

ANÁLISIS DEL EFECTO ENTALLA EN LA CURVA DE TRANSICIÓN DÚCTIL-FRÁGIL DEL ACERO S275JR

S. Cicero^{1*}, T. García¹, V. Madrazo¹

¹ Dpto. Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales, Universidad de Cantabria, Av/ Los Castros s/n, 39005, Santander, Cantabria, España.

*E-mail: ciceros@unican.es

RESUMEN

Este artículo presenta un análisis del efecto entalla en la zona de transición dúctil-frágil del acero ferrítico-perlítico S275JR. Para ello, en primer lugar se determina la temperatura de referencia del material (T_0), que resulta ser -26°C , y en segundo lugar se realizan ensayos de fractura sobre probetas CT a tres temperaturas diferentes dentro del rango de aplicación de la Curva Maestra del material ($T_0 \pm 50^\circ\text{C}$). Concretamente, los ensayos se realizan a -10°C , -30°C y -50°C , y sobre probetas con seis radios de entalla diferentes que van desde los 0 mm (fisuras) hasta los 2.0 mm. Los resultados muestran un claro efecto entalla en la curva de transición, con un aumento de la resistencia a fractura con el radio de entalla que produce un desplazamiento de la curva de transición dúctil-frágil hacia temperaturas menores, y un aumento de la tenacidad a fractura en el Lower Shelf del material. Finalmente se muestran las predicciones de la Curva Maestra de Entallas, herramienta que permite estimar la tenacidad aparente a fractura de aceros ferrítico-perlíticos entallados en la zona de transición dúctil-frágil del material.

ABSTRACT

This paper presents an analysis of the notch effect in the ductile-to-brittle transition zone of ferritic-pearlitic steel S275JR. With this aim, the material reference temperature (T_0) is firstly obtained, obtaining a value of -26°C . Secondly, CT fracture specimens are tested at three different temperatures within the validity range of the material Master Curve ($T_0 \pm 50^\circ\text{C}$). More precisely, the tests are performed at a -10°C , -30°C and -50°C , on CT notched specimens containing six different notch radii, from 0 mm (crack-type defect) up to 2.0 mm. The results show a clear notch effect on the ductile-to-brittle transition zone: the larger the notch radius the larger the fracture resistance, with a shift of the ductile-to-brittle transition curve towards lower temperatures and an increase of the fracture toughness in the material Lower Shelf. Finally, the predictions provided by the Notch Master Curve are presented. This tool allows the apparent fracture of ferritic-pearlitic steels containing notches to be estimated.

PALABRAS CLAVE: efecto entalla, curva de transición, curva maestra de entalla.

1. INTRODUCCIÓN

1.1. Efecto entalla

Es un fenómeno ampliamente conocido y reportado (ej., [1-10]) que los componentes con entallas desarrollan una mayor capacidad resistente que la que desarrollan cuando se encuentran fisurados. No obstante, es una práctica frecuente en la realidad industrial analizar las entallas como si fueran fisuras, dando como resultado análisis que en muchos casos son excesivamente conservadores, obligando por ejemplo a reparaciones o sustituciones de elementos estructurales que son innecesarias desde el punto de vista de la integridad estructural.

En un fallo frágil provocado por una fisura, la mecánica de la fractura establece que la situación crítica se alcanza cuando la tensión remota aplicada

multiplicada por la raíz cuadrada de la longitud de fisura es igual a una constante [11]:

$$\sigma^c \sqrt{a} = \text{cte}_1 \quad (1)$$

Por su parte, las entallas someten a los componentes estructurales a situaciones tensionales menos críticas, de tal manera que la ecuación (1) pasa a ser:

$$\sigma^c a^\alpha = \text{cte}_2 \quad (2)$$

en donde α es una constante. La particular naturaleza de las entallas hace pues necesario el desarrollo de metodologías específicas para su análisis a fractura que tengan en cuenta sus menores exigencias tensionales.

1.2. La Teoría de las Distancias Críticas

La Teoría de las Distancias Críticas (TDC) es en realidad un conjunto de metodologías que tienen en común el hecho de que en las evaluaciones de fractura utilizan, junto a la tenacidad a fractura, un parámetro característico del material con unidades de longitud (la distancia crítica, L) [1,2]. Los orígenes de la TCD se localizan a mediados del siglo XX con los trabajos de Neuber [3] y Peterson [4], pero su mayor desarrollo se ha producido en la última década, estableciendo su aplicabilidad a diferentes tipos de materiales (ej., metales, cerámicos, polímeros y compuestos), procesos (principalmente fractura y fatiga) y condiciones (ej., elástico-lineal frente elástico-plástico). El parámetro de longitud mencionado anteriormente es normalmente conocido como L (distancia crítica), y su expresión (en análisis de fractura) es:

$$L = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_0} \right)^2 \quad (3)$$

Donde K_{IC} es la tenacidad a fractura del material y σ_0 es un parámetro resistente característico del material (denominado tensión inherente), generalmente mayor que σ_u , que debe ser calibrado. Sólo en aquellas condiciones en las cuales el comportamiento elástico-lineal se da tanto a escala macroscópica como microscópica (ej., fractura en materiales cerámicos) σ_0 coincide con σ_u .

Entre las metodologías incluidas en la TCD, el Método del Punto (PM) y el método de la línea (LM) destacan por su sencillez de aplicación [1]:

- El Método del Punto (PM, *Point Method*): es la aproximación más sencilla, y asume que el fallo se produce cuando la tensión alcanza el valor de la tensión inherente (σ_0) a una determinada distancia del frente de la entalla, igual a $L/2$. Así resulta que el criterio de fallo es:

$$\sigma\left(\frac{L}{2}\right) = \sigma_0 \quad (4)$$

- El Método de la Línea (LM, *Line Method*): supone que el fallo se produce cuando la tensión media a lo largo de una longitud determinada, que resulta ser $2L$, alcanza el valor de la tensión inherente, σ_0 . Por lo tanto, la expresión del LM es:

$$\frac{1}{2L} \int_0^{2L} \sigma(r) dr = \sigma_0 \quad (5)$$

Las predicciones usando LM son un poco distintas a las que se obtienen al usar PM [7], pero ambos métodos generan resultados razonablemente parecidos a los datos obtenidos experimentalmente.

Las diferentes metodologías de la TDC se pueden aplicar para generar predicciones de la tenacidad aparente (K_{IN}) que presentan los componentes entallados [1]. Si se utiliza el PM es necesario considerar la distribución de tensiones en el fondo de entalla propuesto por Creager and Paris [5], que es la existente en el fondo de fisura pero desplazada una distancia igual a la mitad del radio de entalla:

$$\sigma(r) = \frac{K_I}{\sqrt{\pi}} \frac{2(r+\rho)}{(2r+\rho)^{3/2}} \quad (6)$$

Considerando esta distribución tensional, las condiciones de rotura del PM (ecuación (4)) y la definición de la distancia crítica L (ecuación (3)), y estableciendo que el fallo se produce cuando K_I es igual a K_{IN} , se obtiene fácilmente la siguiente ecuación [1]:

$$K_{IN} = K_{IC} \frac{\left(1 + \frac{\rho}{L}\right)^{3/2}}{\left(1 + \frac{2\rho}{L}\right)} \quad (7)$$

Análogamente, la aplicación del LM proporciona la ecuación (8):

$$K_{IN} = K_{IC} \sqrt{1 + \frac{\rho}{4L}} \quad (8)$$

Se pueden encontrar más detalles acerca de la TDC, sus distintas propuestas para el análisis del efecto entalla y la comparación entre sus correspondientes predicciones en la literatura especializada (ej., [1]).

1.3. La Curva Maestra

La Curva Maestra o Curva Patrón (*Master Curve*) [12-14] constituye una herramienta de caracterización a fractura en la Zona de Transición Dúctil-Frágil (ZTDF) de una amplia variedad de aceros, fundamentalmente de aquellos de naturaleza ferrítico-perlítica. Se fundamenta en cuestiones de tipo estadístico, relacionadas con la distribución de partículas promotoras de procesos de clivaje en el entorno del frente de fisura, y en un amplísimo número de resultados experimentales. En todo caso, el comportamiento en fractura de un determinado acero en su ZTDF queda completamente caracterizado una vez conocida la Temperatura de Referencia (T_0) del mismo, que es aquella temperatura a la cual la mediana de la distribución de tenacidades a fractura (en forma de K_{Jc}) resulta ser igual a $100 \text{ MPam}^{1/2}$ en probetas de 25 mm de espesor. Conocida T_0 , es posible determinar la Curva Maestra para distintos valores de probabilidad de fallo. Así, en probetas de 25 mm de espesor, las curvas asociadas a probabilidades de fallo del 95, 50 y

5% son, respectivamente, las recogidas en las ecuaciones (9), (10) y (11) (ver Figura 1):

$$K_{Jc,0.95} = 34.5 + 101.3e^{0.019(T-T_0)} \quad (9)$$

$$K_{Jc,0.50} = 30 + 70e^{0.019(T-T_0)} \quad (10)$$

$$K_{Jc,0.05} = 25.2 + 36.6e^{0.019(T-T_0)} \quad (11)$$

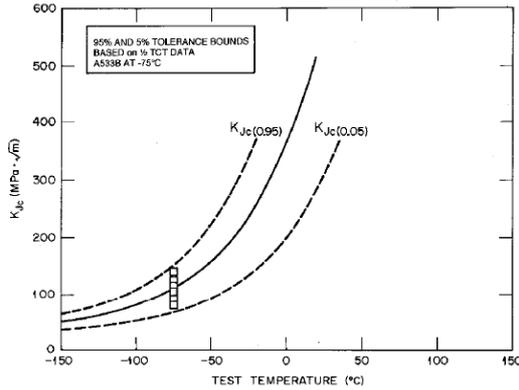


Figura 1. Representación de la Curva Maestra para distintos valores de probabilidad de fallo (tomada de [13]).

2. MODELO PARA LA PREDICCIÓN DE LA RESISTENCIA A FRACTURA EN LA ZTDF EN CONDICIONES ENTALLADAS

En este trabajo se valida la Curva Maestra de Entallas (CME) en el acero S275JR, herramienta de análisis presentada por primera vez en [15]. En dicho documento quedó validada la CME en el análisis del acero S355J2, acero con una tenacidad muy superior a la del material analizado en este trabajo. La CME propone combinar la Curva Maestra del material (propia del material en presencia de fisuras), como herramienta de caracterización a fractura del material en la ZTDF, con las correcciones por efecto entalla proporcionadas por la TDC. A este último respecto, y por simplicidad, se considerará la corrección proporcionada por el LM en la expresión de la tenacidad aparente a fractura (ecuación (8)), extendiendo su aplicación a situaciones elastoplásticas en las cuales la tenacidad a fractura del material viene determinada por el parámetro \$K_{Jc}\$ [13,16]. Así, las ecuaciones (9) a (11) quedan corregidas por efecto entalla (dando lugar a la Curva Maestra de Entalla, CME) de la siguiente manera:

$$K_{JN,0.95} = \left(34.5 + 101.3e^{0.019(T-T_0)}\right) \sqrt{1 + \frac{\rho}{4L}} \quad (12)$$

$$K_{JN,0.50} = \left(30 + 70e^{0.019(T-T_0)}\right) \sqrt{1 + \frac{\rho}{4L}} \quad (13)$$

$$K_{JN,0.05} = \left(25.2 + 36.6e^{0.019(T-T_0)}\right) \sqrt{1 + \frac{\rho}{4L}} \quad (14)$$

3. PROGRAMA EXPERIMENTAL

Para la validación del modelo propuesto con anterioridad, se ha planteado un programa experimental que comprende el ensayo a fractura de 84 probetas CT de 25 mm de espesor, cuya geometría sigue las indicaciones de [16]. El programa comenzó con 36 ensayos a -10°C, seis con cada uno de los radios de entalla analizados: 0 mm (fisura), 0.15 mm, 0.25 mm, 0.50 mm, 1.0 mm y 2.0 mm. Los ensayos realizados en las probetas fisuradas permitieron una primera estimación de \$T_0\$, que resultó estar próxima a los -20 °C. A continuación, se ensayaron 24 probetas a -30°C (4 por radio de entalla) y 24 probetas a -50°C (igualmente, 4 por entalla). Con todas las probetas fisuradas (6 a -10°C y 4 a -30 y -50°C) se recalculó \$T_0\$ según el método multitemperatura [13], resultando -26°C.

Para la aplicación de las ecuaciones (12) a (14) queda por determinar el valor de L. Para ello se representó, a cada temperatura, la evolución de la resistencia a fractura en función de la raíz cuadrada del radio de entalla, realizándose la calibración de L al aplicar la ecuación (8) y determinando el valor de la distancia crítica que proporcionaba el mejor ajuste experimental. Las figuras 2 a 5 muestran los resultados experimentales de resistencia a fractura junto con el correspondiente ajuste.

En primer lugar (Figura 2) se observa un claro efecto entalla, de tal manera que cuando aumenta el radio de entalla lo hace también la resistencia a fractura. De igual manera, y a excepción del radio de 2.0 mm, el efecto de la temperatura es evidente: a medida que la temperatura aumenta dentro de la ZTDF del material, crece igualmente la resistencia a fractura del material.

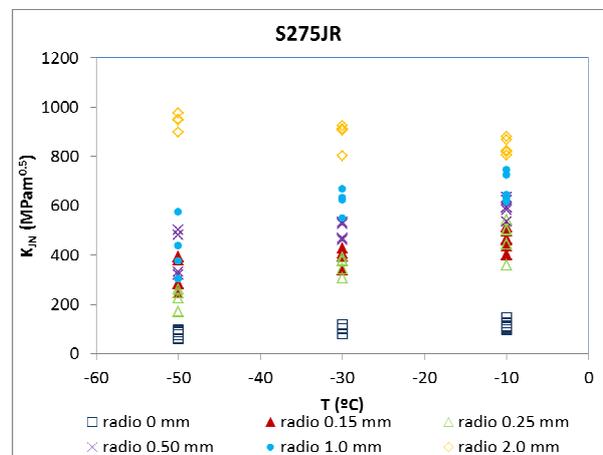


Figura 2. Resultados experimentales de tenacidad aparente para distintos radios de entalla y a diferentes temperaturas dentro de la ZTDF.

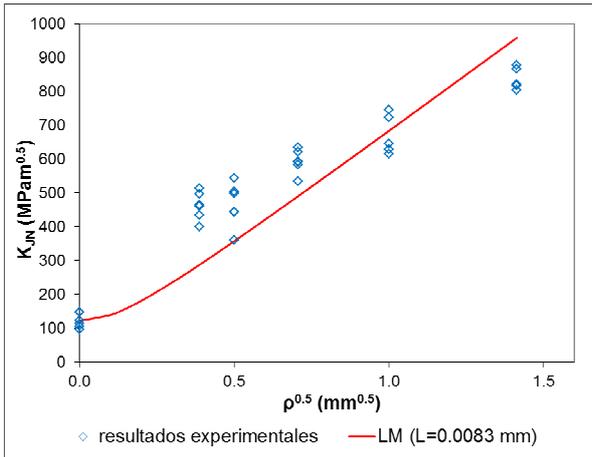


Figura 3. Ajuste experimental según el LM de los resultados de tenacidad aparente ($L=0.0083$ mm). $T = -10^{\circ}\text{C}$.

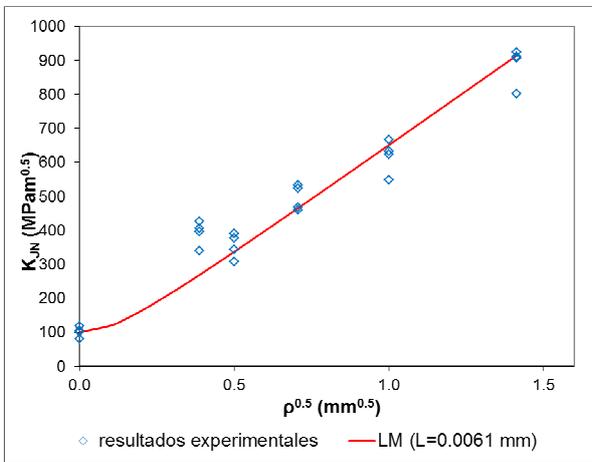


Figura 4. Ajuste experimental según el LM de los resultados de tenacidad aparente ($L=0.0061$ mm). $T = -30^{\circ}\text{C}$.

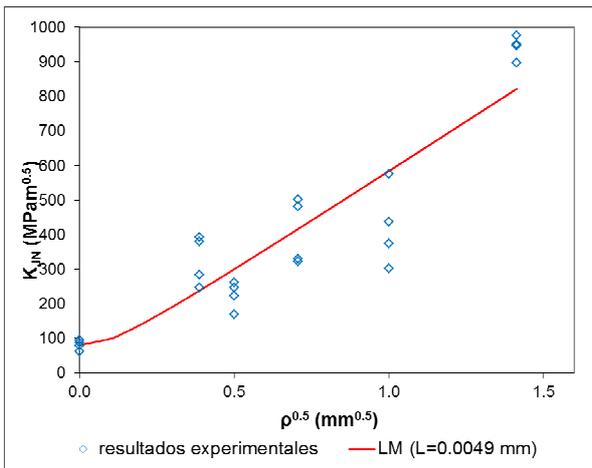


Figura 5. Ajuste experimental según el LM de los resultados de tenacidad aparente ($L=0.0049$ mm). $T = -50^{\circ}\text{C}$.

Los valores de L a distintas temperaturas son aparentemente dispares, pero sin embargo todos ellos tienen el mismo orden de magnitud (entre 4-9 micras).

Además, tal y como se explica en [15], el hecho de que el valor de L aparece dentro de una raíz cuadrada en las ecuaciones (12) a (14), hace que las diferencias en las predicciones que puedan darse al utilizar uno u otro valor se vean claramente atenuadas. Por ello, y por simplicidad en la aplicación del modelo predictivo propuesto en este trabajo, se va a considerar un valor de L constante igual a la media de los tres valores obtenidos, resultando 0.0064 mm. La Figura 6 muestra los valores de L obtenidos, junto con el valor medio considerado en las predicciones del apartado 4 y el ajuste polinómico de segundo grado que podría utilizarse en busca de una mayor precisión (en la práctica las predicciones obtenidas son muy similares en ambos casos).

4. APLICACIÓN DEL MODELO

Una vez estimado L se aplican para cada radio de entalla las ecuaciones (12) a (14), mostrándose los resultados en las figuras 7 a 12. Se puede observar cómo el modelo CME, en su versión más sencilla que hace uso de un valor constante de la distancia crítica del material, proporciona buenas predicciones de la tenacidad aparente dentro de la ZTDF en condiciones entalladas.

Las predicciones son particularmente buenas para temperaturas de -10°C y -30°C , y algo menos precisas (aunque generalmente conservadores) a -50°C . Las peores predicciones se obtienen para un radio de entalla de 0.15 mm, si bien el mejor ajuste de los resultados experimentales mostrado en las figuras 3 a 5 pasa notablemente por debajo de los resultados experimentales. Es decir, el conservadurismo observado no viene de la propia definición de la CME, si no del ajuste realizado mediante la TDC a la hora de calibrar L .

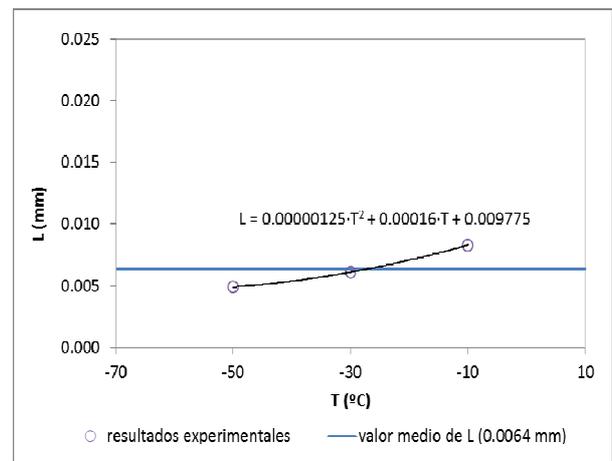


Figura 6. Valores de L obtenidos del ajuste experimental, valor medio de L considerado en los cálculos (0.0064 mm), y ajuste polinómico de L .

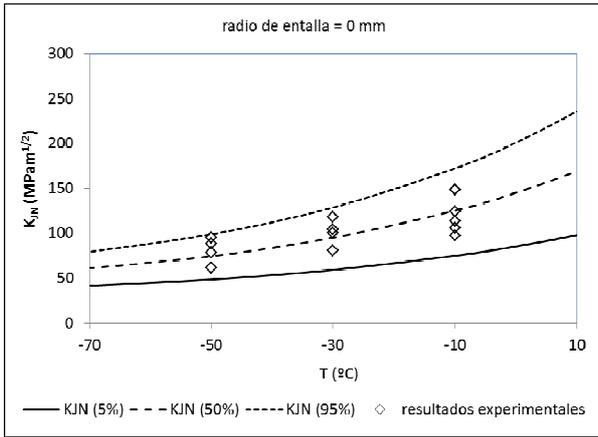


Figura 7. Predicciones (del 5, 50 y 95 % de probabilidad de fallo) de la CME en probetas con $\rho=0$ mm, y comparación con resultados experimentales.

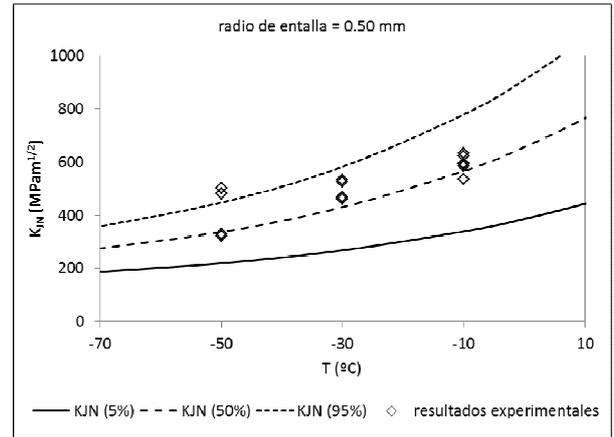


Figura 10. Predicciones (5, 50 y 95 % de probabilidad de fallo) de la CME en probetas con $\rho=0.50$ mm, y comparación con resultados experimentales.

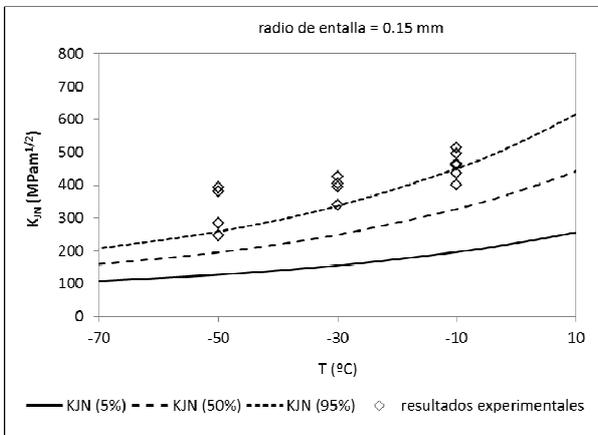


Figura 8. Predicciones (5, 50 y 95 % de probabilidad de fallo) de la CME en probetas con $\rho=0.15$ mm, y comparación con resultados experimentales.

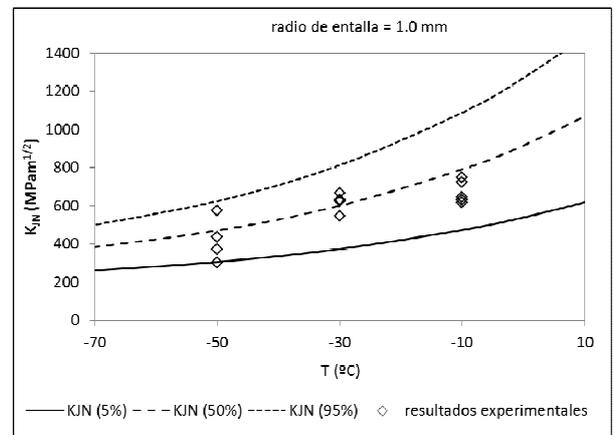


Figura 11. Predicciones (5, 50 y 95 % de probabilidad de fallo) de la CME en probetas con $\rho=1.0$ mm, y comparación con resultados experimentales.

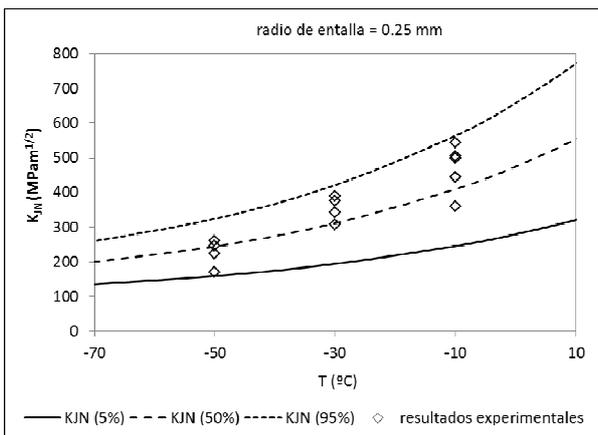


Figura 9. Predicciones (5, 50 y 95 % de probabilidad de fallo) de la CME en probetas con $\rho=0.25$ mm, y comparación con resultados experimentales.

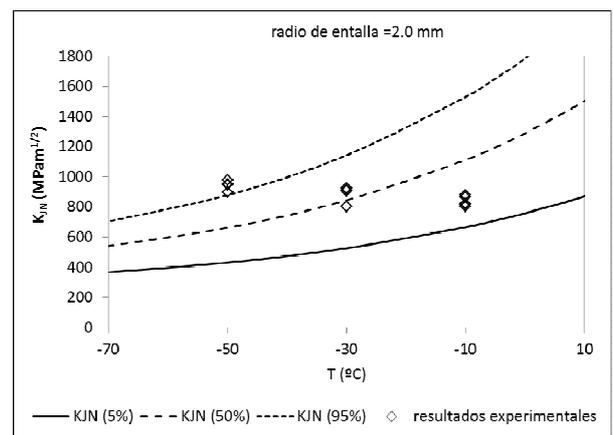


Figura 12. Predicciones (5, 50 y 95 % de probabilidad de fallo) de la CME en probetas con $\rho=2.0$ mm, y comparación con resultados experimentales.

5. CONCLUSIONES

En este trabajo se valida un modelo (CME) para la predicción de la resistencia a fractura de aceros ferrítico-perlíticos en su Zona de Transición Dúctil-Frágil (ZTDF) y en condiciones entalladas (tenacidad aparente). El modelo se basa en la combinación de la Curva Maestra del material con las correcciones por efecto entalla proporcionadas por la Teoría de las Distancias Críticas. La validación se realiza en el acero S275JR, que se une a la realizada en [15] en el acero S355J2.

El modelo se ha aplicado a un total de 84 ensayos realizados dentro de la ZTDF del material, comparándose los resultados experimentales con las predicciones del modelo CME. En su versión más simple, consistente en considerar un único valor constante de L (su valor medio) dentro de la ZTDF, el modelo CME ha proporcionado buenas predicciones de la tenacidad aparente del acero S275JR.

AGRADECIMIENTOS

Los autores de este trabajo desean agradecer al Ministerio de Ciencia e Innovación del Gobierno de España la financiación del proyecto MAT2010-15721, (subprograma MAT): “Análisis de Integridad Estructural en Defectos Tipo Entalla”, de cuyos resultados se deriva este artículo.

REFERENCIAS

- [1] Taylor, D., *The Theory of Critical Distances: a New Perspective in Fracture Mechanics*, Elsevier, Oxford, UK, 2007.
- [2] Taylor, D., Cornetti, P., Pugno, N., *The fracture mechanics of finite crack extension*, *Engineering Fracture Mechanics*, 72, pp. 1021-1038, 2005.
- [3] Neuber, H., *Theory of notch stresses: principles for exact calculation of strength with reference to structural form and material*. Berlin: Springer Verlag, 1958.
- [4] Peterson, R.E., *Notch sensitivity*. In: Sines G, Waisman JL, eds. *Metal fatigue*. New York, McGraw Hill (1959), pp. 293–306.
- [5] Creager, M., and Paris, C., *Elastic Field Equations for Blunt Cracks with Reference to Stress Corrosion Cracking*, *International Journal of Fracture*, 3, pp. 247-252, 1967.
- [6] Cicero, S., Madrazo, V., and Carrascal, I.A., *Analysis of Notch Effect in PMMA by Using the Theory of Critical Distances*. *Engineering Fracture Mechanics*, 86, pp. 56-72, 2012.
- [7] Cicero, S., Madrazo, V., Carrascal, I.A., and Cicero, R., *Assessment of Notched Structural Components Using Failure Assessment Diagrams and the Theory of Critical Distances*. *Engineering Fracture Mechanics*, 78, pp. 2809-2825, 2011.
- [8] Madrazo, V., Cicero, S., and Carrascal, I.A., *On the point method and the line method notch effect predictions in Al7075-T651*. *Engineering Fracture Mechanics*, 79, pp. 363–379, 2012.
- [9] Cicero, S., Gutiérrez-Solana, F., Horn, A.J., *Experimental Analysis of Differences in Mechanical Behaviour of Cracked and Notched Specimens in a Ferritic-Pearlitic Steel: Considerations about the Notch Effect on Structural Integrity*. *Engineering Failure Analysis*, 16, pp. 2450-2466, 2009.
- [10] Horn, A.J., Sherry, A.H., *Predictions of cleavage fracture from non-sharp defects using the Weibull stress based toughness scaling model*. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 87, pp. 670-680, 2010.
- [11] Griffith, A.A., *The Phenomena of Rupture and Flow in Solids*. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London*. A 221, pp. 163-198, 1920.
- [12] Wallin, K., *The scatter in K_{Ic} results*. *Engineering Fracture Mechanics*, 19, pp. 1085-1093, 1984.
- [13] ASTM 1921-03, *Test Method for the Determination of Reference Temperature T_0 for Ferritic Steels in the Transition Range*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Estados Unidos, 2003.
- [14] Ferreño, D., Scibetta, M., Gorrochategui, I., Lacalle, R., van Walle, E., Gutiérrez-Solana, F., *Validation and application of the Master Curve and reconstitution techniques to a Spanish nuclear vessel*. *Engineering Fracture Mechanics*, 76, pp. 2495-2511, 2009.
- [15] Cicero, S., García, T., Madrazo, V., Carrascal, I., Cuervo, J., *Análisis del efecto entalla en la curva de transición dúctil-frágil del acero S355J2*, *Anales de Mecánica de la Fractura*, 30, pp. 279-285, 2013.
- [16] ASTM E 1820-11, *Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Estados Unidos, 2011.