

"PROPAGACION DE GRIETAS POR FATIGA EN LA SOLDADURA Y EN LA ZONA AFECTADA
POR EL CALOR EN UN ACERO A 515 G 70 A TEMPERATURA AMBIENTE Y A 180°C"

M.A. Linaza, J.M. Rodríguez Ibabe y M. Fuentes

CEIT, P^a Manuel de Lardizabal, 15 -20009 San Sebastián

Resumen

En el presente trabajo se resumen los resultados obtenidos relativos a la propagación de grietas por fatiga en las soldaduras y zonas afectadas por el calor en planchas de recipientes a presión. Tanto a temperatura ambiente como a 180°C el comportamiento a fatiga es muy similar en el material base y en la zona afectada por el calor. Por el contrario, la soldadura presenta una velocidad de propagación superior a la del metal base, diferencia que disminuye a 180°C. La presencia de mecanismos estáticos dúctiles en la propagación de la grieta aparece como una de las razones de la diferencia de comportamiento entre metal base y la soldadura. Los valores de las constantes de la ecuación de Paris han sido comparados con diferentes modelos basados en el CTOD y en el daño acumulado.

Abstract

Fatigue crack growth behaviour of butt weldments and heat affected zones of pressure vessel plates are reported. At room temperature and at 180°C the fatigue behaviour in both base metal and HAZ are similar. On the contrary, the weldment exhibits higher crack propagation rates than the base metal, being this difference lower at 180°C. The presence of ductile static voids during crack propagation seems to be the reason of this difference. Values of m exponents of Paris equations are compared with different CTOD and damage accumulated based models.

1. INTRODUCCION

El presente estudio tiene por objeto analizar el comportamiento a fatiga del acero A 515 G70. Dicho acero presenta una estructura ferrítico-perlítica con un tamaño de grano fino ($d_a \approx 10 \mu\text{m}$, $d_p \approx 6 \mu\text{m}$) en la zona del metal base y una estructura formada por ferrita con precipitados de carburos en la zona de la soldadura. El estudio se ha centrado en la determinación de la velocidad de propagación de la grieta utilizando los conceptos de la mecánica de la fractura, comparándose los resultados obtenidos con distintos modelos publicados en la bibliografía.

Los modelos desarrollados para estudiar la velocidad de propagación de la grieta en la zona de Paris se pueden agrupar, en general, en modelos basados en el enromamiento del frente de la grieta y en modelos energéticos o modelos basados en el daño acumulado.

En los modelos basados en el enromamiento de fatiga del frente de la grieta, la velocidad da/dN se considera proporcional a la apertura de la grieta, CTOD [1,2]:

$$\frac{da}{dN} = A (\Delta \text{CTOD}) \quad (1)$$

siendo A una constante de proporcionalidad.

Una amplia serie de trabajos señalan la existencia de la siguiente relación entre la apertura CTOD y la integral J [3-4]:

$$\text{CTOD} = \frac{d_n \cdot J}{\sigma_y} \quad (2)$$

donde d_n es un parámetro que depende de las propiedades elastoplásticas del material y σ_y el límite elástico:

Para el caso de cargas variables, considerando el límite elástico cíclico, σ_o , y el coeficiente de endurecimiento por

deformación cíclico n' , la velocidad de propagación vendría definida por:

$$\frac{da}{dN} = \frac{A \cdot 1,185 \Delta K^2}{4 \sigma_0^2 (1+n')^{1+R}} \frac{1+R}{1-R} \left[\frac{2 \sigma_0 (1+\nu) (1+n')}{\sqrt{3} E n' n'^{1/(1-n')}} \right]^{1+n'} \quad (3)$$

Tal como sucede con la ecuación (3), todos los modelos basados en el enromamiento de la punta de la grieta conducen a expresiones semejantes de la ecuación de Paris con un exponente $m = 2$.

Con relación a los modelos basados en el daño acumulado a través de parámetros de la fatiga de gran amplitud, debe indicarse que, en general, los mismos se basan en que la propagación de la grieta por fatiga tiene lugar como consecuencia de un daño acumulado localizado en la punta de la grieta. En esa zona se considera que los micromecanismos que gobiernan el proceso corresponden a los de la fatiga de gran amplitud. Entre los mismos cabe citar el propuesto por Antolovich y col. [5], donde la velocidad da/dN queda definida de la siguiente forma:

$$\frac{da}{dN} = \frac{c}{(\sigma_0 \epsilon'_f E)^{1/c}} \frac{1}{1-(1/c)-1} \Delta K^{2/c} \quad (4)$$

donde ϵ'_f y c son el coeficiente y la pendiente de la ecuación de Coffin-Manson y l el tamaño de la "zona del proceso".

Recientemente Roven y Nes [6] obtienen una expresión muy similar a la ecuación (4) al considerar el espaciado entre estrías como la zona donde tiene lugar el daño acumulado. El exponente m que afecta a ΔK es también $2/c$ para velocidades de propagación en las que para generar una estría son necesarios varios ciclos y toma el valor 2 cuando a cada ciclo corresponde una estría.

Para finalizar, otros autores toman como criterio de fallo por fatiga el producto de la tensión y de la deformación (una medida de la densidad de energía de deformación plástica). Kujawski y Ellyin [7] basándose en dicho criterio obtienen la siguiente expresión:

$$\frac{da}{dN} = 2 \delta^* \left\{ \frac{\Delta K}{[(4IE\sigma'_f \epsilon'_f \delta^*)/D]^{1/2}} \right\}^{2/(b+c)} \quad (5)$$

donde:

- σ'_f , c , ϵ'_f y b son las constantes de las ecuaciones de Basquín y Coffin-Manson respectivamente
- $D = \sigma_\Theta [\sigma_\Theta - (\sigma_f/2)]$ e I son parámetros adimensionales procedentes de la solución HRR [8,9]
- δ^* es la zona de proceso del daño

2. TECNICAS EXPERIMENTALES

El material es un acero A515 Grado 70 proporcionado por la empresa Mague (Portugal) y fabricado por Creusot-Marreal (Francia). La composición química del acero es 0,22% C, 1,21% Mn, 0,03% P, 0,35% Si y 0,004% S. El material ha sido suministrado en forma de discos de 165 mm de espesor. La microestructura está constituida por ferrita y perlita con un fuerte bandeo. El límite elástico es $\sigma_y = 370$ MPa. Otras características microestructurales y mecánicas del material están descritas en [10].

La soldadura (arco sumergido) (0,085% C, 1,9% Mn, 0,012% P, 0,23% Si, 0,009% S, 0,45% Mo) está constituida por una matriz ferrítica con una fina distribución de carburos. El límite elástico es $\sigma_y = 445$ MPa. En cuando a la zona afectada por el calor (ZAC) durante el proceso de la soldadura, ésta oscila entre 3 y 4 mm de espesor a lo largo de la plancha. En las proximidades de la línea de fusión el acero presenta un tamaño de grano mayor que en el resto de la ZAC, pasando posteriormente a una estructura con tamaño de grano de ferrita fino y con una perlita globulizada. Aproximadamente hacia la mitad de la ZAC comienzan a definirse las zonas bandeadas, si bien los carburos siguen presentando un aspecto esferoidal.

Los ensayos para la determinación de la velocidad de propagación en el rango de la zona de Paris a 180°C se llevaron a cabo utilizando probetas CT (B = 12 mm) con la entalla centrada en la soldadura o en la zona afectada por el calor.

Estos ensayos se efectuaron en el interior de una cámara ambiental Instron con un preciso ajuste de la temperatura a 180 ± 1 °C durante todo el ensayo. La determinación de la longitud de la grieta se realizó a partir de los valores de flexibilidad (calculados de los registros carga-apertura obtenidos en las diferentes fases del ensayo) según la expresión propuesta en la norma ASTM E647-88a para este tipo de probetas. El procedimiento utilizado en la ejecución del ensayo como el posterior procesado de los datos para la obtención de las curvas ΔK - da/dN corresponde al indicado por la norma anteriormente citada.

3. RESULTADOS

Los resultados previamente obtenidos [10] con el material base a temperatura ambiente se señalan en la Fig. 1.a, pudiendo constatarse la influencia de R en da/dN . Los resultados obtenidos al ajustar los datos experimentales mediante la ecuación de Paris se indican en la Tabla 1. En dicha tabla se señalan sólo los valores medios al considerar

simultáneamente todas las probetas ensayadas (no sólo las indicadas en la Fig. 1.a) a un mismo valor de R.

Las curvas correspondientes a 180 °C para R = 0,03 y 0,5 se muestran en la Fig. 1.b y los valores de las constantes de la ecuación de Paris en la Tabla 1. Tanto en la Fig. 1.b como en las ecuaciones de Paris queda de manifiesto la influencia de R (m = 3,27 para R = 0,03 y m = 2,87 para R = 0,5) en da/dN, si bien ésta no es tan acusada como a temperatura ambiente.

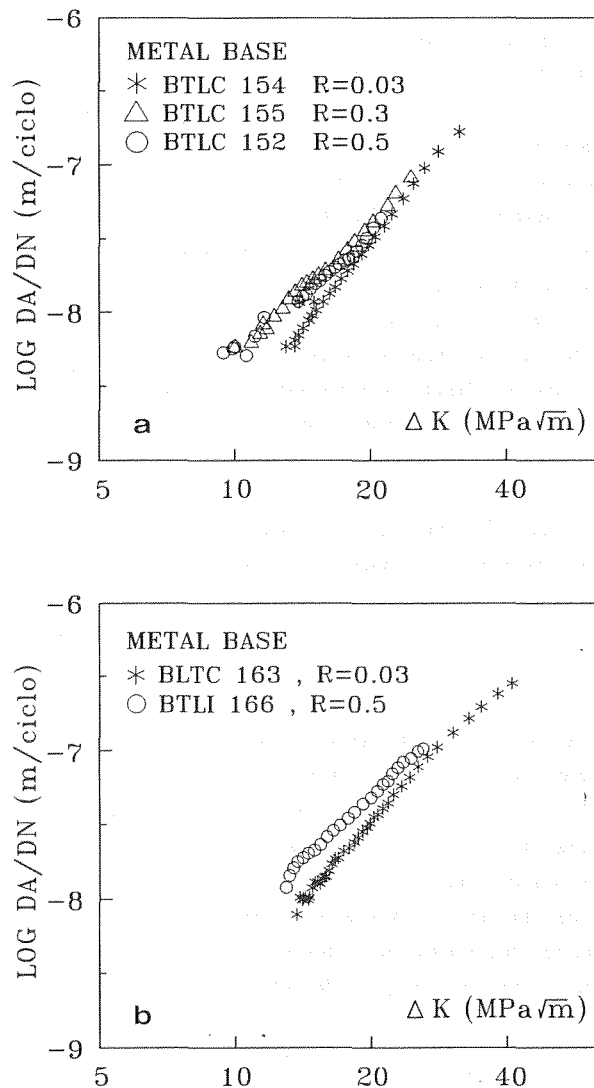


Fig. 1 Curvas ΔK -da/dN correspondientes al metal base a a) 20°C y b) 180°C.

El análisis del comportamiento de la soldadura a 20°C viene indicado en la Fig. 2.a. En este caso, el efecto de R (entre los resultados para R = 0 y para R \geq 0,3) es más acusado en todo el rango de ΔK que lo que sucedía en el

metal base. Sin embargo, para 180°C la influencia es prácticamente nula. Los valores de las constantes C y m se señalan en la Tabla 1.

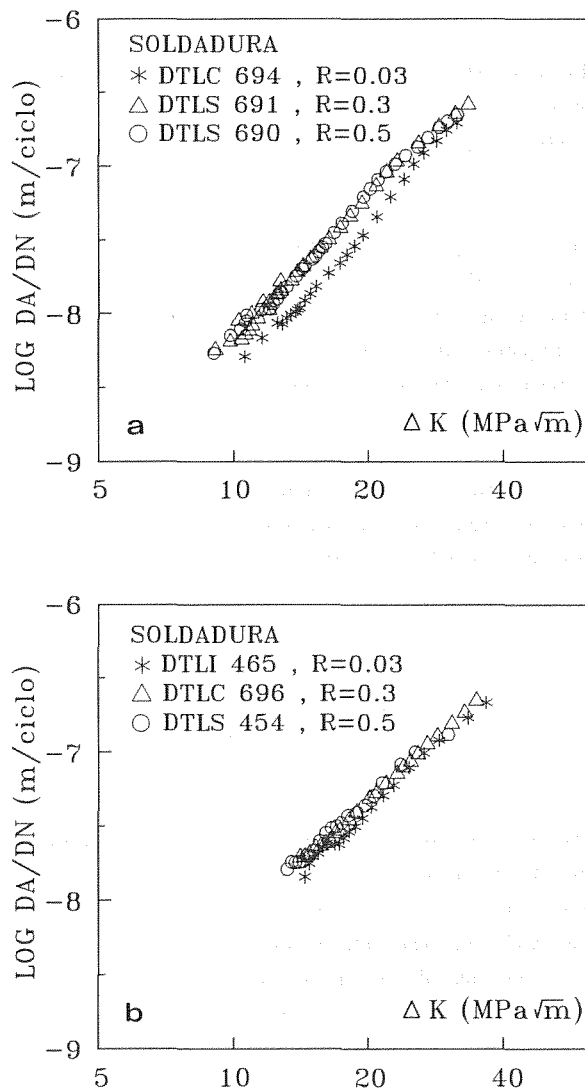


Fig. 2 Curvas ΔK -da/dN correspondientes a la soldadura a a) 20°C y b) 180°C.

Finalmente, las curvas ΔK - da/dN determinadas con las probetas mecanizadas con la entalla en la ZAC se muestran en las Figs. 3.a y 3.b para 20°C y 180 °C respectivamente. A temperatura ambiente el exponente de la ecuación de Paris resulta ser ligeramente inferior para R = 0,5 que para R = 0,03. En cambio, a 180 °C los resultados se superponen.

Desde el punto de vista fractográfico, el material base se caracteriza por su aspecto amorfo con presencia de estrias

fundamentalmente para elevados valores de ΔK (Fig. 4). No se observa influencia de la temperatura en los micromecanismos de fractura. Un comportamiento similar ha sido observado en las probetas correspondientes a la ZAC.

Con relación a la soldadura, la fractura, además de poseer un aspecto amorfo con un elevado número de grietas secundarias, presenta mecanismos de fractura dúctil consistentes en cavidades nucleadas a partir de inclusiones y carburos (Fig. 5). La densidad de dichas cavidades aumenta con ΔK y es más notoria en las probetas ensayadas a 20°C.

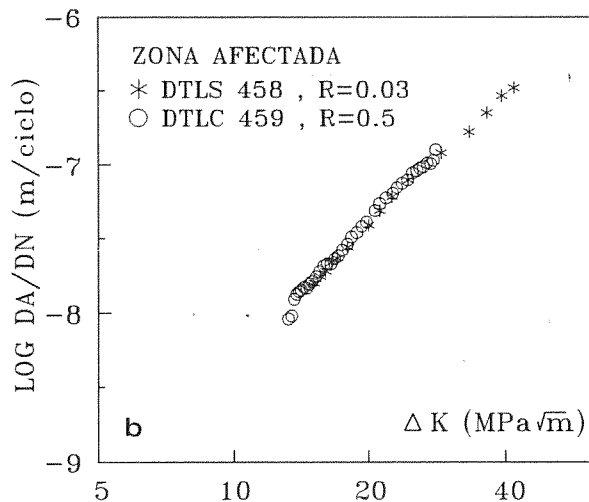
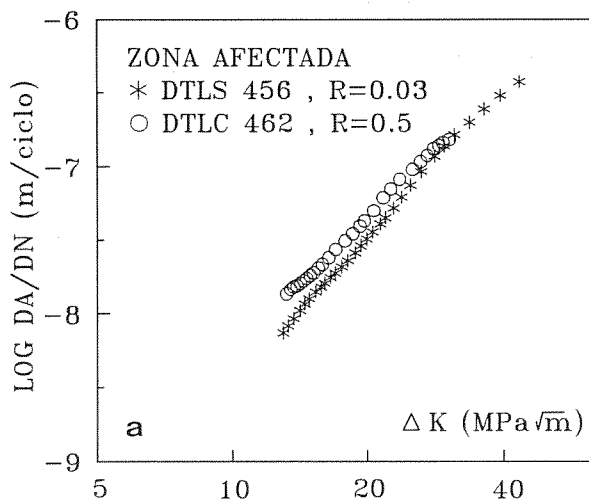


Fig. 3 Curvas ΔK -da/dN correspondientes a la ZAC a a) 20°C y b) 180°C.

TABLA 1 - Ecuaciones de Paris

Temperatura	Material	R	C	m	r
20° c	Metal Base	0,03	$2,63 \cdot 10^{-13}$	3,87	0,990
		0,3	$2,81 \cdot 10^{-12}$	3,22	0,996
		0,5	$5,78 \cdot 10^{-12}$	2,92	0,987
	Soldadura	0,03	$4,53 \cdot 10^{-13}$	3,73	0,992
		0,3	$4,09 \cdot 10^{-12}$	3,17	0,997
		0,5	$2,52 \cdot 10^{-12}$	3,36	0,996
ZAC	0,03	$1,62 \cdot 10^{-12}$	3,33	0,999	
	0,5	$5,55 \cdot 10^{-12}$	3,02	0,999	
180° c	Metal Base	0,03	$1,87 \cdot 10^{-12}$	3,27	0,998
		0,5	$9,56 \cdot 10^{-12}$	2,87	0,998
	Soldadura	0,03	$8,69 \cdot 10^{-12}$	2,83	0,996
		0,3	$1,16 \cdot 10^{-11}$	2,78	0,999
		0,5	$1,62 \cdot 10^{-11}$	2,68	0,996
	ZAC	0,03	$5,89 \cdot 10^{-12}$	2,96	0,999
0,5		$3,30 \cdot 10^{-12}$	3,18	0,997	

4. DISCUSION

4.1 Curvas ΔK - da/dN

El efecto de la relación de cargas en la da/dN a temperatura ambiente se reproduce en las líneas microestructuras analizadas, apareciendo siempre una diferencia entre los resultados para R = 0,03 y los obtenidos para R > 0,3. Si en vez de considerar ΔK , se tiene en cuenta el efecto del cierre de la grieta a través de ΔK_{ef} , los datos correspondientes a R = 0,03 prácticamente se superponen con el resto de los resultados, desapareciendo en consecuencia la influencia de R. Por lo tanto, las ecuaciones relativas a R = 0,5 van a considerarse como representativas del comportamiento del material cuando el cierre de grieta es nulo.

El comportamiento de la ZAC es similar al del material base. En cambio, la soldadura, a igualdad de ΔK , presenta siempre velocidades de propagación más elevada. Si bien la diferencia no es muy notable, dicho fenómeno se ha reproducido sistemáticamente en todos los ensayos realizados. La existencia de mecanismos estáticos de

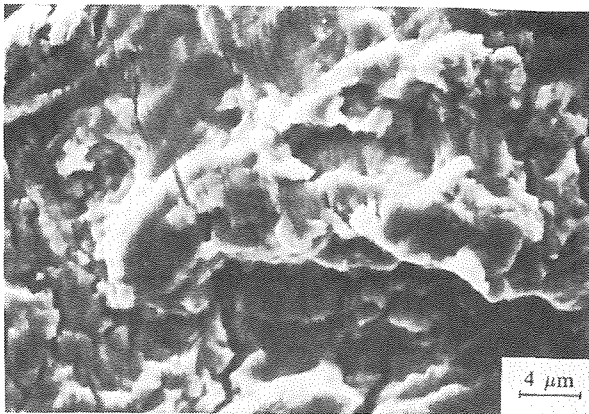


Fig. 4 Metal base, 20°C, R = 0,3 $\Delta K = 33 \text{ MPa } \sqrt{\text{m}}$

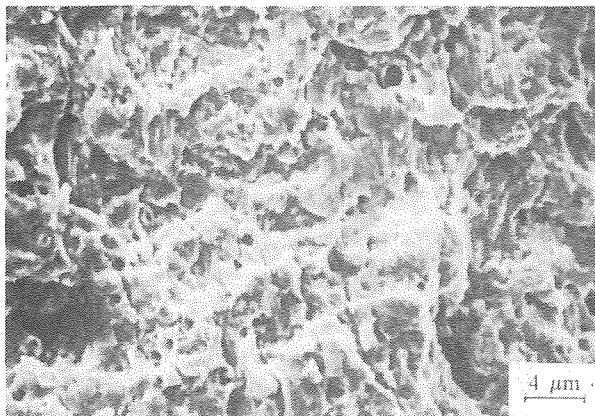


Fig. 5 Combinación de estrias y cavidades dúctiles, soldadura, 20°C, R = 0,5, $\Delta K = 32 \text{ MPa } \sqrt{\text{m}}$

fractura ha podido contribuir al aumento de da/dN . Resultados similares han sido obtenidos con otros materiales con pequeñas fracciones volumétricas de porosidades [11].

A 180°C, en el metal base continua existiendo un efecto de R que no se aprecia en la soldadura y en la ZAC. Considerando todos los resultados, excepto los relativos al metal base para R = 0,03, los puntos experimentales se superponen. Es decir, a 180°C la microestructura no ejerce un efecto significativo en la zona de Paris. Comparando estos datos con los obtenidos a 20°C, la diferencia más notable corresponde a la soldadura, presenta a 180°C para valores elevados de ΔK una velocidad más baja. Este hecho coincide con la observación fractográfica que señala que a 180°C el número de cavidades es ostensiblemente inferior que a temperatura ambiente.

4.2 Comparación de los resultados con modelos existentes

Los modelos referidos en las ecuaciones (3)-(5) exigen el conocimiento de la curva ciclica tensión-deformación y de las constantes de las ecuaciones de Basquin y de Coffin-Manson. En un trabajo previo [12] se han determinado dichas expresiones para el material base y soldadura a 20 y 180°C. En la Tabla 2 se resumen los resultados más relevantes.

TABLA 2 - Resultados de fatiga de gran amplitud.

Mat.	T	Hollomon		Basquin		Coffin-Manson	
		k'	n'	$\sigma_f/E \cdot 10^{-3}$	b	ϵ'_f	c
Base	20	867	0.158	3.77	0.086	0.556	0.553
	180	600	0.103	3.32	0.072	0.500	0.551
Sold	20	806	0.114	3.27	0.053	1.633	0.709
	180	723	0.102	3.63	0.064	0.507	0.590

Tomando la ecuación (3) basada en un modelo de propagación de grietas por CTOD y considerando los valores obtenidos de σ_o y n' para el material base y la soldadura a 20 °C y a 180 °C, las expresiones que se obtienen para R = 0,5 son las siguientes

$$\text{M. base } 20^\circ\text{C: } da/dN = A \cdot 8,4 \cdot 10^{-9} \Delta K^2$$

$$\text{M. base } 180^\circ\text{C: } da/dN = A \cdot 1,1 \cdot 10^{-8} \Delta K^2$$

$$\text{Sold. } 20^\circ\text{C: } da/dN = A \cdot 8,1 \cdot 10^{-9} \Delta K^2$$

$$\text{Sold. } 180^\circ\text{C: } da/dN = A \cdot 9,3 \cdot 10^{-9} \Delta K^2$$

El coeficiente A ha sido considerado en algunos modelos próximo a 0,5. Tomando dicho valor, puede observarse que las ecuaciones anteriores presentan unos coeficientes que si se comparan con los obtenidos experimentalmente (Tabla 1) muestran, unas diferencias próximas a dos órdenes de magnitud para niveles bajos de ΔK .

Si en vez de considerar A = 0,5, se toma el que mejor se adecúa a los datos experimentales, se obtiene un valor de A comprendido entre 0,009 y 0,016. Basándose en ajustes empíricos para un elevado número de materiales, Donahue y col [2] ponen de manifiesto que sólo un 1% del CTOD contribuye a la propagación de la grieta. Dicha constatación concuerda con los valores obtenidos por A.

El exponente $m = 2$ resulta ser inferior a las mediciones experimentales, con lo cual para velocidades de propagación próximas a 10^{-8} m/c las predicciones basadas en el CTOD son conservadoras y para velocidades del orden de 10^{-7} m/c resultan apreciablemente inferiores a las reales. Los modelos basados en el enroscamiento de la

punta de la grieta consideran que ésta avanza una determinada longitud en cada ciclo (normalmente el espaciado entre estrías - s) y, en consecuencia, existirá una correlación lineal entre da/dN y s. Dicha correlación se cumple con bastante aproximación para un elevado número de aceros [13] en un intervalo de velocidades comprendido entre $\sim 10^{-7}$ y 10^{-6} m/c. Recientemente, Roven y Nes [6] en un acero ferrítico ($d \sim 11 \mu\text{m}$) han constatado que para velocidades inferiores a $\sim 2 \cdot 10^{-7}$ m/c para crear una estria es necesario un número de ciclos $N_S > 1$. Como consecuencia de ello, el exponente m de la ecuación de Paris resultaría ser superior a 2, pudiendo explicarse de una forma cualitativa la discrepancia existente entre los modelos y los resultados experimentales.

Antolovich y col. [5] y Roven y Nes [6] basándose en modelos de daño acumulado proponen valores de m iguales a 2/c, siendo c el exponente de la ecuación de Coffin-Manson. Tomando los valores de Tabla 2, los resultados que se obtienen se resumen en la Tabla 3. Excepto en el caso de la soldadura ensayada a 20 °C, en el resto de las situaciones hay una sobreestimación del exponente m.

TABLA 3

Material	m _{experimental}	CTOD	2/c	2/(b+c)
Metal Base (20 °C)	2,92 ± 0,06	2	3,6	3,1
Metal Base (180 °C)	2,87 ± 0,06	2	3,6	3,2
Soldadura (20 °C)	3,36 ± 0,06	2	2,8	2,6
Soldadura (180 °C)	2,68 ± 0,11	2	3,4	3,1

Finalmente, considerando el modelo propuesto por Kujawski y Ellyin ($m = 2/(b+c)$) se obtienen unos valores de m más próximos a los reales (Tabla 3). Sustituyendo los valores de los parámetros de la ecuación (5) para cada caso, las ecuaciones resultantes en función del tamaño de la zona de proceso δ^* son:

M. base 20°C: $da/dN = 1,09 \cdot 10^{-14} (\delta^*)^{-0,565} \Delta K^{3,1}$

M. base 180°C: $da/dN = 1,11 \cdot 10^{-14} (\delta^*)^{-0,605} \Delta K^{3,2}$

Sold. 20°C: $da/dN = 8,20 \cdot 10^{-13} (\delta^*)^{-0,312} \Delta K^{2,6}$

Sold. 180 °C: $da/dN = 4,47 \cdot 10^{-14} (\delta^*)^{-0,529} \Delta K^{3,1}$

Ajustando δ^* a los datos experimentales, el tamaño de la zona del proceso oscila entre 24 y 140 μm (37, 74, 24 y 140 para MB 20, MB 180, S20 y S180 respectivamente). Los valores de δ^* así obtenidos son similares a los calculados por Kujawski y Ellyin con diversos aceros. En

todos los casos, la zona de proceso resulta ser manifiestamente superior a cualquier parámetro microestructural (en nuestro caso, $d_a \sim 10 \mu\text{m}$), no pudiendo, en consecuencia asignarse al mismo una interpretación metalúrgica.

5. CONCLUSIONES

- Tanto a 20°C como a 180°C el comportamiento a fatiga de la ZAC es similar a la del metal base.
- La coexistencia, junto con los mecanismos típicos de fatiga, de modos estáticos dúctiles de fractura a 20°C en la soldadura explica, cualitativamente la mayor velocidad de propagación de la grieta frente a los resultados obtenidos a 180°C y a los correspondientes al metal base.
- A partir de modelos basados en el daño acumulado, considerando que la propagación de la grieta se rige por la LCF, se predicen unos exponentes m más próximos a los experimentales que los basados en el CTOD.

6. AGRADECIMIENTOS

Este trabajo forma parte de un proyecto de investigación CECA nº 7210/KE/933. Uno de los autores (A.L.A) agradece al Gobierno Vasco la concesión de una beca de investigación.

7. REFERENCIAS

[1] Frost, N.E. y Dixon, J.R.; Int. Journ. of Fracture, **3**, 301-316, 1967.
 [2] Donahue, R.J., McI. Clark, H., Atanmo, P., Kumble, R. y McEvily, A.J.; Int. Journ. of Fracture, **8**, 209-219, 1972,
 [3] McMeeking, R.M.; J. Mech. Phys. Solids., **25**, 357, 1977.
 [4] Slatcher, S. y Knott, J.F.; Mater. Sci. Eng.; **82**, 37, 1986.
 [5] Antolovich, S.D., Saxena, A. y Chanani, G.R.; Eng. Fract. Mech., **7**, 649, 1975.
 [6] Roven, H.J. y Nes, E.; Acta Met. Mater., **39**, 1735, 1991.
 [7] Kujawski, D. y Ellyin, F.; Eng. Fract. Mech., **20**, 695, 1984.
 [8] Hutchinson, J.W., J. Mech. Phys. Solids., **16**, 13, 1968.
 [9] Rice, J.R., Rosengren, G.F.; J. Mech. Phys. Solids., **16**, 1, 1968.
 [10] Linaza, A, Rodriguez, J.M. y Fuentes, M.; A. Mecánica Fractura, **8**, 135, 1991.
 [11] Bompard, P.H. y François, D.; Advances in Fracture Research, D.M.R. Taaplin et al. eds., **3**, 2049, 1984.
 [12] Linaza, A, Rodriguez, J.M. y Fuentes, M.; Proyecto CECA nº 7210/KE/933 (F5.3/88) Inf. nº 6, Set. 1991.
 [13] Masuda, C., Ohta, A., Nishijima, S. y Sasaki, E.; J. Mater. Sci.; **15**, 1663, 1980.