

CORROSION FATIGA EN UNA ALEACION DE Al-Zn-Mg. EFECTO DE LA PRESION DE VAPOR DE AGUA Y LA FRECUENCIA

J. Ruiz y M. Elices

Departamento de Ciencia de Materiales
E.T.S. de Ingenieros de Caminos
Universidad Politécnica de Madrid
Ciudad Universitaria s/n. 28040-MADRID

Resumen. En el artículo se ha investigado el efecto de la presión de vapor de agua y la frecuencia del ensayo cuando se ensaya a fatiga la aleación de aluminio 7017-T651 en la orientación L-T. Se ha medido la velocidad de propagación de las fisuras en alto vacío, oxígeno de alta pureza, vapor de agua de alta pureza a distintas presiones y aire con un 50% de humedad relativa. Los resultados ponen de manifiesto que el vapor de agua es el agente agresivo responsable de la fragilización. La velocidad de las fisuras aumenta a medida que lo hace el contenido de vapor de agua del ambiente y el comportamiento (para valores de la presión de vapor de agua inferiores a 5 Pa) se ajusta de una forma bastante satisfactoria al modelo de Wei y colaboradores. Dentro de un cierto intervalo de valores, los efectos de la presión y la frecuencia de carga son intercambiables, lo que confirma la hipótesis de que en estas aleaciones la velocidad de propagación de las fisuras en ambientes gaseosos depende exclusivamente de la exposición ambiental (el cociente entre la presión de vapor de agua y la frecuencia).

Abstract. In this paper, the effect of water vapour pressure and frequency on fatigue crack growth in AA7017-T651 in the L-T orientation has been ascertained. Crack propagation rate in high vacuum, high purity oxygen, high purity water vapour and air with 50% relative humidity was measured. The results show that water vapour is the species responsible for the embrittlement process. Crack growth rate increases as water vapour pressure increases and the observed behaviour (for water vapour pressures less than 5 Pa) is well represented by means of a model developed by Wei et al. There is a certain range where the effects of water vapour pressure and frequency are interchangeable. This fact supports the idea that in aluminum alloys, the crack velocity in gaseous environments depends only on the environmental exposure (pressure divided by frequency).

1. INTRODUCCION

Las aleaciones de aluminio son por lo general bastante resistentes a la corrosión cuando se encuentran situadas a la intemperie. Sin embargo, cuando están sometidas a fatiga, la humedad atmosférica se convierte en un ambiente agresivo que puede hacer aumentar la velocidad de propagación de las fisuras en más de un orden de magnitud con respecto a una atmósfera de alto vacío. Este comportamiento se ha observado en varias aleaciones de aluminio de diferente composición química: Al-Cu, Al-Zn-Mg-Cu, Al-Zn-Mg, Al-Cu-Mg [1-5]. Para explicar el fenómeno se ha propuesto un modelo semiempírico, según el cual el proceso de fragilización está dominado por el transporte del vapor de agua hacia la zona del fondo de la fisura [6].

En algunas aleaciones de Al-Zn-Mg-Cu y Al-Cu se ha estudiado el fenómeno de la corrosión fatiga en ambientes gaseosos con un contenido variable de vapor de agua, para tratar de determinar el proceso microscópico que produce la degradación de las propiedades mecánicas [1-2]. Los indicios encontrados apuntan a la fragilización por hidrógeno como

mecanismo responsable del fenómeno, aunque el problema no está aún resuelto.

El presente artículo investiga el efecto de la presión de vapor de agua y la frecuencia del ensayo en la velocidad de crecimiento de grietas por fatiga en una aleación de Al-Zn-Mg, concretamente la 7017-T651. Se han estudiado muestras correspondientes a la orientación L-T, con objeto de complementar el trabajo realizado anteriormente en la orientación S-L [4] y tratar de aplicar el modelo desarrollado por otros autores para explicar el fenómeno de la corrosión fatiga en ambientes gaseosos.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1 Material empleado

En la investigación se ha utilizado la aleación de aluminio 7017 con el tratamiento térmico T651 (máxima resistencia) suministrada en forma de plancha de 30 mm. de espesor. Se trata de una aleación de resistencia media, endurecible por precipitación y fácil de soldar, con una composición química Al 4.9%Zn 2.4%Mg (su composición detallada está descrita en [7]).

El proceso de laminación que se utiliza para fabricar el material produce una microestructura muy anisótropa, como se aprecia en la figura 1, con los granos muy alargados en la dirección de laminación y muy aplanados en las otras dos direcciones.

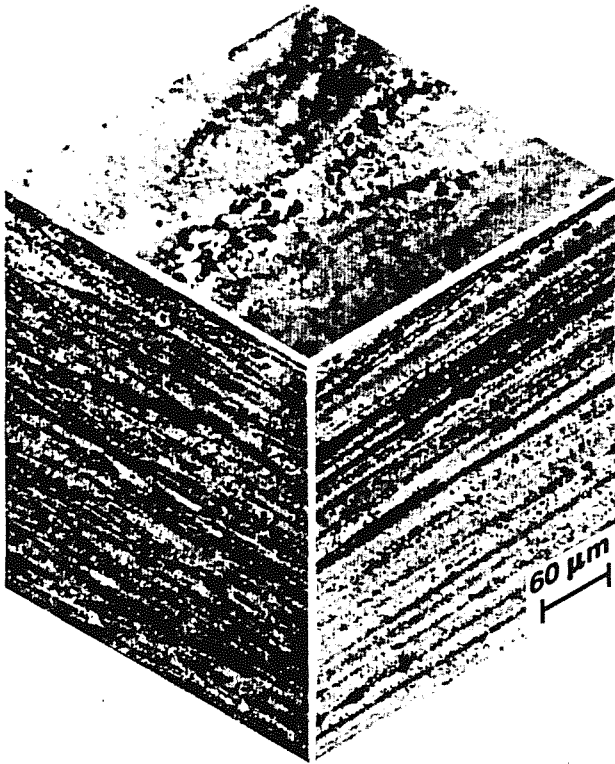


Fig. 1. Microestructura de la aleación AA7017-T651.

Como se ha comentado anteriormente, en este trabajo se han investigado muestras mecanizadas en la orientación L-T. Las propiedades mecánicas del material en dicha orientación se muestran en la Tabla 1 (cada valor corresponde a la media de tres ensayos).

Tabla 1. Propiedades mecánicas de la aleación de aluminio 7017-T651 en la orientación L-T.

E (Gpa)	$\sigma_{0.2}$ (Mpa)	σ_M (Mpa)	ϵ_r (%)	K_{IC} (MPa \sqrt{m})
65.8	415	465	13.7	34.6

Cuando se comparan estos resultados con los obtenidos en la orientación S-L [4] se observa que el módulo de elasticidad y la resistencia a tracción tienen valores muy parecidos en ambas orientaciones. Sin embargo, en la orientación L-T el alargamiento a rotura y la tenacidad de fractura son respectivamente un 75% y un 30% mayores que en la orientación S-L.

2.2 Procedimiento experimental

Los ensayos de fatiga se realizaron en una máquina servohidráulica en control de carga con amplitud de carga

($\Delta\sigma$) constante, siguiendo las recomendaciones de la norma americana ASTM-E647. En todos los casos se empleó una onda sinusoidal con una relación de cargas $R = 0,1$. Se usaron probetas compactas (CTS) con $W=50$ mm. y una anchura $B=5$ mm. mecanizadas según la orientación L-T, o sea, con el plano de la entalla perpendicular a la dirección de laminación.

La longitud de la fisura se midió con una lupa provista de un ocular micrométrico, que permite una resolución de 0.01 mm, en una de las caras de la muestra, corrigiendo a posteriori el efecto de la curvatura del frente de la grieta [4]. Para calcular la velocidad de propagación (da/dN) se utilizó el método secante. La fórmula que se aplica para calcular el factor de intensidad de tensiones está tomada de [8].

2.3 Ambientes de ensayo

Los experimentos en ambientes gaseosos se desarrollaron en el interior de una cámara de ultra alto vacío, que ha sido descrita en publicaciones anteriores [4]. Para estudiar el efecto de la presión de vapor de agua en el proceso de fatiga se realizaron ensayos en dos ambientes de referencia: alto vacío ($p=10^{-5}$ Pa) y oxígeno de alta pureza ($p=260$ Pa), y en vapor de agua de alta pureza a distintas presiones. Además se hizo un ensayo en aire con un 50% de humedad relativa, con el fin de obtener una curva de referencia suplementaria.

La composición de la atmósfera que rodea a la probeta se analiza por medio de un espectrómetro cuadrupolar, situado en una cámara aneja a la cámara de ensayo. El funcionamiento de este medidor y las técnicas de manipulación y purificación de los gases se describen detalladamente en [9].

3. RESULTADOS

Como se ha dicho con anterioridad, el análisis de la composición de la atmósfera de ensayo se llevó a cabo por medio de un espectrómetro cuadrupolar. En los experimentos realizados en oxígeno seco y vapor de agua, el medidor estaba situado en una cámara auxiliar a la que se hacía pasar un pequeño flujo de gas proveniente de la cámara principal para evaluar su composición. Sin embargo, durante los experimentos en alto vacío, el medidor estaba colocado en el interior de la cámara principal y el espectro se recogía a la presión de ensayo.

Del buen control que se consiguió en las atmósferas gaseosas dan testimonio los espectros que se pueden ver a continuación (figuras 2 a la 4). Se trata de tres espectros representativos de las atmósferas de oxígeno seco, vapor de agua y alto vacío empleadas en los experimentos.

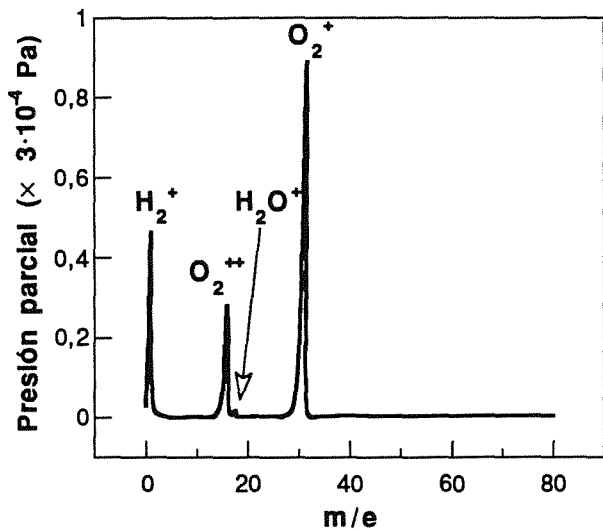


Fig. 2. Espectro de composición de una atmósfera de oxígeno seco ($p = 260$ Pa).

La figura 2 muestra un espectro muy limpio, en el que se observan los dos picos correspondientes a la ionización simple ($m/e=32$) y doble ($m/e=16$) del oxígeno molecular y un pico extremadamente pequeño de agua ($m/e=18$). También se observa otro pico de una altura considerable que corresponde al hidrógeno, que es típico de los sistemas de vacío en los que se emplea una bomba turbomolecular, como sucede en este caso, debido a la escasa capacidad de estas bombas para evacuar los gases más ligeros [10].

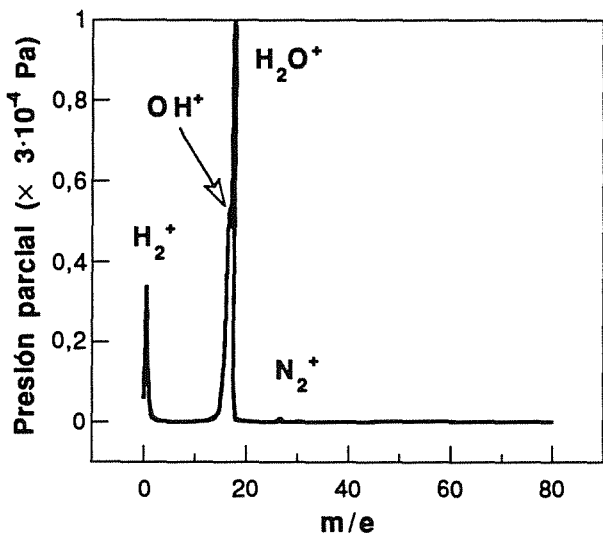


Fig. 3. Espectro de composición de una atmósfera de vapor de agua ($p = 1$ Pa).

Cuando se ensaya con vapor de agua de alta pureza, el análisis de la atmósfera no muestra más que el pico de agua, que se descompone en dos: el correspondiente a H_2O^+ ($m/e=18$) y el de OH^+ ($m/e=17$), y una muy pequeña cantidad de nitrógeno ($m/e=28$), tal como se aprecia en la figura 3.

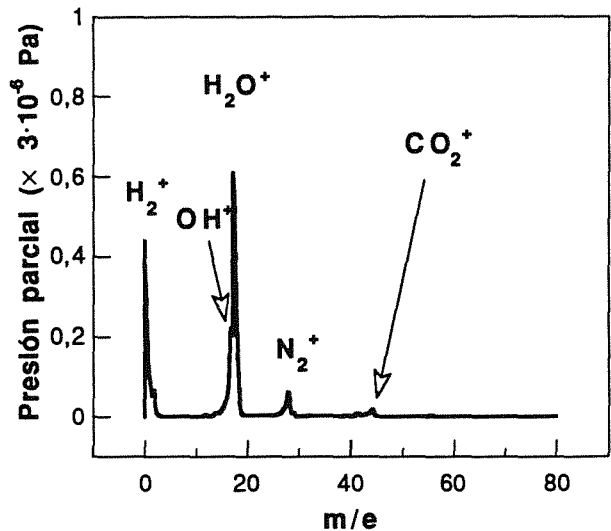


Fig. 4. Espectro de composición de una atmósfera de alto vacío ($p = 4 \cdot 10^{-6}$ Pa).

Por último, en alto vacío el espectro muestra la composición típica del gas residual que queda en un sistema evacuado con una bomba turbomolecular 'limpia' [10]. Como se puede ver en la figura 4, el pico de agua es bastante alto, característico de un sistema sin calentar en el que las paredes desorben lentamente el vapor de agua que se ha acumulado en ellas tras estar en contacto con el aire a presión atmosférica. Por otra parte, también es importante el pico de hidrógeno, cuyo origen hemos explicado anteriormente. El resto de los picos (N_2 y CO_2) provienen del contacto del sistema con el aire atmosférico (al abrir la cámara para colocar la muestra en su interior). En las cercanías de $m/e=40$ y $m/e=55$ hay algunos pequeños picos que corresponden a la retrodifusión de aceite hacia la cámara de ensayos proveniente de la bomba rotatoria [11].

Una vez mostrado el riguroso control de los ambientes empleados en la experimentación, se presentan los resultados de los ensayos de fatiga.

3.1 Ambientes inertes

En la figura 5 se representan los resultados de los experimentos realizados en dos ambientes inertes: oxígeno seco y alto vacío.

Como se puede apreciar en la figura 5, para valores bajos de la oscilación del factor de intensidad de tensiones ($\Delta K \approx 7$ MPa \sqrt{m}) la velocidad de propagación de las fisuras en presencia de oxígeno seco es menor que en alto vacío, como también sucedía en la orientación S-L [4]. Sin embargo, en este caso a partir de un valor de aproximadamente 12 MPa \sqrt{m} las dos curvas se unen y siguen por el mismo camino hasta el final.

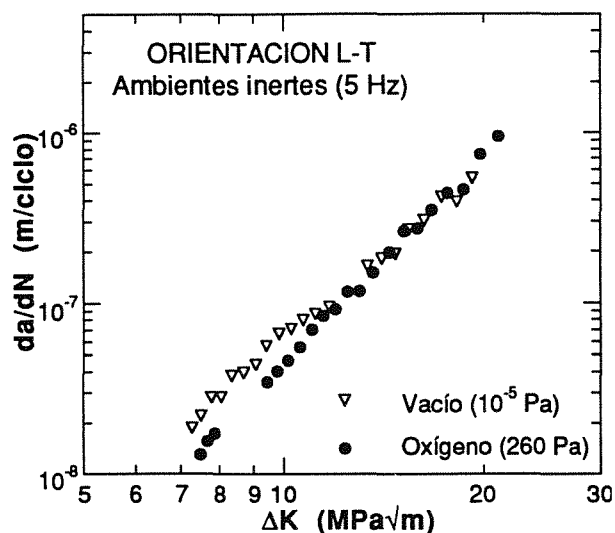


Fig. 5. Ensayos de fatiga en oxígeno seco y alto vacío.

3.2 Efecto de la presión de vapor de agua

En la figura 6 se representan los resultados de los ensayos llevados a cabo para evaluar el efecto de la presión de vapor de agua en la velocidad de crecimiento de las grietas a una frecuencia constante (5 Hz), ajustados por funciones del tipo $Y = A X^m$. En todos los casos, la velocidad de propagación de las fisuras en presencia de atmósferas de vapor de agua de alta pureza se sitúa entre los valores correspondientes a los dos medios de referencia: aire atmosférico y alto vacío. Los resultados muestran una dispersión mucho menor que la encontrada para las muestras en la orientación S-L [4] y se puede apreciar en ellos una tendencia clara de aumento en la velocidad de propagación a medida que crece el contenido de vapor de agua en la atmósfera que rodea al material. Este comportamiento es análogo al encontrado en otras aleaciones de aluminio [1-2] de diferente composición a la utilizada en esta investigación.

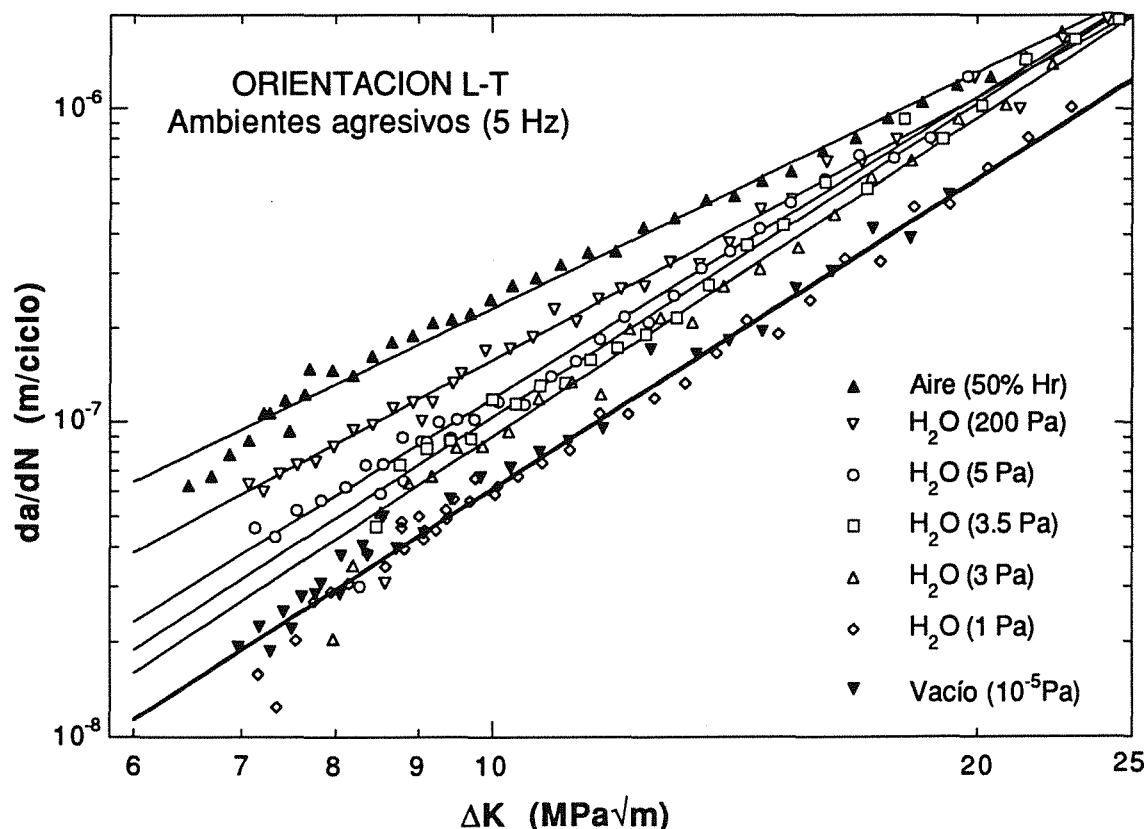


Fig. 6. Ensayos de fatiga en ambientes agresivos (orientación L-T).

3.3 Efecto de la frecuencia

Para estudiar el efecto de la frecuencia en la velocidad de propagación de las grietas, se llevaron a cabo dos experimentos en presencia de vapor de agua a 1 y 10 Pa variando la frecuencia entre 1 y 10 Hz, tal como se muestra en las figuras 7 y 8.

En la figura 7 puede apreciarse que para una presión de vapor de agua de 10 Pa, los resultados obtenidos a 1 Hz y 10 Hz están bastante próximos entre si. Con todo, al compararlos con la curva que ajusta el comportamiento de la aleación en vapor de agua a 10 Pa y 5 Hz parece que los resultados a 1 Hz quedan un poco por encima, mientras que los correspondientes a 10 Hz quedan un poco por debajo.

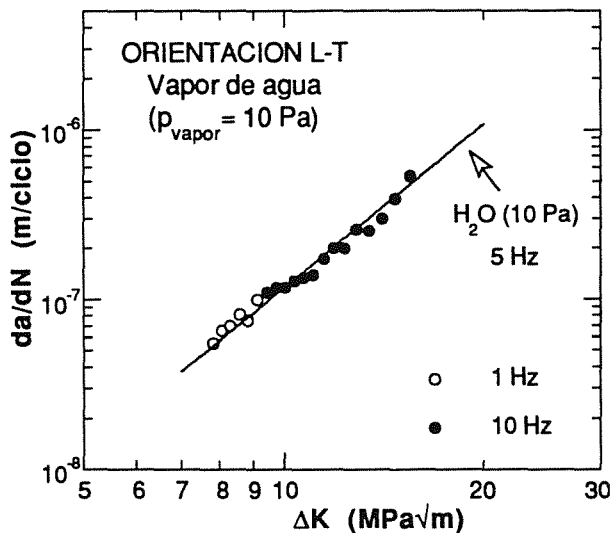


Fig. 7. Efecto de la frecuencia (vapor de agua 10 Pa).

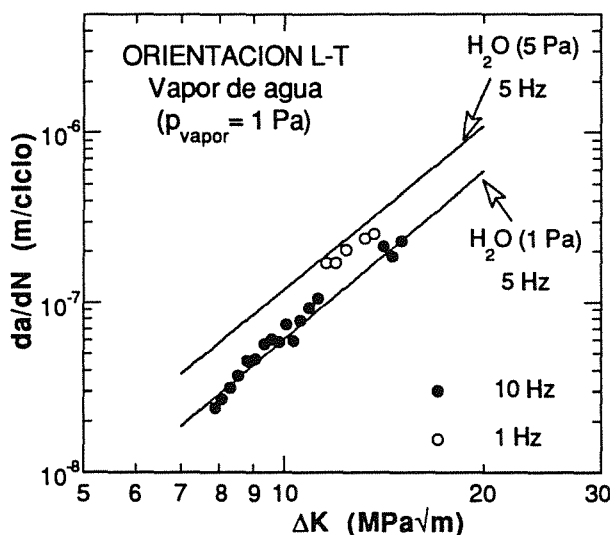


Fig. 8. Efecto de la frecuencia (vapor de agua 1 Pa).

Cuando la presión de vapor de agua se reduce hasta 1 Pa el material se vuelve más sensible a la frecuencia de oscilación de la carga. Como se observa en la figura 8, al disminuir la frecuencia desde 10 Hz a 1 Hz en la misma probeta la velocidad de la grieta aumenta y se sitúa muy cerca de los valores correspondientes a la curva obtenida a 5 Pa y 5 Hz. El efecto es reversible, dado que al aumentar de nuevo la frecuencia hasta 10 Hz la velocidad de propagación desciende hasta los valores que tenía anteriormente. Estos resultados corroboran la idea de que la velocidad de propagación de las fisuras en aleaciones de aluminio en presencia de vapor de agua depende exclusivamente de la exposición ambiental, un parámetro que se define como el cociente entre la presión de vapor de agua y la frecuencia de carga [12].

4. MODELIZACION

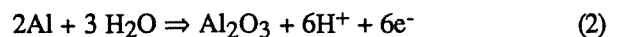
Para explicar el fenómeno de la corrosión fatiga se han propuesto varios modelos. Se trata de modelos de superposición en los que se descompone la velocidad de crecimiento de la grieta en un ambiente agresivo $(da/dN)_e$ en tres términos:

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_e = \left(\frac{da}{dN}\right)_r + \left(\frac{da}{dN}\right)_{cf} + \left(\frac{da}{dN}\right)_{scc} \quad (1)$$

donde $(da/dN)_r$ representa la velocidad de crecimiento por fatiga pura (ambiente inerte), $(da/dN)_{scc}$ representa la velocidad de crecimiento por corrosión bajo tensión y $(da/dN)_{cf}$ representa la velocidad de crecimiento por corrosión-fatiga, debido a la interacción sinérgica entre el proceso de fatiga y el ataque del medio agresivo. De estos tres términos el más difícil de cuantificar es el último. Para los materiales que se utilizan en aplicaciones estructurales, $(da/dN)_{scc}$ es despreciable frente a los otros dos términos, por lo que no se tendrá en cuenta en la discusión.

De todos los modelos, sólo el propuesto por Wei y sus colaboradores [6,1-2,13] predice la dependencia del término de interacción $(da/dN)_{cf}$ con la frecuencia del ensayo y la presión de vapor de agua en ambientes gaseosos. Por este motivo se ha utilizado para ajustar los resultados obtenidos en el presente estudio.

Estos autores suponen que la fragilización se debe al hidrógeno producido en la reacción superficial del vapor de agua con las superficies frescas de aluminio creadas por fatiga en la zona del fondo de la fisura, según un proceso secuencial de varias etapas [13]. La reacción más probable es la siguiente:



Según la hipótesis fundamental del modelo se supone que $(da/dN)_{cf}$ es proporcional a la cantidad de hidrógeno producido por la reacción superficial durante cada ciclo de fatiga que, por otra parte, es proporcional al área de fisura creada durante el ciclo de fatiga anterior al considerado y a la extensión de la reacción superficial, o sea:

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{cf} \propto \Delta a \cdot \theta \quad (3)$$

donde Δa es el incremento en la longitud de la grieta por ciclo y θ representa el recubrimiento ($0 \leq \theta \leq 1$)¹. El objetivo del modelo consiste en describir θ en función de la exposición (el producto de la presión del gas por el

¹ El recubrimiento es la proporción entre los lugares superficiales ocupados y los disponibles en la superficie activa [14].

tiempo disponible para la reacción superficial). En corrosión-fatiga, la exposición viene dada por p_o/f [2], donde p_o es la presión del ambiente gaseoso que rodea al material y f es la frecuencia de la carga.

En las aleaciones de aluminio, la corrosión fatiga en ambientes gaseosos está controlada por el transporte del medio agresivo hacia el fondo de la fisura, puesto que la reacción superficial (2) es muy rápida [1-2]. En este caso, los cálculos del modelo llevan a la siguiente expresión a partir de la hipótesis (3):

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{cf} \propto 436 \frac{\beta^*}{\alpha} f(R) \frac{\sigma_{ys}^2 l}{N_o k T E^2} \sqrt{\frac{T}{M}} \frac{p_o}{f} \quad (4)$$

donde β^* es una constante que tiene en cuenta el efecto de la deformación plástica local en la geometría de la grieta, α es una constante de corrección por la rugosidad superficial de la fisura, $f(R)$ es una función de la relación

de cargas P_{min}/P_{max} , σ_{ys} es el límite elástico del material, l es una distancia arbitraria a la punta de la fisura que se usa para definir la apertura de la grieta, N_o es la densidad de lugares superficiales disponibles para la adsorción, k es la constante de Boltzmann, T es la temperatura, E es el módulo de elasticidad y M es el peso molecular de la especie gaseosa agresiva. A partir de la ecuación (4) se llega a la siguiente expresión:

$$\frac{(da/dN)_{cf}}{(da/dN)_{cf,s}} = \frac{(p_o/f)}{(p_o/f)_s} = \theta \quad (5)$$

donde el subíndice s denota los valores correspondientes a la saturación.

Los parámetros $(da/dN)_{cf,s}$ y $(p_o/f)_s$ se obtienen a partir de los resultados experimentales de fatiga, y β^*/α se determina a partir de $(p_o/f)_s$.

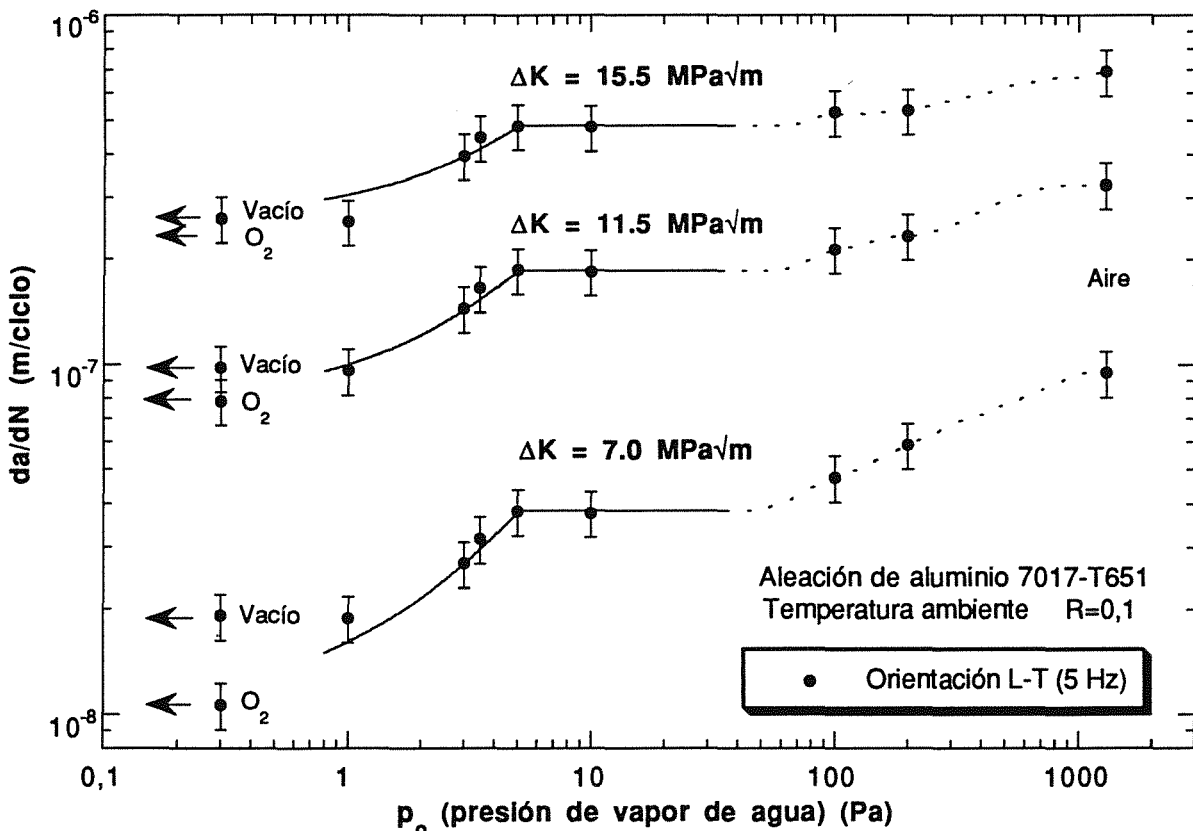


Fig. 9. Dependencia de la velocidad de propagación de la fisura con la presión de vapor de agua.

Para aplicar el modelo propuesto por Wei y sus colaboradores a los resultados obtenidos en la orientación L-T, se han examinado las medidas de la velocidad de crecimiento de la grieta (a partir de la figura 6) correspondientes a tres valores de ΔK : 7, 11.5 y 15.5 MPa√m. En la figura 9 se representa la velocidad de

propagación de la fisura² en función de la presión de vapor de agua del ambiente p_o . Las líneas continuas corresponden a las predicciones del modelo. La velocidad de propagación que se representa es la que se ha medido en los ensayos de fatiga, o sea, $(da/dN)_e$ y lleva consigo

² El proceso de estimación del error en las medidas de velocidad de propagación se describe en [9].

la contribución de la fatiga mecánica pura. Sustituyendo en (1) el valor de $(da/dN)_{cf}$ obtenido en (5) y teniendo en cuenta que $(da/dN)_{cf,s} = (da/dN)_{e,s} - (da/dN)_r$ queda:

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_e = \left(\frac{da}{dN}\right)_r + \left[\frac{\left(\frac{da}{dN}\right)_{e,s} - \left(\frac{da}{dN}\right)_r}{(p_o)_s} \right] p_o \quad (6)$$

que proporciona una dependencia lineal de la velocidad de la grieta con la presión de vapor de agua del ambiente externo para valores de p_o por debajo de la saturación.

Como valores de referencia $(da/dN)_r$ del modelo se han utilizado los correspondientes a los ensayos en oxígeno, pues son los que muestran la menor velocidad de propagación. En cuanto al valor de saturación $(da/dN)_{e,s}$ se ha tomado la media aritmética de las medidas correspondientes a 5 y 10 Pa para cada valor de ΔK .

De los resultados experimentales se deduce un valor de 5 Pa para la presión de saturación $(p_o)_s$, lo que proporciona para el parámetro β^*/α un valor de 1.26. Wei y sus colaboradores han encontrado que la presión de saturación está en torno a 4.7 Pa y que β^*/α vale aproximadamente 1.3 para una aleación 7075-T651, y sugieren que β^*/α es independiente del sistema aleación-ambiente para un gran número de aleaciones y ambientes gaseosos [2].

En la figura 9 se observa que el ajuste de los resultados obtenidos en la orientación L-T con las predicciones del modelo es muy satisfactorio, y se confirma la dependencia lineal de la velocidad de propagación con la presión de vapor de agua por debajo de la presión de saturación ($p_o < 5$ Pa). También se puede apreciar que la velocidad de propagación sigue aumentando cuando la presión de vapor de agua crece por encima de 100 Pa. Wei y sus colaboradores han atribuido esta segunda transición, que también se observa en la aleación 7075-T651, a la reacción del vapor de agua con el magnesio segregado en las superficies de fractura [2]. Por medio de espectroscopía Auger estos autores han comparado la extensión de la reacción superficial en presencia de vapor de agua en dos aleaciones, una de aluminio (7075-T651) y otra de magnesio (AZ31), y han encontrado el mismo comportamiento para valores de la exposición superiores a 1 Pa-s [15].

5. CONCLUSIONES

En el presente artículo se ha estudiado el efecto de la presión de vapor de agua y la frecuencia del ensayo en la velocidad de crecimiento de grietas por fatiga en la aleación de aluminio 7017-T651 en la orientación L-T.

Las conclusiones principales del trabajo son las que siguen:

1. El agente responsable de la fragilización que experimenta la aleación de aluminio 7017-T651 cuando se ensaya a fatiga en atmósferas gaseosas es el vapor de agua contenido en el ambiente.
2. La velocidad de propagación de las fisuras en la aleación de aluminio 7017-T651 crece a medida que aumenta la presión de vapor de agua del ambiente. En los resultados correspondientes a los ensayos de fatiga a 5 Hz en la orientación L-T se pueden distinguir dos regiones. En la primera región la velocidad de propagación crece linealmente con la presión de vapor de agua hasta que se alcanza una presión de aproximadamente 5 Pa, a partir de la cuál la velocidad se mantiene sensiblemente constante. Posteriormente, para valores de la presión superiores a 100 Pa, se observa una segunda transición en la velocidad de crecimiento de la grieta, que sigue aumentando con la presión de vapor de agua.
3. El comportamiento de la velocidad de propagación de la fisura en la primera región se explica de una manera satisfactoria por medio de modelos de corrosión fatiga en ambientes gaseosos basados en la hipótesis de que la fragilización por hidrógeno es el mecanismo culpable del proceso. En cuanto a la segunda región, los resultados obtenidos por otros investigadores en una aleación de la serie 7000 (7075-T651) atribuyen esta transición en la velocidad de la fisura a la reacción del vapor de agua con el magnesio segregado en las superficies de fractura.
4. Los efectos de la presión y la frecuencia son intercambiables (dentro de un cierto intervalo de valores) en la aleación 7017-T651. Este hallazgo justifica la afirmación de que la velocidad de propagación de la grieta en ambientes gaseosos depende únicamente de la exposición ambiental, que se define como el cociente entre la presión de vapor de agua y la frecuencia. Para valores de la exposición comprendidos entre 0.1 y 1 Pa-s, un aumento de la presión de vapor de agua tiene el mismo efecto en la velocidad de propagación que una disminución de la frecuencia. Cuando la exposición es superior a 1 Pa-s (correspondiente a una presión de 5 Pa y una frecuencia de 5 Hz) se alcanza la saturación en el efecto fragilizador del ambiente.

6. AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer los valiosos comentarios y sugerencias recibidos durante la elaboración de este artículo de los Drs. Andrés Valiente y Javier Llorca. Este agradecimiento se hace extensivo a la Dra. Consuelo García, que proporcionó el material para esta investigación a través de la generosa colaboración de

INESPAL, S.A y a la CEE, que ha financiado parte del trabajo mediante el programa BRITE-EURAM BREU-075-C. Uno de los autores (J. Ruiz) desea asimismo agradecer a la Consejería de Cultura de la Comunidad de Madrid la ayuda concedida para realizar una estancia de investigación en Lehigh University (U.S.A.) durante el año 1993, uno de cuyos frutos es el presente artículo.

7. REFERENCIAS

- [1] Wei, R.P.; Pao, P.S.; Hart, R.G.; Weir, T.W. y Simmons, G.W., "Fracture mechanics and surface chemistry studies of fatigue crack growth in an aluminum alloy", *Metall. Trans.* **11A**, 151-158 (1980).
- [2] Gao M.; Pao S. P. y Wei R. P., "Chemical and metallurgical aspects of environmentally assisted fatigue crack growth in 7075-T651 aluminum alloy", *Metall. Trans.* **19A**, 1739-1750 (1988).
- [3] Dicus, D.L., "Effect of water vapor on fatigue crack growth in 7475-T651 aluminum alloy plate" en *ASTM STP 821: Environment sensitive fracture: evaluation and comparison of test methods*, pp. 513-533. American Society of Testing and Materials, Philadelphia (1984).
- [4] Ruiz, J. y Elices, M., "Influencia de la presión de vapor de agua en la velocidad de propagación de fisuras por fatiga en la aleación de aluminio 7017-T651", *Anales de Mecánica de la Fractura* **10**, 77-83 (1993).
- [5] Bradshaw, F. J. y Wheeler, C., "The influence of gaseous environment and fatigue frequency on the growth of fatigue cracks in some aluminum alloys", *Int. Journal of Fracture Mechanics* **5**, no. 4, 255-268 (1969).
- [6] Weir, T.W.; Simmons, G.W.; Hart, R.G. y Wei, R.P., "A model for surface reaction and transport controlled fatigue crack growth", *Scripta Metall.* **14**, 357-364 (1980).
- [7] Ruiz, J. y Elices, M., "Corrosión-fatiga en la aleación de aluminio 7017-T651", *Anales de Mecánica de la Fractura* **8**, 155-160 (1991).
- [8] Saxena, A. y Hudak, Jr., S.J., "Review and extension of compliance information for common crack growth specimens", *Int. Journal of Fracture* **14**, no. 5, 453-468 (1978).
- [9] Ruiz, J., "Corrosión fatiga en aleaciones ligeras de Al-Zn-Mg". Tesis Doctoral. Departamento de Física de Materiales, Universidad Complutense de Madrid. Diciembre 1993.
- [10] Osterstrom, G., *Vacuum physics and technology*, (Eds Weissler y Carlson). Academic Press Inc, Orlando (1979).
- [11] Harris, N. S., *Modern vacuum practice*, McGraw-Hill, England (1989).
- [12] Gangloff, R. P., "Corrosion fatigue crack propagation in metals", en *Environmental-Induced Cracking of Metals*, NACE **10**, pp. 55-106 (1990).
- [13] Wei, R. P. y Simmons, G. W., "Recent progress in understanding environment assisted fatigue crack growth", *Int. Journal of Fracture* **17**, 235-247 (1981).
- [14] Adamson, A. W., *Physical chemistry of surfaces*, 3ª edic. Wiley-Interscience. U.S.A (1976).
- [15] Wei, R. P.; Gao, M. y Pao, P. S., "The role of magnesium in CF and SCC of 7000 series aluminum alloys", *Scripta Metall.* **18**, 1195-1198 (1984).