensayos de tracción se realizaron por triplicado para cada tratamiento térmico utilizando una máquina de tracción Shimadzu UH.


**Figura 1:** Probetas rectangulares para el ensayo de tracción según la norma ASTM B 557M-02a.

## 2.3 Caracterización microestructural

La caracterización de las muestras se realizó mediante microscopía óptica, con un microscopio óptico Carl Zeiss Axio Observer Z1m y microscopía electrónica, con un microscopio electrónico de barrido de emisión de campo (FEG-SEM) Carl Zeiss modelo Supra-40. En ambos casos, las muestras tratadas térmicamente, fueron sometidas al procedimiento habitual de preparación metalográfica, consistente en un desbaste con papeles abrasivos de mallas 220, 320, 400, 600 y 1000; y un pulido en paños impregnados con pasta de diamante de 5 y 1  $\mu\text{m}$ . El ataque metalográfico se realizó con el reactivo Keller (95 ml  $\text{H}_2\text{O}$  + 2,5 ml  $\text{HNO}_3$  + 1,5 ml  $\text{HCl}$  + 1,0 ml  $\text{HF}$ ) por un tiempo de 45 s.

## 2.4 Ensayos de corrosión intergranular

Las muestras tratadas térmicamente fueron maquinadas con dimensiones de 30 mm x 50 mm; posteriormente, se prepararon mediante un desbaste progresivo con papeles SiC hasta lija 2000# y desengrasadas con acetona. Antes de la inmersión en la solución de ensayo, se sumergió cada muestra durante 1 min en el reactivo de ataque limpiador compuesto de 945 ml de  $\text{H}_2\text{O}$  bidestilada + 50 ml de  $\text{HNO}_3$  (70%) + 5 ml de  $\text{HF}$  (48%) a 93°C, se enjuagó en agua bidestilada; seguido se sumergió en  $\text{HNO}_3$  (70%) durante 1 min, se enjuagó en agua bidestilada y se secó al aire.

Las pruebas IGC se realizaron por duplicado en una solución de 1,0 M  $\text{NaCl}$  + 0,01 M  $\text{H}_2\text{O}_2$  a  $30 \pm 3^\circ\text{C}$ , durante 24 horas de acuerdo con las especificaciones de la norma ASTM G110-92 (R2003) [21]. El recipiente de ensayo fue de vidrio conteniendo 5 ml de solución de prueba por  $\text{cm}^2$  de área de superficie de la muestra expuesta. Después de la exposición, se enjuagó cada muestra con agua bidestilada y se dejó secar. Posteriormente, se examinó cada muestra con una lupa para localizar áreas de ataque de la corrosión, y se procedió a seccionar la muestra en esta región para su preparación metalográfica y el correspondiente análisis en el microscopio óptico.

La norma ASTM G110-92 (R2003) [21] no incluye un criterio definido para evaluar el ataque de la IGC sufrido por las muestras durante los ensayos. Por esta razón, se asumió el criterio adoptado por SANCHEZ-AMAYA *et al.* [24], que considera análisis de tipo cualitativo y cuantitativo. El análisis cualitativo consistió en la evaluación de la morfología del ataque de la superficie transversal de la muestra después de las pruebas de susceptibilidad a la IGC, según los 6 grados de IGC mostrados en la tabla 2. Como la misma muestra puede presentar varias zonas con diferentes grados de ataque, se considera dos parámetros: el "grado promedio",  $G_p$  y el "grado máximo",  $G_{\text{máx}}$ . El análisis cuantitativo se basa en la medición de la profundidad de las zonas corroídas considerando dos parámetros: "profundidad máxima",  $D_{\text{máx}}$ , y la "profundidad promedio",  $D_p$ . Ya que la característica más importante de cada una de las muestras son las zonas que más sufre

ataque, la profundidad promedio se estimó a partir de las ocho regiones más profundas de ataque encontradas en las muestras.

**Tabla 2:** Tipos de ataque definidos para evaluar los daños sufridos en las muestras de aluminio 7075 tratada térmicamente, sometidas a pruebas normalizadas de IGC.

TIPO DE ATAQUE	CÓDIGO	DEFINICIÓN
Corrosión por picaduras	P	Después de la prueba, el área expuesta sólo muestra picaduras. No son observados indicios de IGC
IGC Grado A	A	En las zonas afectadas, se pueden distinguir ramificaciones que trazan la forma de los granos, aunque no son revelados granos completos
IGC Grado B	B	Se puede observar algunos granos completos en la zona atacada
IGC Grado C	C	En la zona afectada, se puede apreciar dos capas de granos atacados
IGC Grado D	D	En la zona afectada, se puede definir hasta tres dos capas de granos atacados
IGC Grado E	E	Sensibilidad máxima de las muestras al ataque (extrema IGC). En las zona corroídas se definen más de tres capas de granos

## 2.5 Ensayos de corrosión exfoliación

Los ensayos de EFC y su clasificación se realizaron de acuerdo con el ensayo EXCO estándar descrito en la norma ASTM G34-01 [22]. La composición de la solución de ensayo fue de NaCl 4,0 M + KNO<sub>3</sub> 0,5 M + HNO<sub>3</sub> 0,1 M y la temperatura de la solución se mantuvo a 25°C. Las muestras fueron placas de 40 mm x 50 mm, y la relación volumen/superficie del metal expuesto fue de 20 ml/cm<sup>2</sup>. Se utilizó solución fresca al inicio del ensayo sin cambiar la solución durante el ensayo. Después de un período de inmersión de 12, 18, 24, 36, 42 y 48 h, mediante un examen visual se determinaron las clasificaciones de EFC para cada tratamiento de envejecimiento estudiado. Las clasificaciones y códigos utilizados en el informe de la valoración visual de las muestras corroídas, según la norma ASTM G34-01 [22], fueron los siguientes: Picadura (con tendencia a la socavación) P y exfoliación desde EA hasta ED (con exfoliación EA débil y ED fuerte). Con la finalidad de describir con mayor precisión estas calificaciones, se aplicaron superíndices +/- . Por ejemplo, EA<sup>+</sup> significa un aspecto de exfoliación relativamente más fuerte que las fotografías estándar EA en ASTM G34-01 [22], mientras que EA<sup>-</sup> indica un aspecto de exfoliación más débil que el estándar ASTM.

## 2.6 Ensayos electroquímicos

Los ensayos electroquímicos se realizaron en un potencióstato Gamry Reference 3000, utilizando una celda convencional de tres electrodos de vidrio de 150 cm<sup>3</sup> de capacidad. Esta celda estuvo compuesta de un electrodo de trabajo de la aleación 7075 tratada térmicamente con una área de 2,0 cm<sup>2</sup>, un electrodo de referencia de calomel saturado, un contra electrodo de alambre de platino y un capilar de Luggin para minimizar la caída IR.

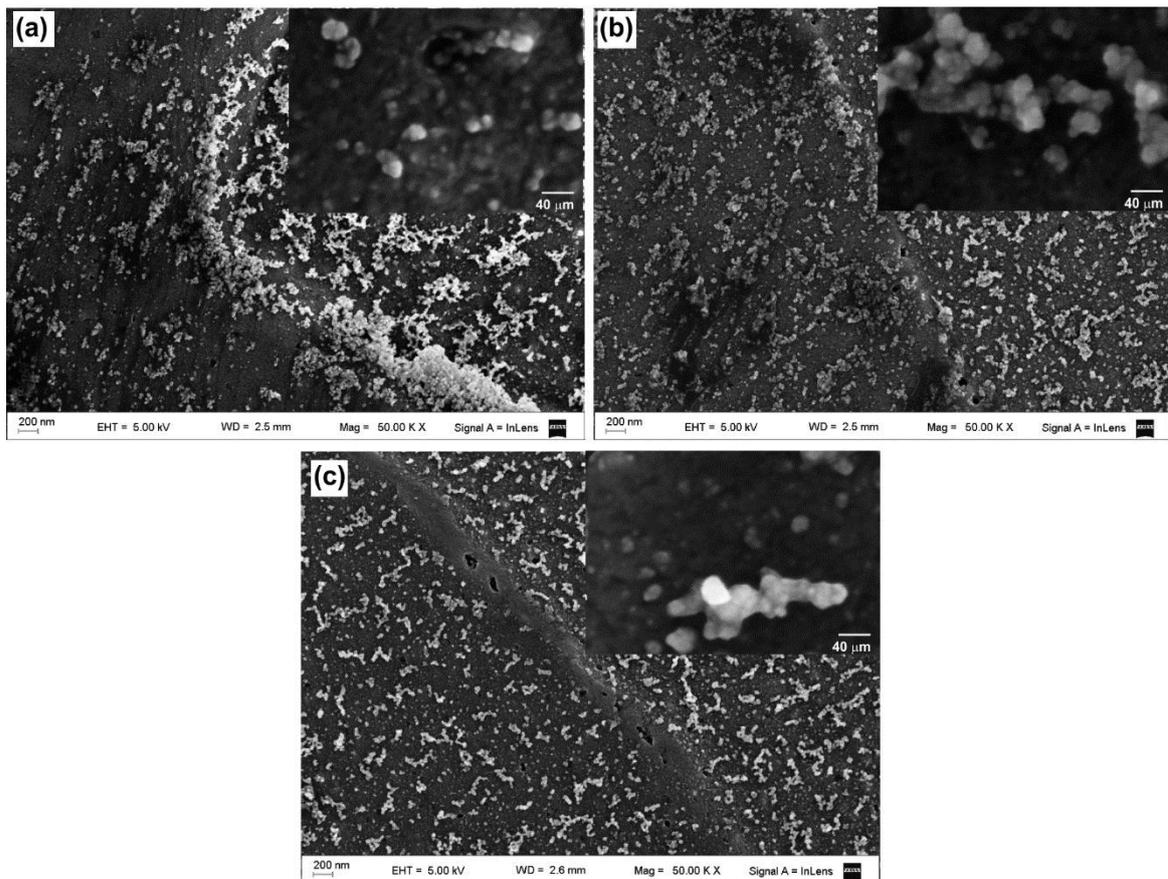
El potencial de circuito abierto (OCP) se midió durante 10 min en una solución de 3,5 % NaCl a 25 ± 2°C, y las mediciones se iniciaron aproximadamente 10 s después de la inmersión. Los ensayos de polarización potenciodinámica se realizaron inmediatamente después de las pruebas OCP. El rango de barrido fue desde E<sub>corr</sub> hasta -400 mV con una velocidad de barrido de 1 mV/s. Los ensayos de espectroscopia de impedancia electroquímica se realizaron utilizando señales de corriente alterna de amplitud de 10 mV respecto al potencial de circuito abierto en el rango de frecuencias de 10<sup>5</sup> Hz hasta 10<sup>-2</sup> Hz. Después de un tiempo de 10 min de estabilización del potencial en la solución EXCO a 25 °C, se procedió a realizar las mediciones de impedancia en función del tiempo de inmersión hasta las 72 h.

## 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

### 3.1 Efecto de los tratamientos térmicos en la microestructura y propiedades mecánicas

La figura 2 muestra las micrografías obtenidas mediante microscopía electrónica de las muestras que fueron sometidas a los tratamientos de envejecimiento T6, T73 y RRA. El principal efecto de los tratamientos de envejecimiento es en el estado de precipitación de la fase de transición η' y de la fase de equilibrio η. Las micrografías obtenidas muestran el estado de precipitación de las partículas que generan el endurecimiento en esta aleación de aluminio. No obstante, que no se realizó una distinción entre las fase de transición η' y las fase de equilibrio η, si se pueden observar el estado de precipitación de estas fases. Según PARK y ARDELL

[9], la resistencia de la aleación 7075 es más dependientes del número y tamaño de precipitados presentes que del tipo de precipitado.

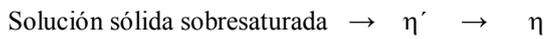


**Figura 2:** Micrografías FEG-SEM de las muestras de aluminio 7075 sometidas a los tratamientos térmicos: (a) T6, (b) T73 y (c) RRA.

El tratamiento térmico T6 muestra un estado de precipitación compuesta por finos precipitados, con una gran proporción menores a 20 nm en el interior de los granos, figura 2 (a). Los precipitados de menor tamaño probablemente correspondan a la fase de transición  $\eta'$ . En los límites de grano la precipitación es de forma continua y con mayor tamaño, que corresponderían a la fase de equilibrio  $\eta$ . En la microestructura del tratamiento T73 los precipitados son de mayor tamaño en el interior de los granos, respecto al obtenido con el tratamiento T6, figura 2 (b). Asimismo, los precipitados en los límites de grano están más espaciados. Esto está en concordancia a lo obtenido por PARK Y ARDELL [9]. Durante el sobre-envejecimiento realizado a 160 °C - 24 h, los precipitados engrosaron tanto en el interior de los granos como en los límites de grano. El engrosamiento de los precipitados en los límites de grano origina que su precipitación sea discontinua.

La figura 2 (c), correspondiente al tratamiento RRA, muestra en el interior de los granos precipitados menores a 20 nm similar a lo obtenido con el tratamiento T6, pero también precipitados con tamaños mayores. Esta morfología de precipitación es producto del tratamiento RRA. En la etapa de regresión que se realizó a las condiciones de 200 °C - 10 min, no solo se produce la disolución de los precipitados  $\eta'$  pequeños, sino también los precipitados  $\eta'$  más grandes presentes desde el envejecimiento T6, los que no se disuelven evolucionan hasta convertirse en precipitados  $\eta$  y los precipitados  $\eta$  existentes, sufren engrosamiento [6, 7, 10, 13, 14]; esto explica la presencia de los precipitados mayores a 20 nm. En la segunda etapa correspondiente al re-envejecimiento, 120 °C - 24 h, se produce la precipitación de la fase de transición  $\eta'$ , que corresponde a los precipitados muy pequeños (menores a 20 nm) y engrosamiento de los precipitados  $\eta$ . En el caso de los límites de grano, tanto en el tratamiento de regresión como en el tratamiento de re-envejecimiento, los precipitados sufren un engrosamiento, de allí que en estas zonas se presenten precipitados gruesos y espaciados similares a lo obtenido con el tratamiento T73 [6, 7, 10, 13, 14]. En la figura 2 (c), también se puede observar una PFZ mencionada por PARK Y ARDELL [19].

La tabla 3 muestra las propiedades mecánicas promedio de la aleación de aluminio 7075 obtenidas a partir de los ensayos de tracción realizados con las muestras sometidas a los diferentes tratamientos de envejecimiento. En esta tabla también se presenta la microdureza promedio de las muestras que fueron realizadas con un microdurómetro marca Leco LMV-50V, y carga de 10 kf. Bajo las condiciones de máximo envejecimiento, 7075-T6, se obtuvo una dureza de 200 HV10, una resistencia a la tracción de 548 MPa y una tensión de fluencia de 490 MPa. Esta alta resistencia es el resultados de los precipitados finos  $\eta'$  y  $\eta$  distribuidos por toda la matriz de aluminio, como se observa en la figura 2 (a). Es aceptado que el tamaño de los precipitados y su distribución homogénea son más importante en su resistencia a la tracción que el tipo de precipitado [9]. Estos precipitados se formaron durante el tratamiento de envejecimiento realizado a 120 °C por 24 horas, y considerando esta temperatura la probable secuencia de precipitación sería [9]:



Es factible la presencia inicial de algunas zonas de Guinier-Preston, GP; sin embargo, en la práctica los precipitados  $\eta'$  se forman más que los precipitados  $\eta$  durante el envejecimiento T6 [11].

El tratamiento térmico T73, surge como una forma de incrementar la resistencia a la corrosión localizada sacrificando su resistencia. Esto se corroboró con resultados donde la resistencia máxima alcanzada fue de 519 MPa , alrededor de 30 MPa menor al tratamiento T6, con una tensión de fluencia de 470 MPa y una microdureza de 189,5 HV10. Esta caída en la resistencia mecánica es debido al crecimiento de los precipitados productos del sobre-envejecimiento a 160 °C – 24 h, figura 2 (b). El crecimiento de los precipitados en los límites de grano reduce el número de precipitados  $\eta$  a lo largo de los límites de grano con una formación de manera discontinua.

El tratamiento RRA reportó valores promedios de resistencia máxima de 533 MPa, tensión de fluencia de 495 MPa y una microdureza de 199 HV10. Esto confirma que el tratamiento RRA mantiene la alta resistencia de la aleación 7075. Las etapa de regresión genera la disolución parcial de los precipitados  $\eta'$  para que posteriormente en el re-envejecimiento precipite de manera muy fina y homogénea en toda la estructura. Esto le confiere la alta resistencia en este tratamiento. Asimismo, tanto en la regresión como en el re-envejecimiento, en los límites de grano los precipitados  $\eta$  sufren un engrosamiento lo cual hace que reduzca su número formándose de manera discontinua y mejorando su resistencia a la corrosión localizada, como fue anteriormente mencionado. Este estado de precipitación se observa en la figura 2 (c) y le confiere al tratamiento RRA, resistencia mecánica similares al tratamiento T6 y resistencia a la corrosión localizada similares al tratamiento T73.

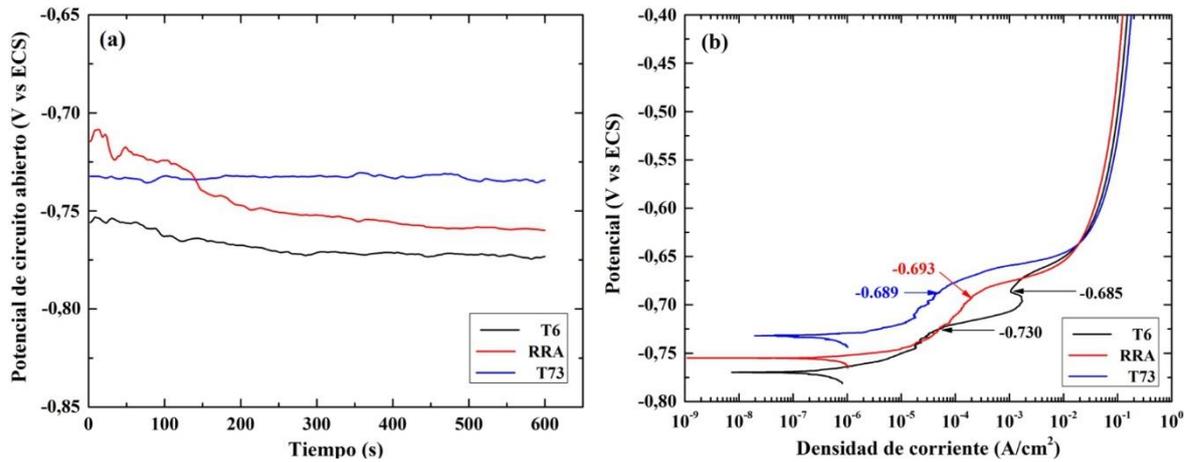
**Tabla 3:** Propiedades mecánicas de la aleación de aluminio 7075 sometida a diferentes tratamientos de envejecimiento

TRATAMIENTO TÉRMICO	RESISTENCIA A LA TRACCIÓN (MPa)	RESISTENCIA A LA FLUENCIA (MPa)	ALARGAMIENTO A FRACTURA (%)	MICRODUREZA HV10
T6	547,7 ± 6,0	490,4 ± 2,2	13,3 ± 0,4	200,3 ± 2,7
T73	518,9 ± 4,7	470,0 ± 2,7	11,7 ± 0,7	189,5 ± 3,1
RRA3	532,7 ± 9,9	495,2 ± 5,1	11,6 ± 1,3	198,9 ± 3,3

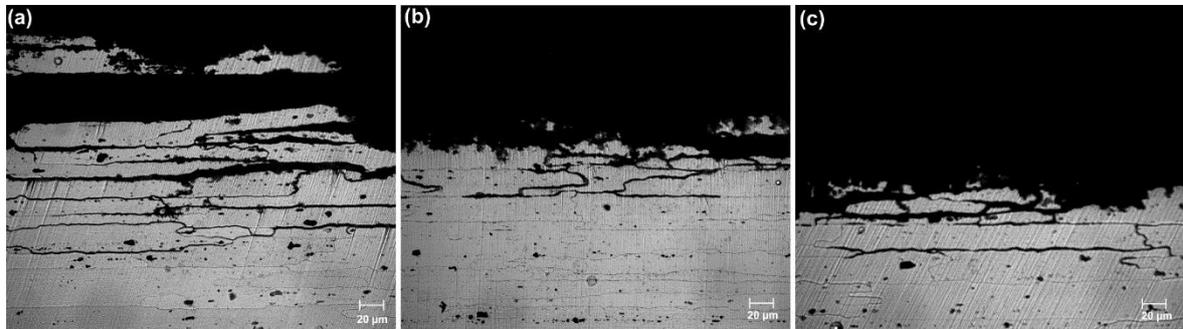
### 3.2 Comportamiento electroquímico de la aleación de aluminio 7075 con diferentes tratamientos de envejecimiento

La figura 3 (a) muestra las curvas OCP en una solución de 3,5% NaCl para el aluminio 7075 bajo los tratamientos térmicos T6, T73 y RRA. Después de 10 minutos, los valores de OCP son de -0,773 V, -0,760 V y -0,734 V para el tratamiento T6, RRA y T73, respectivamente. El sobre-envejecimiento de la aleación de aluminio 7075 causa un desplazamiento del OCP en el sentido positivo; lo cual es debido a un progresivo agotamiento de Zn y Mg en la matriz, generado por la precipitación y engrosamiento de las partículas de endurecimiento  $\eta'$  y  $\eta$  ( $\text{MgZn}_2$ ) [25]; resultados similares fueron reportados por ANDREATTA *et al.* [26].

La figura 3 (b) muestra las curvas de polarización potenciodinámicas en una solución de 3,5% NaCl para el aluminio 7075 bajo los tratamientos T6, T73 y RRA. La fuerte influencia de los tratamientos de envejecimiento en las curvas potenciodinámicas es producto del contenido de elementos en solución sólida [26]. Los tratamientos T73 y RRA muestran un solo potencial de ruptura a -0,689 V y -0,693 V, respectivamente. El tratamiento T6 muestra dos potenciales de ruptura, el primero a -0,730 V y el segundo a -685 V.



**Figura 3:** (a) Curvas OCP y (b) curvas de polarización potenciodinámicas para los tratamientos de envejecimiento T6, T73 y RRA del aluminio 7075 en una solución de 3,5 % de NaCl.



**Figura 4:** Micrografías ópticas de la sección transversal de las muestras de aluminio 7075 tratadas térmicamente y sometidas a polarización potenciodinámicas en una solución de 3,5 % de NaCl. (a) T6, (b) T73 y (c) RRA.

Los tratamientos de envejecimiento no afectan el tamaño y la densidad de los intermetálicos, que están orientados en la dirección de laminación, pero sí afectan en el estado de precipitación de las partículas  $\eta'$  y  $\eta$  en la matriz y en los límites de grano, figura 2. Los intermetálicos son catódicos respecto a la matriz [27]. En el caso del envejecimiento de alto endurecimiento, T6, los precipitados son pequeños y por lo tanto es mayor el contenido del Zn y Mg en solución sólida, lo cual hace mayor la diferencia del potencial entre la matriz y los intermetálicos y más susceptibles a la corrosión localizada en las inmediaciones de los intermetálicos [26, 28], y es responsable del primer potencial de ruptura en la curva potenciodinámica. Caso contrario sucede con los envejecimientos T73 y RRA, donde es mayor el tamaño de los precipitados y menor el contenido de Zn y Mg en solución sólida; y por lo tanto, menor la diferencia del potencial entre los intermetálicos y la matriz, desplazando el primer potencial de ruptura en la dirección positiva comparado al tratamiento T6. La corrosión intergranular ocurre en la etapa posterior al ataque localizado en los intermetálicos. Ello es causado por la precipitación de las partículas de endurecimiento en los límites de grano. El inicio del ataque intergranular causa el segundo potencial de ruptura en las curvas de polarización potenciodinámicas. Para las aleaciones que exhiben solo un potencial de ruptura en las curvas de polarización potenciodinámicas, el primer y segundo potencial de ruptura están superpuestos y la corrosión por picadura e intergranular ocurren de manera simultánea [26]. Estos ensayos indicarían que la resistencia a la corrosión localizada siguen el orden de: T6 > T73 ~ RRA3, con características de picadura, corrosión intergranular y corrosión por exfoliación; ésta última observada en el tratamiento T6, como se muestra en las microestructuras de la figura 4 obtenidas en la sección transversal de las muestras sometidas a las polarizaciones potenciodinámicas.

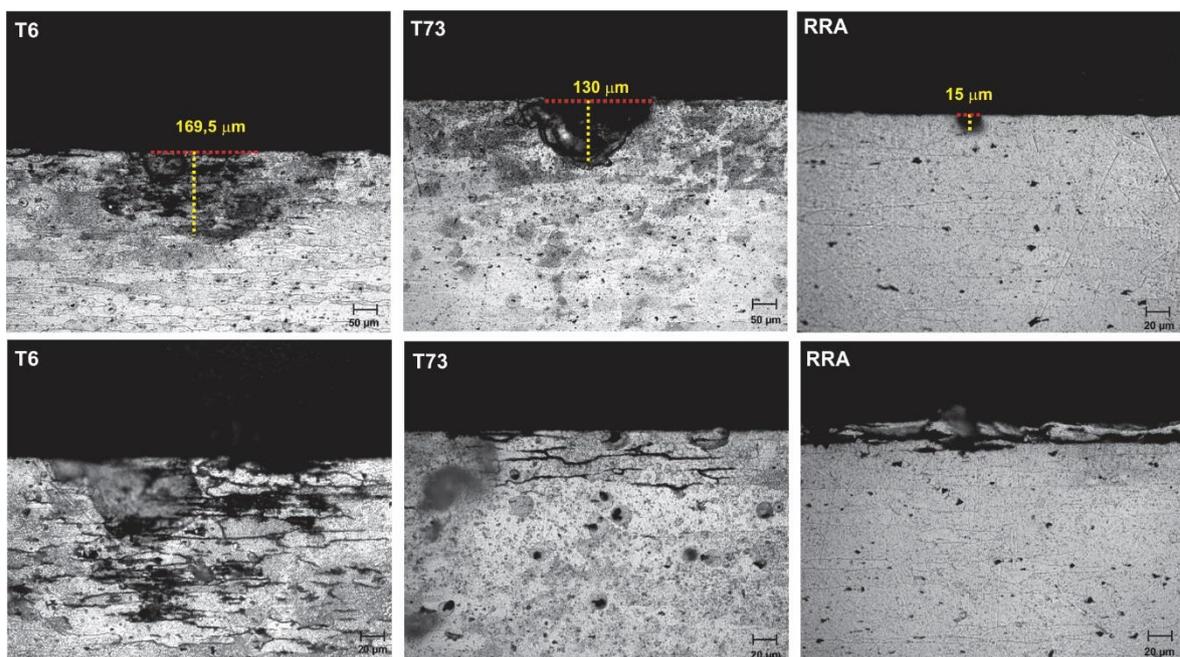
### 3.3 Susceptibilidad a la corrosión intergranular de la aleación de aluminio 7075 con diferentes tratamientos de envejecimiento

La figura 5 muestra micrografías de las muestras 7075 sometidas a diferentes tratamientos de envejecimiento después de los ensayos de IGC. Desde el análisis de estas micrografías se elaboró la tabla 4, que incluye valores de los parámetros  $G_P$ ,  $G_{máx}$ ,  $D_P$  y  $G_{máx}$ , definidos en la sección 2.4.

El ataque IGC fue más notorio en el tratamiento T6, las fisuras se iniciaron en pequeñas picaduras y se propagaron paralela a la superficie, se observó zonas exfoliadas. La corrosión en la muestra T73 es principalmente por picadura, si bien fueron muy pocas las picaduras su profundidad fue muy pronunciada, también se observó zonas con leve presencia de IGC. La muestra RRA, fue la que mostró una mejor resistencia a la corrosión por picadura e IGC. Cuando se comparan los resultados de los tres tratamientos de envejecimiento realizados con la aleación 7075, puede definirse el orden de la susceptibilidad a IGC: T6 > T73 > RRA3, y guarda relación con lo observado en las pruebas de polarización potenciodinámica.

**Tabla 4:** Evaluación de las muestras 7075 envejecidas después de las pruebas normalizadas de IGC

TRATAMIENTO TÉRMICO	ANÁLISIS CUALITATIVO		ANÁLISIS CUANTITATIVO ( $\mu\text{m}$ )	
	G <sub>P</sub>	G <sub>máx</sub>	D <sub>P</sub>	D <sub>máx</sub>
T73	P	A	66,7	130,0
RRA3	P	A	23,3	49,6
T6	B	E	73,8	169,6



**Figura 5:** Micrografías ópticas de la sección transversal de las muestras de aluminio 7075 tratadas térmicamente y sometidas 24 horas a la solución de 1,0 M NaCl + 0,01 M H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> a 30 ± 3°C.

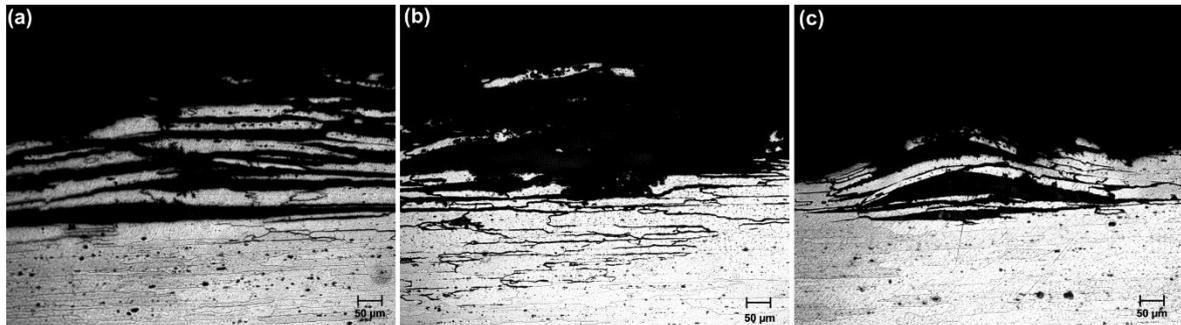
### 3.4 Susceptibilidad a la corrosión por exfoliación de la aleación de aluminio 7075 con diferentes tratamientos térmicos

La tabla 5 muestra las clasificaciones visuales registradas durante los ensayos EXCO aplicados a las muestras de aluminio 7075 con los tratamientos T6, T73 y RRA. Cuando las muestras con diferentes tratamientos térmicos se exponen de 12 a 48 h a la solución EXCO, el patrón de la corrosión en la superficie de la muestra con tratamiento T6 cambia desde la P<sup>+</sup> (picadura superficial) hasta el estado ED (exfoliación muy severa). Mientras que para los tratamientos T73 y RRA, a las 12 horas solo presentan pocas picaduras, P<sup>-</sup>, y su patrón de la corrosión cambia hasta EB (exfoliación moderada) cuando se exponen hasta las 48 horas.

**Tabla 5:** Patrones de corrosión del aluminio 7075, con diferentes tratamientos, después del ensayo EXCO.

TRATAMIENTO TÉRMICO	TIEMPO DE INMERSIÓN (HORAS)					
	12	18	24	36	42	48
T6	P+	EA-	EA	EB	EC	ED
T73	P-	P	P+	EA	EB	EB
RRA	P-	P-	P	P+	EA	EB

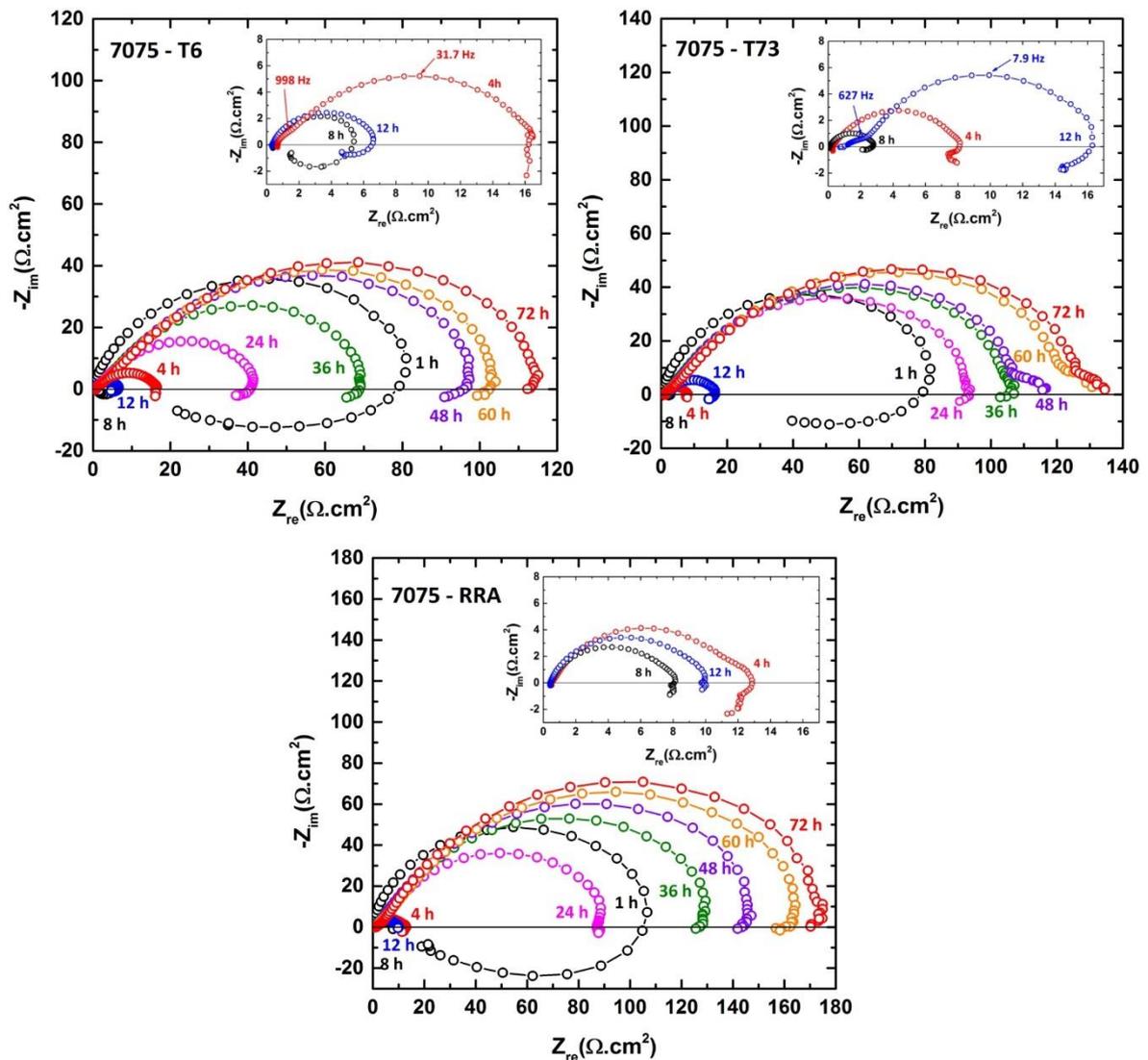
La figura 6 muestra la microscopía óptica de la sección transversal de las muestras con diferente tratamiento después de someterse a la prueba EXCO por 48 h. La muestra T6 muestra una serie de escamas de exfoliación en su superficie, mientras que las muestras con tratamiento T73 y RRA presenta grandes picaduras que dieron origen a la corrosión por exfoliación. Comparando las microestructuras de las superficies transversales de los diferentes tratamientos, se observa que la profundidad de la corrosión en la muestra con tratamiento T6 es mucho mayor respecto a los tratamientos T73 y RRA. Esto indica que el aluminio 7075 con tratamiento T6 es más sensible a la prueba EXCO, y la resistencia a la exfoliación de esta aleación mejora con los tratamientos T73 y RRA.



**Figura 6:** Micrografías ópticas de la sección transversal de las muestras de aluminio 7075 tratadas térmicamente y sometidas 48 horas a la solución EXCO. (a) T6, (b) T73 y (c) RRA

La corrosión intergranular de la aleación 7075 está asociada con la distribución de los precipitados  $\eta$  en los límites de grano, los cuales son anódicos respecto a la matriz de aleación de Al [29]. Cuando los precipitados  $\eta$  se distribuyen de forma continua en los límites de grano, como se muestra en la figura 2 (a) para el tratamiento T6, existe una ruta de corrosión activa resultante de la reacción galvánica entre los precipitados anódicos de  $\eta$  en los límites de grano y la base de la aleación en su periferia adyacente, lo que conduce a su gran susceptibilidad a la corrosión por exfoliación. Los tratamientos T73 y RRA cambian el estado de precipitación en los límites de grano y disminuye su susceptibilidad a la corrosión por exfoliación. De hecho, la corrosión por exfoliación se desarrolló a partir de la corrosión intergranular. Evidentemente, más material de corrosión se generará en los límites de grano durante la exfoliación, los cuales al tener un mayor volumen específico que la aleación de aluminio producirán altas tensiones de tracción sobre los límites de grano causando el despegue de los granos superficiales e incluso de capas superficiales enteras [30, 31]. Mientras mayor es la susceptibilidad de la aleación a la corrosión intergranular, mayor será su susceptibilidad a la corrosión por exfoliación.

Con la finalidad de dar soporte cuantitativo a los resultados experimentales obtenidos en la solución EXCO y comparar la resistencia a la corrosión por exfoliación de la aleación 7075 bajo los tratamientos de envejecimiento T6, T73 y RRA, se realizaron ensayos con la técnica de espectroscopia de impedancia electroquímica en esta misma solución. La figura 7 muestra las gráficas experimentales de Nyquist para los diferentes tratamientos de envejecimiento sometidos a la solución EXCO con diferentes tiempos de exposición. Para una hora de inmersión en la solución EXCO, los diagramas de Nyquist de la aleación 7075 sometida a los diferentes tratamientos térmicos, muestran un solo arco capacitivo deprimido en el rango de frecuencias altas a medias lo que indica que el proceso de corrosión está bajo control por activación. Asimismo, en el rango de frecuencias bajas se observa un componente inductivo, que disminuye conforme incrementa el tiempo de inmersión. Normalmente, la superficie de la aleación de Al en el aire se cubre con una película de óxido. CAO et al. [32] y KEDDAM et al. [33] consideran que el comportamiento inductivo está asociado con el debilitamiento de la eficacia protectora de la capa de óxido de aluminio debido a la disolución anódica de la aleación de aluminio. Efectivamente, en medios de pH ácido, la disolución de la película de óxido es muy rápida. El proceso corrosivo provoca un aumento en la rugosidad de la superficie, lo que explicaría el arco capacitivo deprimido. Con el aumento del tiempo de inmersión, la capa de óxido superficial se hace progresivamente cada vez menos protectora, debido a la acción de los aniones agresivos de la solución EXCO. Esto explica por qué el componente inductivo se desvanece conforme incrementa el tiempo de inmersión [33].



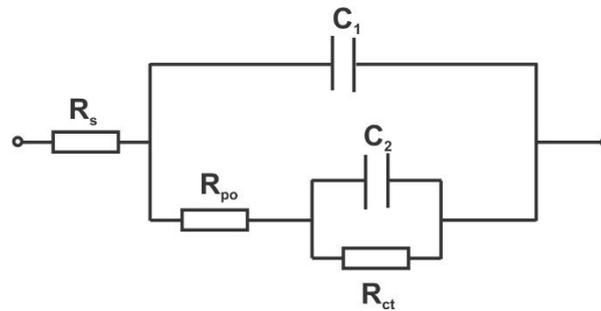
**Figura 7:** Diagramas de Nyquist para las muestras de aluminio 7075 con tratamientos térmicos T6, T73 y RRA, sometidas a diferentes tiempos de inmersión en la solución EXCO.

En el diagrama de Nyquist de la aleación Al 7150-T6, después de 4 h de inmersión en la solución EXCO, aparecen dos arcos capacitivos en el rango de frecuencias altas a medias y en el rango de frecuencias medias a bajas, respectivamente (ver figura 7). Estos dos arcos capacitivos están en gran parte superpuestos y es un poco difícil de distinguirlos. En el caso del tratamiento T73 los dos arcos capacitivos se observan a las 12 h de inmersión, mientras que en el tratamiento RRA, los dos arcos capacitivos superpuestos se observan a las 24 h, por lo que podrían haberse generado entre las 12 h y 24 h. CONDE y DE DAMBORENEA [34] consideran que el nuevo arco capacitivo en el rango de mediana a baja frecuencia es la respuesta de la nueva superficie causada por la corrosión por exfoliación; mientras que el arco capacitivo en el rango de frecuencias altas a medias se origina a partir de la superficie plana de la aleación.

En la figura 7, también se observa, para todos los tratamientos térmicos aplicados, que durante un tiempo de inmersión muy largo, los diagramas de impedancia de Nyquist mostraron una forma muy deprimida, así como una alteración apreciable de la forma de impedancia en la gama de alta frecuencia. El ángulo con el eje real en el límite de alta frecuencia es cercano a  $45^\circ$ . Según KEDDAM et al. [33], esta característica sugiere la aparición de una estructura laminar correspondiente a la formación de la corrosión intergranular o exfoliación.

De acuerdo con la morfología de la corrosión por exfoliación mostrada en la figura 6, los valores de impedancia obtenidos en los ensayos fueron ajustados al circuito equivalente mostrado en la figura 8 [32, 33]. El significado físico de los elementos del circuito equivalente se puede describir como sigue:  $R_s$  corresponde a la resistencia de la solución,  $R_{po}$  es la resistencia entre los poros de la superficie corroída,  $R_{ct}$  es la resis-

cia a la transferencia de carga,  $C_1$  corresponde a la capacitancia de la capa porosa (o de alta frecuencia) y  $C_2$  a la capacitancia a baja frecuencia. En este circuito, con el fin de obtener un mejor ajuste entre el modelo y los datos experimentales, todas las capacitancias se modelaron matemáticamente utilizando un elemento de fase constante (CPE). La tabla 6, muestra los parámetros electroquímicos obtenidos.



**Figura 8:** Circuito equivalente propuesto para el modelamiento de las impedancias obtenidas con las muestras de aleación de aluminio 7075 con tratamientos T6, T73 y RRA.

**Tabla 6:** Parámetros de impedancia de los tratamientos térmicos del aluminio 7075 y el pH, para los diferentes tiempos de inmersión en la solución EXCO.

TRATAMIENTO TÉRMICO	Tiempo (h)	$R_s$ ( $\Omega \cdot \text{cm}^2$ )	$R_{po}$ ( $\Omega \cdot \text{cm}^2$ )	$R_{ct}$ ( $\Omega \cdot \text{cm}^2$ )	$C_1$ ( $\mu\text{F}/\text{cm}^2$ )	$n_1$	$C_2$ ( $\mu\text{F}/\text{cm}^2$ )	$n_2$	pH
T6	1	0,10	--	84,70			54,79	0,808	0,33
	4	0,29	0,59	9,11	112,60	0,999	978,82	0,695	0,51
	8	0,33	1,09	4,20	795,15	0,943	1062,81	0,934	0,52
	12	0,47	1,35	4,20	836,61	0,999	1493,39	0,999	0,62
	24	0,80	4,48	66,38	137,19	0,738	656,13	0,816	1,55
	36	0,69	7,55	92,94	144,45	0,712	485,10	0,798	2,55
	48	1,37	6,28	77,91	117,66	0,712	488,64	0,812	3,19
	60	1,20	5,60	79,01	94,47	0,716	556,37	0,796	3,24
	72	1,34	5,78	92,01	78,91	0,697	589,66	0,780	3,28
T73	1	0,36		85,79			51,56	0,934	0,41
	4	0,30	0,90	6,59	174,51	0,999	533,87	0,790	0,53
	8	0,35	1,66	7,46	715,73	0,943	1044,24	0,857	0,65
	12	1,06	2,04	13,61	242,48	0,694	987,76	0,907	0,81
	24	1,14	5,47	104,85	47,10	0,763	197,80	0,818	1,42
	36	0,87	5,12	103,55	50,76	0,743	186,20	0,784	2,56
	48	1,08	6,28	109,41	57,64	0,737	262,85	0,776	3,09
	60	1,18	6,76	123,87	60,80	0,719	259,94	0,766	3,25
	72	1,24	6,81	127,93	57,79	0,718	298,42	0,756	3,31
RRA	1	0,24		84,50			45,90	0,860	0,70
	4	0,53	0,62	11,16	74,14	0,999	256,69	0,745	0,51
	8	0,45	0,30	7,61	258,40	0,926	355,68	0,944	0,73
	12	0,42	0,58	8,97	570,76	0,999	429,98	0,716	0,78
	24	0,80	8,64	81,82	147,64	0,769	304,73	0,879	1,52
	36	0,97	12,40	130,25	141,92	0,752	286,40	0,859	2,44
	48	0,87	12,23	152,97	126,27	0,745	266,85	0,844	3,15
	60	1,05	9,99	148,65	161,33	0,673	120,87	0,999	3,20
	72	1,49	15,02	175,56	137,75	0,659	148,98	0,921	3,28

Analizando los datos en la Tabla 6, observamos que todas las muestras revelan una magnitud similar de  $R_s$ . La velocidad de corrosión en las muestras aumentó significativamente durante las primeras horas de inmersión, y más allá de este período la velocidad de corrosión disminuyó progresivamente. Para tiempos cortos de exposición la  $R_{ct}$  disminuye y la  $C_2$  aumenta, esto es probablemente ocasionado por el bajo pH de la solución al inicio del ensayo, que disuelve la capa de óxido y deja sin protección a la aleación de aluminio que se corroe rápidamente. Para tiempos mayores ocurre lo contrario indicando una disminución de la velo-

cidad de corrosión con el tiempo.

Por otra parte, el comportamiento de impedancias de los tratamientos T6, T73 y RRA fueron diferentes.  $R_{po}$ , que caracteriza la resistencia del electrolitos dentro de los poros, fue mayor para el tratamiento RRA. Esta impedancia indica la resistencia a la exfoliación o corrosión intergranular.  $R_{ct}$  fue más alta para los tratamientos RRA y T73 respecto al tratamiento T6. La capacitancia de la doble capa ( $C_2$ ) disminuye después de unas horas de inmersión, siendo menor para los tratamientos RRA y T73 respecto al tratamiento T6. Esta disminución de la capacitancia podría deberse al engrosamiento de la capa de óxido debido al incremento del pH de la solución [33]. En general, un sistema con mayor  $R_{ct}$  y  $R_{po}$  y menor  $C_2$  es más resistente a la corrosión [35]. Esto confirma lo obtenido en los ensayos EXCO, donde la susceptibilidad a la corrosión por exfoliación en las muestras evaluadas están en el orden: T6 > T73 > RRA.

#### 4. CONCLUSIONES

En este estudio se investigó la influencia de los tratamientos térmicos T6, T73 y RRA aplicado a la aleación de aluminio 7075, sobre su resistencia mecánica y resistencia a la corrosión intergranular y exfoliación. Los tratamientos T6 y RRA presentan propiedades mecánicas similares, en comparación al tratamiento T73 que fueron inferiores. Esto estuvo relacionado con el estado de precipitación de las partículas de segunda fase en el interior de los granos. Los resultados de los ensayos de corrosión por exfoliación, según norma ASTM G34 - 01, y corrosión intergranular, según norma ASTM G110, definen un orden de la susceptibilidad a la corrosión localizada dada por: T6 > T73 > RRA. Este mismo orden fue obtenido mediante los ensayos de espectroscopia de impedancia electroquímica y curvas potenciodinámicas. Por lo tanto, el tratamiento RRA incrementa la resistencia a la corrosión localizada de la aleación 7075, sin sacrificar su resistencia comparada al tratamiento T73. La técnica EIS permite evaluar cuantitativamente el grado de susceptibilidad a la exfoliación de las aleaciones de aluminio.

#### 5. BIBLIOGRAFÍA

- [1] HEINZ, A., HASZLER, A., KEIDEL, C., MOLDENHAUER, S., *et al.*, "Recent development in aluminium alloys for aerospace applications", *Materials Science Engineering A*, v. 280, pp. 102-107, 2000.
- [2] WILLIAMS, J.C., STARKE, E.A., "Progress in structural materials for aerospace systems", *Acta Materialia*, v. 51, pp. 5775-5799, 2003.
- [3] PUIGGALI, M., ZIELINSKI, A., OLIVE, J.M., *et al.*, "Effect of microstructure on stress corrosion cracking of an Al-Zn-Mg-Cu alloy", *Corrosion Science*, v. 40, n.4/5, pp. 805-819, 1998.
- [4] McNAUGHTAN, D., WORSFOLD, M., ROBINSON, M.J., "Corrosion product force measurements in the study of exfoliation and stress corrosion cracking in high strength aluminium alloys", *Corrosion Science*, v. 45, pp. 2377-2389, 2003.
- [5] CINA, B.M. "Reducing the susceptibility of alloys, particularly Aluminum Alloy to stress corrosion cracking", UNITED STATES PATENT 3856584, Israel, pp. 1-4, Dec. 24, 1974.
- [6] PARK, J.K., "Influence of retrogression and reaging treatments on the strength and stress-corrosion resistance of aluminum-alloy 7075- T6", *Materials Science Engineering A*, v. 103, pp. 223-231, 1988.
- [7] KANNO, M., ARAKI, I., CIU, Q., "Precipitation behaviour of 7000 alloys during retrogression and reaging treatment", *Materials Science Technology*, v.10, pp. 599-603, Jul. 1994.
- [8] LI, J.F., BIRBILIS, N., LI, C.X., *et al.*, "Influence of retrogression temperature and time on the mechanical properties and exfoliation corrosion behavior of aluminium alloy AA7150", *Materials Characterization*, v. 60, pp. 1334-1341, 2009.
- [9] PARK, J.K., ARDELL, A.J. "Microstructures of the commercial 7075 Al alloy in the T651 and T7 tempers", *Metallurgical Transactions A*, v.14A, pp. 1957-1965, Oct. 1983.
- [10] PARK, J.K., ARDELL, A.J., "Effect of retrogression and reaging treatments on the microstructure of Al-7075-T651", *Metallurgical Transactions A*, v. 15A, pp. 1531-1543, Aug. 1984.
- [11] PARK, J.K., ARDELL, A.J. "Precipitate microstructure of peak-aged 7075 Al", *Scripta Metallurgica*, v. 22, n.7, pp. 1115-1119, 1988.
- [12] RAJAN, K., WALLACE, W., BEDDOES J.C., "Microstructural study of a high-strength stress-corrosion resistant 7075 aluminium alloy", *Journal of Materials Science*, v.17, pp. 2817-2824, 1982.
- [13] DANH, N.C., RAJAN, K., WALLACE, W., "A TEM study of microstructural changes during retrogression and reaging in 7075 aluminum", *Metallurgical Transactions A*, v.14A, pp. 1843-1850, Set. 1983

- [14] VIANA, F., PINTO, A.M.P., SANTOS, H.M.C., LOPES, A.B., “Retrospection and re-ageing of 7075 aluminium alloy: microstructural characterization”, *Journal of Materials Processing Technology*, v. 92-93, pp. 54-59, 1999.
- [15] MAITRA, S., ENGLISH, G.C., “Mechanism of localized corrosion of 7075 alloy plate”, *Metallurgical Transactions A*, v. 12A, pp. 535-541, Mar. 1981.
- [16] MAITRA, S., ENGLISH, G.C., “Environmental factors affecting localized corrosion of 7075-T7351 aluminum alloys plate”, *Metallurgical Transactions A*, v. 13A, pp. 161-166, Jan. 1982.
- [17] RAMGOPAL, T., GOUMA, P.I., FRANKEL, G.S., “Role of grain-boundary precipitates and solute depleted zone on the intergranular corrosion of aluminium alloy 7150”, *Corrosion*, v. 58, pp. 687-697, Aug. 2002.
- [18] RAMGOPAL, T., SCHMUTZ, P., FRANKEL, G.S., “Electrochemical behavior of thin film analogs of  $Mg(Zn,Cu,Al)_2$ ”, *Journal of the Electrochemical Society*, v. 148, n. 9, pp. B348-B356, Aug. 2001.
- [19] PARK, J.K., ARDELL, A.J. “Microchemical analysis of precipitate free zones in 7075-Al in the T6, T7 y RRA tempers”, *Acta metallurgica et Materialia*, v. 39, n. 4, pp. 591-598, 1991.
- [20] TANAKA, M., DIF, R., WARNER, T., “Chemical composition profiles across grain boundaries in T6, T79 and T76 tempered AA7449 alloy”, In: Proceeding of the 8<sup>th</sup> International Conference ICAAB: Aluminium Alloys 2002, *Materials Science Forum*, v. 396-402, pp. 1449-1454, Cambridge, UK, Jul. 2002.
- [21] ASTM G110–92 (Reapproved 2003), “Standard practice for evaluating intergranular corrosion resistance of heat treatable aluminum alloys by immersion in sodium chloride + hydrogen peroxide solution”, 2005.
- [22] ASTM G34–01, “Standard test method for exfoliation corrosion susceptibility in 2XXX and 7XXX series aluminum alloys (EXCO Test)”, 2005.
- [23] ASTM B 557M–02a, “Standard test methods of tension testing wrought and cast aluminum- and magnesium-alloy products [metric]”, 2005.
- [24] SANCHEZ-AMAYA, J.M., BETHENCOURT, M., GONZALES-ROVIRA, L., BOTANA, F.J., “Noise resistance and shot noise parameters on the study of IGC of aluminium alloys with different heat treatments”, *Electrochimica Acta*, v. 52, pp. 6569-6583, Apr. 2007.
- [25] BARTGES, C.W., “Changes in solid solution composition as a function of artificial ageing time for aluminium alloy 7075”, *Journal of Materials Science Letters*, v. 13, pp. 776-778, 1994.
- [26] ANDREATTA, F., TERRY, H., DE WIT, J.H.W., “Corrosion behaviour of different tempers of AA7075 aluminium alloy”, *Electrochimica Acta*, v. 49, pp. 2851-2862, Apr. 2004.
- [27] ANDREATTA, F., TERRY, H., DE WIT, J.H.W., “Effect of solution heat treatment on galvanic coupling between intermetallics and matrix in AA7075-T6”, *Corrosion Science*, v. 45, pp. 1733-1746, 2003.
- [28] BIRBILIS, N., CAVANAUGH, M.K., BUCHHEIT, R.G., “Electrochemical behavior and localized corrosion associated with  $Al_7Cu_2Fe$  particles in aluminum alloy 7075-T651”, *Corrosion Science*, v. 48, pp. 4202-4215, Apr. 2006.
- [29] LI, J. F., JIA, Z. Q., LI, C. X., BIRBILIS, N., CAI, C., “Exfoliation corrosion of 7150 Al alloy with various tempers and its electrochemical impedance spectroscopy in EXCO solution”, *Materials and Corrosion*, v. 60, n. 6, pp. 407-414, 2009.
- [30] ROBINSON, M.J., “Mathematical modeling of exfoliation corrosion in high strength aluminum alloys”, *Corrosion Science*, v. 22, n. 8, pp. 775–790, 1982.
- [31] ROBINSON, M.J., “The role of wedging stresses in the exfoliation corrosion of high strength aluminum alloys”, *Corrosion Science*, v. 23, n. 8, pp. 887–899, 1983.
- [32] CAO, F.H., ZHANG, Z., LI, J.F., CHENG, Y.L., ZHANG, J.Q., CAO, C.N., “Exfoliation corrosion of aluminum alloy AA7075 examined by electrochemical impedance spectroscopy”, *Materials Corrosion*, v. 55, n. 1, pp. 18-23, 2004.
- [33] KEDDAM, M., KUNTZ, C., TAKENOUTI, H., SCHUSTER, D., ZUILI, D., “Exfoliation corrosion of aluminium alloys examined by electrode impedance”, *Electrochimica Acta*, v. 42, n. 1, pp. 87–97, 1997.
- [34] CONDE, A., DE DAMBORENEA, J., “Evaluation of exfoliation susceptibility by means of electrochemical impedance spectroscopy”, *Corrosion Science*, v. 42, pp. 1363-1377, 2000.
- [35] LIN, J.C., LIAO, H.L., JEHNG, W.D., CHANG, C.H., LEE, S.L., “Effect of heat treatments on the tensile strength and SCC-resistance of AA7050 in an alkaline saline solution”, *Corrosion Science*, v. 48, pp. 3139-3156, Jan. 2006.