

ANÁLISIS DE LA TENACIDAD CORRESPONDIENTE AL INICIO DE LA PROPAGACION DUCTIL DE GRIETAS EN EL ACERO SA 533B:  $J_i$  EN TERMINOS DE LOS PROCESOS LOCALES DE ROTURA POR NUCLEACION, CRECIMIENTO Y COALESCENCIA DE MICROCAVIDADES

Viviente J.L.\*, Gil J. y Fuentes M.

CEIT (Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa),  
Apartado 1.555,  
20080 - SAN SEBASTIAN

(\*) Dirección actual: INASMET, Barrio de Igara, 20009 San Sebastián

Resumen. - Mediante un análisis basado en las condiciones locales de la zona plástica adyacente al borde de la grieta, se ha realizado una interpretación de la dependencia de la tenacidad de inicio de propagación dúctil,  $J_i$ , del acero SA 533 B, respecto de la temperatura, en la zona de transición dúctil-frágil y en la zona de propagación totalmente dúctil. El análisis permite explicar el máximo de tenacidad encontrado en el entorno de la temperatura ambiente.

Abstract. - The paper presents an analysis of the dependence of toughness for ductile fracture initiation,  $J_i$ , on temperature for a SA 533B steel. The analysis is based on a local approach. The temperature range covers both the "upper shelf" and the ductile-to-brittle transition zones. The toughness-temperature curve shows a maximum at room temperature. The local approach gives clues for an explanation of that maximum.

## 1. INTRODUCCION

### 1.1 Objetivo

En un artículo previo [1], se han presentado medidas experimentales de la tenacidad correspondiente al inicio físico de la propagación dúctil de grietas en el acero SA 533B, clase 1,  $J_i$  ó  $CTOD_i$ , en el intervalo de temperatura  $-70 \leq T$  ( $^{\circ}C$ )  $\leq 285$ , que cubre la zona de transición dúctil-frágil ( $-70 \leq T$  ( $^{\circ}C$ )  $\leq 20^{\circ}C$ ) para el espesor  $B = 25$  mm de las probetas CT ensayadas) y la zona de propagación totalmente dúctil o "upper shelf" ( $T > 20^{\circ}C$ ). En esta última zona se observa que la tenacidad decrece al aumentar la temperatura, en consonancia con muchos otros resultados de la bibliografía, comportamiento que se relaciona con el ablandamiento plástico concomitante. Sin embargo, para temperaturas inferiores a temperatura ambiente, se observa una clara in-

versión de ese comportamiento que no puede relacionarse con la dependencia de la resistencia plástica con la temperatura. Para este acero, la propagación dúctil en la zona de transición comienza a niveles de tenacidad mucho más bajos que los esperables por extrapolación de los del "upper shelf". Aparentemente, esta transición ha pasado casi desapercibida hasta ahora y en este artículo se pretende analizarla considerando la ductilidad del acero y las condiciones locales de tensiones y deformaciones en la zona plástica adyacente al borde de la grieta.

### 1.2 El proceso de inicio de propagación dúctil de una grieta

Bajo un cierto nivel de carga previo al inicio de la propagación, que podemos definir por el nivel de la integral  $J$ , una grieta en

un material elastoplástico se enroma, adquiriendo un perfil aproximadamente semi-circular de diámetro  $\delta$  tal que:

$$J = (\delta/d_n) \sigma_y \quad (1)$$

donde  $\sigma_y$  es el límite elástico y  $d_n$  un parámetro dependiente de  $\sigma_y$ , del índice de endurecimiento de Hollomon,  $n$  y de las constantes elásticas [2-8]:

$$d_n = \frac{1,185 E}{\pi \sigma_y (1+n) (1-\nu^2)} \left[ \frac{2\sigma_y (1+\nu) (1+n)}{\sqrt{3} E n^{n/(1-n)}} \right]^{1+n} \quad (2) \approx 0,3$$

Dados los valores usuales de  $n$  y  $\sigma_y/E$  cuando el rango de temperaturas y velocidades de deformación considerado no es exageradamente amplio,  $d_n$  sólo varía moderadamente (véase por ejemplo, la tabla de la ref. [9]), de manera que, aproximadamente, en esas condiciones,

$$J \propto \sigma_y \cdot \delta \quad (3)$$

Al frente de tal grieta, en condiciones de deformación plana, existen fuertes gradientes de deformación plástica y de tracción hidrostática, que tienen por expresión:

$$\epsilon = [0,44/(X/\delta)] - 0,23 \quad (4)$$

$$\sigma_h / \bar{\sigma} = [1+2 \ln (1+2x'/\delta)] / \sqrt{3} \quad (5)$$

La primera es una aproximación debida a Schwalbe [10] y la segunda expresión se deduce del campo de líneas de deslizamiento de una grieta con abertura  $\delta$  (CTOD) y perfil de enromamiento semicircular (ver, por ejemplo, refs. [11] y [12]) por lo que estrictamente sería sólo válida para material perfectamente plástico. La distancia  $X$  corresponde a la referencia inicial (no deformada), tomando como origen el frente de la grieta aguda previo a la carga y la distancia  $x'$  corresponde a la referencia actual (deformada), tomando como origen en el punto medio del frente enromado. Por tanto:

$$x'/\delta = \int_0^{X/\delta} \exp [0,23 - (0,44/\alpha)] d\alpha \quad (6)$$

A bajas temperaturas, la rotura dúctil ocurre por coalescencia de cavidades nucleadas por descohesión o rotura de inclusiones o segundas fases durante la deformación plástica. Aunque no existe completo acuerdo sobre detalles del proceso, existe consenso general sobre el criterio local de rotura dúctil: una deformación plástica,  $\bar{\epsilon}_f$ , dependiente fundamentalmente del nivel local de tensión hidrostática,

$\sigma_h / \bar{\sigma}$  [13-15]. Para un material perfectamente plástico con inclusiones de diámetro  $D_p$  espaciadas sobre una sección plana una distancia  $X_d = N_A^{-1/2}$ , la coalescencia de cavidades se produce, de acuerdo con el modelo de Rice y Tracey [16].

$$\bar{\epsilon}_f = \bar{\epsilon}_n + \ln(X_d/2D_p) / 0,283 \exp(1,5\sigma_h/\bar{\sigma}) \quad (7)$$

en donde  $\bar{\epsilon}_n$  representa la deformación crítica de cavitación que, en el caso de inclusiones no metálicas en los aceros, puede considerarse frecuentemente despreciable.

Combinando la ec. (7) con las ecs. (4-6), puede obtenerse la distancia relativa  $X/\delta$  al frente de la grieta en que se cumple la condición de rotura dúctil,  $\bar{\epsilon} \geq \bar{\epsilon}_f$ , teniendo en cuenta el estado de deformación y tensión hidrostática de cada punto. Obviamente, sólo puede considerarse que ocurrirá propagación generalizada de todo el frente de grieta cuando:

$$X (\bar{\epsilon} \geq \bar{\epsilon}_f) / \delta \geq X_d / \delta_i \Rightarrow J \geq J_i$$

pues en caso contrario sólo se darán avances locales por coalescencia de huecos cuya distancia al frente sea  $X < X_d$ . Como hemos mencionado  $X_d$  viene determinada por la densidad superficial media de núcleos generadores de huecos,  $N_A$  y la tenacidad se obtiene a partir de la relación  $(X_d/\delta_i)$  y la ec. (1).

La modelización anterior del proceso de inicio de propagación dúctil de grietas, que corresponde al esquema de Rice y Johnson [11] sin entrar en detalles respecto al mecanismo concreto o a la estadística de la coalescencia de huecos con el frente enromado (véase, por ejemplo, refs. [11] y [17-20]), deja muy clara la dependencia de la tenacidad de inicio de la propagación dúctil respecto de las propiedades plásticas ( $\sigma_y$ ,  $n$ ), la ductilidad ( $\bar{\epsilon}_f(\sigma_h/\bar{\sigma})$ ) y la microestructura del material ( $X_d$ ). De este modo es posible abordar una discusión sobre los resultados experimentales mencionados de la dependencia de  $J_i$  respecto de la temperatura.

## 2. MATERIAL Y ENSAYOS REALIZADOS

### 2.1. Material

El material estudiado es una plancha de acero SA 533B clase 1 de 80 mm de espesor, con estructura bainítica revenida [1]. Los ensayos de tenacidad se realizaron en orientación TS. La estructura y propiedades mecánicas del acero se han estudiado con gran detalle [21]. Por lo que respecta a la ductilidad, es interesante señalar que el acero contiene 0,043 % en volumen de inclusiones no metálicas mayores de 0,5  $\mu\text{m}$  que

se presentan con una densidad superficial  $N_A = 179 \text{ mm}^{-2}$ , equivalente a una distancia entre inclusiones  $x_d \approx 75 \text{ }\mu\text{m}$ . Por otra parte, contiene 2,74 % en volumen de carburos (cementita) cuya densidad superficial es  $6,3 \cdot 10^6 \text{ mm}^{-2}$  y su distancia mütua, 0,40  $\mu\text{m}$ .

## 2.2 Medida de la ductilidad

La ductilidad,  $\bar{\epsilon}_f(\sigma_h/\bar{\sigma})$ , se ha medido en condiciones de alargamiento plano, utilizando probetas entalladas de geometría similar a las usadas por Hancock y Brown [22], más una probeta tipo Clausing [23] con dimensiones dentro de los límites aconsejados por Lee y Backofen [24] para obtener deformación plana a tracción. La última de las probetas se considerará como "no entallada". Se han realizado ensayos a  $-70^\circ\text{C}$ ,  $20^\circ\text{C}$ ,  $100^\circ\text{C}$  y  $180^\circ\text{C}$  con velocidades de deformación plástica en la zona de rotura entre  $10^{-4}$  y  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . Los ensayos se han efectuado en una máquina electromecánica INSTRON dotada de una cámara ambiental, registrándose el esfuerzo tractivo frente a la reducción del espesor de las probetas medido con un extensómetro de tipo diametral. La sección final mínima se midió también, tras la rotura, en un SEM. El instante en que la tensión real media en la sección mínima de la probeta decae se tomó como situación de rotura.

Para las probetas "no entalladas" se ha considerado un estado triaxial  $\sigma_h/\bar{\sigma} = 0,58$ , es decir, el correspondiente a un material isotrópico tipo Von Mises que se deformara estrictamente bajo tracción plana. De hecho, se observaron desviaciones respecto a esa situación ideal, que se han tenido en cuenta a la hora de calcular  $\bar{\epsilon}_f$ , aunque se ha mantenido el valor ideal de  $\sigma_h/\bar{\sigma}$ .

Para las probetas entalladas se han utilizado los resultados numéricos de Hancock y Brown [22], complementados por cálculos adicionales para deformaciones mayores que las previstas por esos autores [25], necesarios dada la ductilidad del material ensayado y las dificultades de extrapolación a partir de las figuras de la ref. [22]

Todas las probetas se mecanizaron con orientación T-S (tracción en dirección transversal -T- y entalla paralela a la dirección de laminación -L-) para reproducir la deformación plana en la zona plástica de las probetas compactas de mecánica de la fractura TS. Se han usado probetas de 3 niveles del espesor de la plancha de 80 mm.

Las medidas de ductilidad en situación de alargamiento plano se han complementado con medidas en condiciones de alargamiento

axisimétrico (dirección T), utilizando probetas cilíndricas lisas y entalladas también similares a las de la referencia citada [22]. Las condiciones de fractura en la estricción de las probetas entalladas, de acuerdo con [22] y cálculos adicionales para deformaciones mayores [26]. Los ensayos se realizaron en condiciones similares a los de las probetas planas.

Las superficies de rotura se examinaron mediante SEM. Se llevaron a cabo medidas cuantitativas de la geometría y densidad de alvéolos dúctiles nucleados en inclusiones o carburos.

## 3. RESULTADOS

### 3.1 Deformación crítica para producir rotura dúctil

Las medidas de ductilidad en condiciones de deformación plana o axisimétrica se muestran en las Figs. 1a y b. La representación semi-logarítmica elegida corresponde a la relación lineal entre  $\ln(\epsilon_f)$  y  $(\sigma_h/\bar{\sigma})$  esperable según el cálculo teórico de Rice y Tracey, ec. (7), siempre que la deformación previa a la nucleación de huecos pueda despreciarse. Esa relación teórica es aceptable para el intervalo  $20 \leq T \text{ (}^\circ\text{C)} \leq 180 \text{ }^\circ\text{C}$  (upper shelf) pero a  $-70^\circ\text{C}$  la sensibilidad de la ductilidad a la tensión hidrostática es claramente mayor, al menos para niveles altos de ésta ( $\sigma_h/\bar{\sigma} > 0,6$ ). En este caso se observaron roturas mixtas, con predominio frágil a mayores niveles de tracción hidrostática.

La geometría de las probetas se eligió para obtener niveles aproximados de 0,6, 1,0 y 1,4 de  $\sigma_h/\bar{\sigma}$  en el centro de las probetas. Sin embargo, un análisis de los resultados indicó que en la probeta plana de máxima concentración de tensiones la rotura se iniciaba en la superficie, donde  $\sigma_h/\bar{\sigma} \approx 0,6$ .

Algunos trabajos previos con aceros similares supusieron que la ductilidad, medida en términos de deformación equivalente, era prácticamente independiente del estado de deformación aplicado [17, 18, 27] o no detectaron ninguna influencia de la temperatura [17, 18]. En este trabajo, se ha medido una diferencia de un 20 a un 30% entre las roturas por alargamiento axisimétrico o plano. Y, aunque las roturas a  $-70^\circ\text{C}$  no son genuinamente dúctiles, dentro de la zona del "upper shelf", donde sí lo son, también se han observado ligeras diferencias de ductilidad con la temperatura (Tabla 1), en coincidencia con otros trabajos [27].

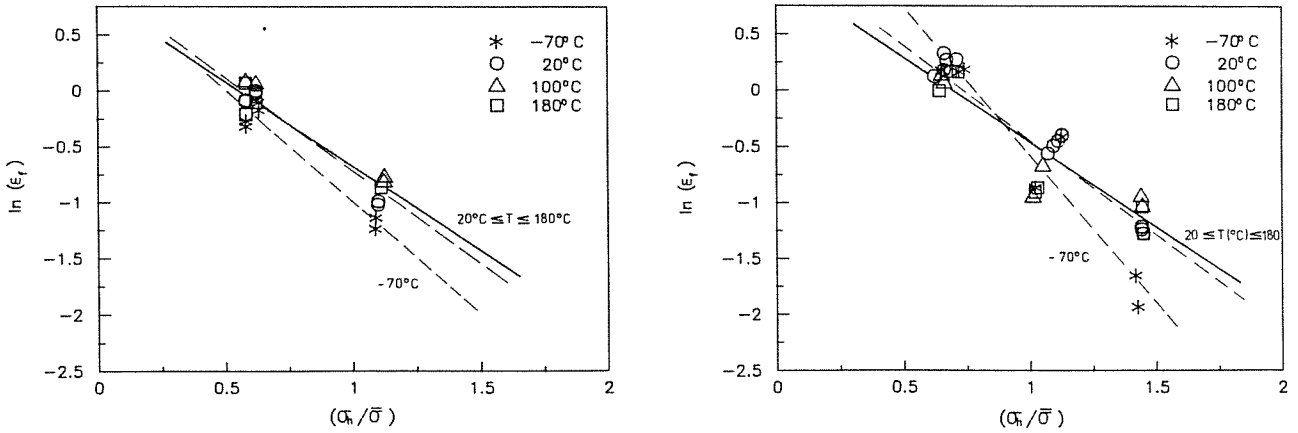


Fig. 1

- a) Deformación de rotura,  $\epsilon_f$ , en función de la tensión hidrostática relativa a la tensión plástica equivalente. Alargamiento plano. A trazo grueso, recta de pendiente -1,5 ajustada a los resultados del intervalo  $20 \leq T(^{\circ}\text{C}) \leq 180$ . Líneas de puntos: ajustes por mínimos cuadrados a los resultados de ese intervalo y a los de  $-70^{\circ}\text{C}$  (pendientes -1,67 y -1,97, respectivamente).
- b) Id., alargamiento axisimétrico. Las pendientes de las rectas discontinuas son -1,67 para  $20 \leq T(^{\circ}\text{C}) \leq 180$  y -2,62 para  $-70^{\circ}\text{C}$ .

TABLA 1.- Ductilidad en función de la tensión hidrostática y de la temperatura:

$$\bar{\epsilon}_f = A/\exp [B(\sigma_h/\bar{\sigma})].$$

T(°C)	Alargamiento plano		Alargamiento axisimétrico	
	A	B	A	B
-70	2,64	1,97	7,67	2,62
20	2,97	1,90	4,37	1,84
100	2,89	1,66	2,66	1,53
180	2,34	1,54	3,07	1,66

3.2 Cavidades generadas por inclusiones

Suponiendo  $\bar{\epsilon}_n = 0$ , es posible utilizar la ecuación (7) de Rice y Tracey [16] junto con los resultados experimentales de ductilidad para calcular el diámetro de las cavidades relativo al de las inclusiones que las nuclearon,  $D_c/D_p$ , tal como, teóricamente, se encontrarían sobre las superficies de fractura. Estos valores se presentan en la Fig. 2, donde puede apreciarse que existe muy poca influencia de la temperatura o del nivel de  $\sigma_h/\bar{\sigma}$  sobre  $D_c/D_p$ , que determina, según se describió en la introducción,  $X_d$ . Incluso los valores de ductilidad medidos a  $-70^{\circ}\text{C}$ , que propiamente son, a lo sumo, un límite inferior del verdadero valor de  $\bar{\epsilon}_f$ , conducen a valores de  $D_c/D_p$  muy similares a los del "upper shelf".

Para probetas rotas a 20, 100 y  $180^{\circ}\text{C}$  se ha medido experimentalmente el diámetro de

cavidades generadas a partir de inclusiones de diámetro  $4 \mu\text{m} \leq D_p \leq 8 \mu\text{m}$  (Fig. 3). En el intervalo de temperatura citado, la influencia de la temperatura, tensión hidrostática o incluso modo de deformación no son importantes. Comparando esta figura con la anterior se confirma la validez de la ec. (7) de Rice y Tracey [16] excepto en el valor de la constante, como ya se ha señalado por otros autores [28].

Como puede verse, el diámetro real de las cavidades, de 4 a 5 veces el diámetro de la partícula, es aproximadamente doble del predicho por la ecuación de Rice y Tracey.

La relación  $W/D_p$  se ha medido también en la zona inicial de propagación dúctil de grietas en probetas CT utilizadas para medir la integral  $J_I$  (Fig. 4). Se trata de valores individuales (no medios), por lo que la dispersión es grande. El límite inferior de  $W/D_p$  varía de 3 para  $-40^{\circ}\text{C}$  y  $150^{\circ}\text{C}$  en la zona próxima al borde enromado a 4 para  $20^{\circ}\text{C}$  y parece crecer suavemente al ir progresando el avance de la grieta. El valor medio es del orden de 5, muy próximo al observado en las probetas de medida de  $\epsilon_f$  (fig. 3).

3.3 Densidad superficial de cavidades

Las superficies de fractura de una serie de probetas axisimétricas entalladas se observó en el SEM (80x y 5000 x para cavidades nucleadas en inclusiones y carburos, respectivamente). De las primeras se con-

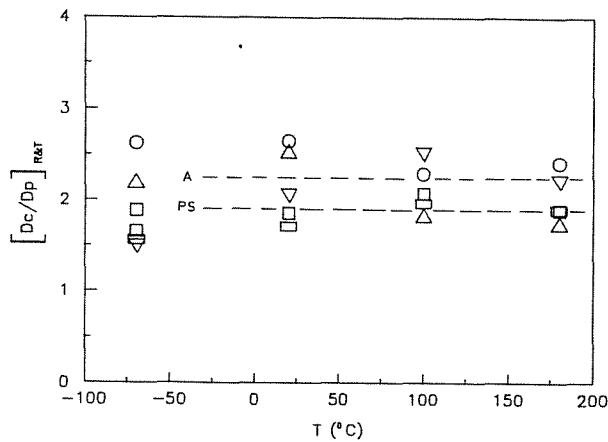


Fig. 2.- Diámetro de cavidades,  $D_c$ , generadas a partir de inclusiones de diámetro  $D_p$  (suponiendo  $\bar{\epsilon}_n = 0$ ), en el momento de la rotura. Predicción según la ecuación de Rice y Tracey [16] con los datos de la Fig. 1 (valores medios para cada tipo de probeta). Símbolos:  $\square$ ,  $\sigma_a/\bar{\sigma} \approx 0,6$ ,  $\square$ ,  $\sigma_a/\bar{\sigma} \approx 1$ , def. plana;  $\circ$ ,  $\sigma_a/\bar{\sigma} \approx 0,6$ ,  $\triangle$ ,  $\sigma_h/\bar{\sigma} \approx 1$ ,  $\nabla$ ,  $\sigma_h/\bar{\sigma} \approx 1,4$ , def. axisimétrica.

tabilizaron las mayores de (aproximadamente)  $10 \mu m$ , generadas a partir de inclusiones de tamaño  $D_p \approx 1 \mu m$ . Los resultados, con indicación de la tensión hidrostática y la tensión principal máxima, se dan en la tabla 2. La densidad superficial de alvéolos dúctiles, corregida por la contracción de área, resulta insensible al nivel de tensión hidrostática o al nivel de máxima tensión principal existente. El valor medio puede considerarse próximo a la densidad superficial de inclusiones (apartado 2.1,  $189 \text{ mm}^2$ ,

$D_p \geq 0,5 \mu m$ ), teniendo en cuenta que esta medida incluye la fracción inferior a  $1 \mu m$ , que representa aprox. el 50% [21] y que, en sentido contrario, la superficie de rotura dúctil muestrea un espesor que puede equivaler a varias veces el diámetro de las partículas [29].

Los alvéolos generados por carburos tapizan las superficies correspondientes a los ligamentos entre huecos grandes, generados por inclusiones. Su densidad superficial es una orden de magnitud inferior a la de carburos y correspondería a la generación de cavidades por la fracción de carburos de tamaño superior a  $0,05 \mu m$  [21]. Parece crecer al aumentar la tensión principal máxima, pero las medidas realizadas no son suficientemente concluyentes.

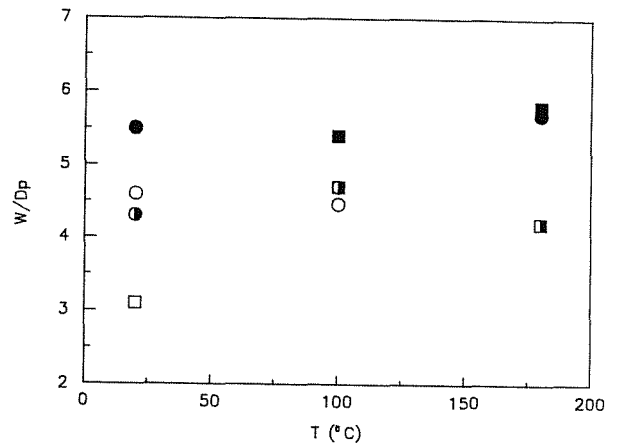


Fig. 3.- Diámetros de cavidades,  $w$ , nucleadas a partir de inclusiones de diámetro  $D_p$ . Medidas experimentales en superficies de rotura de probetas axisimétricas ( $\circ$ ,  $\sigma_h/\bar{\sigma} \approx 0,6$ ;  $\bullet$ ,  $\sigma_a/\bar{\sigma} \approx 1$ ;  $\bullet$ ,  $\sigma_h/\bar{\sigma} \approx 1,4$ ) y planas (id.,  $\square$ ,  $\blacksquare$ ,  $\blacksquare$ ). Medidas en el SEM (valores medios) con  $4 \mu m \leq D_p \leq 8 \mu m$ .

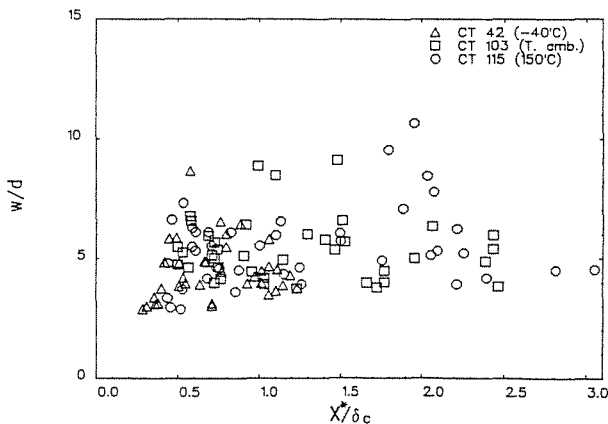
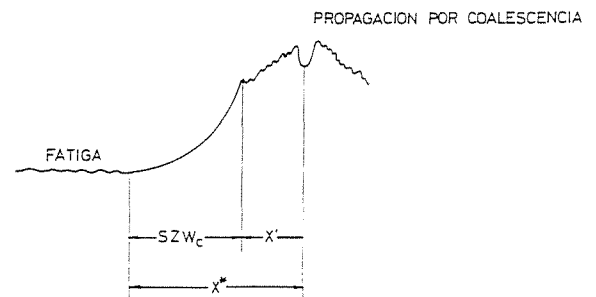


Fig. 4.- Diámetro de cavidades relativo al diámetro de las inclusiones que las generaron en la banda de inicio de la propagación dúctil de grietas en probetas CT usadas para la medida de  $J_I$ . La abscisa es la distancia desde el borde de propagación por fatiga, es decir,  $x'+SZW \approx x'+0,33 \delta_I$  [1].



**TABLA 2.- Densidad de cavidades en las superficies de rotura de probetas axisimétricas entalladas (límite de confianza del 95%)**

T °C	$\frac{\sigma_h}{\sigma}$	$\sigma_y$ (MPa)	n	$\bar{\epsilon}_f$	$\sigma_I$ (MPa)	$N_A$ (mm <sup>-2</sup> ), inclusiones		$10^{-5}N_A$ (mm <sup>-2</sup> ), carburos	
						Sup.def.	Sup.original	Sup. def.	Sup.original
20	0,62	371	0,18	1,13	1493	337±34	109±11	-	-
	1,11	371	0,18	0,64	1861	267±28	141±15	15,2±1,3	8,0±0,7
	1,13	371	0,18	0,67	1898	-	-	11,9±1,2	6,1±0,6
	1,44	371	0,18	0,30	1926	171±23	127±17	19,8±3,0	14,7±2,2
180	1,44	343	0,14	0,35	1489	199±24	140±17	-	-

La tensión principal máxima,  $\sigma_I$ , se ha calculado como  $\sigma_I = \sigma_h + 2\bar{\sigma}/3$ , calculando  $\bar{\sigma}$  a partir del ajuste tipo Hollomon.

La densidad superficial se ha corregido con el factor  $\exp(-\bar{\epsilon}_f)$  para restituir el área original no deformada.

**4. CALCULO DE LA CONDICION DE INICIO DE LA PROPAGACION DUCTIL Y COMPARACION CON LOS RESULTADOS EXPERIMENTALES**

De acuerdo con el análisis descrito en el apartado 1.2, se han calculado valores teóricos de  $J_i$  utilizando los resultados de ductilidad en condiciones de deformación plana (Tabla 1), las propiedades plásticas del material en función de la temperatura para  $\dot{\epsilon} = 2 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  y tomando como distancia crítica la distancia experimental entre inclusiones no metálicas sobre una sección plana,  $X_d = 75 \mu\text{m}$ . Los resultados se contienen en la Tabla 3 y se comparan con las medidas experimentales en la Fig. 5.

Dada la dispersión de las medidas de ductilidad y la relativa incertidumbre sobre el valor de  $X_d$ , el acuerdo entre los resultados experimentales y las predicciones del análisis teórico puede considerarse bueno (discrepancia menor del 30% en todos los casos), teniendo en cuenta que no se ha utilizado ningún parámetro ajustable. Entre la curva  $J_i$ -T experimental y calculada parece haber una traslación de unos 50°C que en parte, podría explicarse por una diferencia entre la velocidad de deformación supuesta y la real en la zona plástica de los ensayos teniendo en cuenta la existencia de una zona de envejecimiento entre T.A. y 300°C [27, 30].

En el cálculo se ha considerado una distancia crítica,  $X_d$ , constante y determinada por la población de inclusiones no metálicas. Los carburos intervendrían sólo

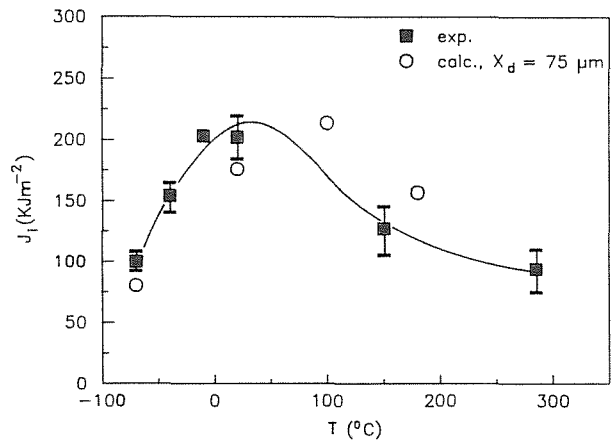


Fig. 5.- Integral  $J_i$  en función de la temperatura. Medidas experimentales y valores calculados.

**TABLA 3.- Cálculo teórico de  $J_i$ . Datos utilizados y resultados. La condición de rotura,  $\bar{\epsilon}_f$ , utilizada es la correspondiente a deformación plana de la Tabla 1.**

T °C	$\sigma_y$ (MPa)	n	$d_n$	$X_d/\delta_i$	$J_i/X_d$ (MPa)	$J_i$ (KJm <sup>2</sup> ) $X_d=75\mu\text{m}$
-70	417,6	0,189	0,292	1,34	1067	80,0
20	371,2	0,176	0,305	0,52	2340	175,5
100	357	0,150	0,33	0,38	2847	213,5
180	343	0,140	0,35	0,47	2085	156,4

en la fase de coalescencia entre cavidades grandes, coalescencia que aporta una contribución despreciable a  $\bar{\epsilon}_f$  pero cuyo desencadenamiento marca el final de la fase de crecimiento de huecos, es decir, el nivel de  $\bar{\epsilon}_f$  suponiendo  $\bar{\epsilon}_N$  nula para las inclusiones. La constancia aproximada de  $X_d$  la sugieren los resultados de geometría y densidad de cavidades. La variación de  $J_i$  con la temperatura estaría determinada aquí por la variación de  $\sigma_y$  y de  $\bar{\epsilon}_f$  y esta última por la facilidad de deformar inestablemente los ligamentos entre cavidades nucleadas en inclusiones.

Por encima de 20°C, la leve caída de ductilidad, que colabora con el descenso de  $\sigma_y$  en provocar el decrecimiento de  $J_i$  entre 20 y 300°C se explicaría por el descenso creciente de la capacidad de endurecimiento del material (índice n, Tabla 3).

Por debajo de 20°C, aunque la capacidad intrínseca de endurecimiento del material crece, al aumentar fuertemente la resistencia a la deformación plástica (transición a un régimen plástico controlado por la tensión de fricción de la red) la nucleación de daño a partir de los carburos se facilita progresivamente y este daño contribuye a rebajar la capacidad efectiva de endurecimiento del material: los ligamentos entre cavidades están constituidos por material creciente poroso desde las primeras fases de la deformación; con bajos niveles de tensión plástica, la nucleación de cavidades en carburos ocurre sólo en las bandas de cortadura intensa que se forman después de alcanzarse la situación de inestabilidad plástica (inestabilidad geométrica). La descohesión de la intercara ferrita/cementita exige una tracción local elevada, 1200 a 1600 MPa [13,31,32]. En condiciones de deformación plástica plana, prevalentes en la zona plástica de la grieta:

$$\sigma_I = \sigma_h + \bar{\sigma}/\sqrt{3} \quad (8)$$

donde  $\sigma_h$  crece desde  $\bar{\sigma}/\sqrt{3}$  en la superficie libre hasta  $0,81 \bar{\sigma}$  a la distancia crítica  $X_d/\delta_i = 0,5$  correspondiente a 20°C. Es decir para este acero a 20°C (y aproximadamente, en todo el "upper shelf").

$$1,15 \leq \sigma_I/\bar{\sigma} \leq 1,39, \quad X=X_d \quad (9)$$

La deformación es decreciente en toda esa zona:

$$\bar{\epsilon} \geq 0,65, \quad X \leq X_d \quad (10)$$

Suponiendo un comportamiento tipo Hollomon con  $n = 0,18$ :

$$[\sigma_I (0 \leq X \leq X_d)/\sigma_y]_{T \rightarrow 20^\circ C} \geq 3,94 \sigma_y \quad (11)$$

$$\sigma_I > 1400 \text{ MPa} + \sigma_y > 355 \text{ MPa}$$

valor que prácticamente coincide con el de  $\sigma_y$  en la zona de la transición (máximo  $J_i$ ). A temperaturas muy bajas, es probable que la profusión de cavidades nucleadas en carburos, unida a la creciente frecuencia de formación de núcleos de fractura no viables, contribuyan también a un descenso del valor de  $X_d$ , que también contribuiría a la caída de  $J_i$  [19].

### 5. CONCLUSIONES

- Un análisis local del proceso de rotura dúctil que ocurre en la zona plástica de una grieta que inicia su propagación permite relacionar la tenacidad con la ductilidad del material y su contenido de inclusiones no metálicas, tanto en la zona de propagación totalmente dúctil como en la zona de transición.
- Los resultados del análisis sugieren que en el descenso de la tenacidad entre 20 y 300°C, más rápido que el descenso concomitante del límite elástico del acero, interviene una disminución de ductilidad probablemente asociada a un proceso de envejecimiento por intersticiales.
- La fuerte caída de la tenacidad  $J_i$  por debajo de temperatura ambiente, mientras el límite elástico aumenta fuertemente, se puede explicar por la creciente facilidad para nuclear huecos por descohesión de carburos ya desde los primeros estadios de deformación. El progresivo aumento de densidad de huecos generados por núcleos de fractura frágil no viables al bajar la temperatura supone un factor adicional de pérdida de tenacidad.

### AGRADECIMIENTO

El contenido de este artículo se ha generado en el curso de un proyecto de investigación financiado por la Comunidad Europea del Carbón y del Acero, CECA (Programa "Acero", proyecto nº 7210/KE/931).

## REFERENCIAS

- [1] Viviente, J.L., Gil, J., Fuentes, M. (1990), artículo en este mismo volumen.
- [2] McMeeking R.M. (1977) *J. Mech. Phys. Solids.*, 25, 357.
- [3] Shih, C.F., (1981) *J. Mech. Phys. Solids.*, 29, 305.
- [4] Schwalbe, K.H., (1984) *Int. J. Fract.* 25, R49.
- [5] Kolednik, D. y Stüwe, H.P. (1985), *Eng. Fract. Mech.*, 21, 145.
- [6] Schwalbe, H.H., Heerens, J., Hellmann, D. y Cormec, A., (1986) "The Crack Tip Opening Displacement in Elastic-Plastic Fracture Mechanics", p. 133, K.H. Schwalbe, ed., Springer-Verlag, Berlín.
- [7] Slatcher, S. y Knott, J.F., (1986) *Mater. Sci. Eng.*, 82, 37.
- [8] Kolednik, O. y Stüwe, H.P., (1986) *Eng., Fract. Mech.*, 24, 277 .
- [9] Shi, C.F., (1983) "Tables of Hutchinson-Rice-Rosengen Singular Fields Quantities" Brown University report no. MRL E-147. Providence, R.I. (USA).
- [10] Schwalbe, K.H. (1977), *Eng. Fract. Mech.*, 9, 975.
- [11] Rice, J. y Johnson, M.A. (1970). "Inelastic Behavior of Solids". p. 641. M.F. Kanninen, W.F. Adler y A.R. Rosenfield, eds., McGraw-Hill, New York.
- [12] Hancock, J.W. y Cowling, M.J., (1980). *Metal Sci.*, 14, 293.
- [13] Le Roy, G., Embury, J.D., Edward, G. y Ashby, M.F., (1981) *Acta Metall.*, 29, 1509.
- [14] Van Stone, R.H., Cox, T.B., Low Jr., J.R. y Psioda, J.A., (1985) *Inst. Met. Reviews*, 30 157.
- [15] Dod, B. y Bai, Y., (1987) "Ductile Fracture and Ductility, with Applications to Metalworking". Academic Press, London.
- [16] Rice, J. y Tracey, D.M. (1969), *J. Mech. Phys. Solids*, 17, 201.
- [17] Ritchie, R.O., Server, W.L. y Wullaert, R.A. (1979), *Metall. Trans. A.*, 10A, 1557.
- [18] Ritchie, R.O. y Thompson, A.W. (1985), *Metall. Trans. A.*, 16A, 233.
- [19] Bates, R.C. (1984). "Fracture: Interactions of Microstructure, Mechanisms and Mechanics" p. 117. J.M. Wells y J.D. Landes, eds. TMS-AIME, Warrendale, Pa. (USA).
- [20] Pineau, A. (1981). *Proc. 5th Int. Conference on Fracture*, p. 533. D. Francois y col., eds., Pergamon Press, Oxford.
- [21] Viviente, J.L. (1989) "Micromecanismos de Fractura Dúctil en un Acero con Estructura Bainítica". Tesis de Doctorado, Universidad de Zaragoza, Facultad de Ciencias.
- [22] Hancock, J.W. y Brown, D.K., (1983) *J. Mech. Phys. Solids*, 31, 1.
- [23] Clausing, D.P., (1970) *Int. J. Fracture Mech.*, 6, 71.
- [24] Lee, D. y Backofen, W.A., (1966) *Trans. AIME*, 236, 1077 .
- [25] Marcos, R. y Martínez Esnaola, J.M., (1989) Informe Interno MAT21-04, Dptº de Mecánica Aplicada, Escuela Superior de Ingenieros Industriales, Univ. de Navarra, San Sebastián .
- [26] Marcos, R. y Martínez Esnaola, J.M., (1989) Informe Interno MAT 21-03, Dptº de Mecánica Aplicada, Escuela Superior de Ingenieros Industriales de San Sebastián, Univ. de Navarra.
- [27] Amar, E. y Pineau, A. (1985). *Eng. Fract. Mech.*, 22, 1061.
- [28] Marini, B., Mudry, F. y Pineau, A. (1985). *Eng. Fract. Mech.*, 22, 989.
- [29] Widgery, D.J. y Knott, J.F. (1978). *Metals Sci.*, 12, 8.
- [30] Jung, Y.H. y Murty, K.L. (1988). "Fracture Mechanics: 19th Symposium". p. 392. ASTM STP 969. ASTM, Philadelphia. (USA).
- [31] Goods, S.H. y Brown, L.M. (1979). *Acta Metall.*, 27, 1.
- [32] Brownrig, A., Spitzig, W.A., Richmond, O., Tierlinck, D. y Embury, J.D. (1983). *Acta Metall.*, 31, 1141.