

APLICACIÓN DE LA INTEGRAL J EN LA PROPAGACIÓN DE GRIETAS POR FATIGA EN CONDICIONES ELASTO-PLÁSTICAS

M.A. Linaza y J.M. Rodríguez Ibabe

Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Gipuzkoa (CEIT) y
Escuela Superior de Ingenieros Industriales
Pº. Manuel de Lardizabal, 15, 20009 San Sebastián (País Vasco)

Resumen. En el presente trabajo se analizan los resultados obtenidos al estudiar la propagación de grietas por fatiga en condiciones elasto-plásticas en un acero con microestructura ferrítico-perlítica y en una soldadura, utilizando como parámetro ΔJ en lugar de ΔK . Las velocidades de propagación de grieta observadas han podido relacionarse con ΔJ a través de expresiones similares a la ecuación de Paris. Los exponentes obtenidos oscilan entre 1.2 y 1.5. Por otra parte, transformando los datos de ΔK correspondientes a los ensayos en los que es aplicable la MFEL en valores ΔJ , se ha comprobado que este último resulta un parámetro válido para cuantificar da/dN en todo el rango de velocidades de propagación.

Abstract. Fatigue crack propagation under elastic-plastic conditions for a steel with ferrite-pearlite microstructure and a weldment has been studied. ΔJ parameter instead of ΔK has been used to analyse the results. It has been possible to relate crack propagation rates and ΔJ values using a relationship similar to Paris equation, and for the exponent of the relationships values ranging from 1.2 to 1.5 have been found. On the other hand, after transforming ΔK values obtained in tests where LEFM applies, in their corresponding ΔJ values, the applicability of ΔJ parameter over the whole range of da/dN has been confirmed.

1. INTRODUCCIÓN

La velocidad de propagación de grietas por fatiga en condiciones elastoplásticas o de plasticidad generalizada es mayor que la predicha por la relación entre da/dN y ΔK . Las expresiones basadas en la MFEL pierden además su sentido físico por la presencia de plasticidad. Para caracterizar el campo de tensiones actuante en esas condiciones se han propuesto distintos parámetros elastoplásticos, como la integral J [1-3], el CTOD [4,5], o el tamaño de la zona plástica [6]. De todos ellos, la integral J parece ser la más adecuada.

El parámetro ΔJ resulta adecuado para relacionarlo con la velocidad de propagación si se supone que la grieta crece sólo durante la parte de carga del ciclo, de manera que cualquier cambio que ocurra en el material durante la descarga se refleje durante el siguiente ciclo de carga, o si se considera que el material, como consecuencia de las cargas cíclicas ha alcanzado un estado de saturación [7]. Bajo estos dos supuestos se

garantiza que durante la fatiga hay un comportamiento independiente del contorno de integración y el concepto de J puede aplicarse.

La correlación que se encuentra entre da/dN y ΔJ es de tipo Paris, de acuerdo a la expresión propuesta por Dowling y Begley [1]:

$$\frac{da}{dN} = D \cdot (\Delta J)^n \quad (1)$$

En este trabajo se ha estudiado la propagación de grietas por fatiga en condiciones elastoplásticas de dos aceros constituyentes de una caldera que contiene vapor de agua bajo presión en las centrales térmicas. Se ha utilizado el parámetro ΔJ para caracterizar velocidades de propagación superiores a $5 \cdot 10^{-6}$ m/c, con el objeto de estudiar la propagación de las grietas en condiciones en las que, bien por efecto de la temperatura, o de la presión sobre la caldera, las posibles grietas crecieran en una zona deformada plásticamente.

2. MATERIAL Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES

Las características de los aceros estudiados se muestran en la Tabla 1. El acero A515 G70 posee una estructura ferrítico-perlítica y la soldadura una estructura muy fina constituida fundamentalmente por ferrita y carburos de pequeño tamaño. La caracterización de la propagación de grietas en estos aceros a través de ensayos da/dN- ΔK ya ha sido realizada anteriormente [8,9].

Tabla 1. Composición química (en % en peso) y propiedades mecánicas de los aceros analizados.

Acero	C	Mn	Si	P	S	Mo	σ _{ys} (MPa)	σ _{UTS} (MPa)	n
A515	.22	1.2	.035	.030	.004	-	318	541	0.198
Sold.	.08	1.9	.23	.012	.009	.45	417	707	0.281

Con el objeto de estudiar velocidades de propagación mayores que 5.10⁻⁶ m/c en estos materiales se han realizado ensayos utilizando la geometría de probeta que se señala en la Fig. 1, que ha sido mecanizada de acuerdo a la norma ASTM E813-88. Los ensayos se efectuaron bajo control de carga, con onda sinusoidal, a ΔP constante. La relación de cargas utilizada fue de R = 0.03 y el nivel de ΔK_{inicial} fue 30 MPa√m en todos los casos. La frecuencia de trabajo osciló entre 0.5 y 1 Hz. Durante el ensayo se fueron obteniendo sucesivos bucles carga-desplazamiento en función del número de ciclos aplicado. A partir de dichos registros se obtiene:

- 1) la pendiente que permite calcular la flexibilidad y a partir de ella estimar la longitud de la grieta.
- 2) el área bajo la curva carga-desplazamiento, a partir del cual se obtiene el valor de ΔJ utilizando la expresión propuesta por Merkle y Corten [10]:

$$\Delta J = \frac{1 + \alpha}{1 + \alpha^2} \cdot \frac{2 A}{B b} \quad (2)$$

siendo:

- A el área señalada en la Figura 2.
- B= B_{neto} (espesor de la probeta una vez restadas las entallas laterales)
- b = W - a
- $\alpha = \left[2 + 2 \cdot \left(\frac{2a}{b} \right) + \left(\frac{2a}{b} \right)^2 \right]^{1/2} - \left[2 + \frac{2a}{b} \right] \quad (3)$

Los valores de a obtenidos según este procedimiento se ajustaron a un polinomio de 2º grado de manera similar a la indicada por la norma ASTM E647-88a para la zona de Paris. Las velocidades de propagación se calcularon derivando el polinomio y a cada valor de da/dN se le asoció el correspondiente de ΔJ.

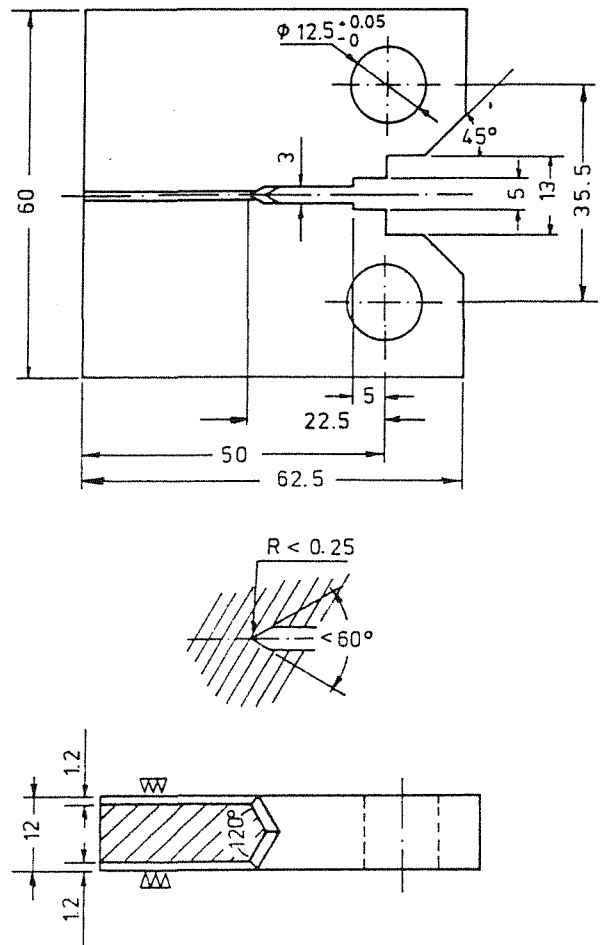


Fig. 1. Plano de la probeta compacta utilizada en los ensayos ΔJ.

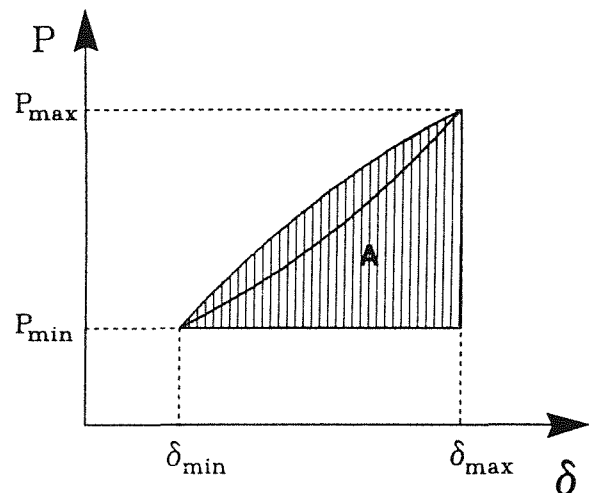


Fig. 2. Definición de ΔJ a partir de la curva carga-desplazamiento.

3. RESULTADOS

3.1. Acero A515

Se ha determinado la curva ΔJ - da/dN del acero A515 para una relación de cargas $R=0.03$, utilizando los registros carga-apertura correspondientes a distintos nº de ciclos de carga aplicados, para calcular a posteriori los valores de longitud de grieta y de ΔJ a ellos asociados. Estos mismos registros permiten detectar el cierre de grieta; en este caso se mantuvieron lineales a lo largo del ensayo lo que indica que no existe cierre de grieta. Los pares de valores ΔJ - da/dN obtenidos en el ensayo se han representado en escala doble logarítmica en la Figura 3. Estos datos admiten un ajuste mediante regresión lineal a una expresión de tipo Paris, ajuste que conduce al siguiente resultado:

$$\frac{da}{dN} = 5.95 \cdot 10^{-12} \cdot (\Delta J)^{1.26}; \quad r = 0.996 \quad (4)$$

donde da/dN está expresado en m/c y ΔJ en N/m.

A lo largo de este ensayo se han alcanzado velocidades de propagación del orden de $2 \cdot 10^{-6}$ m/c, para las cuales la plasticidad experimentada por el material era importante y se evidenciaba por la extricción del ligamento y la gran apertura de la boca de la entalla. Este último hecho hace impracticable la medida de la longitud de la grieta de manera indirecta a través de la flexibilidad para los últimos estadios del ensayo, ya que el extensómetro, ó no puede permanecer entre cuchillas, ó se encuentra fuera de rango. No obstante, antes de la fractura por desgarramiento dúctil de la probeta, la grieta ha crecido con da/dN superiores a los plasmados en la curva ΔJ - da/dN .

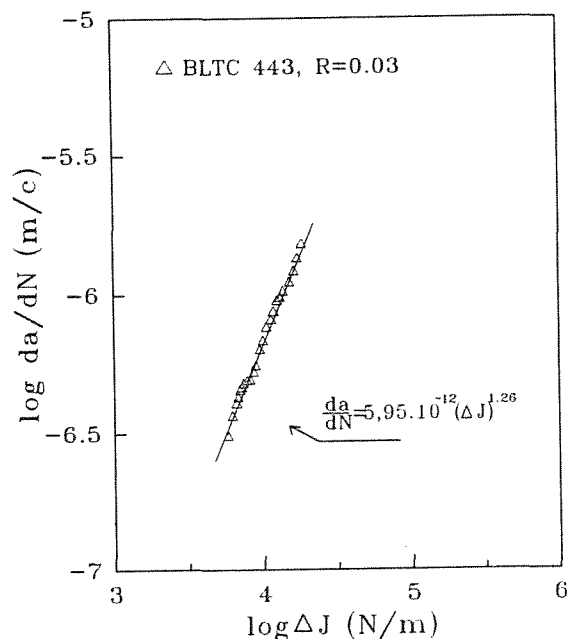


Fig. 3. Curva ΔJ - da/dN del acero A515.

El análisis fractográfico ha puesto de manifiesto que el crecimiento de grieta ha tenido lugar predominantemente por un mecanismo de formación de estrías, cuyo espaciado aumenta al hacerlo da/dN (Figura 4). Sólo en los últimos estadios de crecimiento es posible encontrar una pequeña cantidad de cavidades dúctiles nucleadas en inclusiones no metálicas, situadas en áreas cubiertas mayoritariamente por estrías.

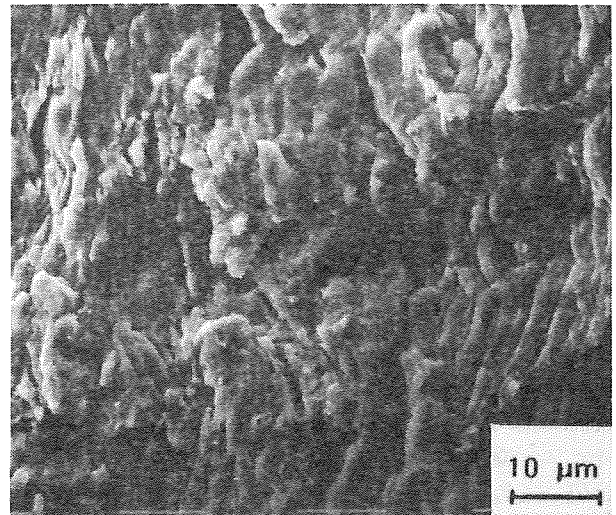


Fig. 4. Fractografía correspondiente a una probeta ΔJ del acero A515 ($\Delta K=63 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $R=0.03$).

3.2. Soldadura

Los resultados de los ensayos ΔJ - da/dN correspondientes a las probetas de la soldadura ensayadas con $R=0.03$ a temperatura ambiente se indican en la Figura 5. Como puede observarse, existe una buena reproducibilidad entre los resultados de los distintos ensayos. Utilizando como parámetro ΔJ en vez de ΔK ha sido posible aumentar el rango de velocidades de propagación medido en un orden de magnitud con respecto a los niveles de da/dN alcanzados en los ensayos ΔK - da/dN .

Los resultados obtenidos admiten un ajuste a través de una ecuación del tipo Paris y, considerando simultáneamente los datos experimentales correspondientes a las tres probetas, la expresión que se obtuvo fue:

$$\frac{da}{dN} = 9.07 \cdot 10^{-13} \cdot (\Delta J)^{1.45}; \quad r = 0.996 \quad (5)$$

donde da/dN está expresado en m/c y ΔJ en N/m.

En la realización de dicho ajuste no se han considerado los tres últimos puntos correspondientes a las probetas 692 y 702, ya que claramente se desvían del resto. Estos puntos corresponden a unos niveles de ΔJ para los cuales la probeta experimentaba una deformación plástica importante y, en consecuencia, $B_{\text{real}} < B_{\text{neta}}$.

A partir de los registros periódicos de los bucles carga-apertura se analizó la posible existencia de cierre de grieta, debiendo señalarse que en ninguna probeta pudo identificarse la presencia de dicho efecto.

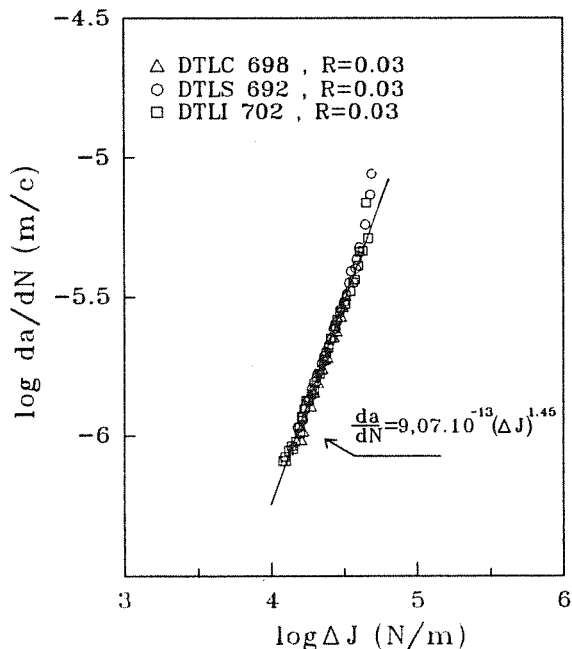


Fig. 5. Curva ΔJ - da/dN del acero de la soldadura

El estudio fractográfico de las probetas ensayadas pone de manifiesto que además de los mecanismos de formación de estrias son importantes también los fenómenos de nucleación y crecimiento de cavidades estáticas dúctiles a partir de partículas pequeñas correspondientes a inclusiones y carburos (Figura 6).

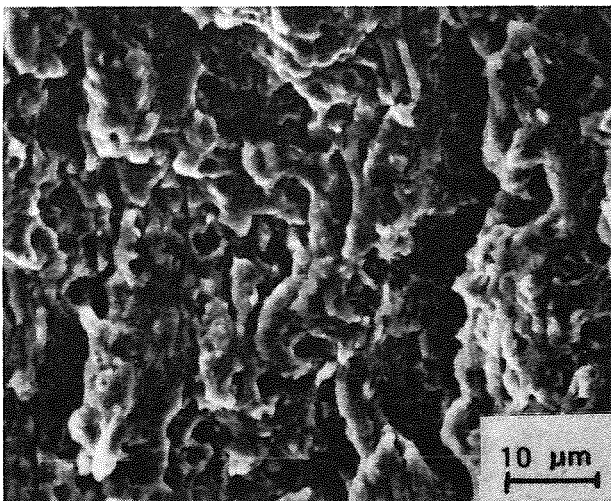


Fig. 6. Cavidades estáticas dúctiles en el acero de la soldadura ($\Delta K=65 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $R=0.03$).

La fracción volumétrica de cavidades alcanza una saturación en un valor de aproximadamente el 7 %, y la distribución de estos "huecos" no es homogénea sobre la superficie de fractura, sino que presenta las heterogeneidades asociadas a la distribución de partículas.

4. DISCUSIÓN

En los ensayos realizados con el acero A515 y con el acero de la soldadura, bajo control de carga y con $R=0.03$, las velocidades de propagación de grieta observadas han podido relacionarse con ΔJ a través de las ecuaciones (4) y (5), cuyos exponentes son 1.26 y 1.45 respectivamente. Estos valores no difieren demasiado de los señalados en la bibliografía para otros aceros: n vale 1.56 para el acero AISI 316 [11] y 1.59 para el acero A533B [1].

Como puede deducirse de los coeficientes de correlación obtenidos, el parámetro ΔJ determinado a partir del área bajo el registro carga-apertura, y que por tanto considera la deformación elástica y plástica experimentada por el material en un ciclo de carga, permite analizar de manera correcta la propagación de grietas en condiciones elasto-plásticas. Con el objeto de comparar el grado de acuerdo entre los resultados obtenidos en los ensayos en los que es aplicable la MFEL y se utiliza el parámetro ΔK , y los correspondientes a los ensayos ΔJ se han transformado los datos de ΔK en ΔJ a partir de la expresión:

$$\Delta J = \frac{\Delta K^2}{E} \cdot (1 - \nu^2) \tag{6}$$

Así se han podido obtener las curvas $\log \Delta J$ - $\log da/dN$ correspondientes a todo el rango de velocidades de propagación estudiado para el acero A515 (Figura 7) y para la soldadura (Figura 8).

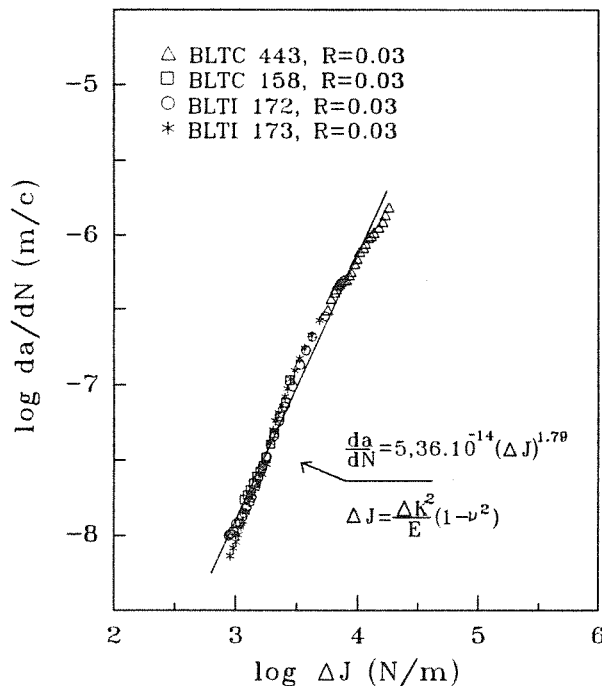


Fig. 7. Curvas ΔJ - da/dN para el acero A515 en todo el rango de velocidades de propagación.

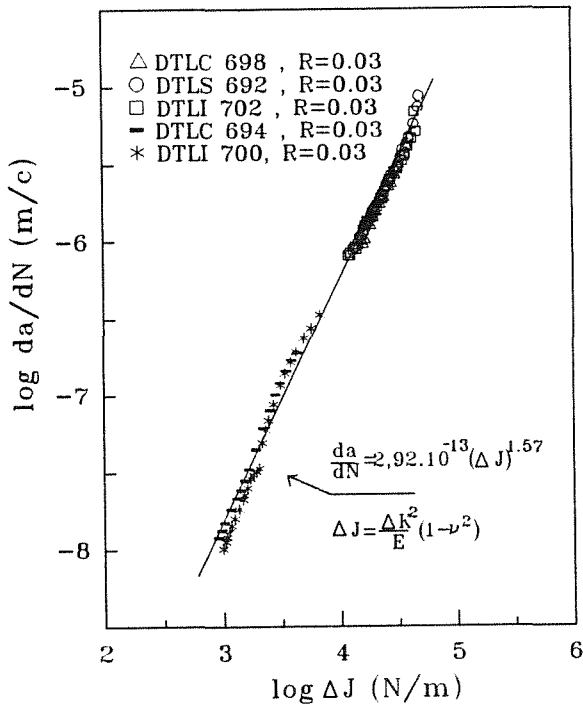


Fig. 8. Curvas ΔJ - da/dN para la soldadura en todo el rango de velocidades de propagación.

Como puede observarse, existe una buena correlación entre los dos grupos de datos en ambos aceros, de manera que todos los puntos correspondientes a velocidades de propagación elevadas, analizados mediante ΔJ , se encuentran en la zona correspondiente a la extrapolación de los resultados obtenidos cuando la grieta crece en un material en el que existe fluencia en pequeña escala ("ssy"). Ajustando todos los puntos correspondientes a cada acero a una sola recta mediante regresión lineal, se obtienen las siguientes ecuaciones:

$$\text{A515: } \frac{da}{dN} = 5.36 \cdot 10^{-14} \cdot (\Delta J)^{1.79}, \quad r = 0.993 \quad (7)$$

$$\text{Sold.: } \frac{da}{dN} = 2.92 \cdot 10^{-13} \cdot (\Delta J)^{1.57}, \quad r = 0.997 \quad (8)$$

donde da/dN está expresado en m/c y ΔJ en N/m.

A partir de estos ajustes queda de manifiesto que ΔJ resulta un parámetro válido para cuantificar da/dN , tanto en la zona en la que la propagación de grieta puede caracterizarse a través de la MFEL como en el intervalo de velocidades donde la misma deja de tener aplicabilidad.

Es importante señalar también, que aunque en estos ensayos se alcanzan velocidades de propagación muy

elevadas (sobre todo para el caso de la soldadura), no hay un aumento en da/dN superior al previsto por la ecuación de Paris (la correspondiente a los puntos de la primera zona en las Figuras 7 y 8). Esto es debido a que la colaboración de modos estáticos a la propagación de grieta es limitada. En el acero A515 la grieta progresa para todos los niveles de ΔJ estudiados por formación de estrías, y sólo puede encontrarse un pequeño n° de cavidades dúctiles en los últimos estadios de crecimiento. En el acero de la soldadura, además de mecanismos de estrías hay una contribución de modos estáticos dúctiles a la velocidad de propagación, que es más importante que en el acero A515. Sin embargo, la proporción en la que se encuentran las cavidades dúctiles en este material alcanza una saturación en un valor aproximado del 7%, tal y como se había observado en los ensayos para la determinación de la ecuación de Paris bajo $R=0.5$ a temperatura ambiente [9]. Incluso en los estadios finales de los ensayos, para los cuales $\Delta K = (\Delta J E / (1-\nu^2))^{0.5} \approx 100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, y $da/dN \approx 10^{-5} \text{ m/c}$, no se ha observado una fracción de cavidades superior.

Para finalizar, puede decirse que al ser el mecanismo de fractura predominante la formación de estrías, con una muy limitada colaboración de mecanismos estáticos dúctiles, no se produce una aceleración significativa en el crecimiento de grieta. Según Lu y Kobayashi [12], dicha aceleración tiene lugar cuando hay un cambio en el mecanismo de fractura desde el que tiene lugar cuando $J_{\max} < J_{Ic}$, que es la formación de estrías, al que se activa cuando $J_{\max} > J_{Ic}$ que es el desgarramiento dúctil del acero. En estos aceros, con una alta tenacidad, los valores de J_{Ic} son muy superiores a los alcanzados en los ensayos de fatiga, de ahí el comportamiento observado.

5. CONCLUSIONES

La caracterización de la propagación de grietas por fatiga en condiciones elasto-plásticas a través del parámetro ΔJ en estos materiales ha puesto de manifiesto que:

- ΔJ es un parámetro adecuado para cuantificar la velocidad de propagación da/dN tanto en la zona de Paris como en el rango de velocidades superiores a 10^{-6} m/c .
- En los aceros estudiados el mecanismo fundamental de propagación es a través de la formación de estrías, con una colaboración limitada de modos estáticos, más importante en el caso del acero de la soldadura.
- El hecho de que los mecanismos estáticos que colaboran al crecimiento de la grieta para elevados valores de ΔJ alcancen una saturación, justifica la inexistencia de un aumento en da/dN por encima del previsto en los últimos estadios de los ensayos.

6. AGRADECIMIENTOS

Los resultados mostrados forman parte de un proyecto de investigación CECA (7210/KE/93). Los aceros estudiados fueron suministrados por la empresa MAGUE (Portugal). M.A. Linaza agradece al Gobierno Vasco - Eusko Jaurlaritza la concesión de una beca de investigación.

7. REFERENCIAS

- [1] Dowling, N.E., Begley, J.A., "Mechanics of Crack Growth", ASTM STP 590, American Society for Testing and Materials, pp. 82-103 (1976).
- [2] Dowling, N.E., "Cyclic Stress-Strain and Plastic Deformation Aspects of Fatigue Growth", ASTM STP 637, American Society for Testing and Materials, pp. 97-121 (1977).
- [3] Wüthrich, Ch., Int. Journ. of Fracture, 20, pp. R35-R37 (1982).
- [4] Mc Evily, A. J., Beukelmann, D., Tanaka, K., in "Proceedings of 1974 Symposium on Mechanical Behavior of Materials", Kyoto, 1, pp. 269-281 (1974).
- [5] Taira, S., Tanaka, K., Ogawa, S., Journal of the Society of Materials Science (Japan), 26, pp. 93-98 (1977).
- [6] Taira, S., Tanaka, K., in Proceedings of International Conference on Mechanical Behavior of Materials, Kyoto, 2, pp. 48-58 (1972).
- [7] Bowles, C.Q., "Advances in Fatigue Science and Technology", C. Moura Branco and L. Guerra Rosa Eds., Kluwer Academic Publishers, Dordrecht, pp. 467-487 (1989).
- [8] Linaza, M.A., Rodriguez, J.M. y Fuentes, M., Anales de Mecánica de la Fractura, 8, pp. 135-140 (1991).
- [9] Linaza, M.A., Rodriguez, J.M. y Fuentes, M., Reliability and Structural Integrity of Advanced Materials (ECF9), EMAS, 1, pp. 397-402 (1992).
- [10] Merkle, J.G., Corten, H.T., Journ. Pressure Vessel Techn., 96, pp. 286-292 (1974)
- [11] Lambert, Y., Saillard, P., Bathias, C., "Fracture Mechanics: Nineteenth Symposium", ASTM STP 969, T.A. Cruse Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, pp. 318-329 (1988).
- [12] Lu, Y-L, Kobayashi, H., "Pressure Vessel Technology", Liu Cengdian and R.W. Nichols, Eds., Pergamon Press, 2, pp. 783-790 (1989).