

Influencia del Tratamiento Térmico en el Comportamiento Corrosivo de las Aleaciones Aluminio-Litio AA2099 Y AA2055

EM-O24

J.D Baena Úsuga¹, Gaona Tiburcio¹, J. A. Cabral Miramontes¹, F. Almeraya Calderón¹
¹Universidad Autónoma de Nuevo León (UANL). Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica (FIME). Centro de Investigación e Innovación en Ingeniería Aeronáutica (CIIA) Aeropuerto Internacional del Norte Carr. Salinas Victoria km 2.3, Apodaca, N.L, México.

*E-mail: falmeraya.uanl.ciia@gmail.com

RESUMEN

Recientemente, las aleaciones de Al-Li han llamado la atención por su uso en estructuras críticas de peso y rigidez utilizadas en aplicaciones aeronáuticas, aeroespaciales y militares ya que presentan mejores propiedades, como baja densidad y alta resistencia específica en comparación con las aleaciones comerciales de Aluminio. Estos parámetros (densidad y resistencia específica) no solo son factores de medición de rendimiento de los materiales aeroespaciales, también permiten controlar las dimensiones de la aeronave y los componentes aeroespaciales por medio de las propiedades de la tolerancia al daño y durabilidad. La adición de litio (no mayor al 1.8%) es clave para la reducción de la densidad (por cada 1 % de litio existe una reducción del 3% equivalente a 0.079g/cm³) y un incremento en el módulo elástico (aprox. por cada 1% de litio incrementa un 6%). El objetivo de este estudio es determinar la susceptibilidad a la corrosión localizada de las aleaciones de Aluminio-Litio AA2099 y AA2055 con distintos tratamientos térmicos, T8, T6 y T0 en una solución ácida (H₂SO₄ 1%) y en una solución salina (NaCl 3.5%). Se caracterizó electroquímicamente con la técnica de Curva de Polarización Potenciodinámica.

Palabras Clave: Aluminio-Litio, Corrosión localizada, Curvas de Polarización Potenciodinámicas.

1. INTRODUCCIÓN

En los últimos 30 años la industria aeronáutica ha buscado la mejora continua en los aluminios en términos de propiedades mecánicas, alta resistencia específica y alta rigidez específica para el amplio espectro de aplicaciones estructurales de los fuselajes de los aviones. De 1930 a 1980, se desarrolló una variación de las aleaciones de aluminio que fueron clave para la producción de aviones. Dentro de estas aleaciones la AA7075 y AA7050, se usan principalmente para aplicaciones de placas gruesas, como largueros y costillas de alas, y la aleación AA2024, que se usaba y se siguen usando para láminas de fuselaje, cubiertas de alas inferiores y varias extrusiones [1].

El principal ajuste en el que se centró la industria aeronáutica fue en mejorar la resistencia, la tenacidad, la tolerancia al daño y el rendimiento del material bajo tensión y corrosión, lo cual se logró para la serie 7xxx, sin embargo, no se obtuvo una mejora en la densidad y el módulo elástico. Por esto fue necesario la adición de litio (no mayor al 1.8%) que es fundamental para la reducción de la densidad (por cada 1 % de litio existe una reducción del 3% equivalente a 0.079g/cm³) y un incremento en el módulo elástico (aprox. por cada 1% de litio incrementa un 6%) [2, 3].

La tercera generación de aleaciones de Aluminio-Litio ha demostrado que puede superar los problemas identificados, incluida la anisotropía de propiedades, elongación bajo tensión, tenacidad deficiente a la fractura, baja resistencia a la corrosión y baja resistencia a la temperatura. Aleaciones de tercera generación como la AA2099 tiene un alto contenido de litio del 1,8% que mejora las propiedades específicas y el desarrollo y refinamiento de la composición, el temple y la microestructura de esta aleación han permitido que se use de manera comercial de acuerdo con AMS 4458 y ya se puede encontrar en el fuselaje, la estructura del piso, en vigas transversales, rieles de asientos, rieles falsos, cabina, revestimiento del fuselaje, estructuras de piso de bahía de emergencia y racks electrónicos del avión A380 de Airbus [1].

Sin embargo, debido al contenido de Litio y del proceso termo mecánico en el cual es sometido estas aleaciones van presentando un problema de anisotropía en las propiedades mecánicas, esta anisotropía se puede disminuir y aumentar el rendimiento de la aleación con un proceso de tratamiento térmico [3].

Como la mayoría de las aleaciones de aluminio de grado aeronáutico y aeroespacial, las propiedades mecánicas de las aleaciones de Aluminio-Litio de tercera generación son un resultado directo de la presencia de precipitados en su microestructura [4]. Entonces, para optimizar las propiedades mecánicas y la resistencia a la corrosión es importante optimizar el proceso de precipitación en estas aleaciones, que esto se puede llevar a cabo a través de la adición controlada de microaleaciones como son Mg, Zr, Ag y Zn, y en el control del procesamiento térmico [5].

La corrosión localizada puede ocurrir debido a las fases reactivas precipitadas dentro de la matriz y en las regiones del límite de grano [6]. En estudios previos se ha analizado la aleación Al-Li 2099 T83 inmersa en una solución de NaCl al 3.5%, en donde se presenta dos tipos de corrosión localizada, primero es debido a la distribución de partículas constituyentes de la aleación, y el segundo está relacionada directamente con la distribución de los granos [7]. En el proceso de precipitación de las aleaciones Al-Li, se reconoce que la fase T1-Al₂CuLi es la fase predominante y es considerada como el principal precipitado de endurecimiento, y estas se producen durante el envejecimiento artificial a temperaturas entre 120 y 200°C. Según los tratamientos térmicos aplicados a las aleaciones de Al-Li, van creando distintas precipitaciones con distintos potenciales electroquímicos con respecto a la matriz, entonces, el acoplamiento de estos dos conduce a un fenómeno conocido como acoplamiento galvánico, conduciendo así a una gran susceptibilidad a la corrosión intergranular o transgranular [8,9]. Otro factor que influye en la susceptibilidad a la corrosión en estas aleaciones, son las condiciones o medios de exposición, ya que algunas estructuras de aeronaves están expuestas cíclicamente a ambientes corrosivos y a altas temperaturas ya sea en condiciones estáticas o de vuelo [10].

El objetivo de este trabajo es estudiar el efecto de las condiciones del tratamiento térmico en el proceso de corrosión y la susceptibilidad de picado de las aleaciones AA2099 y AA2055. Ambas aleaciones se obtuvieron en una condición inicial de T8 y se les realizó un proceso de tratamiento térmico con el objetivo de obtener condiciones finales de T6 (envejecido artificial en dos etapas) y T0 (recocido). Otro factor que influye en la susceptibilidad a la corrosión en estas aleaciones, son las condiciones o medios de exposición por eso ambas aleaciones son expuestas a dos diferentes medios ácidos una solución de H₂SO₄ al 1%, esto es debido a la generación de sulfuros y nitruros en zonas industriales que conlleva finalmente a la generación de este ácido, y en una solución salina NaCl al 3.5% debido a las zonas marítimas.

Se caracterizan las aleaciones mediante la técnica electroquímica de Polarización potenciodinámica en presencia de ambientes ácidos (NaCl y H₂SO₄), esto permitirá ver el efecto de los tratamientos térmicos debido a la presencia de precipitados y a la distribución de los granos en el mecanismo de la corrosión.

2. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

2.1. Tratamientos Térmicos

Se tomaron las muestras de las aleaciones 2099-T83y 2055-T84 y se sometieron a un tratamiento térmico de envejecido artificial en dos etapas siguiendo las temperaturas y tiempos utilizados por M. Romios et.al. [11]. En la figura 1 se observa el diagrama de Tiempo-Temperatura de los diferentes procesos del tratamiento térmico de envejecido artificial de dos etapas que se aplicó en ambas aleaciones.

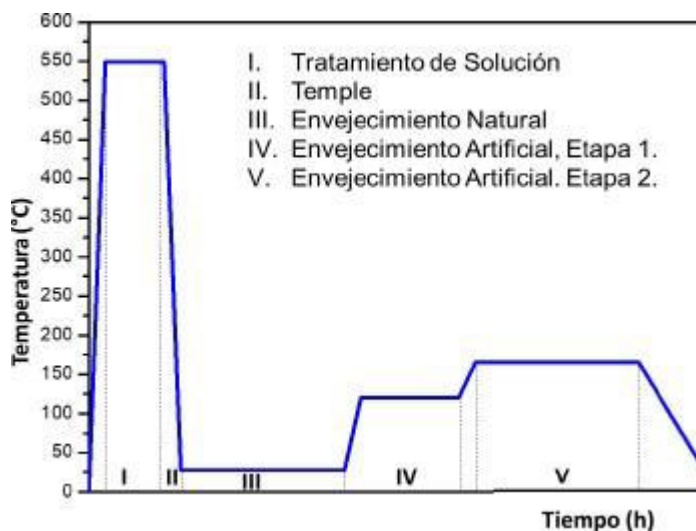


Figura 1. Diagrama de Tiempo-Temperatura para Tratamiento de envejecimiento artificial (T6).

Posteriormente se toman las muestras de las aleaciones 2099-T83y 2055-T84 del segundo grupo y se someten a un tratamiento térmico de recocido. Este tratamiento térmico consiste en

llevar el material a una temperatura de 530 °C durante 2 horas y posteriormente realizar un enfriamiento con una velocidad de enfriamiento de 28°C/hr hasta llegar a la temperatura ambiente [12, 16, 14, 15]. La velocidad de enfriamiento es sugerida para el recocido total de aleaciones de aluminio en general por el ASM Metals Handbook [16] para eliminar el endurecimiento generado por tratamientos térmicos previos. En la Tabla 1 se puede observar los parámetros de cada etapa de los procesos de los tratamientos térmicos que se aplicaron a las aleaciones.

Tabla 2. Temperatura y tiempo en cada etapa, aplicado a AA2099 yAA2055.

Muestra	C.I.	I	II	III	IV	V	Cond. Final
AA2099	T83	550°C (2h)	28°C (10s)	28°C (48h)	120°C(24h)	165°C (48 h)	T6
AA2055	T84	520°C (2h)	28°C (10s)	28°C (48°C)	150°C (24h)	180°C (12h).	T6
AA2099	T83	530°C (2h)	28°C/hr	-	-	-	T0
AA2055	T84	530°C (2h)	28°C/hr	-	-	-	T0

2.2. Preparación Metalografica

Se realizo la preparación metalográfica acorde a (ASTM E3-11) [62], de cada aleación en condición inicial (T83 y T84) y en condiciones finales (T6 y T0). En general todas las muestras pasaron por un proceso de corte, desbaste, pulido y ataque químico.

Para el proceso de desbaste se utilizaron lijas de carburo de silicio del grado 180 hasta llegar a el 4000. Posteriormente se realizó el acabado brillo espejo utilizando un paño y la pasta de diamante de ¼ µm. El ataque químico se realizó utilizando el reactivo de Keller (ver tabla 2) durante 25 segundos y dejando la muestra lista para realizar el análisis de microscopia óptica.

Tabla 2. Composición química de reactivo Keller

Reactivo	Cantidad [ml]
Agua destilada	190
Ácido Nítrico	5
Ácido Clorhídrico	3
Ácido Fluorhídrico	2

2.3. Microscopia Óptica

Finalizada la preparación metalográfica el paso a seguir es realizar el análisis por microscopia óptica para observar la microestructura de las aleaciones en las diferentes condiciones de tratamiento térmico T8, T6 y T0.

2.4. Microscopia Electrónica de Barrido

Como complemento a el análisis metalográfico realiza un análisis por microscopia electrónica de barrido. Se determinaron las diferentes composiciones químicas entre las diferentes fases que se presentan en las microestructuras que se analizaron mediante las técnicas de electrones retrodispersados y electrones secundarios para observar la morfología del material. Se tomaron micrografías a 2000X aumentos. Por último, se utiliza la técnica de EDS (Espectrometría de dispersión de energía dispersiva de rayos X) con el objetivo de observar la distribución de los elementos de la aleación a través de la microestructura.

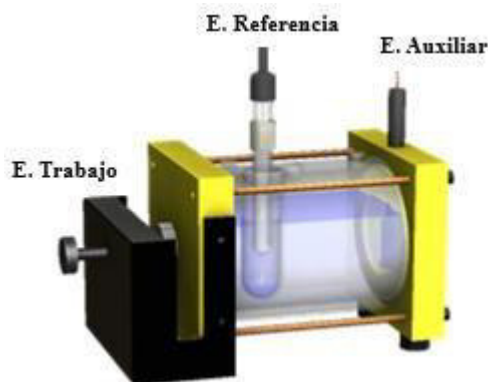
2.5. Curvas de polarización Potenciodinámica

Se realizó la prueba electroquímica de Curvas de polarización Potenciodinámica con los lineamientos de la norma ASTM-G5 para la determinación de la velocidad y mecanismo de corrosión. La prueba se realizó en 2 diferentes electrolitos para las 3 condiciones de tratamiento térmico T8, T6 y T0, ver tabla 3:

Tabla 3. Matriz experimental para curvas de polarización electroquímica.

Muestra	Tratamiento Térmico	Electrolito	
		NaCl	H ₂ SO ₄
2099	T83	X	X
2055	T84	X	X
2099	T6	X	X
2055	T6	X	X
2099	T0	X	X
2055	T0	X	X

Para realizar las pruebas se utilizó el equipo de corrosión Potenciostato/Galvanostato/ZRA marca ACM Instruments modelo Gill AC. Se utilizó un arreglo experimental de 3 electrodos. Se empleó como electrodo de trabajo las muestras a analizar de aluminio-litio de tercera generación AA2055 y AA2099, con los diferentes tratamientos térmicos de T0, T6, T83 y T84, el electrodo de referencia fue de calomel saturado y como electrodo auxiliar una rejilla de platino. En la figura 2 se muestra el arreglo experimental.

**Figura 2.** Arreglo experimental de tres electrodos para prueba electroquímica.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Microscopia Óptica

En la Figura 3a y 3b, se observan las aleaciones AA2099 y AA2055 con un tratamiento térmico T8 (Tratamiento de solución, Temple, trabajo en frío y envejecimiento artificial) revelan que poseen una estructura de grano alargada, debido al trabajo en frío que se le realiza al material.

En las figuras a y b se observan microestructuras típicas no recrystalizadas de las aleaciones T8 Al-Cu-Li [17], con granos alargados. Además se observa que la aleación AA2055-T84 posee un tamaño de grano mayor y una mayor distribución de precipitados similar al esquema que se presenta en la referencia [18], esta mayor distribución de precipitados sobre las fases se le puede atribuir al elemento Plata y del Circonio que son promotores de precipitados de endurecimiento.

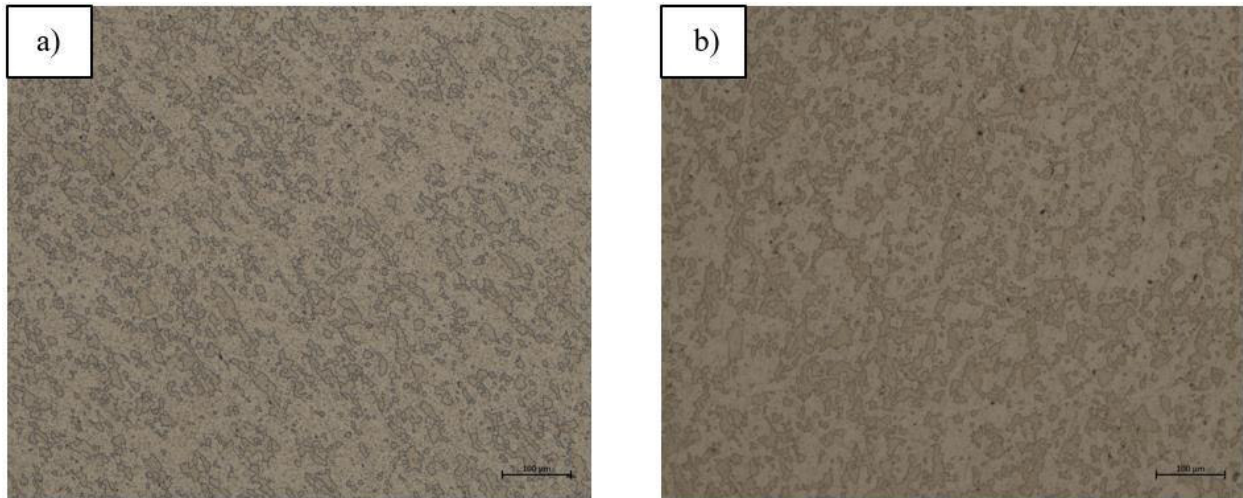


Figura 3. Microestructuras de las aleaciones de aluminio-litio: a) 2099-T83 y b) 2055-T84. 200X.

En la figura 4a y 4b, correspondiente a AA2099-T6 y AA2055-T6, respectivamente, se presentan las microestructuras obtenidas después del tratamiento de envejecimiento artificial por dos etapas

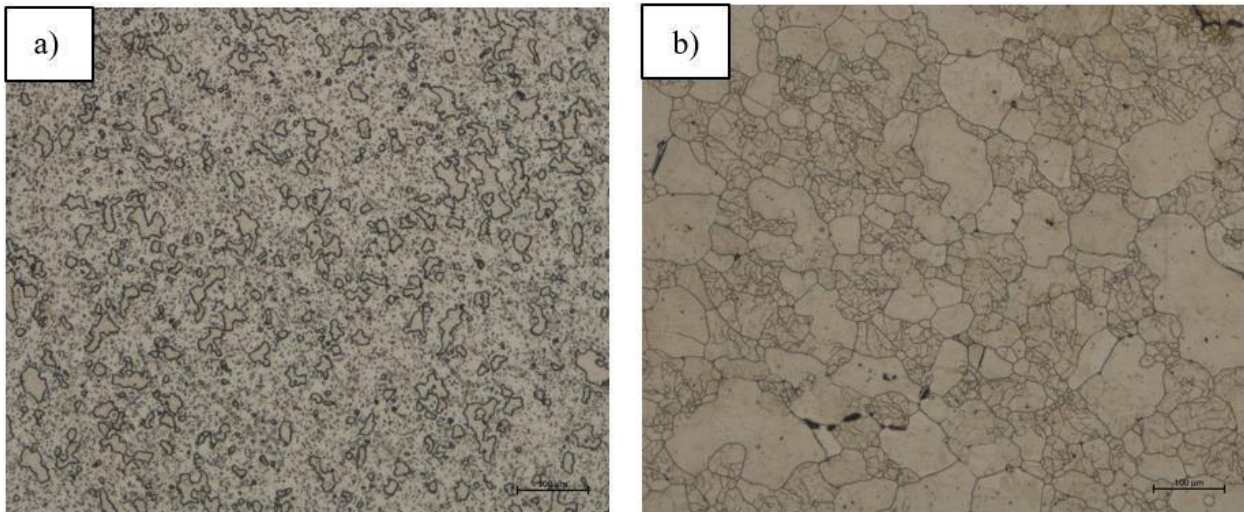


Figura 4. Microestructuras de las aleaciones de aluminio-litio: a) 2099-T6 y b) 2055-T6. 200X.

Se puede observar que los límites de grano poseen un grosor mayor con respecto a los presentes en la aleación 2099-T83, esto es debido a que las muestras en T6 no fueron sometidas a un trabajado en frío para generar dislocaciones, entonces la mayoría de los precipitados (entre ellas T1-Al₂CuLi) comienzan a formarse y concentrarse en los límites de grano. Para la aleación AA2055-T6, con los parámetros de tratamiento térmico establecido, se observa que existe una distribución de precipitados y los bordes de grano se mantienen relativamente delgados.

En la figura 4.3a y 4.3b que corresponden a las aleaciones AA2099-T0 y AA2055-T0 respectivamente, se observa la microestructura después de realizarse el tratamiento térmico de recocido.

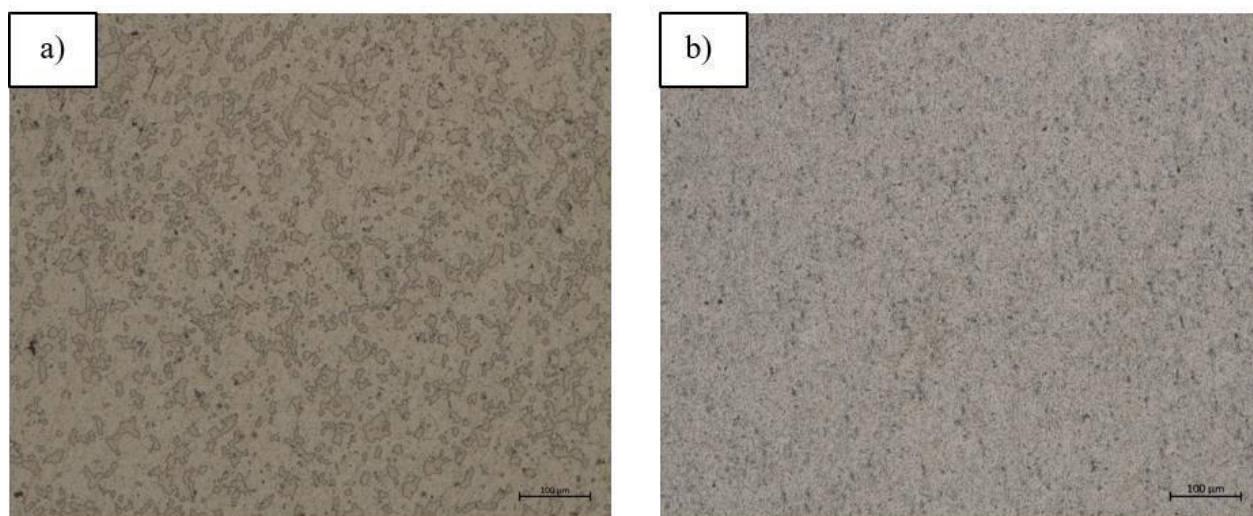


Figura 5. Microestructuras de las aleaciones de aluminio-litio: a)2099-T0 y b)2055-T0. 200X.

Se observa que la aleación 2055-T0 presenta un grano más fino y homogéneo respecto a la aleación 2099-T0. Ambas microestructuras de aleaciones presentan partículas grandes de Al₂CuMg (S') sin disolver.

3.2. Curvas de polarización Potenciodinámica

En la figura 6, se muestran las curvas de polarización potenciodinámicas (CCP) de las aleaciones Aluminio-Litio 2099 y 2055 en condiciones de T83 y T84 respectivamente para los electrolitos NaCl al 3.5% y H₂SO₄ al 1%. Se puede apreciar la presencia clara de una zona anódica y catódica. Donde ambas aleaciones presentan una mayor demanda de densidad de corriente en el cloruro de sodio al 3.5%, lo que sugiere un menor potencial y una mayor susceptibilidad a la corrosión para ambas aleaciones en dicho electrolito.

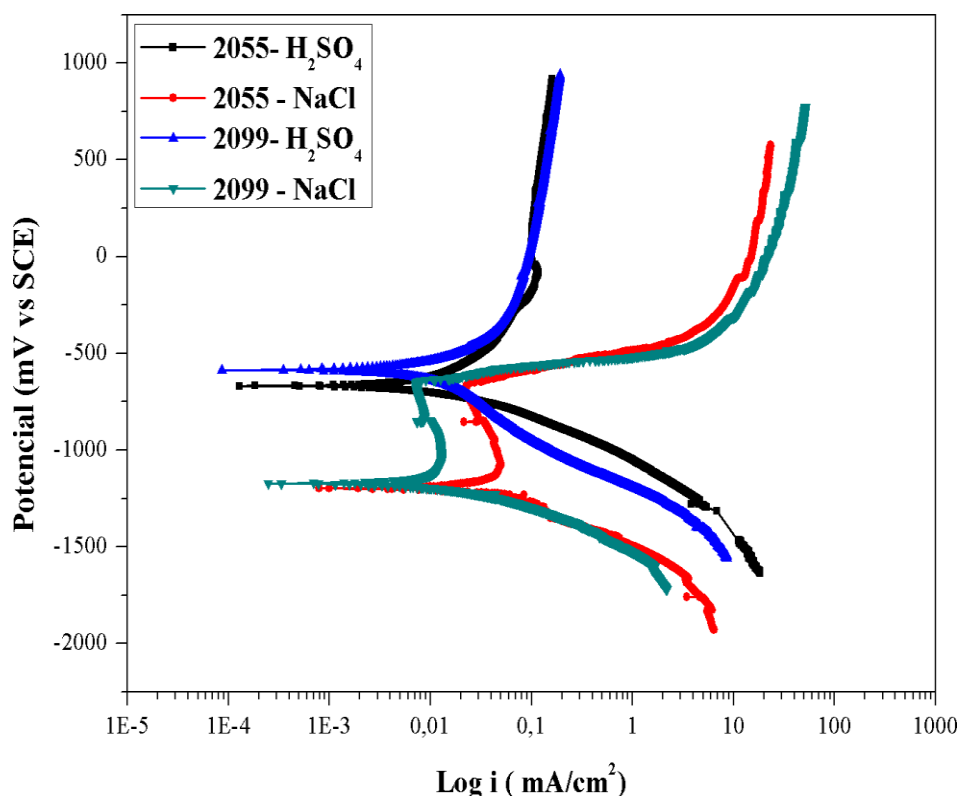


Figura 6. Curvas de polarización potenciodinámicas de las aleaciones Al-Li 2099 y 2055 en condiciones de T83 y T84 respectivamente.

La figura 7 presenta las CPP para las aleaciones AA2055 y AA2099 en condiciones de T6, expuestas a dos diferentes electrolitos NaCl y H₂SO₄. Se puede observar que las aleaciones están en activación en la rama anódica para la solución de H₂SO₄, mientras que las que se expusieron en NaCl presentan una zona de pasivación seguida de una zona de trasnpasivación. Como se observa en la figura 7 y la tablas 4 y 5 las aleaciones AA2099 y AA2055 en ácido sulfúrico al 1% exhiben

los menores valores de potencial de corrosión (-1289,4 y -1248,9 mV respectivamente) y las velocidades de corrosión más alta (0.00500 y 0.00395 mm/año), lo que indica que la tendencia a la corrosión de ambas aleaciones aumento con el tratamiento térmico T6.

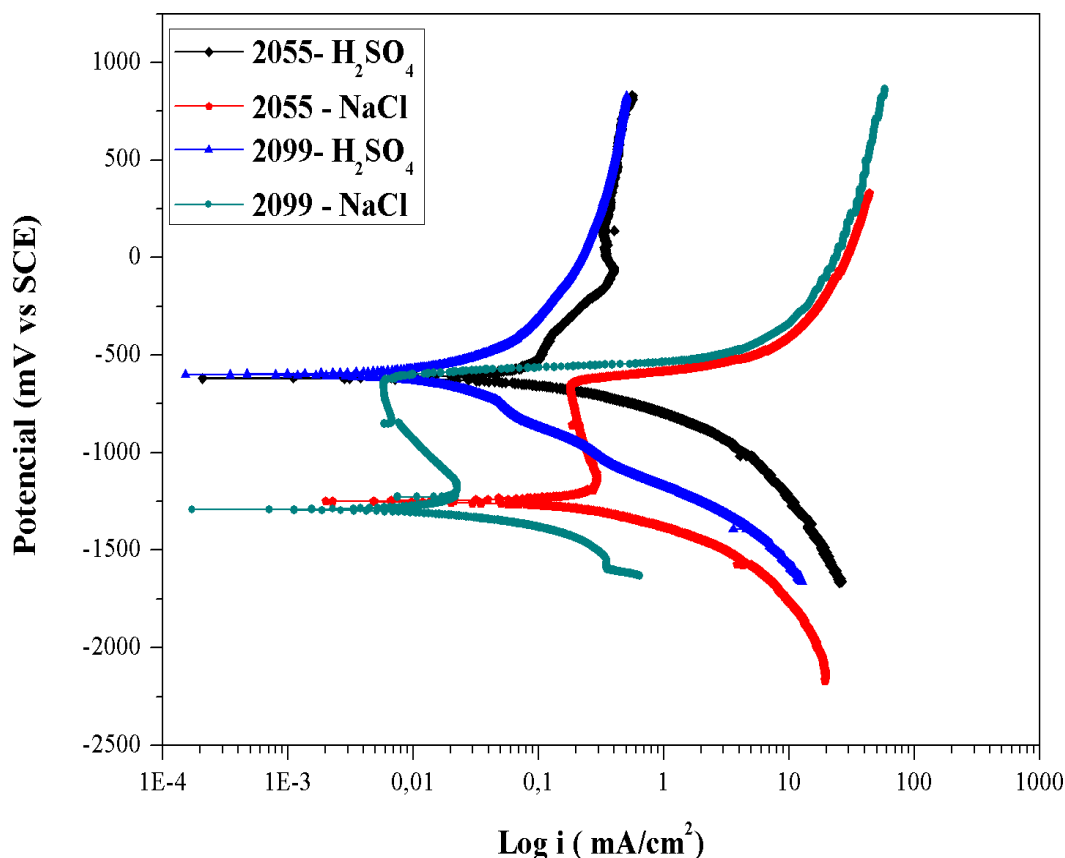


Figura 7. Curvas de polarización potenciodinámicas de las aleaciones Al-Li 2099 y 2055 en condiciones de T6.

Las CPP para las aleaciones AA2055 y AA2099 en condiciones de T0, expuestas a dos diferentes electrolitos (NaCl y H₂SO₄), se presentan en la figura 8. En las curvas se puede observar las ramas anódica y catódica, las cuales tienen activación. En la rama anódica se observa la tendencia a la pasivación de las aleaciones. Además, las aleaciones presentan una mayor demanda de densidad de corriente cuando están expuestas en cloruro de sodio con valores de 0.237 y 0.278 mA/cm² respectivamente, un menor potencial de corrosión (-1151,2 y -1161,1 mV), y esto implica una mayor velocidad de corrosión en este electrolito respecto a el ácido sulfúrico.

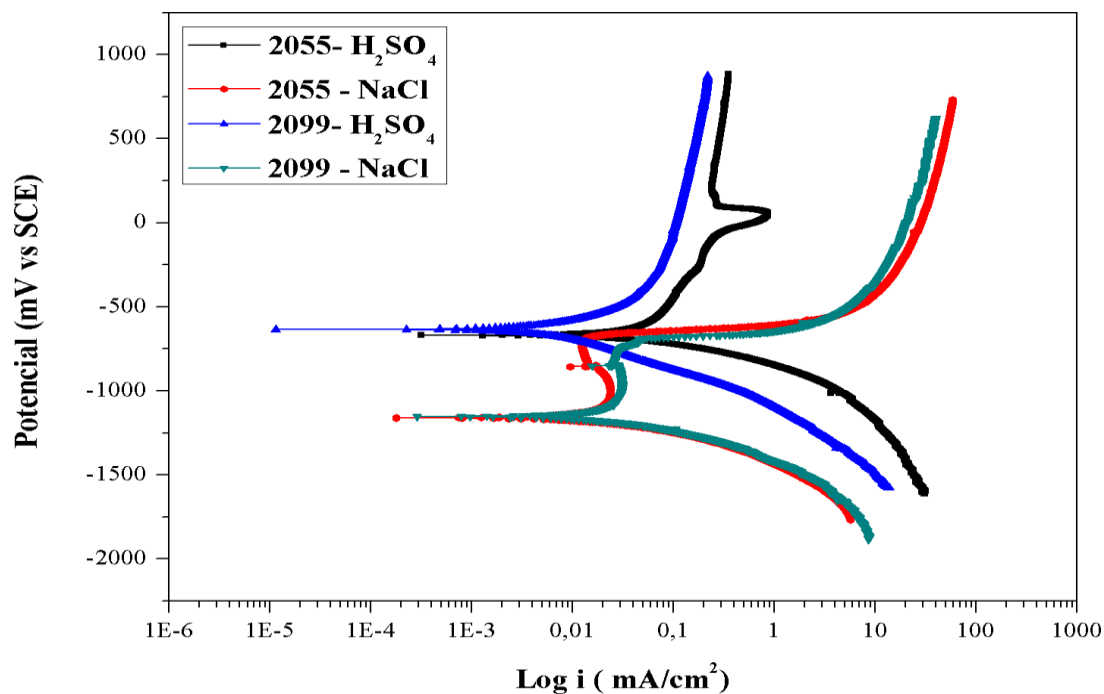


Figura 8. Curvas de polarización potenciodinámicas de las aleaciones Al-Li 2099 y 2055 en condiciones de T0.

En las tablas 4 y 5 Se presentan los resultados obtenidos del análisis de las curvas de polarización potenciodinámicas. La velocidad de corrosión fue obtenida mediante la norma ASTM G102.

Tabla 4. Resultados electroquímicos de la AA 2099 en las diferentes condiciones de tratamiento térmico

Aleación	Tratamiento Térmico	Electrolito	E_{corr} (mV)	I_{corr} (mA/cm ²)	Vel_{corr} (mm/año)
2099	T83	NaCl	-1173.7	0.250	0.00286
		H ₂ SO ₄	-585.5	0.006	0.00007
	T6	NaCl	-1289.4	0.436	0.00500
		H ₂ SO ₄	-603.18	0.021	0.00024
	T0	NaCl	-1151.2	0.237	0.00272
		H ₂ SO ₄	-635.5	0.033	0.00037

Tabla 5. Resultados electroquímicos de la AA 2055 en las diferentes condiciones de tratamiento térmico

Aleación	Tratamiento termico	Electrolito	E_{corr} (mV)	I_{corr} (mA/cm ²)	Vel_{corr} (mm/año)
2055	T84	NaCl	-1197.5	0.141	0.00159
		H2SO4	-670.3	0.032	0.00036
	T6	NaCl	-1248.9	0.351	0.00395
		H2SO4	-619.1	0.069	0.00077
	T0	NaCl	-1161.1	0.278	0.00313
		H2SO4	-669.0	0.098	0.00111

3.3. Microscopia electrónica de barrido

Se realizó un análisis MEB a las morfologías superficiales de las muestras corroídas. Las fotomicrografías fueron tomadas a magnificaciones de 2000X, de igual manera se realizó un análisis de EDS para identificar los elementos presentes en las picaduras. La figura 9a presenta los defectos en la aleación de AA2055-T0, la figura 9b muestra los defectos presentes en la aleación AA2055-T6 y por último en la figura 9c se puede observar la aleación AA2055-T84, los tres muestras en una solución de NaCl al 3.5%.

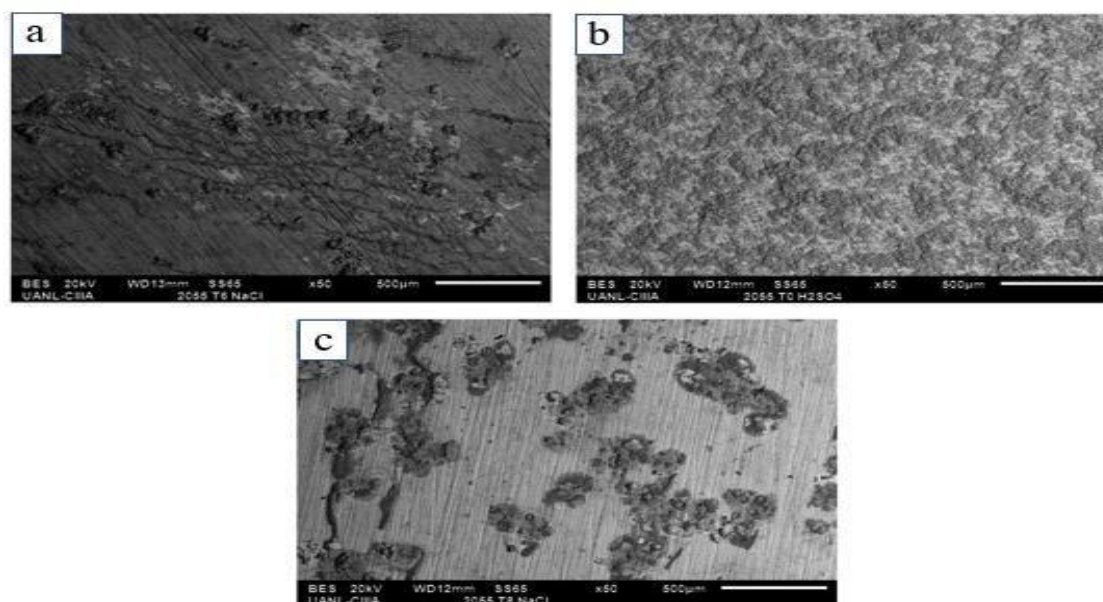


Figura 9. Morfologías superficiales por MEB de las aleaciones Aluminio-Litio: a) AA2055-T0 en NaCl, b) AA2055-T6 en NaCl, c) AA2055-T8 en NaCl.

Se realizó un análisis EDS en las áreas que presentaban picaduras. La figura 10 muestra la morfología de corrosión de la aleación AA2055-T0 después de ser sumergida en una solución de NaCl. Se observa en la imagen que hay películas de óxido con separación y agrietamiento. Las películas de óxido se blanquean debido a la acumulación de electrones que se relaciona con la mala conductividad eléctrica de las películas de óxido. El análisis de EDS se muestra en la figura 4.5, el porcentaje atómico de los elementos encontrados fueron 68,7 9% O, 30.09% Al, 1% Cl y 0.12% Cu. Esto sugiere que los compuestos formados en la zona son principalmente óxidos de aluminio y cloruros de aluminio.

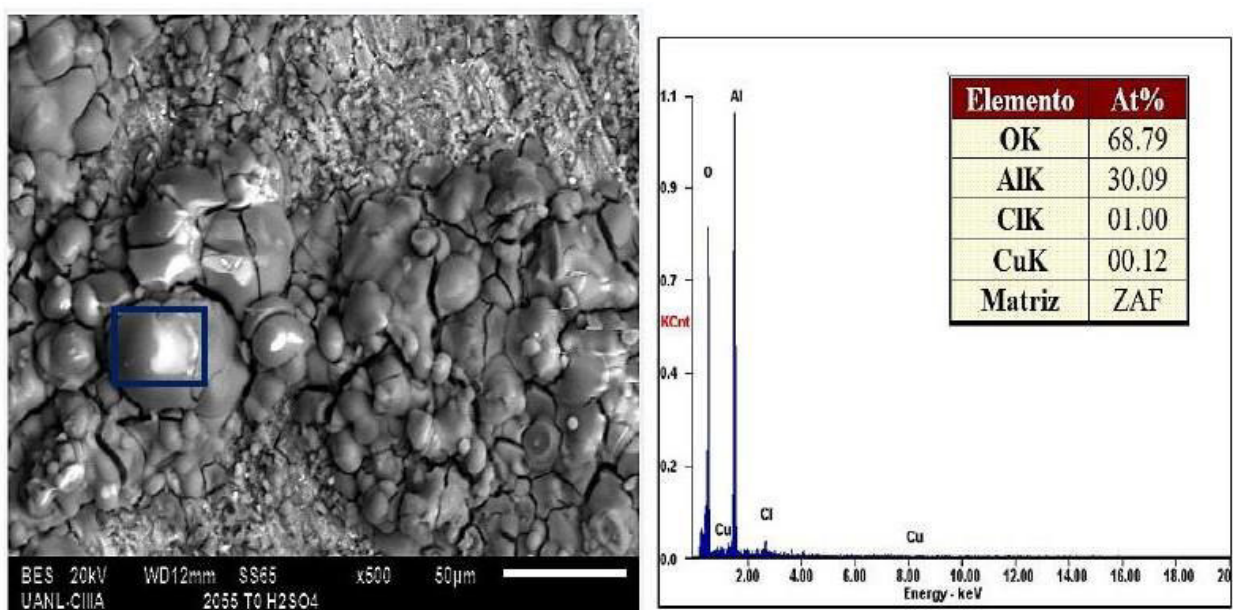


Figura10. Morfologías de corrosión y análisis EDS de la aleación AA2055-T0 después de sumergirla en el electrolito NaCl al 3,5%.

En la figura 11 se puede observar la morfología de corrosión de la aleación AA2055-T6 en una solución de NaCl al 3.5%. Al igual que con la muestra anterior se encuentran presentes películas de óxido que se blanquearon por la acumulación de electrones que se encuentran relacionados con la mala conductividad eléctrica de estas películas. El análisis de EDS enseña porcentajes atómicos de los elementos encontrados 70.29% O, 28.06% Al, 1.5% Cl y 0.15% Cu. Por lo tanto, los compuestos formados en la zona analizada son principalmente óxidos de aluminio y cloruros de aluminio.

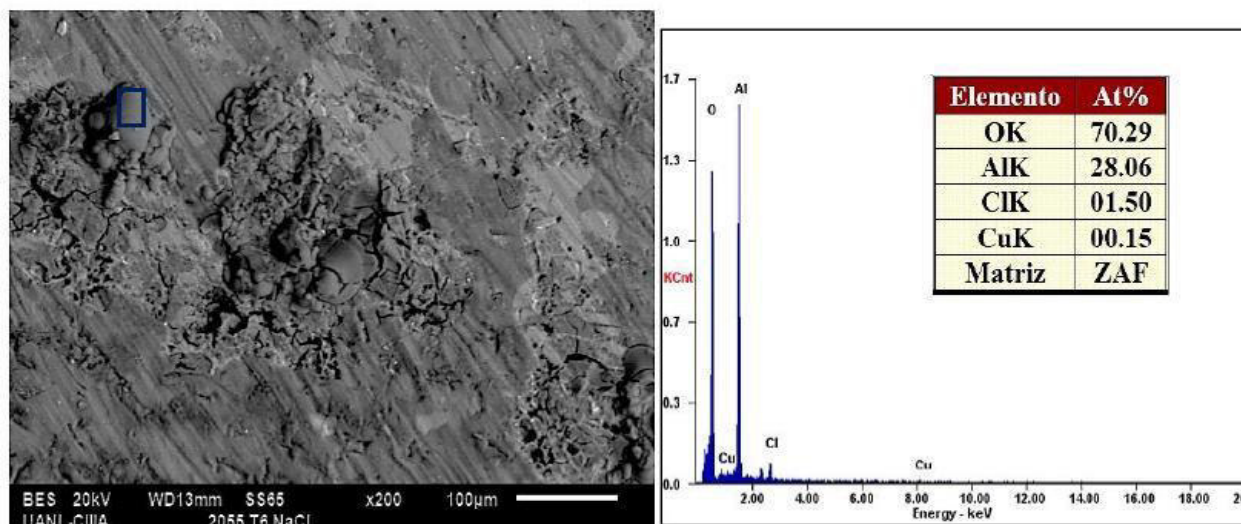


Figura11. Morfologías de corrosión y análisis EDS de la aleación AA2055-T6 después de sumergirla en el electrolito NaCl al 3,5%.

La morfología de la corrosión presente en la aleación AA2055-T84 sumergida en una solución de NaCl, se muestra en la figura 12. Se puede observar las zonas con películas de óxido blancas por la acumulación de electrones relacionados con la mala conductividad eléctrica. El análisis de EDS arroja los siguientes porcentajes atómicos de los elementos encontrados 59.71% O, 38.05% Al, 0.61% Cl y 1.63% Cu. Al igual que con las dos muestras anteriores los compuestos predominantes formados en la zona analizada son óxidos de aluminio y cloruros de aluminio.

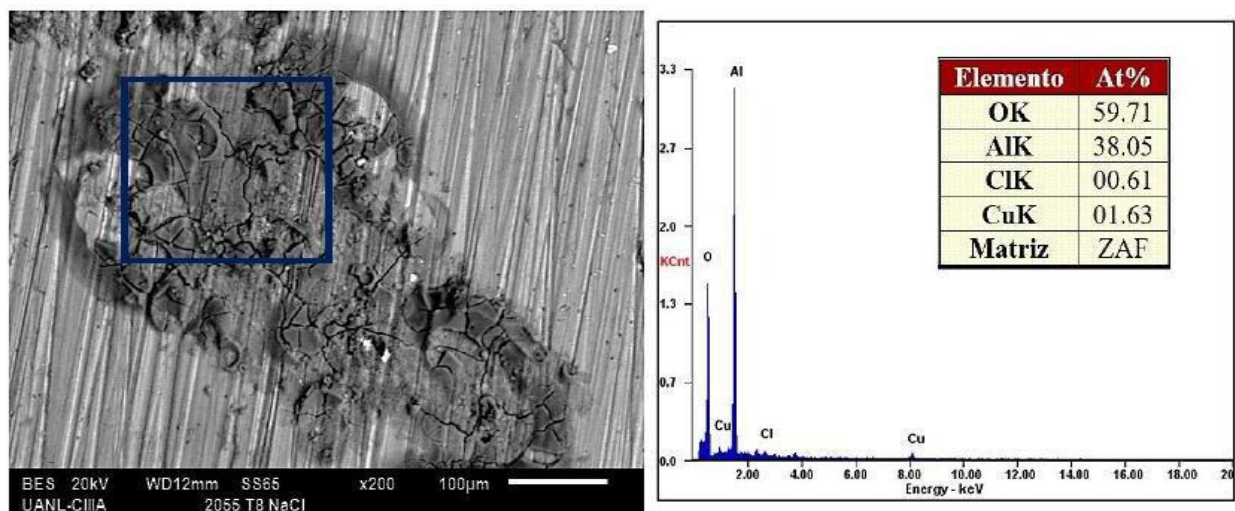


Figura12. Morfologías de corrosión y análisis EDS de la aleación AA2055-T84 después de sumergirla en el electrolito NaCl al 3,5%.

4. CONCLUSIONES

- Los resultados obtenidos de la composición química de ambas aleaciones corresponde como los valores presentados por diferentes autores.
- La aleación AA2099 en la condición inicial T83 muestra una disminución en el tamaño de grano de manera uniforme y refinamiento del grano, en donde los precipitados se concentran en los límites de granos.
- La aleación AA2055 en condición inicial T83 tiene una distribución sobresaturada de precipitados en toda la matriz y, presenta un mayor tamaño de grano y distribución de precipitados respecto a la aleación AA2099-T83
- Las curvas de polarización potenciodinámicas de las aleaciones AA2099 y AA2055 en los tratamientos térmicos T8, T6 y T0, muestra que las aleaciones presentan una mayor demanda de densidad de corriente en el cloruro de sodio al 3.5% por lo tanto ambas aleaciones son susceptibles a la corrosión en este medio.
- Los menores valores de velocidad de corrosión se presentaron en la aleación AA2099 y AA2055 en condiciones iniciales en presencia del ácido sulfúrico.
- Entre mayor sea el tiempo de envejecimiento al que se somete la aleación, mayor será el volumen de la fase T1 y la alta actividad electroquímica de esta fase promueve la corrosión localizada.
- Las técnicas de MEB y EDS permitieron identificar los compuestos en las zonas analizadas de productos de corrosión.

5. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen el apoyo a la UANL, CIIIA y al Cuerpo Académico UANL-316-CA.

6. REFERENCIAS

- [1] J. Goebel, T. Ghidini, A.J. Graham, Stress-corrosion cracking characterisation of the advanced aerospace Al–Li 2099-T86 alloy, *Materials Science and Engineering: A*, (Mater. Sci. Eng. A), vol 673, 2016, pp. 16-23. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.07.013>.
- [2] C. J. Peel, B. Evans, C. A. Baker, D. A. Bennet, P. J. Gregson, Flower, The development, and application of improved aluminium–lithium alloys. In *Aluminium–lithium alloys* (eds) T H Sander, E A Starke (Warrendale, PA: Metall. Soc. AIME) vol. 2, 1984, pp 363–392.
- [3] N.E. Prasad, A.A. Gokhale, R.J.H. Wanhil (Butterworth-Heinemann), *Aluminium-lithium alloys: processing, properties, and applications*, 2013, pp. 461-462, 1st Edition, B-H, UK. Arriaga-Hurtado, *Memorias en extenso del XXIV Congreso de la Sociedad Mexicana de Electroquímica*, p. 125, Puerto Vallarta, Jal, Mex, (2009).
- [4] B. Decreus, A. Deschamps, P. Donnadieu, J.C. Ehrström, On the role of microstructure in governing fracture behavior of an aluminum–copper–lithium alloy, *Materials Science and Engineering: A*, (Mater. Sci. Eng. A), vol 586, 2013, pp. 418-427. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.06.075>.
- [5] E. Hornbogen, Hundred years of precipitation hardening, *Journal of Light Metals*, (J. Light Met), vol 1, Issue 2, 2001, pp. 127-132. [https://doi.org/10.1016/S1471-5317\(01\)00006-2](https://doi.org/10.1016/S1471-5317(01)00006-2).
- [6] X. Zhang, Y. Chen, J. Hu, Recent advances in the development of aerospace materials, *Progress in Aerospace Sciences*, (Prog. Aerosp. Sci.) vol 97, 2018, pp. 22-34. <https://doi.org/10.1016/j.paerosci.2018.01.001>.
- [17] Y. Ma, X. Zhou, Y. Liao, Y. Yi, H. Wu, Z. Wang, W. Huang, Localised corrosion in AA 2099-T83 aluminium-lithium alloy: The role of grain orientation, *Corrosion Science*, (Corros. Sci.), vol 107, 2016, pp. 41-48. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2016.02.018>.
- [8] M. Guérin, E. Andrieu, G. Odemer, J. Alexis, C. Blanc, Effect of varying conditions of exposure to an aggressive medium on the corrosion behavior of the 2050 Al–Cu–Li alloy, *Corrosion Science*, (Corros. Sci.), vol 85, 2014, pp. 455-470. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2014.04.042>. [14]. X.Zhang, Z.Tang. *Corrosion Science*. 116, 14, (2017).

- [9] C. Larignon, J. Alexis, E. Andrieu, L. Lacroix, G. Odemer, C. Blanc, Combined Kelvin probe force microscopy and secondary ion mass spectrometry for hydrogen detection in corroded 2024 aluminium alloy, *Electrochimica Acta*, (Electrochim. Acta), vol 110, 2013, pp. 484-490. <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2013.02.063>.
- [10] J. Goebel, T. Ghidini, A.J. Graham, Stress-corrosion cracking characterisation of the advanced aerospace Al–Li 2099-T86 alloy, *Materials Science and Engineering: A*, (Mater. Sci. Eng. A), vol 673, 2016, pp. 16-23. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.07.013>
- [11] M. Romios, R. Tiraschi, J.R Ogren. et al. Design of multistep aging treatments of 2099 (C458) Al-Li alloy. *J. of Material Eng and Perform* 14, 2005, pp. 641–646.
- [12] R. R. Jow, C. C. Liang, Lithium - Aluminum Electrodes at Ambient Temperatures. *Journal of The Electrochemical Society*, 1982, vol 129, Number 7, pp. 1429.
- [13] A. Valencia, Las aleaciones aluminio – litio, *Revista Colombiana de Materiales*, No. 8, pp. 1-37.
- [14] S. G. Hussein, et al. Effect of Heat Treatment on Mechanical and Vibration Properties for 6061 and 2024 Aluminum Alloys. *Journal of Mechanical Engineering Research and Developments*, 2020, vol. 43, no 01, p. 48-66.
- [15] M.D. Salvador, V. Amigó, L. Reig, C. Bloem, M. Carsí, G. Caruana. Evolución microestructural y mecánica de una aleación de aluminio de la serie 3xxx obtenida por el proceso Hazelett, *Revista de Metalurgia*, vol 43, 2007, Pages 424-433. <http://dx.doi.org/10.3989/revmetalm.2007.v43.i6.85>
- [16] J. L. Dossett, H. E. Boyer, (2006). *Practical heat treating*. ASM International.
- [17] E. Balducci, L. Ceschini, S. Messieri, S. Wenner, R. Holmestad, Thermal stability of the lightweight 2099 Al-Cu-Li alloy: Tensile tests and microstructural investigations after overaging, *Materials & (Design Mater. Des.)*, vol. 119, 2017, pp. 54-64.
- [18] Y. Lin, Z. Zheng, S. Li, X. Kong, Y. Han, Microstructures and properties of 2099 Al-Li alloy, *Materials Characterization*, (Mater. Charact.), vol 84, 2013, pp. 88-99. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2013.07.015>