

**COMPORTAMIENTO FRENTE A LA FATIGA DE UNA CHAPA GRUESA DE UNA ALEACION DE ALUMINIO 7475-T7351.**

G. Atxaga, A.M. Irisarri, A. Pelayo y L.M. Plaza.

Fundación INASMET. c Portuetxe 12 – 20009 San Sebastián.

**Resumen.** Se ha estudiado la influencia de las entallas, de la orientación de las probetas extraídas, de la diferente relación entre tensión mínima y máxima y de partículas de segunda fase sobre el comportamiento a fatiga de una aleación de aluminio 7475 en estado T7351. El análisis de los resultados pone de manifiesto el efecto prácticamente nulo de la orientación de la probeta, mientras que la presencia de una entalla disminuye considerablemente la vida a fatiga. Se puede comprobar que a igualdad de nivel de la tensión media, un aumento de la amplitud conduce a una disminución de la vida. El estudio fractográfico revela la influencia negativa de las partículas, todas ellas ricas en hierro o cromo, sobre el comportamiento a fatiga acelerando el fallo del material.

**Abstract.** The influence of the notch and the orientation of the samples, of the variations in the minimum –maximum stress rate and of the second phase particles on the fatigue behaviour of 7475 T7351 aluminium alloy has been studied. The analysis of the results shows there is no effect on fatigue life with the sample orientation, while the presence of a notch, diminish it abruptly. It can be proved that with the same level of average stress, an increase of the amplitude decrease the fatigue life. Fractographic examination in the scanning electron microscope revealed the deleterious effect of the second phase particles, iron or chromium rich, on fatigue behaviour.

**1. INTRODUCCION**

La industria aeroespacial es muy exigente con los materiales que utiliza. Estas exigencias – mejorada tenacidad, bajo peso, aumento de la resistencia a fatiga y corrosión – están aumentando conforme los fabricantes se esfuerzan en dar a la nueva generación aeronáutica un comportamiento mejorado, haciéndolos más eficientes. El aluminio es uno de los materiales clave en la obtención de estos objetivos. Las chapas gruesas de aleaciones de aluminio se utilizan en un gran número de aplicaciones en la aeronáutica tan diversas como pueden ser componentes simples o también en componentes estructurales sometidos a cargas elevadas en aeronaves tales como el Airbus 340 y el Boeing 777. En ambos casos, pese a las predicciones en el sentido de que las aleaciones convencionales de aluminio dejarían su lugar a nuevos materiales con unas mejores propiedades, este cambio no se ha producido y aquellas continúan siendo predominantes. [1].

A lo largo de los años, los requerimientos de los distintos materiales utilizados en la industria aeronáutica han ido cambiando pero siempre intentando minimizar el peso, mejorando la tolerancia al daño y prolongando la vida de los componentes. En los años 60, la principal necesidad consistía en aumentar la resistencia para poder disminuir el peso. Sin embargo, la aparición de numerosos fallos aconsejó abandonar esta filosofía y buscar una operación más segura y fiable de los componentes. Por este motivo, en los 70, sin embargo, se trataba de aumentar la tenacidad a la fractura y la

resistencia a la corrosión para mejorar la tolerancia al daño de los componentes y poder asegurar una mayor vida de los mismos. A principios de los 80, volvió a tomar protagonismo el requisito del aligeramiento de peso mientras que a finales de los 80 y principios de los 90, lo hacía la duración de los componentes. Se procura extraer el máximo rendimiento a cada uno de ellos.

Las aleaciones de aluminio satisfacen estos requisitos desde hace más de 50 años. Confieren bajo peso estructural, alta tolerancia al daño, durabilidad y fiabilidad. Además debe tenerse en cuenta que las estructuras aeronáuticas deben intentar reducir costos, ser fáciles de fabricar, simples de mantener y, ante todo, fiables ya que un fallo del aparato en el aire podría ser catastrófico. [2]. Como se ha señalado, el aluminio continúa siendo el principal material estructural en los aviones comerciales constituyendo más del 50 % del peso de la nave. La mayor parte de los componentes sometidos a grandes cargas – partes del ala y de la cola, fuselaje – están construidos de aleaciones de aluminio, por lo que, se está realizando un gran esfuerzo tanto en desarrollar nuevas aleaciones como en mejorar las ya existentes.[3].

El diseño de componentes estructurales utilizados en aeronáutica exige un comportamiento satisfactorio de los materiales bajo condiciones de alta tensión, a menudo alternada, y una prolongada vida en servicio. Las predicciones de la vida a fatiga o las características de durabilidad de este tipo de materiales durante el servicio están basadas en resultados obtenidos de

muestras lisas bajo condiciones de control por carga y control por deformación. El fallo a fatiga de muestras lisas a temperatura ambiente sucede con relativamente rápida nucleación de la grieta y un crecimiento controlado del fallo hasta que el material se separa en dos mitades o la grieta alcanza un tamaño crítico. Los factores críticos que gobiernan la resistencia a fatiga de materiales estructurales son: a) tamaño de grieta inicial, b) velocidad de crecimiento de grieta, y c) el tamaño de grieta crítico.

En los últimos años, la búsqueda de nuevas aleaciones de aluminio con buenas prestaciones ha adquirido gran importancia. Ha sido reconocida la utilización de estas aleaciones que proporcionan ahorro de peso, alta ductilidad y tolerancia al daño en componentes estructurales. [4].

Las aleaciones de aluminio forjadas de la serie 7XXX (Al-Zn-Mg-Cu) se utilizan mucho en aplicaciones estructurales donde la tenacidad a la fractura y el límite elástico son requisitos primordiales. Las nuevas aleaciones de alta resistencia que poseen una elevada tenacidad han disminuido drásticamente la probabilidad de fallos catastróficos. El desarrollo de recubrimientos, de aleaciones resistentes a la corrosión por exfoliación y a la corrosión bajo tensión y el tratamiento térmico aplicado ayudan a eliminar muchos de los problemas de corrosión, origen de las grietas a fatiga [5].

Cuando una aleación líquida de composición uniforme solidifica, se producen dos tipos de segregación. El primero de ellos corresponde a la macrosegregación, en la cual se produce una fluctuación ( del orden de centímetros ) en la composición a lo largo del lingote. El segundo tipo es la microsegregación, en el que la fluctuación se produce a escala micrométrica a través de los dendritos que se forman en el material. La macrosegregación se concentra cerca de la superficie y se elimina fácilmente. La microsegregación se puede producir formando solución sólida y/o partículas intermetálicas de segunda fase. El mantenimiento de estas aleaciones a temperaturas cercanas a la solidus puede disolver la mayoría de las partículas que contienen cinc, magnesio o cobre, aunque no siempre se obtienen los resultados esperados con esta operación. Sin embargo, las impurezas ( hierro y silicio ) se combinan con otros elementos en el curso de la solidificación y generalmente no responden a tratamiento térmico alguno, no se pueden disolver y se rompen en el posterior proceso de fabricación. [6]. Por lo tanto, dado el elevado número de elementos de aleación que intervienen en el material objeto de estudio, es de suponer que poseerá fases distintas que afectarán a las propiedades del material.

El objetivo del presente trabajo es analizar el comportamiento frente a la fatiga a temperatura ambiente de una chapa de 50 mm de espesor de una

aleación de aluminio en estado T7351 utilizando probetas lisas y entalladas y comprobar la influencia que pueden ejercer las distintas fases presentes en el material.

## **2. TECNICA EXPERIMENTAL**

Como se ha indicado en el apartado anterior, el material elegido corresponde a una chapa aluminio de calidad 7475 de 50 mm de espesor. La composición química de esta aleación se incluye en la Tabla 1. Esta chapa se encuentra en el estado T7351, es decir, con un tratamiento de solubilización para conseguir una solución sólida lo más homogénea posible, sometida a un alivio de tensiones, mediante estirado y sobremadurada mediante tratamiento en dos etapas. Los valores registrados en un trabajo previo [7] de resistencia a la tracción y tenacidad a la fractura en diversas orientaciones y posiciones de la chapa se ofrecen en la Tabla 2.

El estado T73 se ha desarrollado para mejorar la resistencia a la corrosión por exfoliación, corrosión bajo tensión y, como consecuencia del sobrevejecimiento, también se mejora la tenacidad a la fractura a costa de un sacrificio de la resistencia mecánica. Bajo algunas condiciones, también se reduce la velocidad de propagación de grieta[8]. El espesor de las probetas utilizadas ( 25 mm ) fue insuficiente para permitir la determinación del factor de intensidad de tensiones  $K_{IC}$ .

Se mecanizó un conjunto de 50 probetas, lisas y entalladas ( con un factor de concentración de tensiones de 3 ), en las direcciones longitudinal y transversal de la chapa. Estas probetas fueron sometidas a un ensayo de fatiga con onda sinusoidal a una frecuencia de 20 Hz bajo tensión axial, a temperatura ambiente. En el caso de las probetas lisas los ensayos se efectuaron utilizando tres diferentes relaciones entre las tensiones mínima y máxima; -1 (tracción – compresión), 0 (tracción – carga nula) y 0,5 (tracción – tracción). Sin embargo, todos los ensayos de las probetas entalladas se realizaron con una relación entre la tensión mínima y la máxima de 0, es decir, entre una carga nula y una tensión de tracción.

## **3. RESULTADOS Y DISCUSION**

Tal y como se comentó en un trabajo previo [7], la microestructura de la aleación 7475 en estado T7351 se encuentra constituida por granos recristalizados, alargados en la dirección de laminación y regiones no recristalizadas que contienen una estructura de subgranos muy finos. Este tipo de microestructura es habitual en las chapas de aleaciones 7XXX laminadas en caliente, especialmente en las regiones más deformadas, próximas a la superficie, donde la deformación crítica ha conducido a la aparición de granos gruesos recristalizados.

Los resultados de los ensayos de fatiga obtenidos para probetas lisas y entalladas, tanto en dirección longitudinal como transversal, se presentan en las gráficas adjuntas.

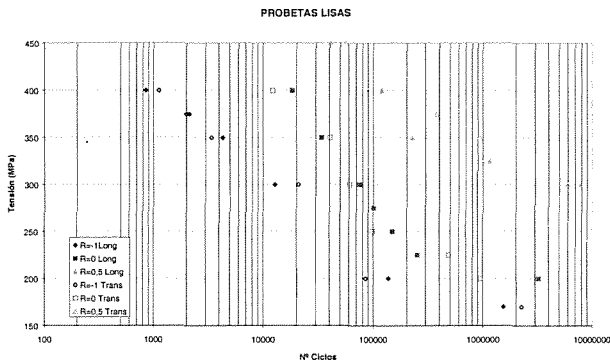


Fig. 1: Gráfica tensión vs nº ciclos. Probetas lisas (longitudinales y transversales).

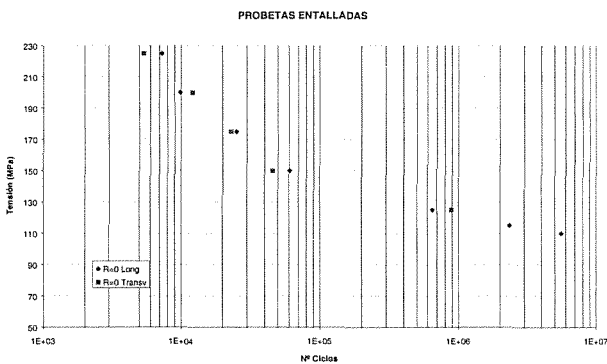


Fig. 2: Gráfica tensión vs nº ciclos. Probetas entalladas (longitudinales y transversales).

Los resultados experimentales muestran un efecto muy débil de la orientación de la probeta sobre la vida a fatiga de la aleación. Esto sucede tanto en los ensayos sobre probetas lisas como entalladas y para las distintas relaciones de tensiones consideradas, lo cual se halla en concordancia con la gran similitud de los valores de resistencia y tenacidad registrados en el citado trabajo previo [7].

Análogamente se puede comprobar que las entallas provocan una severa disminución en la vida a fatiga de la aleación, aspecto a ser tenido muy en cuenta a la hora de evaluar las prestaciones en servicio de un componente que presenta fuertes cambios de sección. Así, para un nivel máximo de tensión de 200 MPa en probetas lisas se alcanza prácticamente el límite de fatiga en tanto que en probeta entallada no alcanza los cien mil ciclos.

La comparación entre los valores de la vida a fatiga muestran que, como era lógico esperar, a igualdad de nivel de tensión media, un aumento de la amplitud conduce a una disminución de la vida. Por el contrario, si el valor que se mantiene como constante es la amplitud de la tensión alternada, un aumento de la relación R conduce a una disminución de la vida a fatiga.

El diagrama de Haigh permite representar las condiciones de isovida para las probetas ensayadas con los distintos niveles de tensiones máximas y mínimas. Las figuras 3 y 4 muestran la gráfica presentada en la referencia [9] de vida a fatiga de una aleación 7475 bajo diferentes niveles de tensión. Sobre esta gráfica se han representado los resultados experimentales obtenidos en el presente trabajo, en los ensayos de probetas longitudinales y transversales, respectivamente. Se puede observar que el acuerdo entre las predicciones y los valores experimentales es bueno tan solo en las probetas longitudinales ensayadas bajo los niveles de tensión más altos (menor vida a fatiga).

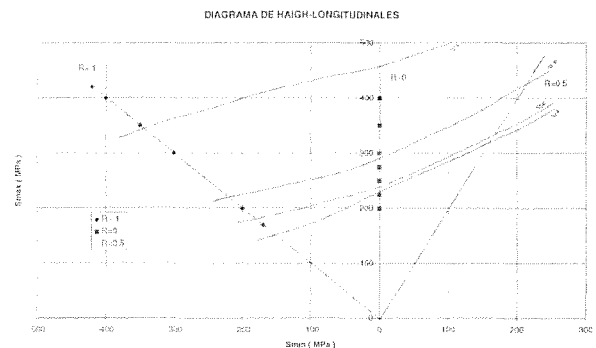


Fig. 3: Diagrama de Haigh. Probetas lisas, sentido longitudinal.

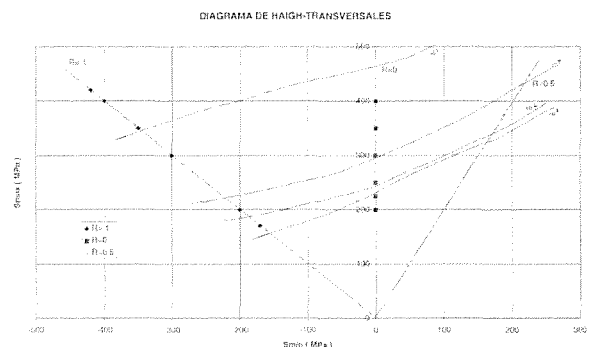


Fig. 4: Diagrama de Haigh. Probetas lisas, sentido transversal.

Una explicación para las discrepancias observadas en las restantes se basaría en la diferente orientación de las probetas, pese a que en el presente trabajo tan solo se ha

detectado un efecto muy ligero de esta variable sobre el número de ciclos a rotura, o el estado de tratamiento. De hecho la citada gráfica corresponde al ensayo de probeta en distintos estados de tratamiento ( T651, T7651 y T7351 ), no habiendo sido diferenciadas cada una, ni señalada la orientación en que han sido extraídas las probetas. A ello hay que añadir la indiscutible dispersión de la vida a fatiga de los materiales, tanto más variación cuando los resultados corresponden a composiciones químicas o espesores diferentes. Por este motivo, se considera que los resultados obtenidos en el presente trabajo, completados con otros que se puedan realizar en un futuro, constituirá un método de predicción más fiable.

El estudio fractográfico de estas probetas revela la presencia de las estrías características de la actuación de un mecanismo de fatiga, como se muestra en la figura 5, pero en algunas zonas se observan cúpulas dúctiles, con partículas en su interior, propias de una rotura dúctil. La presencia de estas partículas se encuentra en total concordancia con el estudio de S.C. Byrne [10] en el que aparecen de partículas de tamaño considerable en una aleación 7075 en estado de tratamiento T7. En la figura 6 se presenta una micrografía en la que se pueden observar las estrías típicas de fatiga y partículas presentes.

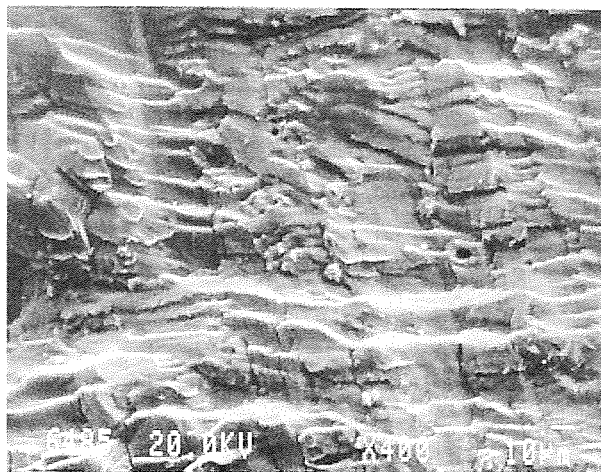


Fig. 5: Micrografía x400. Estrías típicas del mecanismo de fatiga.

Estas partículas ejercen una influencia negativa sobre el comportamiento a fatiga acelerando el fallo del material. El análisis por dispersión de energía de rayos X revela que estas partículas están formadas por aluminio-hierro-cromo-cobre, con distintos porcentajes de estos elementos ( indicadas como P1, P2 en la figura 5 ), y por aluminio-hierro, fundamentalmente, con pequeñas cantidades de cobre y cinc ( P3 ). En el análisis fractográfico de las probetas de fractura se detectó la presencia mayoritaria de partículas constituidas por aluminio, hierro y cobre cuya presencia no se ha observado en las superficies de fractura de las probetas

de fatiga. En dicho estudio [7], se comprobó también la aparición de un mucho menor número de partículas conteniendo cromo en su composición que concuerda en mayor medida con las observaciones realizadas en el presente trabajo. No se ha encontrado una explicación a esta diferencia en la naturaleza de las partículas que intervienen en uno y otro caso.

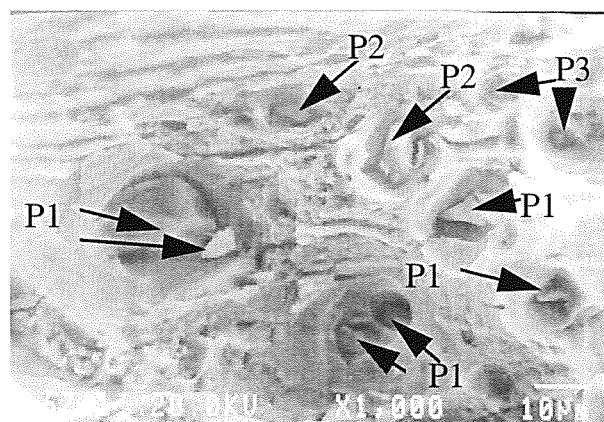


Fig. 6: Micrografía x1000. Superficie de fractura mostrando las estrías típicas de la fatiga y un gran número de partículas.

Tal y como se comentó en el análisis del comportamiento a fractura, también la vida a fatiga se ve negativamente afectada por la presencia de partículas de segunda fase, acelerando el crecimiento de la grieta.

Esta afirmación se encuentra en total concordancia con la de M. De Sanchis y L. Lazzeri [11] que han señalado la contribución de mecanismos de rotura estática a la propagación de grietas de fatiga promovida por la presencia de partículas dispersoides incoherentes de gran tamaño, ricas en cromo, preferentemente en las juntas de grano, similares a las encontradas en el presente trabajo. También en otros trabajos se han encontrado partículas ricas en cromo, metal que se añade a las aleaciones de la serie 7XXX en pequeñas cantidades, inferiores al 0,35 %, con el fin de formar unas partículas finas, uniformemente distribuidas, denominadas dispersoides, que retardan la recristalización de la aleación en el curso del conformado en caliente. Sin embargo, cuando este elemento se encuentra en porcentajes mayores a esta cifra, o se produce una fuerte segregación, con el consiguiente enriquecimiento en zonas concretas del componente, pueden dar origen a partículas de mayor tamaño por combinación del cromo con otros elementos de aleación o impurezas. En cualquier caso, la composición de partículas presentes en la superficie de fractura de estas probetas no coincide con las indicadas en la bibliografía donde se ha señalado la formación de fases constituidas por aluminio, hierro, cromo y silicio o por aluminio, cromo y magnesio [12].

Se podría intentar disolver estas partículas en el curso del tratamiento de solubilización previo a la maduración de la aleación. Esta práctica tiene el riesgo de provocar la fusión de fases eutécticas y, por tanto, el quemado del material. Esta fusión de fases eutécticas puede conducir a pérdidas apreciables de resistencia mecánica, ductilidad y tenacidad, motivo por lo que este tipo de fenómeno es indeseable y su efecto es incluso más dañino que el ejercido por las partículas. Por lo tanto, es necesario fijar adecuadamente las condiciones de tratamiento. La máxima temperatura debe ser inferior a aquella a la que se producen las fusiones pero superior a la de solubilización del mayor número de partículas primarias. En el curso del tratamiento de solubilización se persigue la disolución de las partículas presentes para, en la posterior maduración, obtener una precipitación fina y dispersa de partículas que confieran resistencia a la aleación. Sin embargo, las dispersoides ricas en cromo no se disuelven [13]. Otro tanto sucede con la gran mayoría de las partículas primarias.

No se han observado diferencias en la topografía de la fractura de las probetas extraídas en la orientación longitudinal y en la transversal, corroborando los resultados obtenidos en los ensayos realizados ( figuras 1 y 2 ).

#### 4. CONCLUSIONES

a.- Se ha analizado el comportamiento frente a la fatiga a temperatura ambiente de una chapa de 50 mm de espesor de una aleación de aluminio 7475 en estado T7351. Los ensayos se efectuaron sobre probetas lisas y entalladas ( factor de concentración de tensiones de 3 ), extraídas tanto en la dirección longitudinal como transversal de la chapa sometidas a tensiones axiales. En el caso de las probetas lisas los ensayos se efectuaron utilizando tres diferentes relaciones entre la tensión mínima y máxima (  $R=-1$ ,  $R=0$ ,  $R=0,5$  ). Sin embargo, todos los ensayos de las probetas entalladas se efectuaron con una relación 0 entre las tensiones mínima y máxima aplicadas.

b.- Los resultados experimentales muestran el efecto prácticamente nulo de la orientación de la probeta sobre la vida a fatiga de la aleación. Sin embargo, la presencia de una entalla reduce de forma apreciable la vida a fatiga.

c.- La variación de la relación entre la carga mínima y la máxima influye en la vida a fatiga. A igualdad de tensión media, conforme aumenta la amplitud, se produce una disminución de la vida. Por el contrario, si se mantiene constante la amplitud de la tensión alternada, un aumento de la relación R conduce a una disminución de la vida a fatiga.

d.- El estudio fractográfico revela la presencia de estrías típicas de fatiga en la gran mayoría de la superficie de fractura, separadas por zonas donde se observan cúpulas dúctiles con partículas en su interior, propias de una rotura dúctil.

e.-La mayoría de las partículas son ricas en aluminio-hierro-cromo-cobre y ejercen una influencia negativa sobre el comportamiento a fatiga, acelerando el fallo del material. El hierro se encuentra presente en todas las partículas por lo que se recomienda limitar el contenido de hierro de estas aleaciones a niveles lo más bajos posibles.

f.- También el cromo entra a formar parte de la composición de muchas de estas partículas. Este elemento se añade intencionadamente para retardar la recristalización de la aleación pero, posiblemente, a causa de la segregación tiende a concentrarse en puntos concretos provocando la aparición de partículas groseras indeseables.

#### 5. AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer a la empresa Gamesa Aeronáutica por el suministro de las aleaciones utilizadas en el presente trabajo y al Gobierno Vasco por la ayuda prestada al mismo.

#### 6. BIBLIOGRAFIA

- [1] Aluminium alloys take off. Materials World, p 407-408, July 98.
- [2] Aluminum alloys for aerostructures Advanced Materials and processes. Vol 152, N° 4, pp 17- 20, 1997.
- [3] P.V. Balabyev y A.G. Molyar. New materials processes in aircraft construction. Welding in the World, Vol. 33, N° 6 PP 401-402, 1994.
- [4] T. S. Srivatsan y David Lanning, Jr. Cyclic strain resistance and fracture behavior of 7150 aluminum alloy. Engineering Fracture Mechanics, Vol. 42, N° 5, pp 877-892, 1992.
- [5] R. J. Bucci. Selecting aluminum alloys to resist failure by fracture mechanisms. Engineering Fracture Mechanics, Vol 12, pp407-441, 1979.
- [6] T. H. Sanders, Fr., J.T. Staley. Review of fatigue and fracture research on high-strength aluminum alloys. Fatigue and Microstructure. Ed. M. Meshii ASM, pp 467-523, 1979].

**ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA VOL. 16 (1999)**

[7] G. Atxaga, A.M. Irisarri. Estudio del comportamiento a fractura de dos aleaciones de aluminio, Anales de mecánica de la fractura, Zamora, pp 192-197, Marzo 1998.

[9] Fatigue Data Book. Light structural alloys. ASM International Materials Park Ohio, pp 110-111 , 1995.

[10] S.C. Byrne. Effect of microstructure on stress corrosion cracking in 7075-T7 aluminum alloys. Their physical and mechanical properties. Vol II, pp 1095-1107.

[11] M de Sanchis y L. Lazzeri. Fatigue Fract Engng Mater Struct, Vol. 15, N° 3, pp 249-263 , 1992.

[12] Physical Metallurgy. Aluminum and aluminum alloys. ASM International Materials Park Ohio, pp 31-46, 1993.

[13] L. Ceschini, G.P. Cammarota, G.L. Garagnani y E. Landi. Prakt. Metallogr. 32, pp 546-559.

Tabla 1: Composición química de la aleación 7475.

Aleac.	Zn	Cu	Mg	Fe	Si	Cr	Al
7475	5.6	1.6	2.4	0.09	0.10	0.20	Bal.

Tabla 2: Características mecánicas de la chapa gruesa de la aleación de aluminio 7475.

Aleac.	Posic.	Orient.	LE (MPa)	CR(MPa)	Alarg.%	K <sub>Q</sub> (MPa.m <sup>1/2</sup> )
7475	1/4	L-T	421	492	10.4	51
7475	1/4	T-L	423	496	10.2	48
7475	C	L-T	416	487	10.0	49
7475	C	T-L	417	489	10.2	47