

UN CRITERIO DE FRACTURA PARA ALAMBRES ENTALLADOS

J. TORIBIO Y M. ELICES

Departamento de Física y Física de Materiales
E.T.S. Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos
UNIVERSIDAD POLITECNICA DE MADRID
ESPAÑA

RESUMEN

En este artículo se propone un criterio de fractura para aceros de alta resistencia sometidos a estados tensionales multiaxiales provocados por entallas.

La investigación comprende la realización de ensayos de fractura sobre los alambres y el estudio fractográfico de las superficies de rotura al microscopio electrónico. También se ha analizado numéricamente la tracción en cada alambre, mediante el método de los elementos finitos en régimen elasto-plástico, con el fin de conocer en todos los casos el estado tenso-deformacional en rotura.

Los resultados muestran la validez de un criterio formulado a partir de la tensión efectiva o equivalente de Von Mises, unívocamente ligada a la densidad de energía de distorsión. El criterio resulta equivalente al basado en el factor de intensidad de tensiones ($K_I = K_{IC}$).

SUMMARY

In this paper a fracture criterion is proposed for high strength steels subjected to multiaxial stress states produced by notches.

The investigation includes a fractographic study of the fracture surfaces with the electronic microscope. The load process over each wire has been analyzed using the finite element method, in order to obtain the stress and strain state in all cases.

The results show the validity of a criterion based on Von Mises effective or equivalent stress, univocally related to the distortional strain energy density. This criterion is also equivalent to the one based on stress intensity factor ($K_I = K_{IC}$)

1. INTRODUCCION

El objetivo de este artículo consiste en la formulación de un criterio de fractura para aceros de alta resistencia sometidos a estados multiaxiales de tensión provocados por entallas.

Los factores esenciales que determinan la rotura se pueden clasificar en dos tipos: los que dependen de las *condiciones de sollicitación* (estado tensional, temperatura, velocidad de sollicitación, ...), y los que dependen de la *microestructura del material* (colonia de perlita, faceta de cuasiclivaje, ...). Estos factores están relacionados, de forma que ambos deben incluirse en el criterio de fractura. La formulación del criterio exige examinar la dependencia entre las *variables externas* (carga y desplazamiento), medibles en un ensayo, y las *variables internas* (tensiones, deformaciones, densidad de energía), calculables en la situación de rotura mediante un análisis numérico de la tracción sobre un alambre entallado.

La cuestión reviste gran interés tanto en investigación como en proyecto. En investigación, para completar el estudio de la fractura de alambres de alta resistencia, ya realizado sobre alambres fisurados en el Departamento de Física de Materiales de la E.T.S. de Ingenieros de Caminos [1], [2] y aún sin llevar a cabo sobre materiales entallados [3]. En proyecto, porque el criterio de fractura proporciona al proyectista un criterio de diseño.

2. DEFINICION DEL PROBLEMA

2.1 Material

La investigación se centra en un alambrón metálico obtenido por laminación en tren continuo. Se trata de un material de gran interés ingenieril, porque a partir de él se obtiene, tras un proceso de patentado, acero de pretensado mediante trefilado en frío. El alambrón se presenta en barras de 12 mm de diámetro, y posee las siguientes características:

* Características mecánicas

- Material homogéneo
- Material isótropo
- Parámetros constitutivos:
 - . Módulo de elasticidad: $E = 199000 \pm 900$ MPa
 - . Deformación a la tensión máxima: $\epsilon (\sigma_{\max}) = 6.1 \pm 0.2\%$
 - . Tensión máxima: $\sigma_{\max} = 1151 \pm 6$ MPa
 - . Límite elástico: $\sigma_{0.2} = 600$ MPa

La curva tensión-deformación del acero se da en la Fig. 1, en la que también se ofrece la modelización por Ramberg-Osgood:

$$\epsilon = \frac{\sigma}{199000} + \left(\frac{\sigma}{2100}\right)^{4.9} ; \sigma \text{ en MPa} \quad (1)$$

El ajuste puede considerarse muy bueno, con leve error por exceso en tensiones en la zona correspondiente a deformaciones del 7%.

*** Composición Química**

Se trata de un acero eutectoide:

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mb	Al	Cu
.85%	.60%	.26%	<.010%	<.030%	.02%	.02%	.001%	.001%	.02%

*** Características microestructurales**

- *Primer nivel microestructural:* Colonias de perlita orientadas al azar. El tamaño medio de una colonia resulta ser $x_p = 15 \mu\text{m}$. La isotropía del alambrón es una consecuencia de la no orientación de las colonias. Es tras el proceso de trefilado cuando se orientan, originando una marcada anisotropía en el acero de pretensado [4].
- *Segundo nivel microestructural:* Facetas de cuasi-clivaje. Poseen un tamaño medio $x_{CL} = 75 \mu\text{m}$, que coincide con el del primitivo grano austenítico [5]. Están constituidas por varias colonias de perlita, y representan la unidad microestructural mínima de rotura con independencia del modo de fractura [6]. Su tamaño se utilizará para definir la longitud característica a la cual se aplicará el criterio de fractura.

2.2 Geometría y sollicitación

La geometría analizada consiste en un cilindro recto de base circular con una entalla coaxial (Fig. 2). El fondo de la entalla es circular y sus labios paralelos, pero los resultados serán aplicables a otros tipos con el mismo radio de curvatura en su fondo, porque los labios se encuentran prácticamente libres de tensiones e influyen poco en los resultados.

Debido a la simetría cilíndrica del problema únicamente es necesario analizar la sección contenida en un plano que pase por el eje del cilindro. Esta sección tiene, a su vez, dos ejes de simetría. Por ello basta estudiar una cuarta parte (Fig. 3). Se utilizará el sistema de coordenadas (r,z), particularización del sistema cilíndrico (r, θ , z) en el plano de simetría.

A fin de proporcionar universalidad a los resultados se han adoptado cuatro geometrías denominadas A, B, C y D que cubren todo el

espectro de formas (radios y profundidades de entalla máximos y mínimos combinados dos a dos). Las dimensiones de las probetas son:

Geometría	R/D	C/D
A	0.034	0.099
B	0.047	0.391
C	0.364	0.093
D	0.400	0.396

La sollicitación es de tracción, con desplazamientos impuestos en los extremos de la probeta. Al existir simetría de revolución no es posible la flexión, por lo que resultan análogas las condiciones de contorno en tensiones y en desplazamientos impuestos.

3. ENSAYOS DE FRACTURA

Con el fin de obtener el criterio de fractura se han realizado ensayos de fractura sobre probetas entalladas. En ellos se somete a las probetas a un proceso de carga monótona creciente hasta rotura, en control de desplazamientos. Los ensayos se han instrumentado colocando sobre la probeta tres extensómetros con bases de medida 12.5, 25 y 50 mm, situados simétricamente. Se han ensayado dos probetas por geometría.

En cada ensayo se ha obtenido un triple registro continuo carga-desplazamiento correspondiente al conjunto de los tres extensómetros. En la Fig. 4 se representan, en línea punteada, las curvas correspondientes al extensómetro de 50 mm. La geometría A presenta las roturas más frágiles, en plena rama ascendente de carga. Las probetas tipo B muestran un brevísimo descenso de carga. La C rompe de forma brusca a carga creciente (rotura frágil). Las probetas del tipo D son las únicas que tienen un apreciable desarrollo dúctil tras el máximo de carga. Aún así, el descenso es de pequeña magnitud.

4. ANÁLISIS FRACTOGRAFICO

En la Fig. 5 se ofrecen los *modos de fractura macroscópicos* (lugar de iniciación y forma de la rotura) y *microscópicos* (mecanismo de fractura, a partir de la topografía observada el microscopio electrónico) para las geometrías C y D. Las conclusiones del análisis son, para las 4 geometrías:

- *Geometría A*: Rotura plana. Fractura del tipo cuasi-clivaje orientado. Las direcciones de orientación parten de un punto, que por tanto representa la iniciación de rotura. En este punto, así como en el

diametralmente opuesto, se localizan minúsculas zonas formadas por crecimiento y coalescencia de huecos.

- *Geometría B*: Rotura plana. Fractura del tipo cuasi-clivaje con orientación al azar. Anillo exterior de unas 75 μm de espesor formado por crecimiento y coalescencia de huecos con algunas facetas de cuasi-clivaje. En consecuencia, la fractura se inicia en dicha corona.
- *Geometría C*: Rotura plana. Fractura del tipo cuasi-clivaje orientado a partir del punto de iniciación, de forma idéntica a la Geometría A.
- *Geometría D*: Rotura tipo *copa y cono*. Fractura iniciada en el interior de la probeta, por crecimiento y coalescencia de huecos. Labio dúctil en el exterior.

Cabe por consiguiente establecer una relación entre los *modos macroscópicos y microscópicos de fractura*. En el caso de rotura *periférica plana*, el mecanismo de fractura consiste en *cuasi-clivaje* (A, B y C). En el caso de rotura *central* del tipo *copa y cono* el mecanismo de fractura es del tipo crecimiento y coalescencia de huecos.

5. ANALISIS NUMERICO

El establecimiento de un criterio de fractura exige conocer las *variables internas* (tensiones, deformaciones, densidad de energía de deformación) en la situación de rotura. Puesto que en un ensayo de fractura se miden las *variables externas* (carga y desplazamiento), se hace necesario relacionar ambas. A tal efecto, y dado que no existe solución analítica para la geometría en estudio, es preciso acudir a métodos numéricos. El método de cálculo utilizado ha sido el de los elementos finitos en régimen elasto-plástico.

Los elementos finitos utilizados son isoparamétricos de ocho nodos en forma de cuadriláteros, con interpolación de segundo grado y cuatro puntos de integración (puntos de Gauss) por elemento.

En la Fig. 4 se muestran los resultados de cálculo por elementos finitos comparados con los datos experimentales, en un gráfico fuerza-desplazamiento. El ajuste puede considerarse excelente, con errores en carga que en ningún caso superan el 4% con respecto al sector definido por la pareja de ensayos.

A continuación se analizan las *variables internas* en la situación crítica, para así establecer el criterio de fractura. Se considerarán las dos siguientes, con claro significado energético:

- *Tensión efectiva o equivalente* ($\bar{\sigma}$): Fig. 6. Se define a partir del tensor desviador de tensiones σ' mediante:

$$\bar{\sigma} = (3\sigma' \cdot \sigma'/2)^{1/2} \quad (2)$$

donde el símbolo \cdot significa producto interno. Las isolíneas de 600 MPa representan contornos de plastificación. La tensión efectiva o equivalente está unívocamente ligada a la densidad de energía de distorsión en procesos monótonos de carga.

- *Densidad de energía de deformación (ω):* Fig. 7. cuya expresión es:

$$\omega = \int_0^{\epsilon} \sigma \cdot d\epsilon \quad (3)$$

en la que σ y ϵ son los tensores de tensiones y deformaciones, respectivamente.

6. FORMULACION DEL CRITERIO DE FRACTURA

La formulación de un criterio de fractura debe tener en cuenta dos aspectos:

. **Condiciones de sollicitación**, que se traducen en unas determinadas distribuciones de *variables internas* (tensiones, deformaciones, densidad de energía ...)

. **Microestructura**. El criterio de fractura no puede ser puntual, sino que debe aplicarse a una determinada zona (*zona crítica o zona de fractura*, Fig. 8). El tamaño de esta zona (x_c), para el material en estudio, nunca será menor que el del segundo nivel microestructural o faceta de cuasi-clivaje ($x_{CL} = 75 \mu\text{m}$), unidad microestructural mínima de rotura con independencia del modo de fractura [6].

El criterio de fractura se enuncia previamente del modo siguiente: la fractura se producirá cuando una determinada variable interna alcance un valor crítico en una zona de fractura que depende de la microestructura del material. Se trata de buscar ahora la variable interna que gobierna la fractura.

De la observación visual de las isolíneas correspondientes al instante de rotura (Figs. 6 y 7) se extraen las siguientes conclusiones:

- La zona plástica en rotura (limitada por la isolínea $\bar{\sigma} = \sigma_{02} = 600 \text{ MPa}$) excede con creces el área de fractura, llegando incluso a extenderse a toda la probeta (geometrías A y C). Por consiguiente su tamaño no puede ser determinante en el proceso de rotura.
- El hecho de que la mayor parte de las roturas sean, en su aspecto mi-

croestructural, del tipo cuasi-clivaje, obliga a afirmar que el tipo de rotura (dúctil/frágil) no depende de la extensión de la región plastificada.

La fractura, entonces, estará gobernada por una variable con significado físico claro: la energía. Esta variable es la única que posee el mismo significado y el mismo rango tensorial en los tres niveles - macroscópico, microscópico y atómico-, ya que se trata de un escalar.

Se manejarán dos variables energéticas:

- La densidad de energía de distorsión (ω_D), asociada a cambios de forma y unívocamente ligada a la tensión efectiva, por lo que un criterio formulado en densidad de energía de distorsión es totalmente equivalente a otro formulado en tensión efectiva. Se manejará esta última por comodidad.
- La densidad de energía por deformación (ω). Ha sido utilizada por eminentes investigadores [7], [8] para estudiar la fractura de elementos fisurados tanto en los casos de plastificación contenida como generalizada.

Las isolíneas de $\bar{\sigma}$ y ω (Fig. 6 y 7) permiten ya afirmar que una de las dos puede gobernar la fractura, ya que sus valores máximos en rotura son aproximadamente constantes. Además los resultados son totalmente coherentes con el análisis fractográfico: rotura periférica (máximos en el fondo de la entalla) para las geometrías A, B y C, y rotura central (máximos en el centro de la probeta) para la geometría D.

Para establecer el criterio es necesario conocer los valores numéricos medios de $\bar{\sigma}(r,z)$ y $\omega(r,z)$ en la zona de fractura. Con ese fin se ha realizado una interpolación mediante un polinomio del tipo $C_1 r z + C_2 r + C_3 z + C_4$ en el elemento finito crítico (elemento en el que se inicia la rotura), a partir de los valores de las citadas variables en los cuatro puntos de integración o de Gauss de ese elemento. Puesto que la fractura se produce en el plano $z = 0$, basta conocer $\bar{\sigma}(r,0)$ y $\omega(r,0)$, que con la interpolación adoptada son líneas rectas $C_2 r + C_4$.

En la zona crítica o de fractura x_c (Fig. 8) se tiene una distribución anular como la dibujada en la Fig. 9. Para establecer el criterio de fractura se calculan los valores medios mediante integración. En el caso de la tensión equivalente:

$$(\bar{\sigma})_m = \frac{1}{\pi(a^2 - r_c^2)} \int_0^{2\pi} \int_{r_c}^a \bar{\sigma}(r,0) r dr d\theta \quad (4)$$

y análogamente en el caso de ω . Teniendo en cuenta que x_c será muy pequeño

es posible calcular el valor medio, con error inferior al 1%, mediante:

$$(\bar{\sigma})_m \approx \bar{\sigma} (a-x_c/2,0) \quad (5)$$

El valor de x_c será del orden del tamaño del segundo nivel microestructural o faceta de cuasi-clivaje x_{CL} (unidad microestructural mínima de rotura), pero nunca menor. Se han tanteado valores $x_c = x_{CL}$, $x_c = 2x_{CL}$, $x_c = 3x_{CL}$, con el fin de encontrar un ajuste óptimo del criterio, y además comprobar que los resultados varían poco en un entorno próximo a x_{CL} : el intervalo $(x_{CL}, 3x_{CL})$.

La Tabla 1 muestra los valores medios en fractura, para los tres tamaños adoptados. Se concluye que la tensión equivalente permite establecer un criterio de fractura (variaciones inferiores al 7%), pero no la densidad de energía de deformación (variaciones de hasta el 33%). La distancia óptima de aplicación resulta ser $x_c = 2x_{CL}$, valor que coincide exactamente con el obtenido por otros investigadores en el caso de fractura por clivaje puro [9], [10]. Los resultados varían poco al tomar x_{CL} ó $3x_{CL}$. Para los valores superiores a $3x_{CL}$ los errores se hacen mucho mayores, pues entones la faceta de cuasi-clivaje pierde su sentido físico como unidad microestructural de fractura.

El criterio de fractura se enuncia del siguiente modo: *La rotura se producirá cuando la tensión efectiva alcance un valor crítico sobre una distancia característica de la microestructura del material.* Matemáticamente:

$$(\bar{\sigma})_m = \bar{\sigma}_c \quad \text{sobre } x_c \quad (6)$$

Para el acero en estudio los parámetros de fractura resultan ser:

$$\begin{aligned} \sigma_c &= 1260 \pm 10 \text{ MPa} \\ x_c &= 2x_{CL} = 150 \text{ } \mu\text{m} \end{aligned}$$

que se obtienen siguiendo el procedimiento aquí empleado: realización de ensayos de fractura sobre probetas entalladas y obtención numérica de la tensión equivalente en la zona crítica para el instante de fractura.

7. CONCLUSIONES

Se ha conseguido una **relación entre los modos de fractura macroscópicos** (lugar de iniciación y forma de rotura) y **microscópicos** (mecanismo de fractura, a partir de la topografía observada al microscopio electrónico). Como se aprecia en la Fig. 5, en el caso de rotura *periférica plana* el mecanismo de fractura consiste en *cuasi-clivaje*. En el caso de rotura *central en copa y cono*, el mecanismo de fractura es del tipo crecimiento y coalescencia de *huecos*.

Se ha formulado un **criterio de fractura en ambiente inerte para alambres entallados de acero de alta resistencia**: *la rotura se producirá cuando la tensión efectiva alcance un valor crítico sobre una distancia crítica, característica de la microestructura del material*. La distancia crítica resulta igual al doble de la faceta de cuasi-clivaje, unidad microestructural mínima de rotura.

El criterio posee gran significado físico, pues equivale al basado en la densidad de energía de distorsión, asociada a los cambios de forma en el material. Por otra parte, goza de carácter universal, al ser también equivalente al criterio del factor de intensidad de tensiones ($K_I = K_{IC}$) para el alambre fisurado en régimen elástico lineal [11].

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su agradecimiento a la Comisión Asesora de Investigación Científica y Técnica por la subvención 0-511/84 concedida para la realización de la investigación.

REFERENCIAS

- [1] ASTIZ, M.A. "Estudio de la estabilidad de una fisura superficial en un alambre de acero de alta resistencia". Tesis Doctoral. Universidad Politécnica de Madrid. (1976).
- [2] VALIENTE, A. "Criterios de fractura para alambres". Tesis Doctoral. Universidad Politécnica de Madrid. (1980).
- [3] ELICES, M. "Fracture of steels for reinforcing and prestressing concrete. Fracture Mechanics of concrete. (Edited by G.C. Sih). Martinus Nijhoff Publishers, pp. 226-271 (1985).
- [4] LANCHÁ, A.M., ELICES, M. "Influencia en corrosión bajo tensión de la orientación de las colonias de perlita en un acero eutectoide". 6ª Asamblea del C.E.N.I.M. Madrid (1985).
- [5] PARK, Y.J., BERNSTEIN, I.M. "The process of crack initiation and effective grain size for cleavage fracture in pearlitic eutectoid steel". Met Trans., Vol. 10A, pp. 1653-1664 (1979).
- [6] LEWANDOWSKI, J.J., THOMPSON, A.W. "Effects of the prior austenite grain size on the ductility of fully pearlitic eutectoid steel. Met. Trans., Vol. 17A, pp. 461-472 (1986).
- [7] GUILLEMONT, L.F. "Criterion of crack initiation and spreading". Eng Fract. Mech., Vol. 8, pp. 239-253 (1976).

- [8] SIH, G.C. "Mechanics and Physics of Energy Density Theory". Theor. Appl. Fract. Mech. Vol. 4, pp. 157-173 (1985).
- [9] KNOTT, J.F. "Fundamentals of Fracture Mechanics". Butterwoths, p. 153 (1973).
- [10] EWALDS, H.L., WANHILL, R.J. "Fracture Mechanics". Edward Arnold Publishers (1984).
- [11] TORIBIO, J. "Fractura elastoplástica de alambres entallados". Tesis Doctoral. Universidad Politécnica de Madrid. (1987).

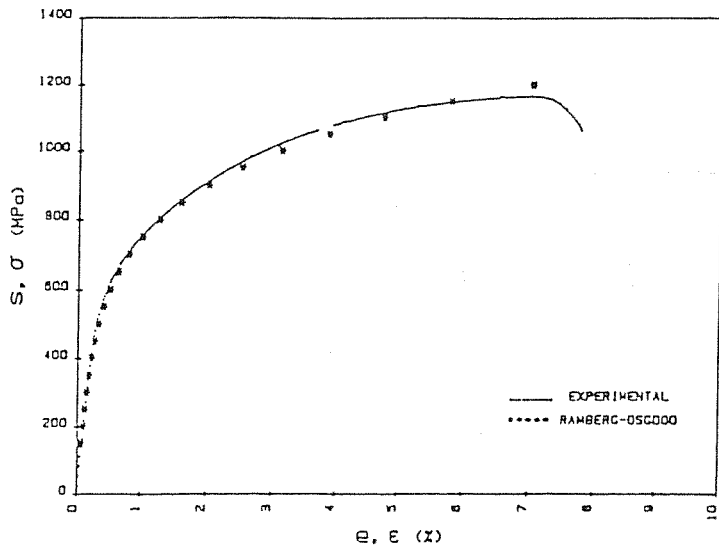


Fig.1. Curva tensión-deformación del material

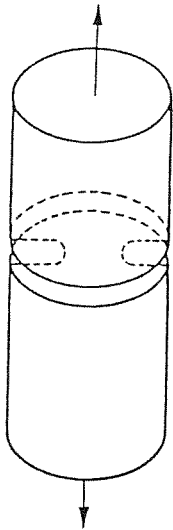


Fig.2. Geometría

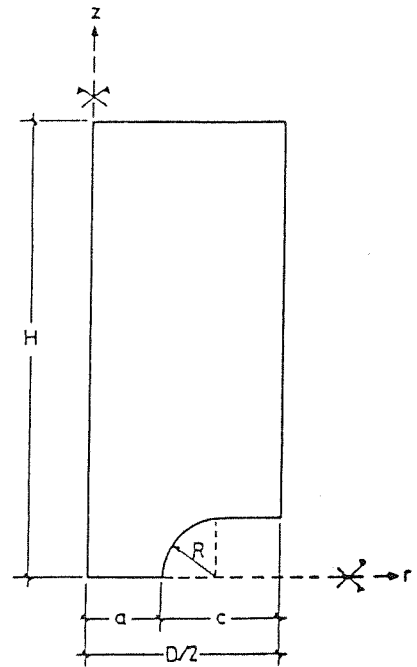


Fig.3. Dimensiones

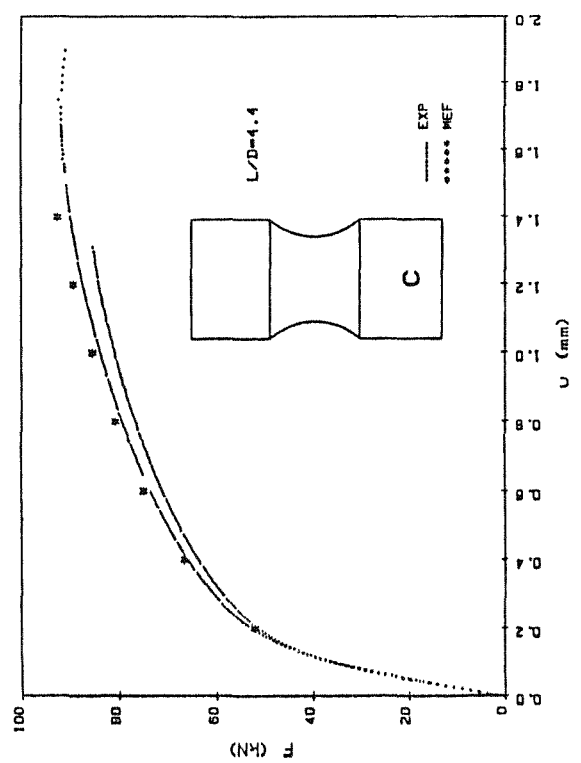
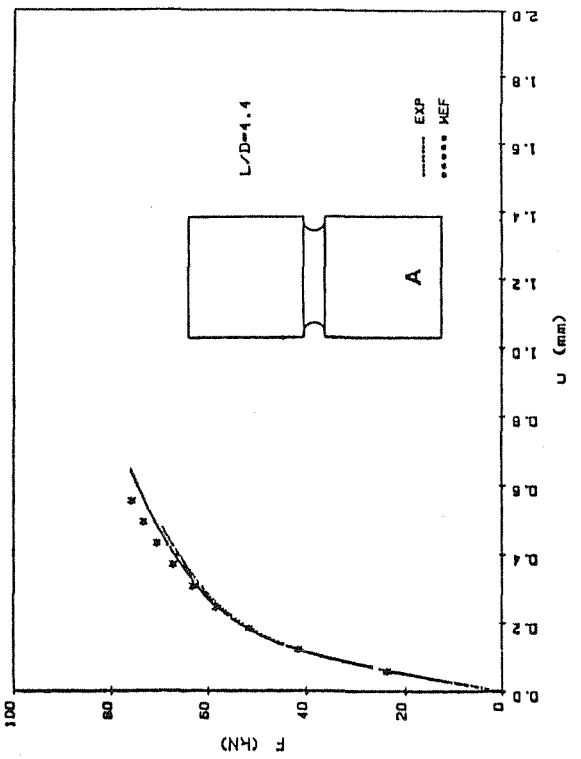
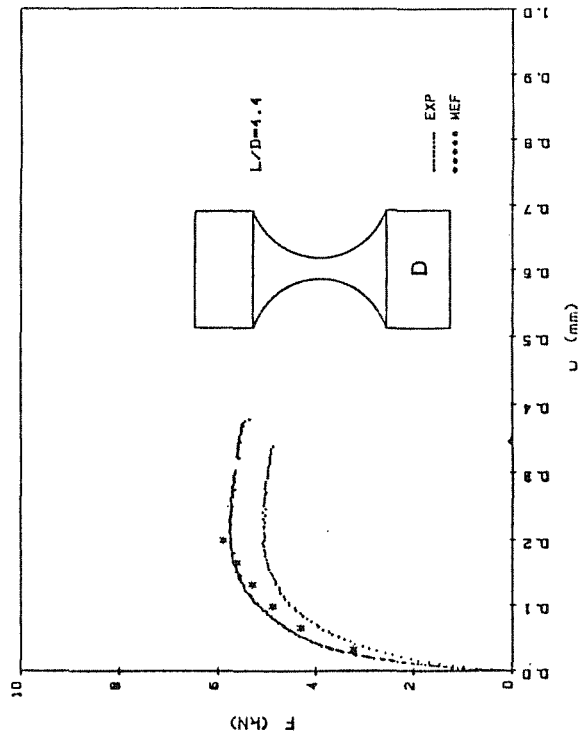
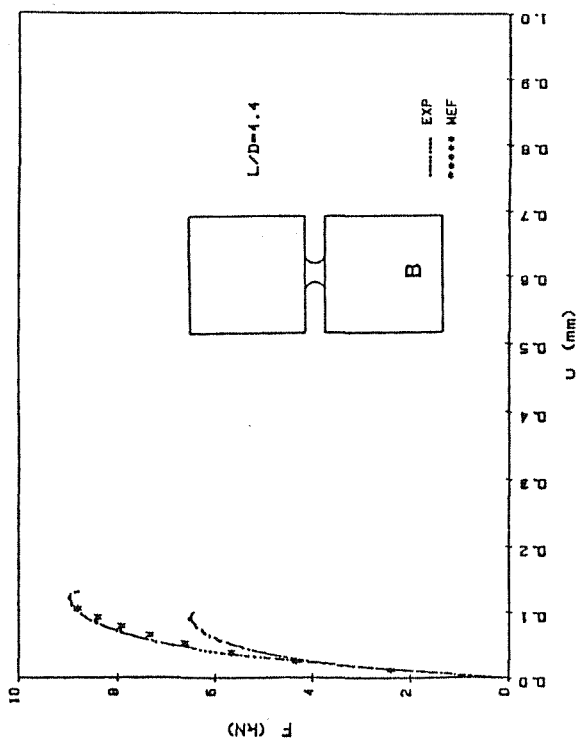
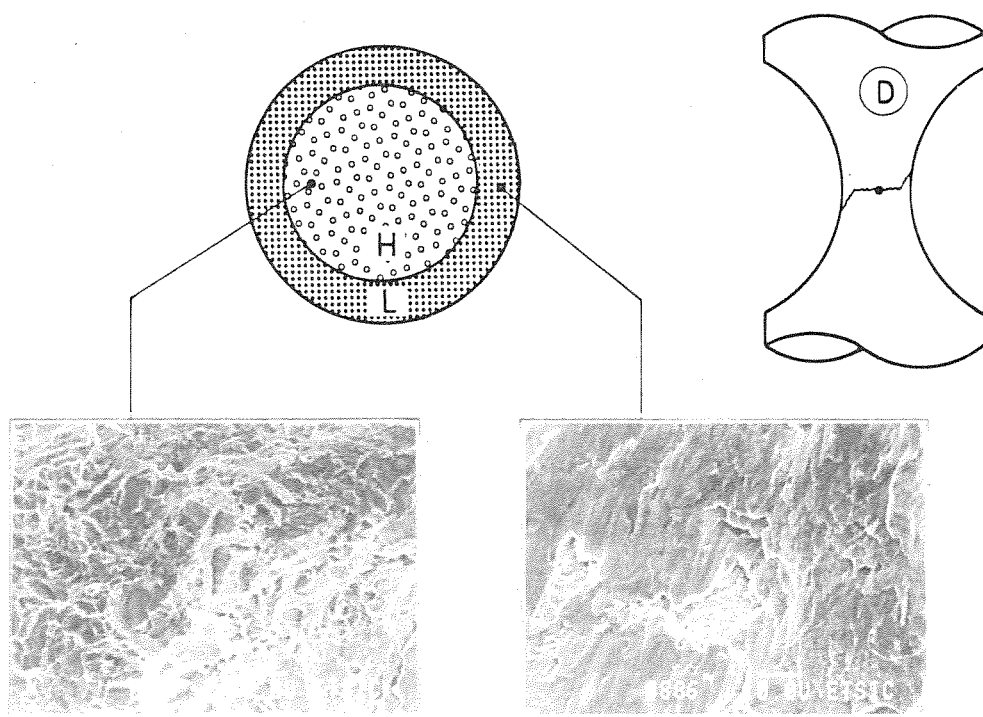
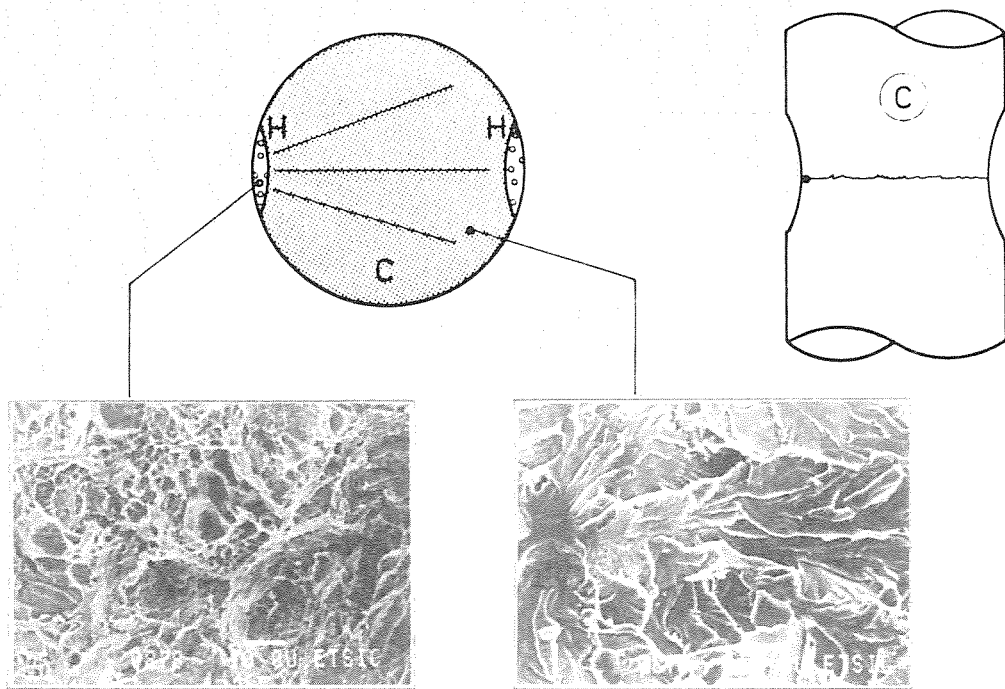


Fig. 4. Curvas carga-desplazamiento



C ≡ Cuasi-clivaje ; H ≡ Huecos ; L ≡ Labio dúctil

Fig. 5. Superficies de fractura

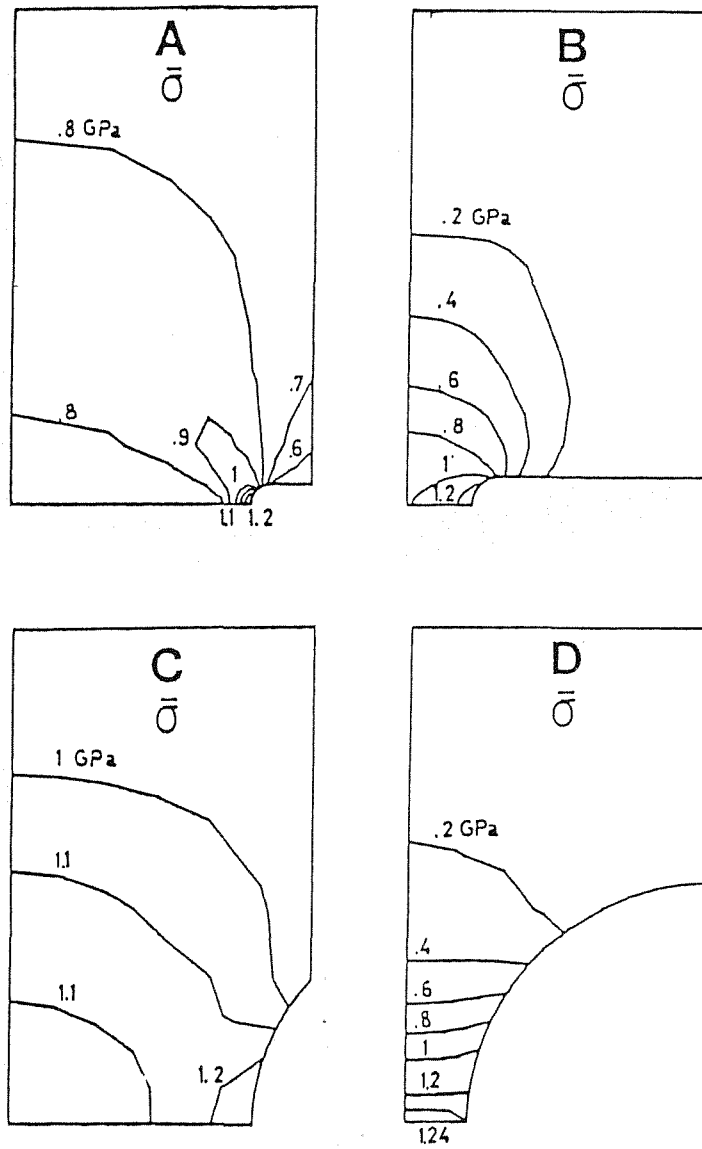


Fig. 6. Distribución de tensión equivalente

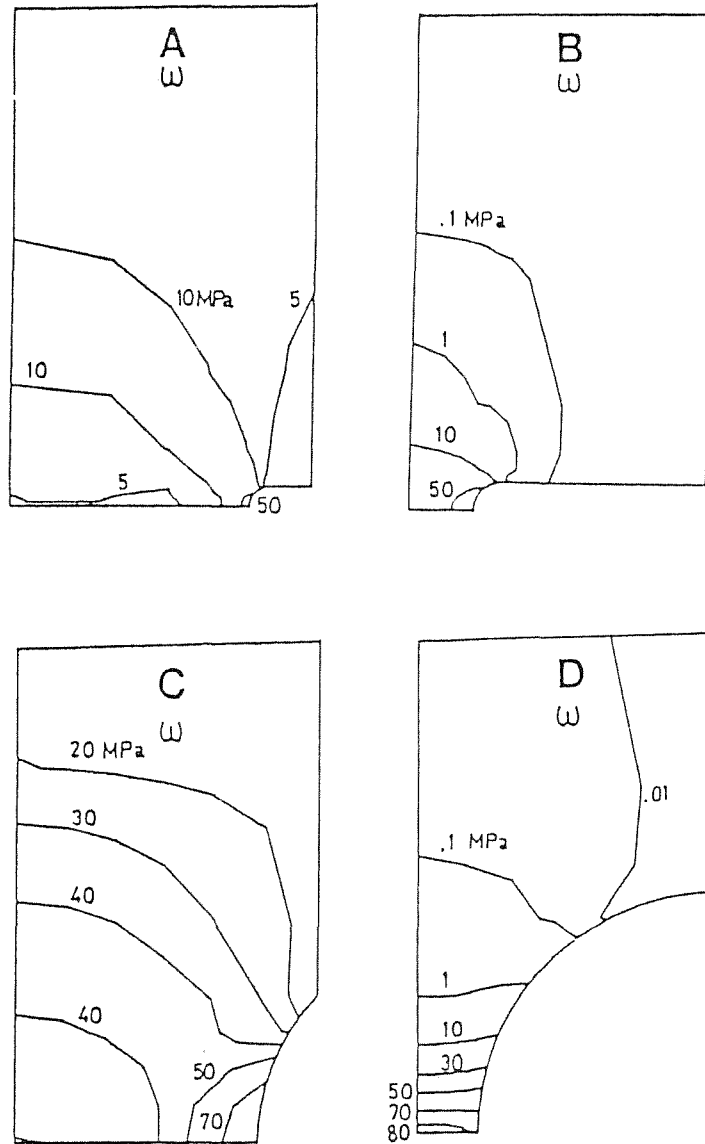


Fig. 7. Distribución de densidad de energía de deformación

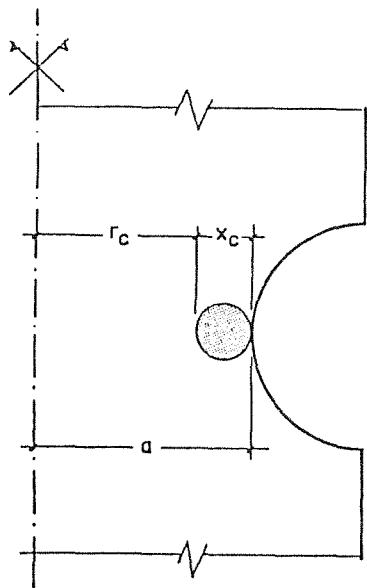


Fig. 8. Zona crítica

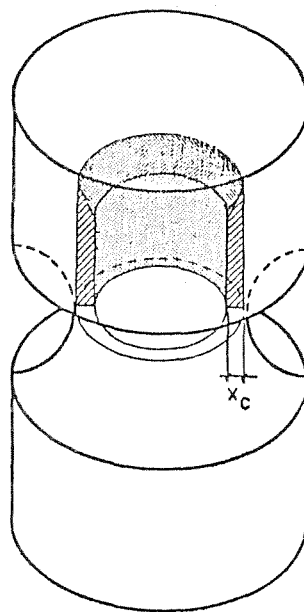


Fig. 9. Cálculo del valor medio

CRITERIO FRACTURA AMBIENTE INERTE

	$x_c = x_{cL}$		$x_c = 2x_{cL}$		$x_c = 3x_{cL}$	
	$\bar{\sigma}$	ω	$\bar{\sigma}$	ω	$\bar{\sigma}$	ω
A	1299	104.9	1243	84.0	1188	63.2
B	1324	115.3	1299	103.5	1281	95.0
C	1287	96.6	1283	94.9	1278	93.2
D	1251	83.0	1251	82.8	1251	83.0
	1290 ± 15	100 ± 7	1260 ± 10	91 ± 5	1250 ± 20	84 ± 7
	6%	28%	4%	23%	7%	33%

Tabla 1. Establecimiento del criterio de fractura