

EFFECTO DE LOS TRATAMIENTOS DE LIMPIEZA SUPERFICIAL EN LA VIDA ÚTIL A FATIGA DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO 7075 T7351, 2024 T3 Y 7050 T7451

N. Valencia(1), M. Sáez(2), M. Páez(2), A. Monsalve(3)

(1) Academia Politécnica Aeronáutica, Departamento de Investigación

(2)Departamento de Química de los Materiales, Facultad de Química y Biología, USACH, Casilla 40, Correo 33, Santiago, Chile.

(3) Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Facultad de Ingeniería, Casilla 10233, Santiago, Chile

Resumen : Se estudia la influencia de distintos métodos de limpieza superficial en la resistencia a la fatiga de aleaciones comerciales de aluminio bajo norma aeronáutica. Se sometió a ensayos de resistencia a la fatiga en viga rotatoria a tres aleaciones Al 7075 T7351, 2024 T3 y 7050 T7451 en tres condiciones superficiales distintas: sin decapado, decapado ácido y decapado básico. Se observó que el decapado básico produce una importante reducción en la resistencia a cargas cíclicas con relación al estado sin decapar en el caso de las aleaciones 7075 T7351 y 7050 T7451. En el caso de la aleación 2024 T3, ninguno de los dos tipos de decapado estudiados ejerce influencia en la vida útil a fatiga.

Abstract: The influence of different surface treatment on the resistance to fatigue of commercial alloys of aluminum under aeronautical norm was studied Three Al alloys 7075 T7351, 2024 T3 and 7050 T7451, having different surface treatment, alkaline etching, acid etching and without etching were tested to rotatory fatigue in a bending beam. In the case of the alloys 7075 T7351 and 7050 T7451, alkaline etching reduces markedly the resistance to recurrent loads in comparison with that having no chemical surface treatment. In the case of the alloy 2024 T3, the surface treatment employed have no effect on the fatigue life of the alloy material.

1. INTRODUCCIÓN

La aplicación de aleaciones de aluminio de alta resistencia en la industria aeronáutica ha llevado a requerimientos crecientes en las áreas de fatiga y fractura. Aunque la razón predominante para alea el aluminio es aumentar la resistencia mecánica, el resultado del aleante en otras características como es la resistencia a la fatiga se ve fuertemente afectada. Adicionalmente, las aleaciones son sometidas a tratamientos térmicos y procesos de limpieza, que inciden también en la resistencia a la fatiga de las aleaciones. En relación con los tratamientos de limpieza y terminación superficial, éstos generalmente llevan a una contaminación localizada de la superficie [1]. Durante los tratamientos químicos, las impurezas y elementos aleantes son segregados principalmente a través de los bordes de celda y junta de granos del sustrato metálico, generando regiones superficiales de composición y estructura diferente a la matriz metálica. Además de los efectos de segregación, también se debe considerar la diferencia en reactividad química y electroquímica de los micro-constituyentes con respecto a la matriz metálica [2]. Las regiones de micro-constituyentes pueden ser más o menos reactivas que la matriz durante los tratamientos de limpieza química, llevando al desarrollo de regiones, que por ser diferentes en morfología, estructura y composición, dan lugar a regiones de alta concentración de tensiones.

Uno de los aspectos más relevantes en el estudio de aleaciones aeronáuticas reside en sus propiedades

mecánicas, tanto estáticas como dinámicas. En relación con las propiedades estáticas, usualmente el diseño se basa en criterios como el módulo de elasticidad y el límite elástico. Sin embargo, la presencia inevitable de vibraciones en las estructuras hace que la evaluación de propiedades dinámicas tenga una importancia especial en la industria aeronáutica. Por otro lado, dado que la presencia de microfisuras en los materiales es también inevitable, los criterios de diseño deben admitir la presencia de estos defectos y en definitiva, el ingeniero de diseño debe aplicar criterios que admitan la presencia de estas grietas. A esta filosofía de diseño se ha denominado *safe failure*, en contraposición con la filosofía de diseño que imperaba hasta hace veinte años, que no admitía la presencia de grietas en los elementos, lo que se denomina *safe life*.

Bajo la filosofía *safe failure*, se admite la presencia de grietas, siempre que su tamaño sea menor que un cierto tamaño crítico, por debajo del cual, el crecimiento es estable y por encima del cual dicho crecimiento se torna inestable. Es claro, que la condición crítica a la hora de diseñar nunca debe usarse dado el peligro que reviste trabajar en condiciones críticas. En este caso, lo que se usa es un criterio conservador tal como reemplazar piezas cuando la longitud de grieta sea por ejemplo la mitad de la longitud crítica. Este es el caso de las vasijas de reactores nucleares en donde el espesor del acero usado en la pared, normalmente un acero tenaz como el A533B, se especifica de tal manera que la longitud crítica de grieta sea mayor o igual que dos veces el

espesor de la pared. Esta forma ingeniosa de diseño hace que la pared de la vasija permita la existencia de una grieta que atraviese eventualmente la pared en condiciones seguras, pudiendo filtrar fluido bajando así la diferencia de presiones y por consiguiente los esfuerzos. A este criterio se le conoce como “leak before break” (3-5).

Por estas razones, es importante el conocimiento de la resistencia a la fatiga de las aleaciones empleadas por la industria aeronáutica lo que incluye la relación entre estas propiedades y aspectos microestructurales.

En este trabajo se estudia el efecto de dos tratamientos superficiales, decapado ácido y decapado básico, en la resistencia a la fatiga de tres aleaciones de aluminio: 7075 T7351, 2024 T3 y 7050 T7451. Los resultados se comparan con los correspondientes a probetas que no han sido sometidas a decapado alguno.

2. DESARROLLO EXPERIMENTAL

La composición química de las aleaciones utilizadas se muestra en la Tabla 1 y las propiedades mecánicas de ambas aleaciones en la Tabla 2.

Tabla 1 Composición química de las aleaciones utilizadas [6]

	Al 7075	Al 2024	Al 7050
%Si	0.4	0.5	0.12
%Fe	0.5	0.5	0.15
%Cu	1.2 - 2.0	3.8 - 4.9	2.0 - 2.6
%Mn	0.3	0.3 - 0.9	0.1
%Mg	2.1 - 2.9	1.2 - 1.8	1.9 - 2.6
%Cr	0.18 - 0.28	0.1	0.04
%Zn	5.1 - 6.1	0.25	5.7 - 6.7
%Ti	0.2	0.15	0.06

Tabla 2 Propiedades mecánicas de las aleaciones estudiadas

Aleación de Aluminio	E (GPa)	Límite elástico (MPa)	UTS (MPa)	% Elong.
7075 T7351	70	435	503	9
2024 T3	70	393	475	10
7050 T7451	70	480	540	10

La geometría de las probetas utilizadas se muestra en la figura 1. Tal como se aprecia, dicha probeta posee una sección transversal variable que obliga a que la fractura se produzca siempre en la zona de menor diámetro, pero sin una concentración de tensiones considerable.

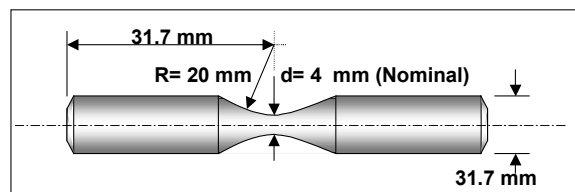


Figura 1. Geometría de las probetas ensayadas.

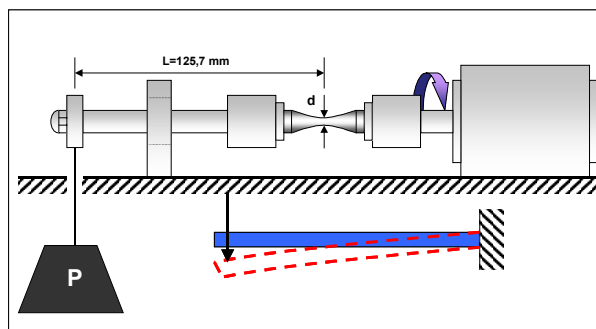


Figura 2. Esquema de la máquina utilizada.

Se utilizó una máquina de fatiga en viga rotatoria tal como se muestra en la figura 2, la que consiste en un dispositivo mecánico que transforma la probeta en una viga en voladizo haciéndola rotar bajo la aplicación de una fuerza en el extremo. Se utilizó esta configuración ya que permite que la tensión máxima se presente siempre en la superficie de la probeta, con una razón de carga $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max} = -1$.

Se trazaron las curvas S-N (esfuerzo versus número de ciclos) para cada uno de los tratamientos de decapado estudiados, incluyendo el material sin decapar. Se utilizó un mínimo de 15 probetas para cada caso y cada probeta fracturada representa un punto en la curva.

El primer ensayo sólo consideró el material en su estado natural desengrasado con etanol.

En el segundo ensayo se realizó a las probetas un decapado básico con NaOH 5% (4 min, 58-62° C), HNO₃ 1:1 (2 min, agua destilada con agitación) y desengrase con Acetona-Metanol H₂O.

Para el tercer ensayo se utilizó el decapado ácido que realiza la Empresa Nacional de Aeronáutica (ENAER) previo al anodizado de las piezas de aluminio. Para el desengrase se emplea tricloroetileno a 84° C por 5 min, inmersión en solución comercial TURCO 4251-S a 60° C por 10 min con agitación y enjuague con agua bidestilada a temperatura ambiente por 5 min. Luego se procede al decapado que consiste en inmersión en solución comercial SMUT-GO#4 (30-45 g/L al 10% de ácido nítrico a temperatura ambiente por 5 min con

agitación) y enjuague con agua bidestilada a temperatura ambiente.

3. TEORÍA DE LA VIGA ROTATORIA

En la disposición mostrada en la figura 2, es posible demostrar recurriendo a la teoría elemental de vigas que el esfuerzo producido en el punto periférico de la viga viene dado por:

$$\sigma = \frac{Mc}{I} \quad (1)$$

en que M es el momento aplicado (=fuerza x brazo), c es la distancia al centro de la viga e I es el momento de inercia (que para una sección circular es $I = \frac{1}{4}\pi r^4$).

Por tanto, dada la geometría de la máquina, el valor del esfuerzo máximo aplicado es:

$$\sigma = \frac{1280P}{d^3} (MPa) \quad (2)$$

en que P es el peso aplicado y d es el diámetro de la probeta en el centro. De esta forma, lo que se tiene es un esfuerzo oscilatorio de magnitud dada por la ecuación (2), que aumenta linealmente con la carga aplicada.

Los resultados obtenidos se representan en diagramas S-N también llamados curvas de Wohler, en las cuales en el eje de las abscisas se grafica el número de ciclos efectuados sobre la probeta hasta la fractura y en el eje de las ordenadas el esfuerzo aplicado. De esta manera cada probeta ensayada es un punto en la gráfica.

4. RESULTADOS Y ANÁLISIS

Los resultados de los ensayos para las aleaciones sin decapado se presentan en el figura 3, donde se puede apreciar que el comportamiento a fatiga de las tres aleaciones es relativamente similar. En efecto, si bien existen diferencias entre ambos comportamientos, estas discrepancias no son lo suficientemente significativas y se encuentran dentro del error experimental.

Las figuras 4, 5 y 6 muestran respectivamente los diagramas S-N, para las aleaciones Al-7075, Al-2024 y Al 7050 después de los distintos tratamientos superficiales.

En el caso de la aleación 7075, la vida a fatiga no se ve alterada por el tratamiento ácido. Sin embargo, ésta disminuye significativamente cuando la aleación es decapada en medio básico. Para una vida útil mayor que 4×10^5 ciclos, el esfuerzo máximo permitido disminuye en aproximadamente 60 MPa.

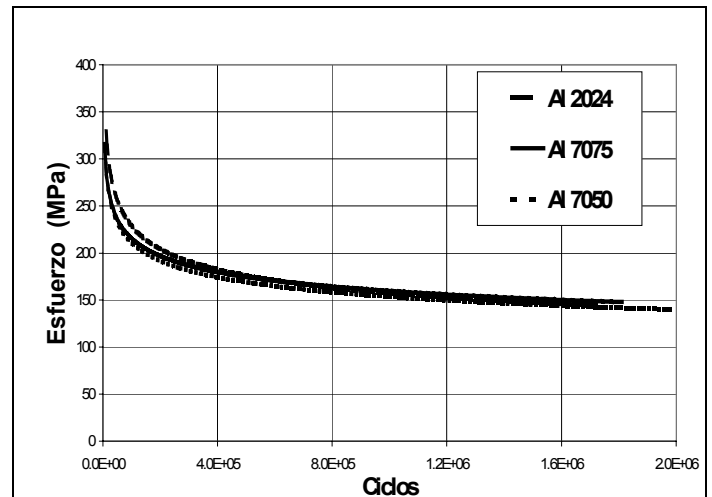


Figura 3. Curvas S-N para las aleaciones sin decapar

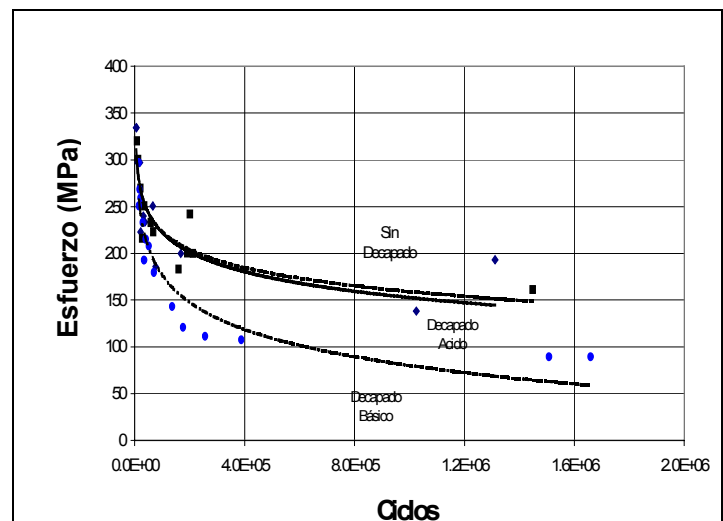


Figura 4. Curvas S-N para la aleación 7075 T7351

La aleación Al 7050 se ve afectada por el decapado básico de la misma manera que el Al 7075, aunque en menor magnitud. Para una vida útil superior a 4×10^5 ciclos, el decapado básico produce una disminución de aproximadamente 50 MPa en el esfuerzo permitido, en tanto que en el caso de decapado básico, el esfuerzo permitido sólo disminuye en 40 MPa.

Estos resultados están de acuerdo a lo obtenido por otros autores [7,8].

El comportamiento a fatiga de la aleación 2024, tal como se aprecia en el figura 5, no se ve afectada por los tipos de decapado efectuados. La causa de esta diferencia podría ser atribuida a los tipos de microconstituyentes resultantes de los tratamientos térmicos dados a la aleación [9,10].

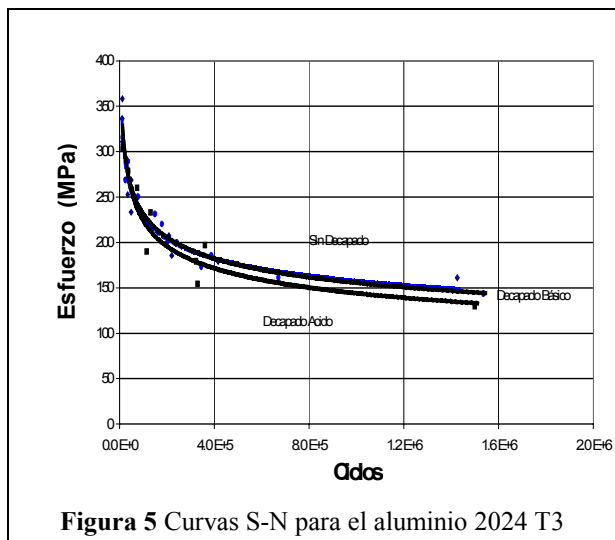


Figura 5 Curvas S-N para el aluminio 2024 T3

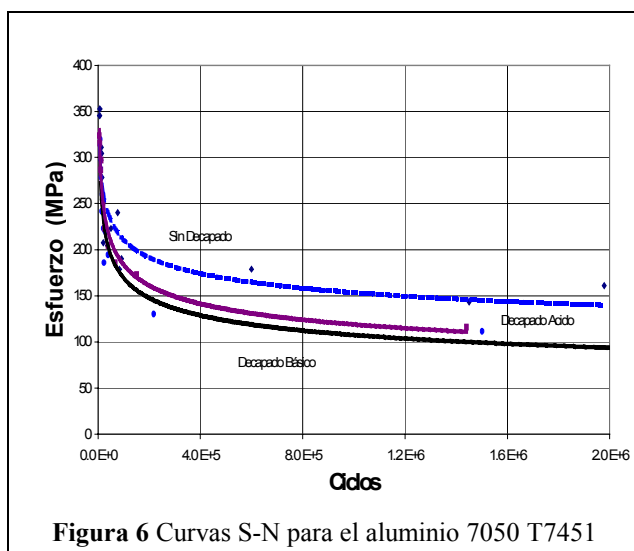


Figura 6 Curvas S-N para el aluminio 7050 T7451

5. ANÁLISIS FRACTOGRAFICO

Se realizó microscopía de barrido electrónico (SEM) sobre las probetas de Al 7075, 7050 y 2024 con el fin de establecer el micromecanismo de fractura operante. En todos los casos se pueden apreciar fracturas del tipo dúctil-frágil.

En las figuras 7 y 8 se pueden observar las superficies de fractura correspondientes a la aleación 7075 T7351 sin decapar. En ambos casos, se encuentra evidencia de una gran cantidad de deformación plástica, lo que indica un micromecanismo de fractura dúctil. En la figura 9 se aprecia la presencia de microgrietas que atraviesan

grandes zonas de material de varios centenares de micras de longitud. Al mismo tiempo, en esta micrografía es posible observar zonas de gran deformación plástica.

En las micrografías 9 y 10 se muestran diferentes aspectos de las superficies de fractura de las probetas de Al 7075 sometidas a decapado básico. En la figura 9 se observa claramente la gran cantidad de deformación plástica involucrada en el proceso de fractura lo que también queda de manifiesto en la figura 10, lo que demuestra que el micromecanismo de fractura prevaleciente corresponde al de fractura dúctil. En la figura 9 se muestra el contorno de la superficie de fractura, pudiendo apreciarse el daño producido por el tratamiento de decapado. En efecto, se observan cavidades superficiales posiblemente atribuibles a una disolución preferencial durante el proceso de decapado básico [9,10]. A su vez, estas zonas de menor sección transversal, actuarían como concentradores de tensión, de acuerdo a la ecuación (2), lo que transforma a estos sitios en zonas potenciales de fallas. De esta manera se explica lo observado en la figura 4, con relación a la disminución en la vida útil a fatiga presentada por la aleación Al 7075, frente a un decapado básico.

En las figuras 11 y 12 se pueden observar las superficies de fractura correspondientes a la aleación 7050 T7451 sin decapar. En la figura 11 se muestra la zona de inicio de la fractura, ubicada en el costado superior izquierdo. A su vez, en la figura 12 se muestra la superficie de fractura correspondiente a la zona anterior, mostrándose con más detalles la presencia de grietas sin una cantidad apreciable de deformación plástica. En las figuras 13 y 14 se muestran las superficies de fractura correspondientes a la misma aleación sometida a decapado básico. En la figura 13 se muestra el aspecto general de la superficie de fractura, en tanto que en la figura 14 se muestra una ampliación de la zona englobada de la figura 13. Tal como puede apreciarse, existe una gran cantidad de grietas sobre la superficie del material, con poca cantidad de deformación plástica.

En las figuras 15 y 16 se muestra la superficie de fractura correspondiente a la aleación 2024 T3 sin decapado. Del examen de la zona anterior se destaca la presencia de zonas de deformación plástica. Además, es posible observar la presencia de escalones, sobre los cuales se produce la fractura. Por otro lado, en la figura 16, es posible observar una imagen ampliada de la zona anterior, apreciándose una grieta que avanza por el material sin deformación plástica asociada, la que posee una longitud superior a 400 μm .

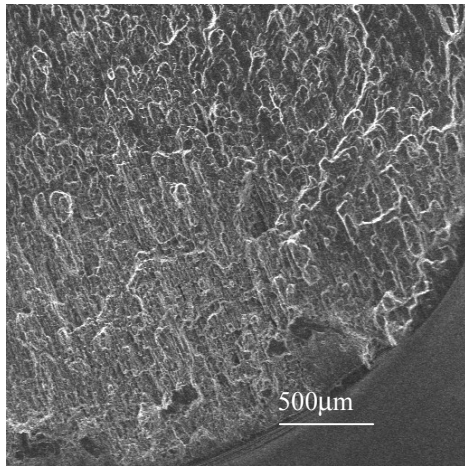


Figura 7
Al 7075 T7351 Sin Decapado x50

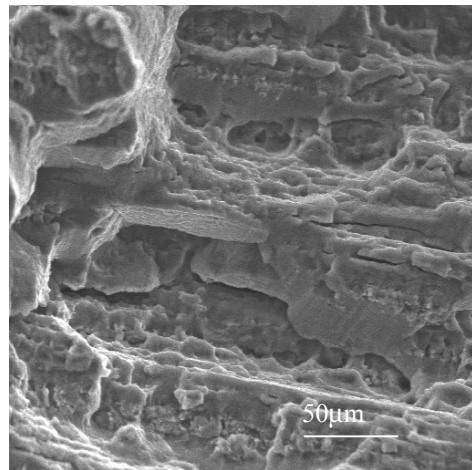


Figura 8
Al 7075 T7351 Sin Decapado x500

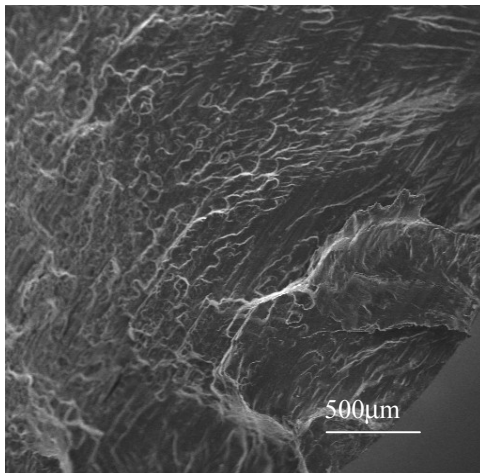


Figura 9
Al 7075 T7351 Decapado Básico x50

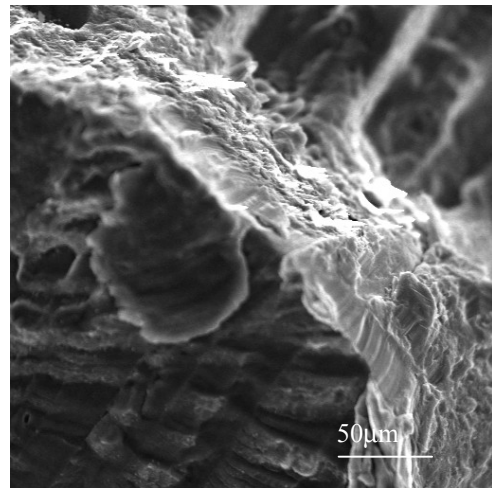


Figura 10
Al 7075 T7351 Decapado Básico x500

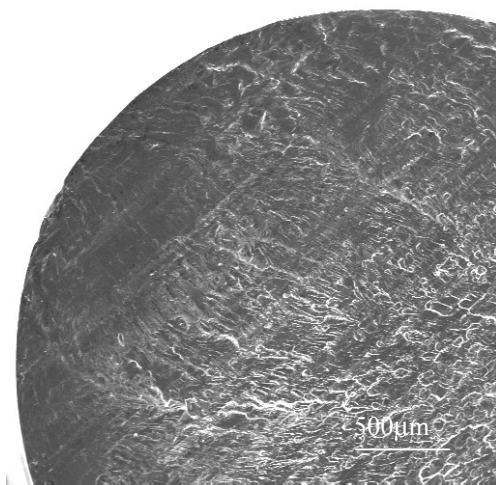


Figura 11
Al 7050 T7451 Sin Decapado x50

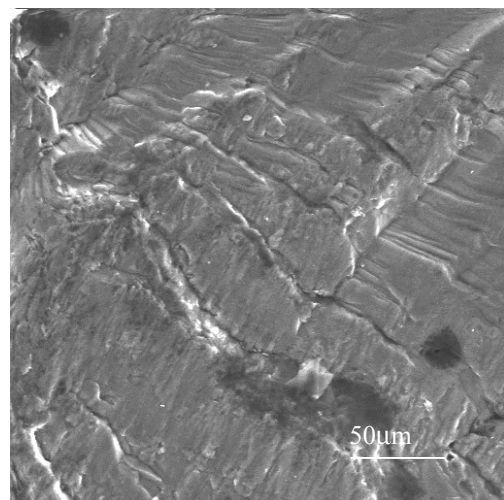


Figura 12
Al 7050 T7451 Sin Decapado x500

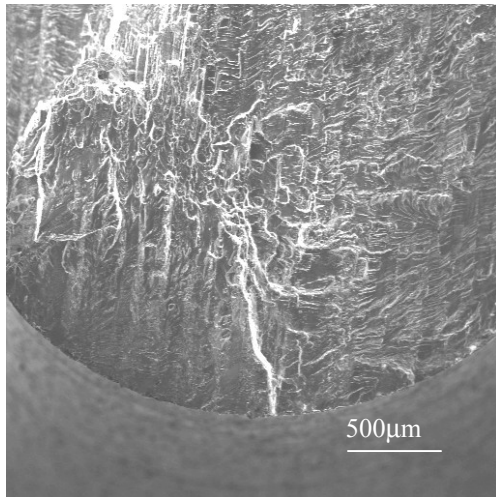


Figura 13
Al 7050 T7451 Decapado Básico x50

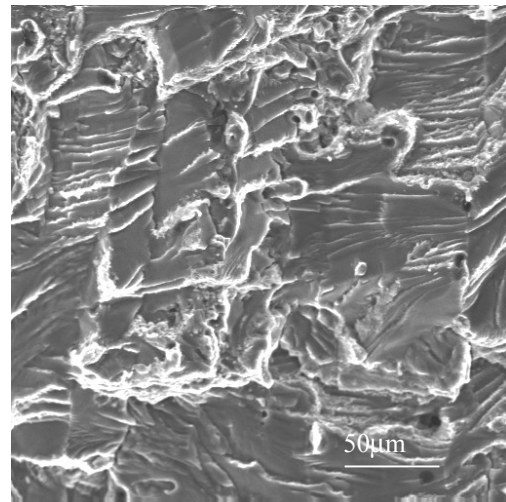


Figura 14
Al 7050 T7451 Decapado Básico x500

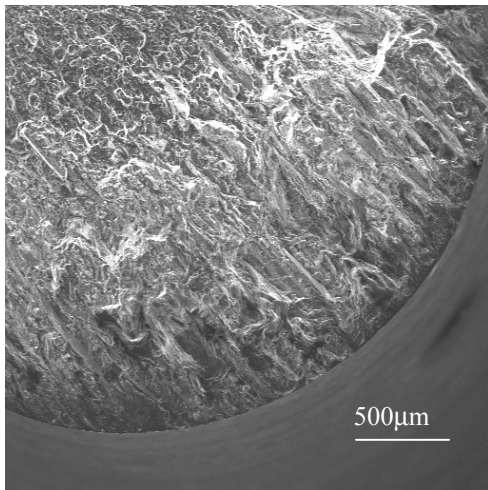


Figura 15
Al 2024 T3 Sin Decapado x50

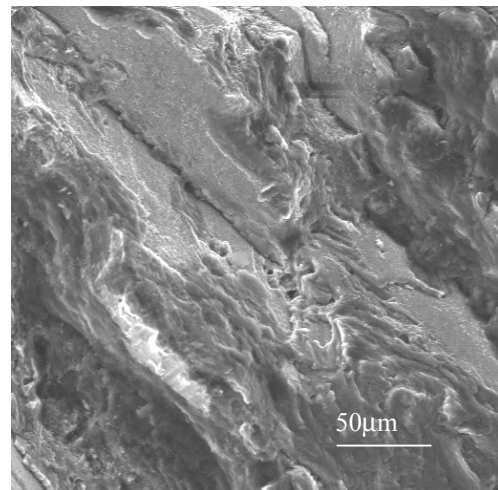


Figura 16
Al 2024 T3 Sin Decapado x500

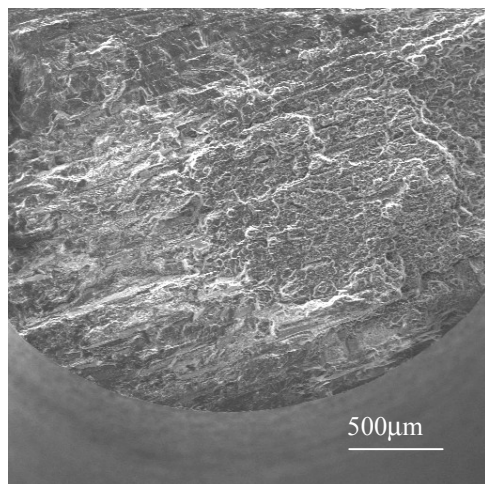


Figura 17
Al 2024 T3 Decapado Básico x50

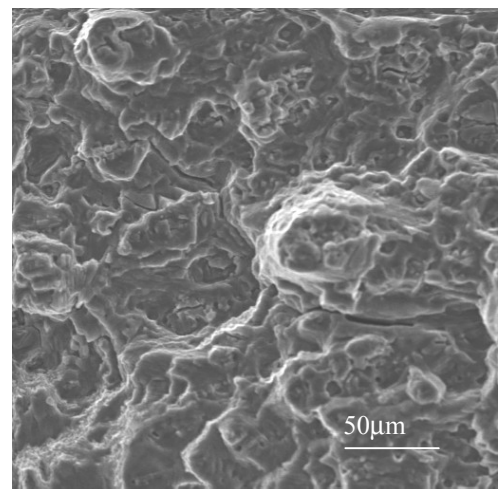


Figura 18
Al 2024 T3 Decapado Básico x500

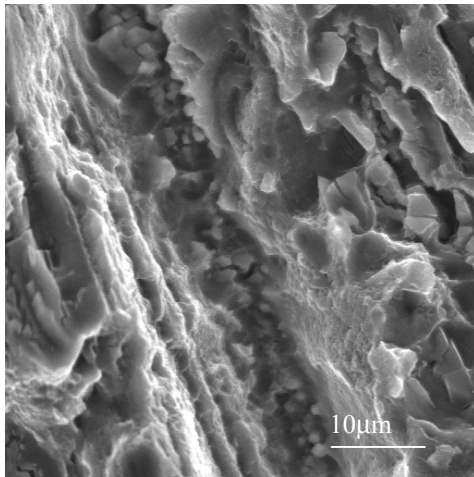


Figura 19
Al 7075 T7351 Sin Decapado x1500

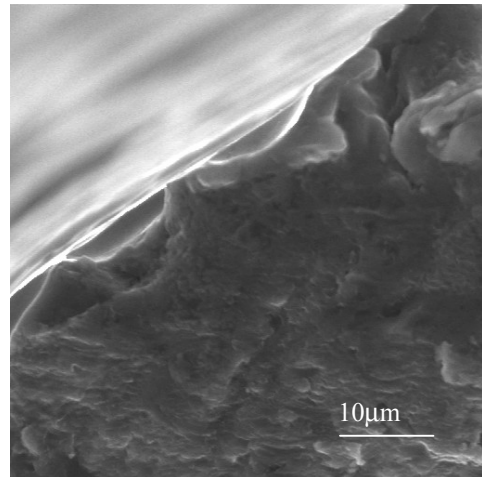


Figura 20
Al 7075 T7351 Decapado Básico x1500

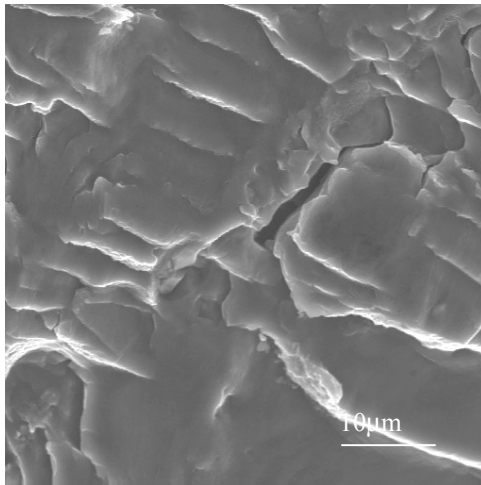


Figura 21
Al 7050 T7451 Sin Decapado x1500

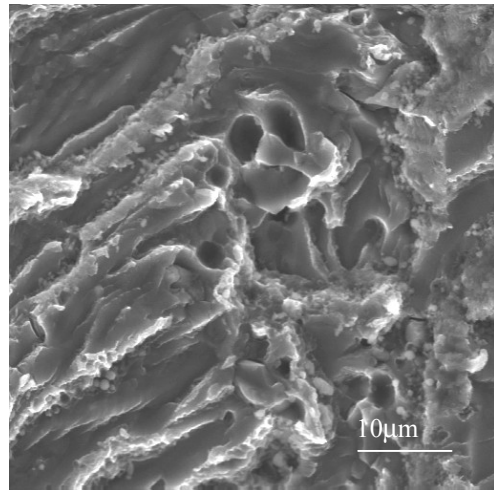


Figura 22
Al 7050 T7451 Decapado Básico x1500

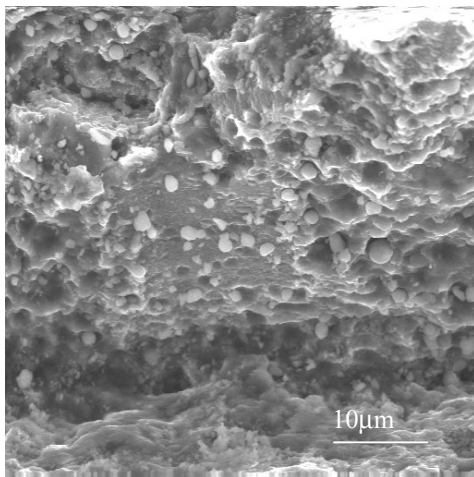


Figura 23
Al 2024 T3 Sin Decapado x1500

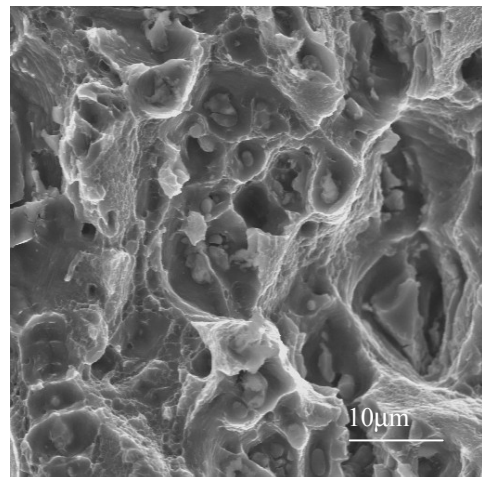


Figura 24
Al 2024 T3 Decapado Básico x1500

En las figuras 17 y 18, se muestran las superficies de fractura de la aleación anterior, sometida a un proceso de decapado básico. En la figura 17 es posible observar zonas de apariencia dúctil, la que ha sido ampliada en la imagen mostrada en la figura 18. En esta última figura se muestra además la presencia de varias grietas que dan cuenta de lo dañado que se encuentra el material, producto del proceso de fatiga.

En las figuras 19 y 20 se muestran imágenes de la superficie de fractura de la aleación 7075 sin decapar y sujeta a decapado básico, a altos aumentos. Tal como puede apreciarse, la superficie de fractura muestra la presencia de grietas que atraviesan granos. Además, en la figura 20, es posible apreciar el borde de la probeta, el que aparece dañado, mostrándose el inicio de la fractura.

En las figuras 21 y 22, se muestra a altos aumentos la zona correspondiente a la superficie de fractura de la aleación 7050 sin decapar y sometida a un decapado básico respectivamente. Tal como puede apreciarse en ambas imágenes, es posible observar la presencia de abundante cantidad de grietas, las que en el caso de la aleación decapada, van acompañadas de cavidades.

Finalmente, en las figuras 23 y 24 se muestra la apariencia a altos aumentos, de la superficie de fractura correspondientes a las probetas 2024 sin decapar y sometidas a decapado básico respectivamente. En ambos casos es posible observar la presencia de una abundante cantidad de partículas, las que probablemente estén relacionadas con precipitados del tipo CuAl_2 .

6. CONCLUSIONES

1. La resistencia a la fatiga de las tres aleaciones estudiadas en estado sin decapar son comparables
2. El tratamiento de decapado básico deteriora el comportamiento fatiga de las aleaciones Al-7075 y 7050, bajo los tratamientos estudiados.
3. El micromecanismo de fractura revela la ocurrencia de fenómenos de fractura dúctil-frágil. Además, del análisis por microscopía electrónica de

barrido, se desprende la existencia de zonas de rotura intergranular con indicios de fractura transgranular.

7. AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer a la Academia Politécnica Aeronáutica, a la Empresa Nacional de Aeronáutica ENAER y a la Dirección de Ciencia y Tecnología de la Universidad de Santiago de Chile (DICYT) y al Proyecto Fondecyt N° 1000797 por el apoyo prestado a la presente investigación.

8. BIBLIOGRAFÍA

1. E. P. Short and P. Sheasby. ,Trans. Inst. Metal Finish **47**,27 (1969)
- 2.R.D.Guminski, P. G .Sheasby and H. Lamb, Trans. Metal Finish **46**, 27 (1968)
3. J. F. Knott, Fundamentals of Fracture Mechanics, Butterworths, London, 1973.
- 4.D.Broek, Elementary Engineering Fracture Mechanics, 3rd Ed., M. N. Pub., The Hague, 1982.
5. R. W. Hertzberg, Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials, 2nd Ed., John Wiley and Sons Inc. N.Y. 1983.
6. ASM Specialty Handbook, Aluminum and Aluminum Alloys, ASM International Handbook Committee, 1998.
7. Aerospace Structural Metal Handbook, Metals and Ceramics Information Center, Volumen III. USA 1987.
8. A. Boccard, II Encuentro de Ingeniería Aeroespacial, APA, julio, 2000.
9. N.Mc.Devitt, W.Baun and J.Salomon,AFML-TR-75-122, Wright Patterson AFB, Dayton, Ohio, 1975.
- 10.G.E.Thompson and G.C.Wood. "Corrosion: Aqueous Processes and Passive films" (Treatise on Material Science and technology), V.23, Ed.J.C.Scully. Academic Press Inc. London 1983, p205