

## CORROSION FATIGA EN LA ALEACION DE ALUMINIO 7017-T651

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.- Se ha medido la velocidad de propagación de las fisuras en la aleación de aluminio 7017-T651 mediante ensayos de fatiga en ambientes con distintos grados de humedad y se ha detectado un incremento de la velocidad con el aumento de la humedad. Este fenómeno se atribuye a la fragilización por hidrógeno y se ha estudiado utilizando el modelo de R.P. Wei. Los resultados obtenidos están en buen acuerdo con los publicados por el citado autor para las aleaciones 7075-T651 y 2219-T851, y con las predicciones del modelo.

Abstract.- Fatigue crack growth was measured in 7017-T651 aluminum alloy in presence of water vapour. There is an increase in crack growth velocity as ambient humidity increases, as predicted by the hydrogen embrittlement model developed by R.P. Wei. Measured crack growth rates are in agreement with the model predictions and with the published values for 7075-T651 and 2219-T851.

## 1. INTRODUCCION

La resistencia de las aleaciones de aluminio a la fisuración bajo cargas oscilantes está influida por la presencia de vapor de agua en el ambiente que rodea a la muestra [1]. Se sabe que cantidades muy pequeñas de vapor de agua pueden acelerar de forma significativa la velocidad de crecimiento de las grietas en componentes sometidos a fatiga [2,3,6,7], y se cree que el fenómeno causante de este proceso de corrosión-fatiga es la fragilización por hidrógeno.

El objetivo de esta comunicación es medir la velocidad de propagación de las fisuras en la aleación 7017-T651 con distintos grados de humedad y estudiar el mecanismo responsable de la corrosión-fatiga a la luz de los modelos propuestos. El más prometedor, a nuestro juicio, es el de R.P. Wei donde se supone que el fenómeno es debido a la fragilización por hidrógeno.

## 2. MODELIZACION DEL PROCESO

Se han postulado varios modelos para tratar de explicar este fenómeno; entre los que merecen destacarse el de Speidel [3], el de Holroyd [4] y el de R.P. Wei [5]. 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.

El modelo de Wei [5] predice la dependencia del término de interacción  $(da/dN)_{cf}$  con la frecuencia del ensayo y la presión de vapor en ambientes gaseosos. Para ello supone que la aceleración en la velocidad de la grieta es debida a la fragilización por hidrógeno. Este se produce por la reacción del vapor de agua con las superficies frescas creadas por fatiga en un proceso secuencial de varias etapas (Figura 1):

1. transporte del gas desde el medio ambiente externo a la superficie reactiva,

2. adsorción física de las moléculas de hidrógeno en la superficie reactiva,
3. reacción del gas con esta nueva superficie produciéndose hidrógeno atómico,
4. difusión del hidrógeno atómico en una zona por delante del frente de la grieta, y
5. fragilización de la aleación.

En dicho modelo se supone que las velocidades de difusión y de fragilización son mucho más rápidas que las velocidades de transporte del gas y de reacción superficial, por lo que no se consideran. La contribución ambiental a la velocidad de crecimiento de la grieta  $(da/dN)_{cf}$  se supone 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:

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{cf} \sim \Delta a \cdot \theta \quad (2)$$

donde  $\Delta a$  es el incremento en la longitud de la grieta por ciclo y  $\theta$  representa el valor relativo de la extensión de la reacción superficial ( $0 \leq \theta \leq 1$ ).

La variable adecuada para definir  $\theta$  es la exposición (producto de la presión del gas en la superficie reactiva por el tiempo disponible para la reacción). En corrosión-fatiga, la exposición viene dada por  $p_0/2f$ , donde  $p_0$  es la presión del ambiente gaseoso y  $f$  es la frecuencia de la carga. El factor  $1/2$  tiene en cuenta que las superficies están disponibles para la reacción la mitad del ciclo de carga-descarga.

La velocidad de reacción superficial viene dada por [5]:

$$\frac{d\theta}{dt} = k_c \cdot p \cdot f(\theta) \quad (3)$$

donde  $k_c$  es la constante de velocidad de reacción,  $p$  es la presión del gas en el frente de la grieta y  $f(\theta)$  expresa la dependencia funcional con el recubrimiento superficial.

La presión en el frente de la grieta depende de la velocidad de transporte del gas y de la velocidad de reacción superficial. A presiones en las que se verifica la condición de flujo molecular, el término de transporte se puede describir por medio del flujo de Knudsen. Así, la variación neta de la presión en el fondo de la fisura viene dada por [5]:

$$\frac{dp}{dt} = -\frac{S N_0 R T}{V} \frac{d\theta}{dt} + \frac{F}{V} (p_0 - p) \quad (4)$$

En el segundo miembro de esta ecuación, el primer término corresponde a la contribución de la reacción superficial y el segundo es el término de transporte.  $S$  y  $V$  son la superficie activa para la reacción superficial y el volumen que controla el flujo de gas en el fondo de la fisura, respectivamente,  $N_0$  es el número de lugares superficiales disponibles para la reacción por unidad de área superficial,  $d\theta/dt$  viene dado por la ecuación (3) y  $F$  es la conductancia de la grieta, que depende de la geometría de la fisura, el peso molecular del gas y la temperatura.

Suponiendo que la reacción superficial es de primer orden con respecto a  $\theta$ , es decir que  $f(\theta) = 1 - \theta$ , se puede

obtener una solución aproximada de las ecuaciones diferenciales acopladas (3) y (4). Sustituyendo la ecuación (3) en la (4) y despejando la presión se obtiene:

$$p = \frac{p_0 - \frac{V}{F} \cdot \frac{dp}{dt}}{\frac{S N_0 R T}{F} k_c f(\theta) + 1} \quad (5)$$

Según [5] podemos despreciar en esta ecuación el segundo término del numerador frente al primero, con lo que queda:

$$p = \frac{p_0}{\frac{S N_0 R T k_c}{F} f(\theta) + 1} \quad (6)$$

Sustituyendo (6) en (3) con  $f(\theta) = 1 - \theta$  e integrando, se llega a:

$$\frac{S N_0 R T}{F} \cdot \theta - \frac{1}{K_C} \ln(1 - \theta) = p_0 t \quad (7)$$

para  $0 < \theta < 1$ .

Para el análisis de este proceso resulta conveniente considerar dos casos extremos:

1. Si  $(S N_0 R T)/F \gg 1/k_c$ , o bien  $\eta = ((S N_0 R T)/F) k_c \gg 1$ ,  $\theta$  es independiente de  $k_c$  y la extensión de la reacción está controlada por la velocidad de transporte del gas agresivo.
2. Si  $(S N_0 R T)/F \ll 1/k_c$ , o bien  $\eta \ll 1$ ,  $\theta$  depende de  $k_c$  y, por tanto, la extensión de la reacción está controlada por la velocidad de reacción superficial.

Sustituyendo estos resultados en (2), y teniendo en cuenta que el tiempo disponible para la reacción superficial es la mitad del ciclo de fatiga ( $t = 1/2f$ ), obtenemos para los casos considerados las siguientes expresiones:

1. Control por transporte:

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{cf} \sim \Delta a \left[ \frac{F}{S N_0 R T} \right] \frac{p_0}{2f} \quad (8)$$

para  $\theta < 1$

2. Control por reacción superficial (para  $f(\theta) = 1 - \theta$ ):

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{cf} \sim \Delta a \left[ 1 - \exp \left[ -k_c \left( \frac{p_0}{2f} \right) \right] \right] \quad (9)$$

Los parámetros  $k_c$  y  $f(\theta)$  se pueden obtener experimentalmente. Los parámetros  $F$  y  $S$  son más difíciles de obtener, dado que  $F$  requiere información precisa sobre la geometría de la grieta y  $S$  necesita tener en cuenta la rugosidad superficial.

Para poder evaluar prácticamente el modelo hay que calcular de una forma semiempírica los parámetros  $F$  (conductancia) y  $S$  (área superficial activa).

Para calcular la conductancia  $F$  se supone que la fisura es un tubo rectangular de longitud efectiva  $L$ , anchura igual al espesor de la probeta  $B$  y una apertura efectiva  $\delta$  que depende de la distancia al fondo de la grieta. Aplicando la hipótesis de flujo de Knudsen,  $F$  viene dada por [5]:

$$F = \frac{4}{3} V_a \left[ \frac{\delta^2 B}{2L} \right] \quad (10)$$

donde  $V_a$  es la velocidad media de las moléculas del gas, que vale  $V_a = 1.45 \cdot 10^2 \sqrt{T/M}$  (m/s). Suponiendo que  $\delta$  viene dado por la apertura elástica de la grieta a una distancia  $r$  del fondo, se tiene [5]:

$$\delta = \beta_1 \cdot \frac{3K}{E} \cdot \sqrt{r} \quad (11)$$

donde  $\beta_1$  es una constante de corrección que tiene en cuenta el efecto de la deformación plástica local en la geometría de la grieta,  $K$  es el factor de intensidad de tensiones y  $E$  es el módulo de Young del material.

Por otra parte, la longitud de flujo efectivo  $L$  se expresa como [5]:

$$L = \beta_2 \cdot \left[ \frac{K}{\sigma_{YS}} \right]^2 \quad (12)$$

donde  $\beta_2$  es una constante que incluye la corrección debida a la zona plástica, y  $\sigma_{YS}$  es el límite elástico del material.

Sustituyendo las ecuaciones (11) y (12) en la (10), obtenemos para la conductancia de la grieta la siguiente expresión:

$$F = 8.72 \cdot 10^2 \beta \frac{\sigma_{YS}^2}{E^2} B \cdot r \sqrt{\frac{T}{M}} \quad (13)$$

(en  $m^3/s$ )

donde  $\beta$  es igual a  $\beta_1^2/\beta_2$ . La cantidad  $8.72 \cdot 10^2$  es una constante con unidades de  $(m/s) \cdot (gm/K)^{1/2}$ .

En cuanto al área superficial activa  $S$  se supone igual al área geométrica multiplicada por un factor  $\alpha$  que tiene en cuenta la geometría y la rugosidad superficial [5]:

$$S = \alpha(2B \Delta a) \quad (14)$$

Una vez obtenidos estos dos parámetros podemos evaluar las ecuaciones del modelo. Según [2, 7], la corrosión-fatiga de aleaciones de aluminio en ambientes húmedos está controlada por el transporte del medio agresivo al frente de la fisura. Por ello, en los párrafos que siguen sólo nos referimos al caso controlado por transporte del modelo.

Para dicho caso, tomando en la ecuación (7) la condición  $\eta \gg 1$ , podemos despreciar el segundo término frente al primero y despejando  $\theta$  nos queda:

$$\theta \approx \frac{F}{S N_0 R T} \cdot P_0 \cdot t \quad (15)$$

donde  $t$  es el tiempo disponible para la reacción, que en corrosión-fatiga vale  $1/2f$ .

Dado que la extensión de la reacción está acotada ( $0 \leq \theta \leq 1$ ),  $p_0/2f$  alcanzará un valor de saturación  $(p_0/2f)_s$  cuando  $\theta$  sea igual a uno, o sea:

$$\left( \frac{p_0}{2f} \right)_s \approx \frac{S N_0 R T}{F} \quad (16)$$

Si hacemos que la distancia  $r$  en las ecuaciones (11) y (13) sea igual al incremento en la longitud de grieta por ciclo para la saturación [5], o sea:

$$r = (\Delta a)_s = \left( \frac{da}{dN} \right)_{e,s} \cdot 1 \quad (17)$$

donde  $(da/dN)_{e,s}$  representa la velocidad global de crecimiento de la grieta definida en (1) para el valor de saturación  $(p_0/2f)_s$ ; y sustituimos las ecuaciones (13), (14) y (17) en (16) obtenemos:

$$\left( \frac{p_0}{2f} \right)_s \approx \frac{S N_0 R T}{F} = \left[ 4.36 \cdot 10^2 \frac{\beta}{\alpha} \frac{\sigma_{YS}^2}{N_0 R T E^2} \sqrt{\frac{T}{M}} \right]^{-1} \quad (18)$$

El término de interacción  $(da/dN)_{cf}$  definido en (8) se puede escribir en función del valor máximo  $(da/dN)_{cf,s}$ ; con lo que se obtiene:

$$\frac{(da/dN)_{cf}}{(da/dN)_{cf,s}} = \frac{(p_0/2f)}{(p_0/2f)_s} = 4.36 \cdot 10^2 \frac{\beta}{\alpha} \frac{\sigma_{YS}^2}{N_0 R T E^2} \sqrt{\frac{T}{M}} \cdot \frac{p_0}{2f} \quad (19)$$

donde el subíndice  $s$  se usa para indicar los valores correspondientes en la saturación. Los valores  $(da/dN)_{cf,s}$  y  $\beta/\alpha$  se determinan experimentalmente a partir de las curvas de fatiga [5].

### 3. MATERIAL UTILIZADO Y PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

#### A. Material, Probetas y calibración de K

Para el estudio experimental se ha utilizado la aleación de aluminio 7017 con el tratamiento térmico T651 suministrada en forma de plancha de 30 mm. de espesor. La composición química y las propiedades mecánicas se resumen en las Tablas 1 y 2 [8].

TABLA 1. Composición química.

Zn	Mg	Fe	Si	Mn	Cr	Cu	Zr	Ti	Ni	Al
4.91	2.4	0.23	0.09	0.30	0.17	0.12	0.13	0.04	0.01	resto

La microestructura de la aleación es altamente anisótropa con los granos alargados en la dirección de laminación. Por este motivo, la dirección transversal corta (ST) es la más débil en cuanto a sus propiedades de fatiga. Las probetas de ensayo se orientaron en la dirección ST de modo que, al aplicar la carga, la fisura se propaga según la dirección de laminación.

TABLA 2. Propiedades Mecánicas.

E	$\sigma_{0.2}$	$\sigma_R$	$\epsilon_{rot}$	R.A	$K_{IC}$
(GPa)	(MPa)	(MPa)	(%)	(%)	(MPa $\sqrt{m}$ )
62.8	397	461	8.5	16.6	27.6

Las probetas empleadas son del tipo DCB (doble viga empotrada) con una pequeña entalla longitudinal para evitar que la fisura se salga del plano horizontal. Sus dimensiones y orientación respecto de la plancha de partida se muestran en la figura 2.

La expresión empleada para el factor de intensidad de tensiones está tomada de Hyatt [9]

$$K = \frac{2 P}{B H^{3/2}} [3 (a + 0.6 H)^2 + H^2]^{1/2} \quad (20)$$

donde P es la carga aplicada, H es la mitad del canto, a es la profundidad de la fisura (medida desde el eje de carga) y B es la anchura de la probeta, en la que se efectúa una corrección debido a la entalla longitudinal:

$$B = \sqrt{B_0 \cdot B_1} \quad (21)$$

donde  $B_0$  es la anchura sin entalla y  $B_1$  es la anchura con la entalla.

#### B. Ambientes de ensayo

Con objeto de medir la velocidad de propagación de las fisuras con diferentes grados de humedad, se eligieron tres ambientes de ensayo:

1. Un ambiente inerte que pudiera ser usado como referencia para obtener la velocidad de crecimiento de la grieta por fatiga pura  $(da/dN)_r$ . Para ello se hizo el mejor vacío posible con los equipos disponibles, llegándose a una presión total en la cámara de ensayo menor de  $10^{-3}$  torr. Teniendo en cuenta que la cámara no se hornea, (bake-out) el gas residual en la atmósfera de vacío está compuesto fundamentalmente por vapor de agua [10], como hemos podido comprobar experimentalmente por medio de un espectrómetro de masas cuadrupolar; y, consiguientemente, la presión de vapor de agua se puede estimar en 0.1 Pa.
2. Un ambiente completamente saturado en vapor de agua, para observar la diferencia con el caso anterior. Para ello se eligió agua desionizada.
3. Un ambiente intermedio entre los anteriormente descritos. Para ello se ensayó en el aire con un 50% de humedad relativa. Teniendo en cuenta que los ensayos se realizaron a temperatura ambiente y que la presión de saturación del vapor de agua a esa temperatura es aproximadamente 20 torr, se puede estimar la presión ambiental de vapor de agua en unos 1330 Pa.

#### C. Procedimiento experimental

Los ensayos se realizaron bajo amplitud de carga constante en una máquina servohidráulica en control de carga siguiendo las indicaciones de la norma ASTM E-647 [11]. Se utilizó durante todo el estudio una onda triangular con una frecuencia de 10 Hz y una relación de carga  $R = 0.1$ . La velocidad de crecimiento de la grieta se calculó usando el método de ajuste polinómico de siete puntos recomendado en la norma [11].

Para calcular la longitud de la fisura se usó un método basado en la medida de la flexibilidad de la probeta. En los experimentos se colocó un extensómetro dinámico en uno de los extremos de la probeta. La ecuación de calibración experimental que se usó para calcular la longitud de fisura está descrita en [8].

Los ensayos en vacío se llevaron a cabo en una cámara construida en acero inoxidable acoplada a la máquina de ensayos. Para hacer vacío se empleó una bomba rotatoria de dos etapas. La medida de la presión se realizó con un medidor Penning acoplado a la cámara de ensayo.

#### 4. RESULTADOS

En la figura 3 se muestran los resultados de los ensayos de crecimiento de fisuras por fatiga a temperatura ambiente en los tres ambientes anteriormente descritos.

La presencia del medio agresivo hace que para un mismo valor de la oscilación del factor de intensidad de tensiones la velocidad de propagación de la grieta sea mucho mayor en aire o en agua desionizada que en vacío. Esta diferencia va disminuyendo a medida que aumenta  $\Delta K$ , debido a la predominancia del término de fatiga pura  $(da/dN)_r$  en la expresión (1) para valores altos de  $\Delta K$ . Estos resultados coinciden con los obtenidos por otros autores [2, 4, 12] para una aleación igual a la estudiada y otra de su misma serie y tratamiento térmico (7075-T651). Si observamos con más detenimiento los resultados de Holroyd [4] para una aleación 7017-T651 ensayada en agua de mar con la misma frecuencia, relación de cargas y forma de la onda de carga usadas en el presente estudio, podemos ver que nuestros resultados en agua desionizada están un poco por encima de los suyos, y que el umbral de propagación de fisuras por fatiga en nuestro caso es bastante menor que el propuesto por él ( $\Delta K_{th} \approx 8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ). Incluso en aire húmedo hemos obtenido una velocidad de propagación apreciable ( $> 10^{-8} \text{ m/ciclo}$ ) para  $\Delta K \approx 3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . La explicación puede estar en la diferente composición nominal de la aleación empleada por Holroyd [4] y en los altos valores iniciales de  $\Delta K$  usados en [4] ( $\Delta K_{in} \approx 8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ), que le impidieron obtener datos en la zona de  $\Delta K$  más bajos. En cuanto a las curvas en aire y vacío, los resultados coinciden con los obtenidos para la aleación 7075-T651 [2, 12] ensayada en estos mismos ambientes, incluso para valores más bajos de la frecuencia ( $\nu = 5\text{Hz}$ ) [2].

En la figura 4 se muestra la dependencia de la velocidad de crecimiento de la fisura con la presión de vapor de agua en el ambiente que rodea a la muestra para tres valores distintos de la oscilación del factor de intensidad de tensiones. Las líneas corresponden a los resultados obtenidos por Wei para la aleación 7075-T651 [2], que concuerdan muy bien con las predicciones del modelo [5], y están dibujados nuestros resultados para la aleación 7017-T651. Se puede observar que, aún tratándose de una aleación diferente ensayada a una frecuencia distinta, los resultados siguen la tendencia marcada por el modelo [5]. Estas curvas tienen un primer tramo en que la velocidad de propagación de la fisura no se ve afectada por la presión de vapor de agua hasta que se alcanza un valor umbral. A partir de ahí, la velocidad aumenta linealmente con la presión ambiental de vapor de agua, como indica la ecuación (19), hasta que se alcanza el valor de saturación. Posteriormente se produce un segundo incremento en la velocidad de la grieta al aumentar la presión, que parece debido a la reacción del vapor de agua con el magnesio segregado en la aleación 7075-T651 [2], y que también se observa en nuestra aleación.

#### 5. CONCLUSIONES

Se ha realizado un estudio sobre la propagación de fisuras por fatiga en la aleación de aluminio 7017-T651 en ambientes con distintos grados de humedad con objeto de tratar de desvelar el mecanismo responsable de la corrosión-fatiga en este material. Se observa experimentalmente un incremento en la velocidad de propagación con el aumento en la humedad del ambiente que rodea a la muestra. Los resultados obtenidos encajan bastante bien con el modelo de fragilización por hidrógeno propuesto por R.P. Wei.

Con el fin de obtener valores más precisos de los parámetros que caracterizan este modelo se ha iniciado una segunda etapa de medidas con valores de la presión de vapor de agua entre 1 y 100 Pa.

6. AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su agradecimiento a la Dra. C. García Cordovilla de INESPAL (Alicante) que proporcionó el material para el presente estudio, a los Drs. L. Caballero y J. Llorca por sus valiosos comentarios y al Dr. Oscar Ruano por la ayuda recibida para la construcción de la cámara de vacío.

BIBLIOGRAFIA

[1] Elices, M., Sánchez Gálvez, V. (1991) "Corrosión-Fatiga". En *Corrosión, Últimas Tendencias*, C.S.I.C.

[2] Ming Gao, Pao, P.S., Wei, R.P. (1988) "Chemical and Metallurgical Aspects of Environmentally Assisted Fatigue Crack Growth in 7075-T651 Aluminum Alloy". *Metallurgical Transactions*, Vol. 19 A, pp. 1739-1750.

[3] Speidel, M.O. (1974) "FCFG in High Strength Aluminum Alloys with and without Susceptibility to SCC". 5th. Int. Congress on Metallic Corrosion, pp. 439-442.

[4] Holroyd, N.J.H., Hardie, D. (1984) "Corrosion Fatigue of 7000 Series Aluminum Alloys". ASTM STP 821, pp. 534-547.

[5] Weir, T.W., Simmons, G.W., Hart, R.G., Wei, R.P. (1980) "A Model for Surface Reaction and Transport Controlled Fatigue Crack Growth". *Scripta Met.*, Vol. 14, pp. 357-364.

[6] Wei, R.P., Shim, G. (1983) "Fracture Mechanics and Corrosion Fatigue". ASTM STP 801, pp. 5-25.

[7] Wei, R.P., Pao, P.S., Hart, R.G. (1980) "Fracture Mechanics and Surface Chemistry. Studies of FCG in an Aluminum Alloy". *Metall. Trans. A*, Vol. 11 A, pp. 151-158.

[8] Ruiz, J., Caballero, L., Elices, M. (1990) "Comportamiento en Fatiga en Aire y Alto Vacío de la Aleación 7017-T651". *Anales de Mecánica de Fractura*, Vol. 7, pp. 164-169.

[9] Hyatt, M.V. (1970) "Use of Precracked Specimens in Stress Corrosion Testing of High-Strength Aluminum Alloys". *Corrosion NACE*, Vol. 26, pp. 487-503.

[10] Harris, N. (1989) *Modern Vacuum Practice*. McGraw-Hill.

[11] ASTM E-647-88A "Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates". pp. 646-666.

[12] Lankford, J., Davidson, D.L. (1984) "Fatigue Crack Micromechanisms in Ingot and Powder Metallurgy 7xxx Aluminum Alloys in Air and Vacuum". *Acta Metall.*, Vol. 31, pp. 1273-1284.

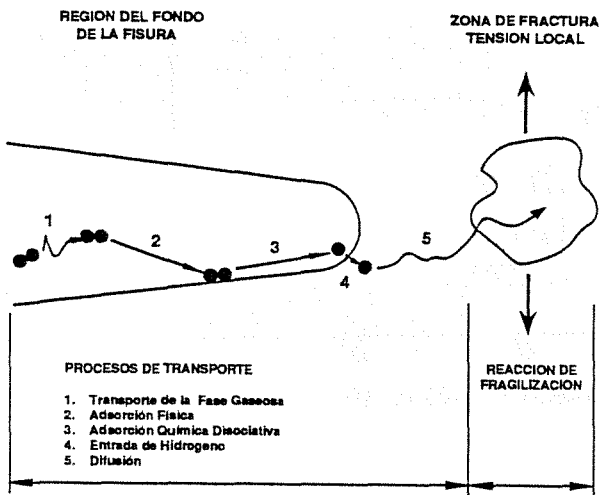


Figura 1. Proceso secuencial de fragilización en ambientes gaseosos [6]

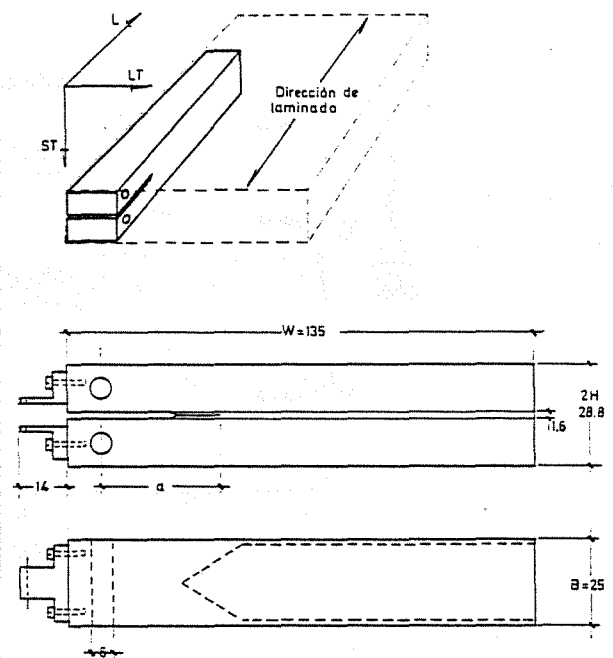


Figura 2. Orientación y dimensiones de las probetas en mm

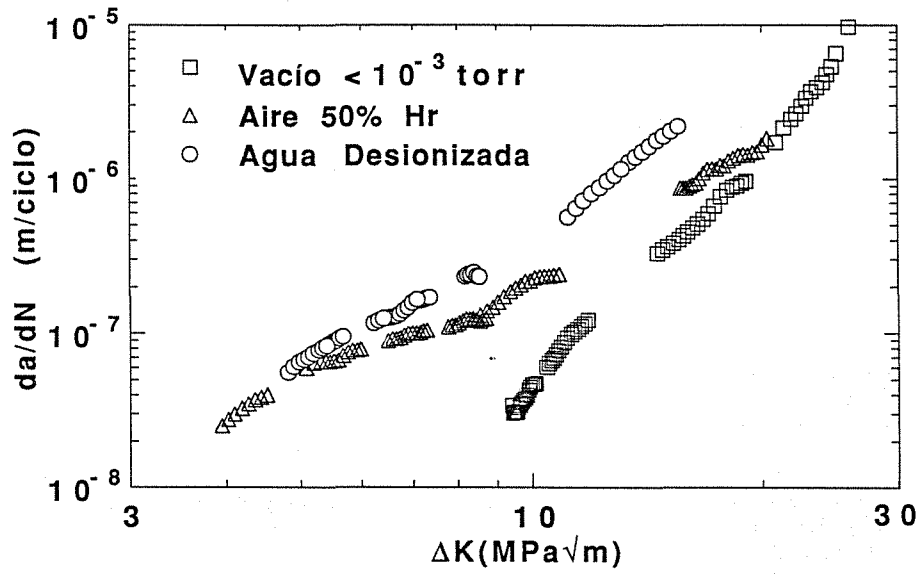


Figura 3. Resultados de fatiga en diversos ambientes (7017-T651)

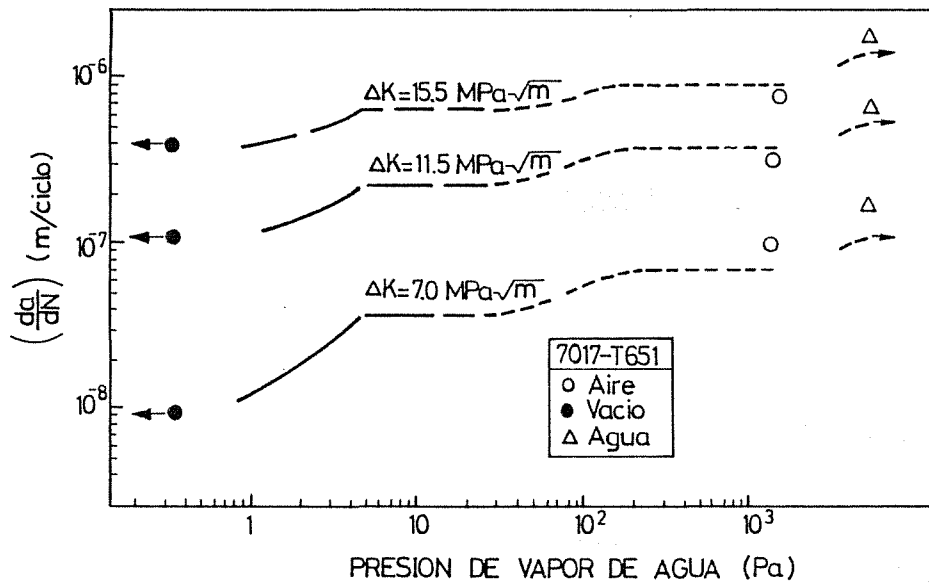


Figura 4. Dependencia de la velocidad de propagación con la presión de vapor de agua