

ROTURA POR CLIVAJE INDUCIDA POR LA PERLITA EN UN ACERO FERRITICO-PERLITICO: EFECTO DEL ESPESOR

A. Valiente y F. J. Gómez

Departamento de Ciencia de Materiales
E.T.S. de Ingenieros de Caminos. Universidad Politécnica de Madrid

Resumen. En un trabajo anterior los autores formularon un modelo probabilístico para explicar la rotura por clivaje de un acero estructural ferrítico-perlítico en el intervalo de -150°C a 20°C . Las características microscópicas (morfología de fractura) y macroscópicas (dispersión de la tenacidad de fractura) de la rotura se apartaban de los resultados típicos en el clivaje de matrices ferríticas. El modelo está basado en atribuir la iniciación del clivaje a las colonias de perlita mediante el mecanismo de Miller y Smith activado por las fuertes deformaciones plásticas que acompañan al enromamiento del frente de fisura. Para calibrar el modelo y comparar sus predicciones con los resultados experimentales se usó el tipo de dependencia con la temperatura que la curva patrón establece empíricamente para los aceros ferríticos. El resultado favorable de la comparación ha conducido a la ampliación del trabajo con una nueva serie de ensayos de tenacidad del mismo acero realidos a las mismas temperaturas, pero con un espesor de probeta menor. Nuevamente, la comparación de predicciones teóricas y resultados experimentales confirma la validez del modelo.

Abstract. In a previous work, the authors developed a probabilistic model to explain the cleavage fracture of a carbon structural steel that deviated from what is typical of a ferritic matrix, being affected the scatter of fracture toughness and fractographic features within the temperature range from -150°C to 20°C . The model assumed that cleavage was nucleated and triggered in pearlite within the blunting zone of the crack tip by the mechanism of Miller and Smith. Furthermore the same type of dependence with temperature empirically stated by the master curve for ferritic steels was used in order to calibrate the model for the tested steel, its predictions being shown to agree with the available experimental results. In the present work the predictions of the model are reassessed with a new series of fracture tests performed for the same steel and temperature range, but with a smaller specimen thickness.

1. INTRODUCCION

La rotura por clivaje es posiblemente el tipo de fallo más temido en ingeniería estructural. Debido a ello este fenómeno ha sido ampliamente estudiado por los investigadores, especialmente cuando afecta a los aceros estructurales. La mayor parte de estas investigaciones están dedicadas a estudiar las condiciones que producen el clivaje transgranular de matrices ferríticas, cuyas características fractográficas y cuyos efectos sobre la dispersión de la tenacidad de fractura de los aceros al carbono son bien conocidos y se consideran generalizables a todos los aceros de este tipo. Por tal motivo, la rotura por clivaje de un acero al carbono que se aparta de los patrones conocidos es una anomalía digna de ser investigada.

El estudio de una de estas anomalías dió lugar a un trabajo anterior [1] donde se formuló un modelo probabilístico de rotura por clivaje para aceros ferrítico-perlíticos con iniciación en la perlita. El acero estudiado mostraba la topografía típica de las roturas por clivaje en sus superficies de fractura, con la excepción de la presencia de iniciadores; la zona de iniciación había sido sustituida por una zona de morfología dúctil cuya extensión coincidía con la de la zona de grandes deformaciones que acompañan al enromamiento de la fisura [2].

El modelo probabilístico formulado propone el mecanismo de iniciación de Miller y Smith [4] para la perlita en sustitución del de Smith [5] para la ferrita. De este modo los iniciadores del clivaje serían parejas dañadas de láminas cementíticas pertenecientes a una misma colonia perlítica, en lugar de partículas débiles o inclusiones frágiles partidas en dos por un apilamiento contiguo de dislocaciones en borde de grano. Además, en el modelo el papel de fuerza motriz necesaria para propagar el clivaje a partir del iniciador es asignado a las deformaciones plásticas y no a la tensión de Weibull [6], con el campo de grandes deformaciones que acompaña al enromamiento de la fisura [3] como fuente de fuerza motriz en sustitución del campo de tensiones de la zona de proceso de fractura [7]. El desarrollo del modelo a partir de estas bases conduce a la función de probabilidad de la tenacidad de fractura medida en términos del COD y predice el efecto del espesor sobre la distribución, pero no el de la temperatura. La misma situación se produce en los modelos probabilísticos de rotura por clivaje desarrollados para matrices ferríticas [6], donde la influencia de la temperatura ha sido incorporada sobre bases empíricas a través de la curva patrón [8]. El modelo a aplicar en este trabajo fue satisfactoriamente calibrado en función de la temperatura para los resultados experimentales disponibles [1], adoptando el mismo tipo de de-

pendencia que la curva patrón, incluido el valor de las constantes a las que ésta atribuye carácter universal para todos los aceros ferríticos.

En el presente trabajo se han ampliado los resultados experimentales con una nueva serie de ensayos de tenacidad que cubren el mismo intervalo de temperaturas y han sido realizados con el mismo acero, pero con probetas compactas de un nuevo espesor.

2. MODELO TEORICO

La hipótesis del modelo es que el clivaje es inducido por la perlita y la iniciación se produce cuando el área del plano de la fisura fuertemente deformada a causa del enroscamiento alcanza a dos láminas de cementita con el daño mínimo necesario para que su incorporación al intenso campo de deformación plástica allí imperante active sobre ellas el mecanismo de Miller y Smith. El modelo asume que el tamaño de las microfisuras recién formadas mediante este mecanismo es suficiente para desencadenar el clivaje, de acuerdo con las observaciones fractográficas y las estimaciones de dicho tamaño realizadas por Park y Bernstein [9] para aceros puramente perlíticos. La figura 1 ilustra el proceso: en ausencia de carga la pareja de láminas cementíticas que provocará la rotura por clivaje se encuentran en el plano de la fisura, ocupando la posición indicada respecto al frente.

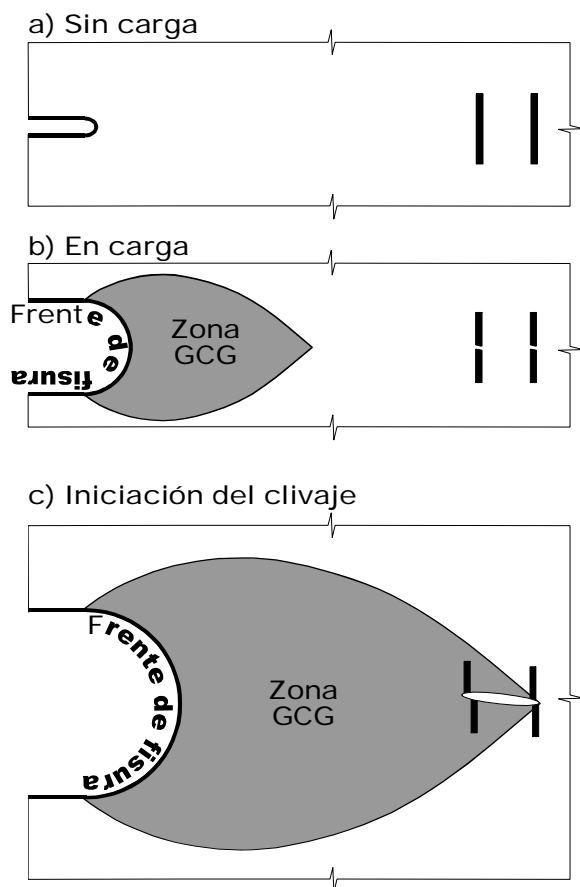


Fig. 1.– Mecanismo de clivaje del modelo aplicado. A medida que la carga aumenta, el frente de fisura se re-

dondea y desarrolla tras de sí una zona fuertemente deformada con grandes cambios geométricos (zona GCG). Esta zona crece con la carga y se acerca progresivamente a la pareja de láminas cementíticas hasta absorberlas. La plastificación de la zona de material donde se hallan estas láminas es previa a su incorporación a la zona GCC, y da lugar al daño que convierte a las dos láminas en iniciadores potenciales del clivaje. Al producirse la incorporación, se activa el mecanismo de Miller y Smith formándose una microfisura en la colonia perlítica cuyo tamaño es suficiente para desencadenar el clivaje. La condición de iniciación del clivaje es pues la incorporación de las dos primeras láminas suficientemente dañadas a la zona GCG, siendo la distribución al azar de estas láminas (en lo sucesivo iniciadores) dentro de la microestructura del material el factor que confiere naturaleza aleatoria a la rotura por clivaje.

Sea $P_0(A)$ la probabilidad de no encontrar ninguno de tales iniciadores en un área A del plano de la fisura, y $P_1(A)$ la probabilidad de encontrar uno. Bajo carga en modo I, la zona GCG se extiende desde el frente de la fisura hasta una distancia aproximadamente igual al doble del COD [3], y en consecuencia ocupa en el plano de la fisura un área rectangular de lados el espesor de probeta B y el doble del COD. Para que el clivaje no se produzca antes de que el COD alcance un valor δ , el rectángulo, cuya área es $2B\delta$, debe contener menos de dos iniciadores, es decir, uno o ninguno. La probabilidad de que esto ocurra es $P_0(2B\delta) + P_1(2B\delta)$ y la probabilidad P_F de rotura para un valor de COD inferior a δ es la complementaria:

$$P_F = 1 - P_0(2B\delta) - P_1(2B\delta) \quad (1)$$

Para determinar explícitamente P_F es necesario conocer las funciones $P_0(A)$ y $P_1(A)$. La distribución de iniciadores se puede aproximar por una distribución de Poisson admitiendo que: a) la presencia de un iniciador requiere un área umbral u que no puede compartir ni total ni parcialmente con otro iniciador; b) la probabilidad q de que un área de extensión umbral contenga un iniciador es independiente de la situación del área en el material (y asimismo lo es la probabilidad $1 - q$ de que no haya ningún iniciador); c) la probabilidad q es muy inferior a la unidad ($q \ll 1$). Un área de extensión A estará libre de iniciadores si lo están las A/u áreas de extensión umbral en que puede descomponerse, pero la probabilidad de que esto suceda es $(1 - q)^{A/u}$ en virtud de las hipótesis admitidas. En virtud de las mismas hipótesis, la probabilidad de que el área de extensión A contenga un iniciador es $q(1 - q)^{A/u-1} A/u$, ya que el iniciador deberá ocupar una cualquiera de las A/u áreas umbral, pero sólo una. Por consiguiente, introduciendo la cantidad con dimensiones de área a la inversa $N = q/u$ para poder escribir $A/u = NA/q$, se tiene:

$$P_0(A) = (1-q)^{\frac{NA}{q}} = [(1-q)^{\frac{1}{q}}]^{-NA} \cong e^{-NA} \quad (2)$$

$$P_1(A) = q(1-q)^{\frac{NA}{q}-1} \frac{NA}{q} = NA \frac{(1-q)^{\frac{NA}{q}}}{1-q} = NA \frac{[(1-q)^{\frac{1}{q}}]^{-NA}}{1-q} \cong NAe^{-NA} \quad (3)$$

y sustituyendo en [1] con $A = 2\delta B$:

$$P_F = 1 - (1 + 2NB\delta)e^{-2NB\delta} \quad (4)$$

La deducción de las igualdades (3) y (4) se puede generalizar para obtener la probabilidad de que un área de extensión A contenga n iniciadores, confirmando el resultado que la distribución del número de iniciadores en el área es la de Poisson de media NA . De este modo la constante N adquiere el significado de número medio de iniciadores por unidad de área.

La ecuación (4) es la función de distribución de la tenacidad fractura medida a través del COD y depende de un solo parámetro δ_T , que actúa como parámetro de escala:

$$\delta_{TB} = \frac{1}{2NB} \quad (5)$$

$$P_F = 1 - (1 + \delta/\delta_{TB})e^{-\delta/\delta_{TB}} \quad (6)$$

Los valores respectivos de la media, la moda, la desviación típica y los percentiles del 10% y del 90% de esta distribución son $2\delta_{TB}$, δ_{TB} , $\sqrt{2}\delta_{TB}$, $2\delta_{TB}$, $0,53\delta_{TB}$ y $3,90\delta_{TB}$. La figura 2 es la representación gráfica de la distribución.

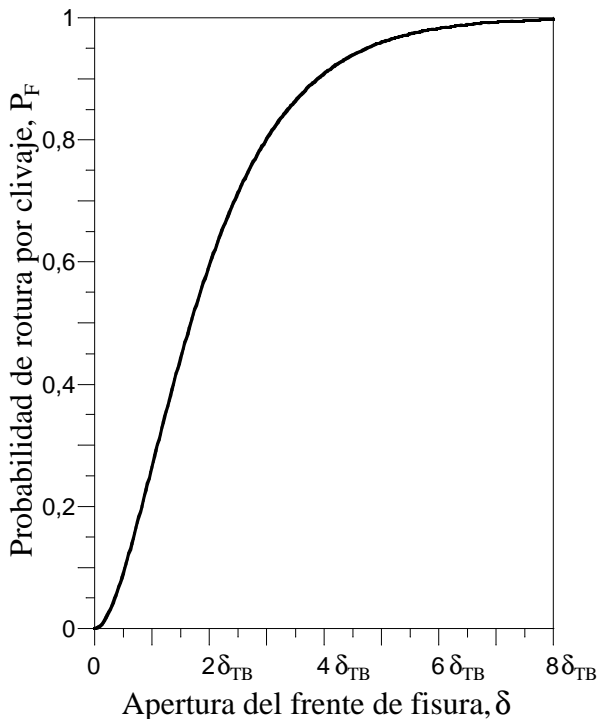


Fig. 2.- Función de distribución deducida del modelo.

La ecuación (4) determina de modo directo el efecto del espesor sobre la tenacidad, pero el de la temperatura sólo está determinado indirectamente, a través de la dependencia de la densidad areolar N de iniciadores con la temperatura. La función de distribución de la tenacidad deducida teóricamente para el clivaje de matrices ferríticas tiene la misma limitación y la relación de dependencia desconocida se establece empíricamente, a través de la tenacidad para un espesor de referencia B_0 : el valor medio del exceso de tenacidad sobre un umbral universal crece con la temperatura T según una función del tipo ke^{cT}/B_0 , donde $c = 0,019(^{\circ}C)^{-1}$ y k es una constante propia de cada acero [8]. La dependencia de la función de distribución con el espesor es tal que la influencia de la temperatura queda determinada para cualquier espesor una vez se establece para uno dado. La representación gráfica de la familia de funciones ke^{cT}/B_0 son curvas idénticas trasladadas a lo largo del eje de abscisas, cuya forma común se denomina curva patrón.

Incorporando a las ecuaciones (5) y (6) el tipo de dependencia con la temperatura de la curva patrón, resulta:

$$\frac{1}{2NB_0} = \delta_{TB_0} = \frac{ke^{cT}}{B_0} \Rightarrow \delta_{TB} = \frac{1}{2NB} = \frac{ke^{cT}}{B} \quad (7)$$

$$P_F = 1 - \left(1 + \frac{B}{ke^{cT}}\delta\right)e^{-\frac{B}{ke^{cT}}\delta} \quad (8)$$

La calibración del modelo para un material dado consistiría en la determinación de la constante k mediante valores del COD medidos al producirse la rotura por clivaje. El método propuesto en [10] se basa en la estimación por máxima verosimilitud y permite calibrar el modelo si se dispone de n de estos valores obtenidos ensayando probetas de espesor B , cada uno de ellos δ_i a la temperatura de ensayo T_i . La constante del material k hace extremo el valor de la función U :

$$U = \sum_{i=1}^n \ln \frac{dP_F}{d\delta} \Big|_{\delta_i, T_i} \quad (9)$$

y viene dada por:

$$0 = \frac{dU}{dk} \Rightarrow k = \frac{B}{2n} \sum_{i=1}^n e^{-cT_i} \delta_i \quad (10)$$

3. EXPERIMENTACION REALIZADA

El material con el que se ha llevado a cabo la experimentación es el acero al carbono procedente de un tubo de 112 mm de radio y 16 mm de espesor de la referencia [1]. La estructura es ferrítico-perlítica con un 25% de perlita en peso aproximadamente. La composición química es la de la tabla 1 y las propiedades mecánicas convencionales a temperatura ambiente son las de la tabla 2.

Tabla 1.– Composición química del acero (% en peso)

C	Mn	Si	Cr	V	Ni	P	S
0,20	1,14	0,21	0,18	0,08	0,07	0,006	0,001

Tabla 2.– Propiedades mecánicas del acero a 20°C

Límite elástico $R_{p0.2}$	Resistencia a tracción R_m	Módulo elástico E	Constantes de Ramberg-Osgood ($\sigma = \sigma_0 \epsilon^n$) n ; σ_0
480 MPa	710 MPa	200 GPa	6,5; 1120 MPa;

La evolución de estas propiedades con la temperatura entre -150°C y 20°C figura en la referencia [1]. El módulo elástico y el exponente de endurecimiento por deformación n apenas son afectados por la temperatura. El límite elástico $R_{p0.2}$, la resistencia a tracción R_m y la constante tensional de Ramberg-Osgood σ_0 crecen al disminuir la temperatura según las relaciones lineales:

$$\begin{aligned} R_{p0.2} &= 508 - 1,285T \\ R_m &= 727 - 0,976T \\ \sigma_0 &= 1154 - 1,575T \end{aligned} \quad (11)$$

donde la temperatura T se expresa en $^\circ\text{C}$ y las tensiones en MPa. Los ensayos de tenacidad descritos en [1] se realizaron con probetas compactas normalizadas de 12,5 mm de espesor preagrietadas por fatiga hasta reducir el ligamento resistente a 10 mm. El espesor se redujo a 10 mm mediante ranuras laterales. Para este trabajo se han realizado nuevos ensayos de tenacidad con probetas compactas preagrietadas del mismo canto útil (25 mm) y ligamento que las de [1], pero de 8 mm de espesor bruto y 6,4 mm de espesor neto. Todos los ensayos se eje-

cutaron conforme a la norma EFAM GTP 94 [11], manteniendo constante hasta rotura la velocidad de apertura de la fisura a la altura de la línea de carga. En el conjunto de ambas series se ensayaron 14 probetas de 12,5 mm de espesor y 3 de 8 mm a 20°C , 7 y 4 a 0°C , 7 y 3 a -30°C , 6 y 4 a -100°C y 6 y 3 a -150°C . En todos los casos la rotura se produjo por clivaje, sin desgarramiento dúctil previo apreciable y con niveles de plastificación muy dispares.

Los valores δ del COD de rotura medidos en los ensayos pueden verse en la figura 3. La determinación de estos valores se efectuó a partir del valor experimental de la integral J mediante la relación [12]:

$$\delta = D_n \frac{J}{\sigma_0} \quad (12)$$

donde D_n es una función del exponente de endurecimiento por deformación cuyo valor para el exponente 6,5 del acero ensayado es 1,017 (Apéndice 7 de [11]). Combinando la ecuación (12) con los límites de dominio de la integral J adoptado en [11] para una probeta de espesor B y ligamento resistente b resulta:

$$\begin{aligned} J &< \text{Mín}\{b, B\} \frac{R_{p0.2} + R_m}{40} \Rightarrow \\ \delta &< \text{Mín}\{b, B\} \frac{D_n}{40} \frac{R_{p0.2} + R_m}{\sigma_0} \end{aligned} \quad (13)$$

Estos límites de dominio de la integral J se han particularizado para las probetas ensayadas utilizando las ecua-

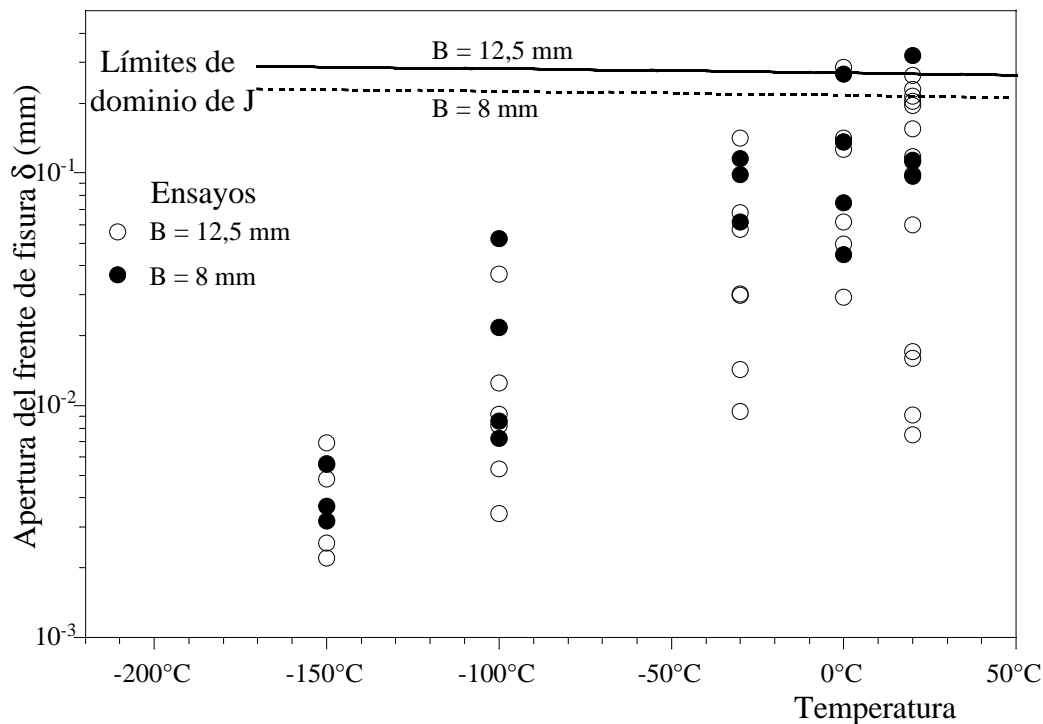


Fig 3.– Resultados de los ensayos de tenacidad.

ciones (11). El resultado se ha representado en la figura 3 y pone de manifiesto que prácticamente todas las roturas se produjeron bajo dominio de la integral J.

4. ANÁLISIS DE RESULTADOS

En la referencia [1] se efectuó la calibración del modelo para el acero ensayado empleando los valores de tenacidad obtenidos con las probetas de 12,5 mm de espesor. Se obtuvo el valor extremo de la función U dada por (9) considerando no sólo la constante k del material como variable de optimización, sino también la constante C de la curva patrón, ya que no había razones para pensar que la misma curva patrón pudiese describir el efecto de la temperatura para micromecanismos de rotura por clivaje distintos como son el de los aceros ferríticos y el del presente modelo. No obstante, el valor de C hallado coincidía sensiblemente con el de la curva patrón de los aceros ferríticos, y de ahí que dicha curva haya sido incorporada al modelo sin modificar la constante C .

Los nuevos datos disponibles permiten realizar una segunda calibración del modelo para el mismo acero, mediante los valores de tenacidad obtenidos con las probetas de 8 mm de espesor. Los valores de la constante k correspondientes a cada calibración se hallan aplicando la ecuación (10) separadamente a las dos series de probetas. Dado su carácter de constante del material, las dos calibraciones deben arrojar resultados muy similares si el modelo predice correctamente la influencia del espesor. La tabla 3 recoge los dos resultados y pone de manifiesto la concordancia de ambos, ya que apenas difieren en el 4% respecto al valor medio.

Tabla 3.— Propiedades mecánicas del acero a 20°C

Espesor de probeta	B = 12,5 mm	B = 8 mm
Constante del modelo	$k = 0,575 \text{ mm}^2$	$k = 0,515 \text{ mm}^2$

Se confirma de este modo la fiabilidad del modelo para predecir la distribución probabilística de la tenacidad del acero estudiado y los efectos de la temperatura y el espesor. Todo ello respalda la validez del modelo, tanto en lo que se refiere a su fundamento teórico como a la incorporación empírica de la curva patrón de los aceros ferríticos.

El método propuesto en [10] permite realizar una estimación más ajustada de la constante k mediante una calibración del modelo que utiliza conjuntamente los datos de rotura obtenidos con distintos espesores de probeta. La estimación es también por máxima verosimilitud y parte de n valores de tenacidad obtenidos cada uno de ellos δ_i a la temperatura de ensayo T_i con una probeta de espesor B_i . El valor estimado de la constante k hace extremo el valor de la función U , ahora definida como:

$$U = \sum_{i=1}^{i=n} \ln \left. \frac{dP_F}{d\delta} \right|_{\delta_i, T_i, B_i} \quad (14)$$

y viene dado por:

$$0 = \frac{dU}{dk} \Rightarrow k = \frac{1}{2n} \sum_{i=1}^{i=n} e^{-cT_i} B_i \delta_i \quad (15)$$

Este nuevo valor de la constante k es la media de los que proporcionan cada una de las series de ensayo correspondientes a un espesor de probeta, pero ponderada con el número de ensayos de la serie. El valor resultante para las dos series de este trabajo es:

$$k = 0,547 \text{ mm}^2 \quad (16)$$

Los gráficos de las figuras 4 y 5 se han construido empleando este valor para comparar los resultados experimentales y las predicciones teóricas del modelo. Las curvas dibujadas son los valores de tenacidad con probabilidad del 10% y del 90% de ser superados, representados en función de la temperatura y del espesor. La ecuación de dichas curvas se deduce aplicando (8):

$$\left. \begin{matrix} 0,1 \\ 0,9 \end{matrix} \right\} = P_F = 1 - \left(1 + \frac{B\delta}{k e^{cT}} \right) e^{-\frac{B\delta}{k e^{cT}}} \Rightarrow \delta = \begin{cases} 0,53 \frac{k e^{cT}}{B} \\ 3,90 \frac{k e^{cT}}{B} \end{cases} \quad (17)$$

En ambos casos el porcentaje de datos experimentales situados fuera de estos márgenes de tolerancia es inferior al 20 % del total.

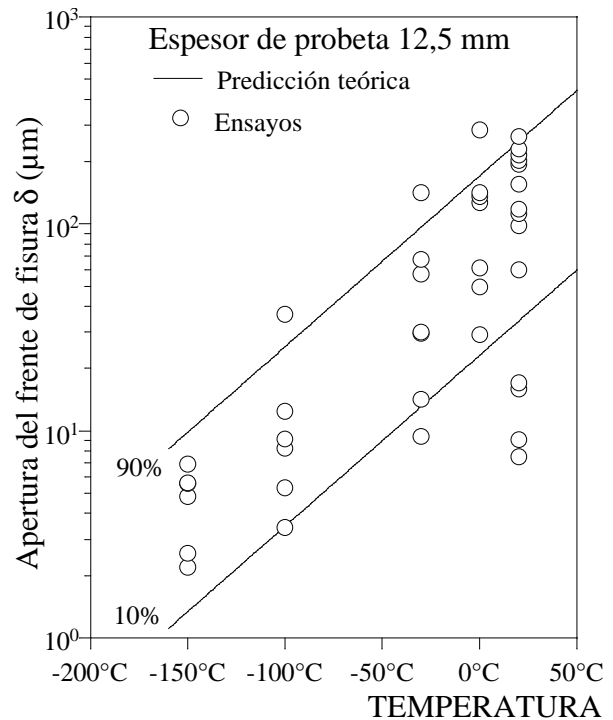


Fig. 4.— Comparación de predicciones teóricas y datos experimentales para el espesor de 12,5 mm.

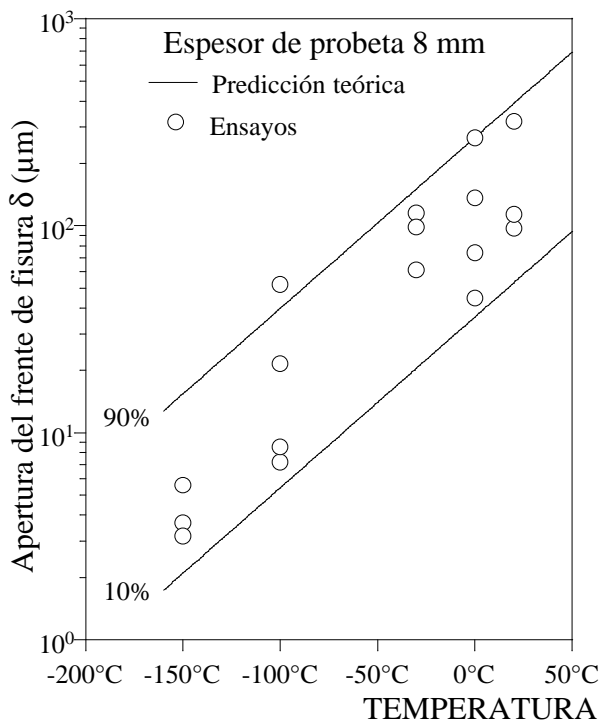


Fig. 5.– Comparación de predicciones teóricas y datos experimentales para el espesor de 8 mm.

5. CONCLUSIONES

Los resultados presentados en trabajo reafirman y refuerzan las conclusiones de la referencia [1] acerca de las contribuciones del modelo para explicar la rotura por clivaje del acero estudiado:

- La ferrita no controla la rotura por clivaje de la microestructura ferrítico–perlítica del acero.
- La atribución de la rotura a la perlita y la modelización del clivaje sustentando el análisis mecánico en micromecanismos físicos contrastados de rotura de matrices perlíticas es consistente con las observaciones fractográficas y con la dispersión de la tenacidad. La presencia de distintos constituyentes en microestructuras mixtas puede afectar notablemente a la iniciación del clivaje. Así lo confirma el considerable aumento de dispersión que experimenta la tenacidad en algunas de estas microestructuras frente a las microestructuras puras de análogas características [13].
- Los valores de tenacidad obtenidos para dos espesores de probeta han confirmado la fiabilidad del modelo para predecir la influencia del espesor y la temperatura, la primera por deducción teórica y la segunda adoptando la curva patrón de los aceros ferríticos.

6. REFERENCIAS

[1] Valiente, A., Ruiz, J. y Elices, M. "Rotura por clivaje de aceros con iniciación en la perlita" *Anales de Me-*

cánica de la Fractura, **16**, 377-382 (1999).

[2] Ruiz, J., Valiente, A. y Elices, M. "Determinación fractográfica del tamaño de la zona de grandes deformaciones plásticas del frente de fisura" *Anales de Mecánica de la Fractura*, **15**, 156-161 (1998)

[3] Rice, J.R. y Johnson, M.A., "The Role of Large Crack Tip Geometry Changes in Plane Strain Fracture", en *Inelastic Behaviour of Solids*. Eds. Kanninen M.F., Adler W.G., Rosenfield A.R. y Jaffee R.I., McGraw-Hill, Nueva York, 641-672 (1970).

[4] Smith, E. "The Nucleation and Growth of Cleavage Microcracks in Mild Steel" *Proceedings of the Conference of the Physical Basis of Fracture*, Institute of Physics and Physics Society, 36-46, Oxford (1966).

[5] Miller, L. E. y Smith, G. C. "Tensile Fracture in Carbon Steels" *Journal of the Iron Steel Institute*, **208**, 998-1005 (1970).

[6] Beremin, F. M. "A local Criterion for Cleavage Fracture of a Nuclear Pressure Vessel Steel" *Metallurgical Transactions*, **14A**, 2277-2287 (1983).

[7] Ruggieri, C. y Dodds, R.H. Jr. "A transferability model for brittle fracture including constraint and ductile tearing effects: a probabilistic approach" *International Journal of Fracture*, **79**, 309-340 (1996).

[8] ASTM Standard E1921-97 "Determination of Reference Temperature T_0 for Ferritic Steels in the Transition Range" American Society of Testing and Materials, Philadelphia (1997).

[9] Park, Y. J. y Bernstein, I. M. "The Process of Crack Initiation and Effective Grain Size for Cleavage Fracture in Pearlitic Eutectoid Steel" *Metallurgical Transactions*, **10A**, 1653-1664 (1979).

[10] Wallin, K. "Validity of Small Specimen Fracture Toughness Estimates Neglecting Constraint Corrections" *ASTM STP 1244*, 519-537 (1995).

[11] Schwalbe, K. H., Neale, B. K., y Heerens, J. "The GKSS test procedure for determining the fracture behaviour of materials: EFAM GTP 94" *GKSS-Forschungszentrum*, Geesthacht (1994).

[12] Shih C.F., "Relationships between the J-integral and the crack opening displacement for stationary and extending cracks" *J. Mech. Phys. Solids*, **29**, 305-326 (1981).

[13] Zhang, X. Z. y Knott, J. F., "Cleavage Fracture in Bainitic and Martensitic Microstructures" *Acta Materialia*, **12**, 3483-3459 (1999).

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su agradecimiento al Ministerio de Ciencia y Tecnología por la financiación recibida a través del proyecto MAT02-01422.