

MODELIZACIÓN DE LA FRACTURA POR CLIVAJE EN ACEROS DE ALTA RESISTENCIA

R. Rodríguez-Martín, A. Martín-Meizoso

Departamento de Materiales, CEIT (Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa)
P.º de Manuel Lardizábal, 15, 20018 San Sebastián, Guipúzcoa

y
TECNUN, Escuela Superior de Ingenieros, Universidad de Navarra
P.º de Manuel Lardizábal, 15, 20018 San Sebastián, Guipúzcoa

Resumen. Los aceros de alta resistencia se caracterizan por su elevado límite elástico. Sin embargo, en la mayoría de las aplicaciones, es necesario combinar la resistencia con un valor suficientemente alto de tenacidad que garantice seguridad en el diseño. En el presente trabajo se ha estudiado la tenacidad a bajas temperaturas de 3 aceros cuyos límites elásticos varían entre 460 y 890 MPa. Con este objetivo, los resultados experimentales obtenidos se utilizan para validar un modelo predictivo de la fractura frágil desarrollado en el CEIT y que se presentó en anteriores encuentros del Grupo Español de Fractura.

Abstract. High strength steels are characterized by their high yield strength, but to guarantee a safe design, a sufficiently large toughness value is also required. In this paper, the toughness of three high strength steels (σ_y =460-890 MPa) has been studied at low temperatures. With this objective, experimental results have been used to validate a predictive model for brittle fracture, which has been developed in CEIT. This model was described in previous meetings of the Spanish Group of Fracture.

1. INTRODUCCIÓN

En los materiales metálicos, la formación de grietas viene inducida por fractura o descohesión de segundas fases frágiles dispersas en la matriz.

En los aceros que presentan una dispersión de carburos en su estructura, la formación de grietas tiene lugar comúnmente por la fractura previa de este tipo de partículas, inducida por la deformación plástica de la matriz circundante [1]. Por otro lado, las inclusiones no metálicas también pueden actuar como núcleos responsables de la fractura catastrófica del material. En este último caso, como ha sido mencionado por otros autores con anterioridad [2], es absolutamente necesario que exista una perfecta cohesión de las partículas con la matriz, ya que de lo contrario, la grieta que se genere quedará inmediatamente enromada, y la pieza sobrevivirá.

Se puede entender la fractura catastrófica de un material si éste es considerado como un conjunto de unidades estructurales independientes de resistencia al fallo. Cuando una sola de las unidades estructurales falla, lo hace el conjunto de la estructura y el material rompe por clivaje. Esta afirmación, bien conocida como hipótesis de "eslabón más débil", es la base fundamental del modelo predictivo de fallo frágil que se ha desarrollado en el CEIT. En el presente trabajo se validará dicho modelo como complemento de diversos estudios realizados con anterioridad y que

fueron comentados en encuentros previos del Grupo Español de Fractura [3-5].

2. MATERIAL Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES

En la Tabla 1 se resume la composición química de los 3 aceros estudiados. Todos ellos fueron producidos industrialmente y sometidos a tratamientos de templeado y revenido.

Tabla 1. Composición química de los aceros.

M-%	P460Q	P690Q	S890Q
C	0.13	0.14	0.15
Si	0.32	0.31	0.29
Mn	1.38	0.83	1.39
P	0.007	0.011	0.009
S	<0,001	<0,001	<0,001
Cr	0.164	0.613	0.290
Mo	0.054	0.420	0.559
Ni	0.38	1.01	0.13
Al	0.032	0.041	0.067
Cu	0.19	0.27	0.15
Nb	<0,001	0.001	0.002
Ti	0.004	0.002	0.002
V	0.032	0.051	0.030
B	0.0006	0.0028	0.0028

Se realizaron ensayos de tracción a bajas temperaturas (77K, 156K, 179K) de los 3 materiales para determinar el límite elástico en esas condiciones. Las probetas, cuya geometría se muestra en la Fig.1, fueron ensayadas INSTRON 4505 a una velocidad de deformación de 2×10^{-4} en una máquina s^{-1} conforme a la norma ASTM E8M-89 [6].

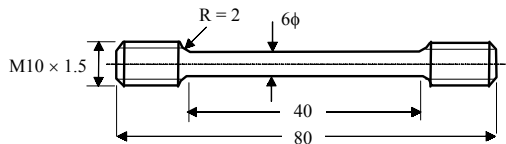


Fig. 1. Geometría de las probetas de tracción.

Para determinar la tenacidad a bajas temperaturas de los diferentes materiales, se llevaron a cabo ensayos de fractura de probetas compactas CT con orientación TL, previamente agrietadas por fatiga. La geometría de la probeta se muestra en la Fig.2. Los ensayos se realizaron a 77K, 156K y 179K siguiendo la norma ESIS P2-91D [7]. Las superficies de fractura se examinaron mediante un microscopio electrónico de barrido Philips XL30.

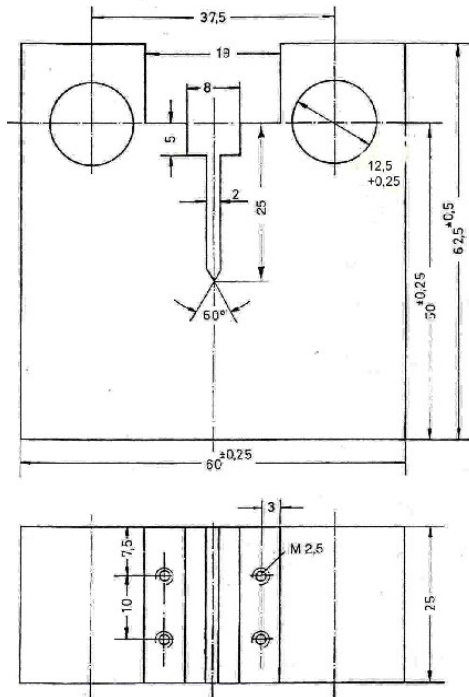


Fig. 2. Geometría de las probetas CT(TL).

Se completó un estudio microestructural exhaustivo de todos los aceros. Las muestras, previamente pulidas y atacadas con una disolución de nital al 2%, fueron observadas en un microscopio óptico.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1 Caracterización microestructural

La Fig. 3 muestra la microestructura presente en cada material. En el caso del acero P460Q se observa una microestructura mixta bainita-ferrita, mientras que los aceros P690Q y S890Q están constituidos por una matriz martensítica fuertemente revenida.

Se realizaron medidas de dureza Vickers HV0.5 que confirmaron las microestructuras observadas (tabla 2). El acero S890Q es el que presenta el mayor valor de dureza. Su microestructura es similar a la del acero P690Q pero tiene un contenido de carbono superior. El acero P460Q,

cuya microestructura está constituida por un 55% de bainita y un 45% de ferrita, es el de menor dureza.

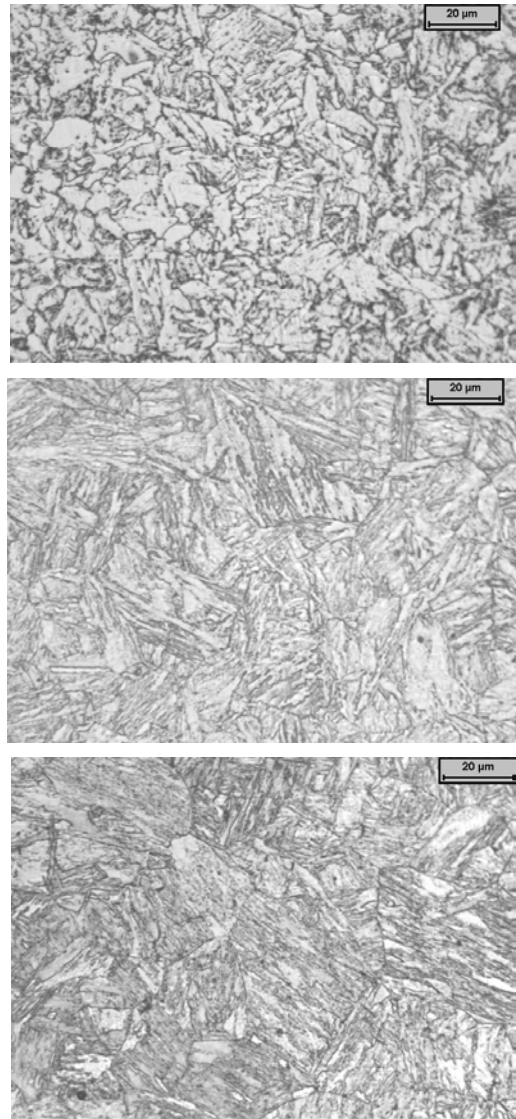


Fig. 3. a) microestructura del acero P460Q, b) microestructura del acero P690Q, c) microestructura del acero S890Q.

Tabla 2. Valores de dureza Vickers HV0.5.

ACERO	HV0.5
P460Q	190
P690Q	270
S890Q	325

Se realizaron medidas cuantitativas tanto de la fracción volumétrica como de la distribución de tamaños de las fases y de las inclusiones presentes en cada material. Para el acero P460Q, de matriz bainítico-ferrítica, se midieron los carburos, dada la importancia que presenta la distribución de tamaños de los mismos en la iniciación de la fractura [8]. En el caso de los aceros P690Q y S890Q, de matriz martensítica, se han considerado como núcleos potenciales de fallo las inclusiones y como barreras de la propagación de la fractura frágil la unión inclusión-matriz y matriz-matriz.

Los datos obtenidos se ajustaron a una función Gamma de 3 ó 4 parámetros (1) para ser utilizados en la validación del modelo teórico [9-10]. Los resultados se muestran en la tabla 3.

$$f(x) = \frac{n \cdot a^p}{\Gamma(p)} \cdot (x-d)^{np-1} \cdot e^{-a(x-d)^n} \quad (1)$$

Tabla 3. Fracción volumétrica y parámetros de ajuste para los diferentes constituyentes microestructurales de cada acero.

		f_v	n	a	p
P460Q	Bainita	0.55	0.3	26.21	45.76
	Inclusiones	1.6×10^{-3}	0.3	70.27	65.88
	Carburos	0.17	1	0.029	8.63
P690Q	Martensita	1	0.3	16.46	37.38
	Inclusiones	2×10^{-3}	0.3	66.61	60.42
S890Q	Martensita	1	0.3	15.83	35.74
	Inclusiones	7.9×10^{-4}	0.3	61.33	59.07

En todos los casos se obtuvo un ajuste óptimo de la distribución de tamaños mediante una función Gamma de 3 parámetros ($d = 0$).

3.2 Ensayos de tracción

Los resultados de los ensayos de tracción se detallan en la Fig.4, donde se muestra la evolución del límite elástico con la temperatura para los 3 aceros. Se observa un descenso del límite elástico con la temperatura similar en los 3 materiales, siendo éste más acusado en el paso de 77K a 156K.

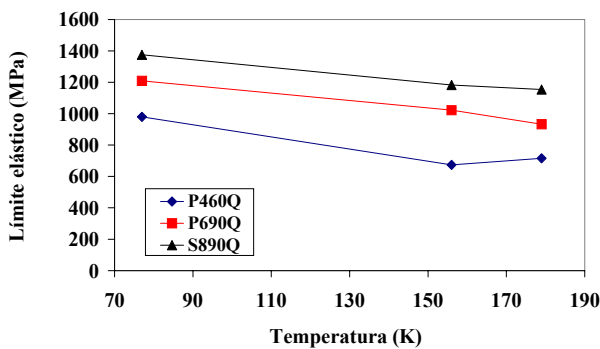


Fig.4. Evolución del límite elástico con la temperatura.

En términos generales, el acero P460Q es el que presenta una mayor deformación plástica a rotura tal y como se muestra en la tabla 4.

Tabla 4. Deformación a rotura de los distintos aceros.

ACERO	T (K)	ϵ_R
P460Q	77	0.25
	156	0.22
	179	0.18
P690Q	77	0.19
	156	0.22
	179	0.18
S890Q	77	0.25
	156	0.16
	179	0.17

3.3 Ensayos de fractura

Se llevaron a cabo 90 ensayos de fractura de probetas compactas CT(TL), 10 por cada acero y por cada temperatura (77K, 156K y 179K). La Fig.5 muestra un ejemplo del registro obtenido, lineal en la mayoría de los casos.

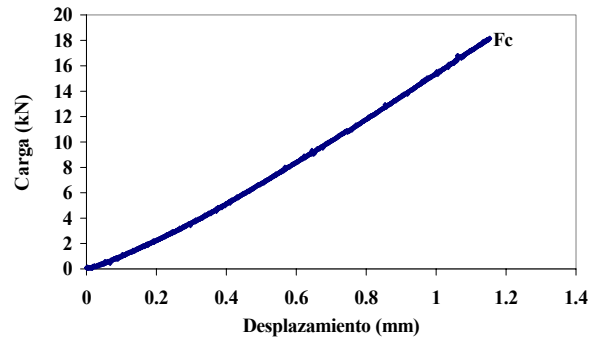


Fig. 5. Registro correspondiente al acero P460Q ensayado a 77K.

Para evaluar la tenacidad a fractura de los 3 aceros se siguió el procedimiento ESIS P2-91D [7], tal y como se señaló con anterioridad. Dado que el registro carga-desplazamiento es lineal, únicamente es necesario el valor de fuerza máxima (F_c) para conocer el valor del factor de intensidad de tensiones K_{IC} (2).

$$K_{IC} = \frac{F_c}{B\sqrt{W}} f(a_0/W) \quad (2)$$

donde B y W son respectivamente el espesor y la anchura de la muestra, y $f(a_0/W)$ la función de intensidad de tensiones.

Los resultados de los ensayos se recogen en la Fig. 6, donde se muestra la evolución de la tenacidad a fractura frente a la temperatura para todos los aceros. Se han representado los valores medios de K_{IC} .

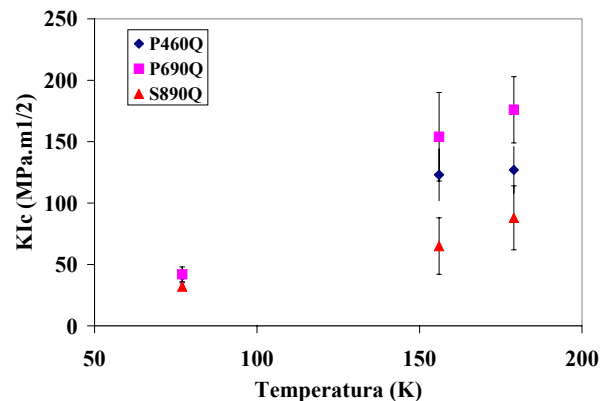


Fig. 6. Resultados de los ensayos de mecánica de la fractura para los 3 aceros.

A medida que aumenta la temperatura se observa una mayor dispersión en los valores de tenacidad y se acrecienta la diferencia entre los valores de K_{IC} de los distintos aceros. El acero de mayor resistencia (S890Q)

presenta una menor tenacidad en todo el rango de temperaturas. La tenacidad es superior en el acero P690Q debido a que ha sido revenido a más alta temperatura y a su elevado contenido en níquel. En el caso del acero P460Q cabe destacar que a 179K algunas de las probetas mostraron propagación estable previa al clivaje.

3.3.1. Fractografía

Se realizó el análisis fractográfico de las probetas ensayadas mediante un microscopio electrónico de barrido (SEM), con el objetivo de identificar los núcleos primarios y secundarios de fractura y, en consecuencia, los mecanismos que llevan al fallo frágil del material. En muchos casos se ha localizado el origen de fractura, sin embargo, en los puntos de nucleación no han podido identificarse partículas o segundas fases frágiles responsables directas del estallido. Un ejemplo de esta situación se muestra en la Fig. 7.

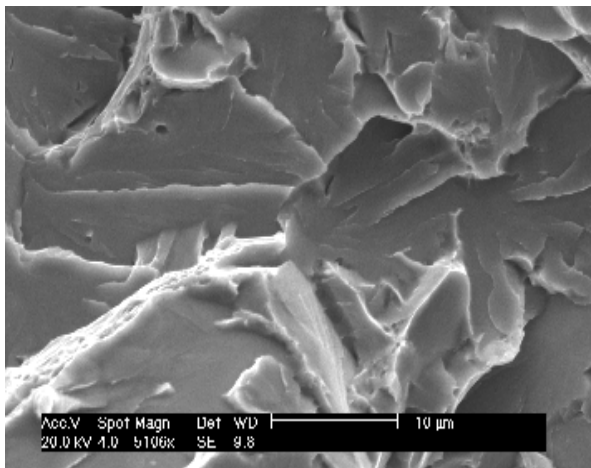


Fig. 7. Inicio de fractura frágil en una probeta P460Q ensayada a 179K. No se observa el núcleo desencadenante de la fractura.

En algunas ocasiones, sí se ha observado el núcleo de clivaje como se ilustra en la Fig. 8. Se trata de una inclusión de TiN que fue identificada mediante análisis EDAX.

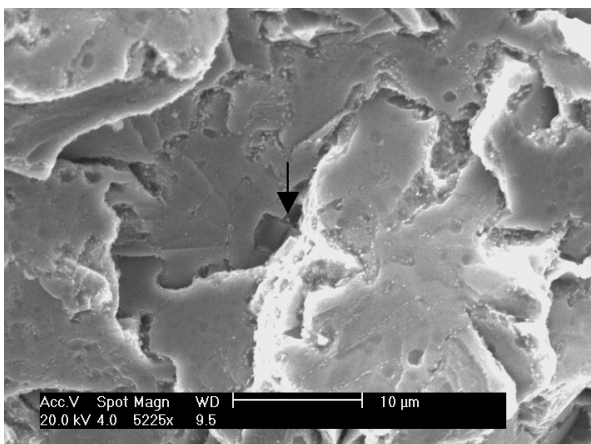


Fig. 8. Inicio de fractura frágil en una partícula de TiN en una probeta P460Q ensayada a 156K.

3.4. Modelización

El comportamiento a fractura observado en los 3 aceros ha sido comparado con los resultados obtenidos por un modelo predictivo del fallo frágil desarrollado en el CEIT [9]. Una descripción más detallada del modelo puede encontrarse en artículos presentados en anteriores encuentros del Grupo Español de Fractura [3-5]. En el presente trabajo se analizarán una serie de parámetros fundamentales a la hora de trabajar con el modelo.

α : probabilidad de que rompa una partícula frágil (núcleo de la fractura) cuyo tamaño es igual al tamaño medio de partícula medido. El factor α dependerá por lo tanto de la historia de deformación plástica del material, del tamaño del grano en el que la partícula se encuentra y por último, de la temperatura.

$K_{la}^{c/m}$: factor de intensidad de tensiones necesario para que la microgrieta generada en la partícula frágil (en este caso un carburo) atraviese la barrera carburo/matriz.

$K_{la}^{i/m}$: factor de intensidad de tensiones necesario para que la microgrieta generada en la partícula frágil (en este caso una inclusión) atraviese la barrera inclusión/matriz.

$K_{la}^{m/m}$: factor de intensidad de tensiones necesario para que la microgrieta generada en la partícula frágil atraviese la barrera matriz/matriz (fronteras de grano).

Los valores de $K_{la}^{c/m}$, $K_{la}^{i/m}$ y $K_{la}^{m/m}$ que se han utilizado en las simulaciones se corresponden con los citados por otros autores en bibliografía [11]. Para el parámetro $K_{la}^{c/m}$ (o bien $K_{la}^{i/m}$) los valores oscilan entre 2 y 3 MPa \sqrt{m} mientras que para $K_{la}^{m/m}$ la variación posible es de 5 a 7.5 MPa \sqrt{m} .

3.4.1. Validación del modelo

Se han realizado simulaciones para todos los aceros (P460Q, P690Q y S890Q) a las 3 temperaturas (77K, 156K y 179K). La tabla 5 muestra los valores de los parámetros de nucleación y de detención de grietas con los que se obtuvo una mejor concordancia de la predicción con los resultados experimentales en cada caso.

Para el acero P460Q se han considerado los carburos de la bainita y las inclusiones como núcleos potenciales del fallo del material, y como barreras de la propagación frágil la unión carburo (o bien inclusión)/matriz y matriz/matriz. Se ha observado en fractografía que la nucleación tiene lugar preferentemente en la bainita. Por

ello, a la hora de modelizar, únicamente se ha considerado la capacidad de detención de la microgrieta por parte de esta fase y no se ha tenido en cuenta la ferrita.

En el caso de los aceros P690Q y S890Q, de matriz martensítica, se han considerado como núcleos de fractura las inclusiones y como barreras la unión inclusión/martensita y martensita/martensita.

Tabla 5. Valores de α , $K_{Ia}^{c/m}$ (MPa \sqrt{m}) y $K_{Ia}^{m/m}$ (MPa \sqrt{m}) utilizados en cada simulación.

ACERO	T(K)	α	$K_{Ia}^{i/m}$	$K_{Ia}^{m/m}$
P460Q	77K	10^{-2}	2.5	7.5
	156K	1	2.5	7.5
	179K	1	2.5	7.5
P690Q	77K	10^{-4}	2.5	7.5
	156K	$3 \cdot 10^{-6}$	2.5	7.5
	179K	$5 \cdot 10^{-6}$	2.5	7.5
S890Q	77K	$5 \cdot 10^{-4}$	2.5	7.5
	156K	$5 \cdot 10^{-5}$	2.5	7.5
	179K	10^{-5}	2.5	7.5

Los parámetros discutidos en este apartado, junto con los parámetros estructurales (tabla 3), fueron los datos de entrada del modelo computacional.

Las simulaciones realizadas han permitido comprobar cuál es la evolución del parámetro α con la temperatura así como realizar una comparación de los valores del mismo en los diferentes aceros.

En la Fig. 9 se han representado los resultados experimentales y la predicción del modelo para la probabilidad de fractura del acero P690Q a distintas temperaturas. El valor del parámetro α aumenta a medida que disminuye la temperatura. El mismo comportamiento se observa en el acero S890Q cuya matriz también es martensítica. Este hecho pone de manifiesto que la probabilidad de romper una inclusión para estos aceros es mayor a bajas temperaturas.

La Fig. 10 representa una comparación del comportamiento de los 3 aceros a una misma temperatura, 77K. El acero P460Q presenta valores superiores de α a 77K y, como se puede comprobar en la tabla 5, en todo el rango de temperaturas. Para este acero se comprobó que a bajas temperaturas los carburos juegan un papel mucho más importante en la nucleación de la fractura que las inclusiones.

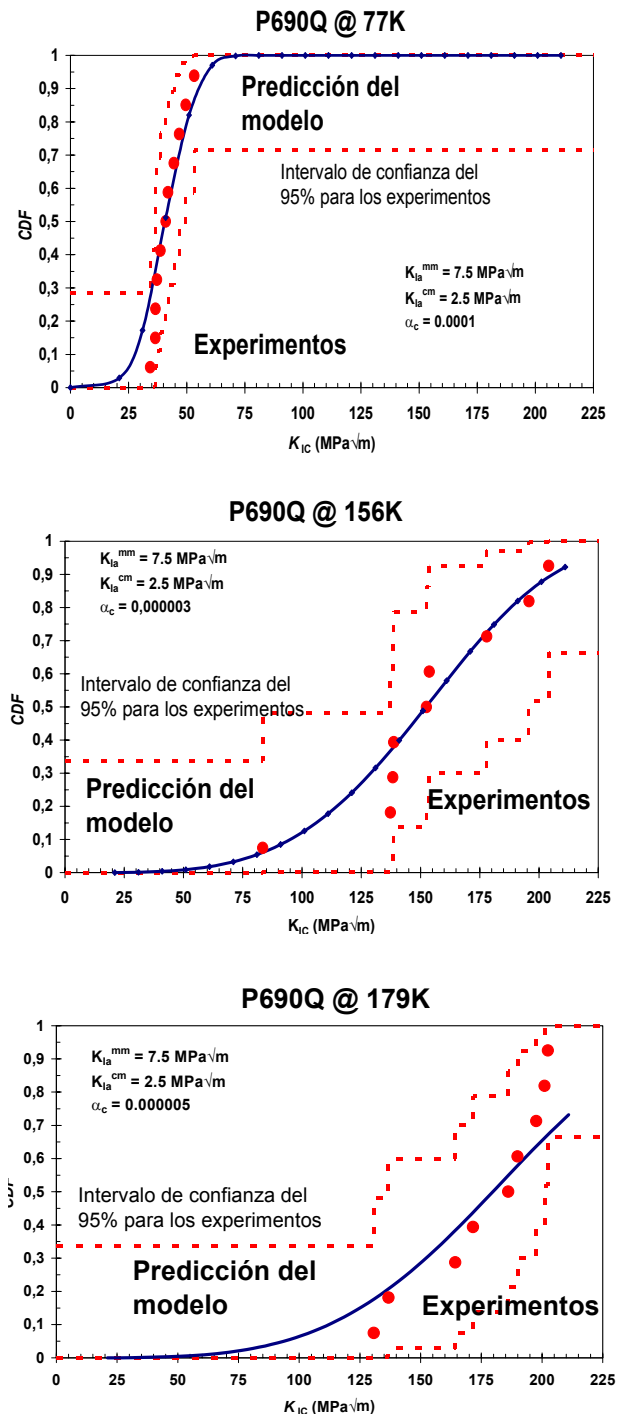


Fig. 9. Predicción y resultados experimentales para el acero P690Q a) 77K, b) 156K, c) 179K.

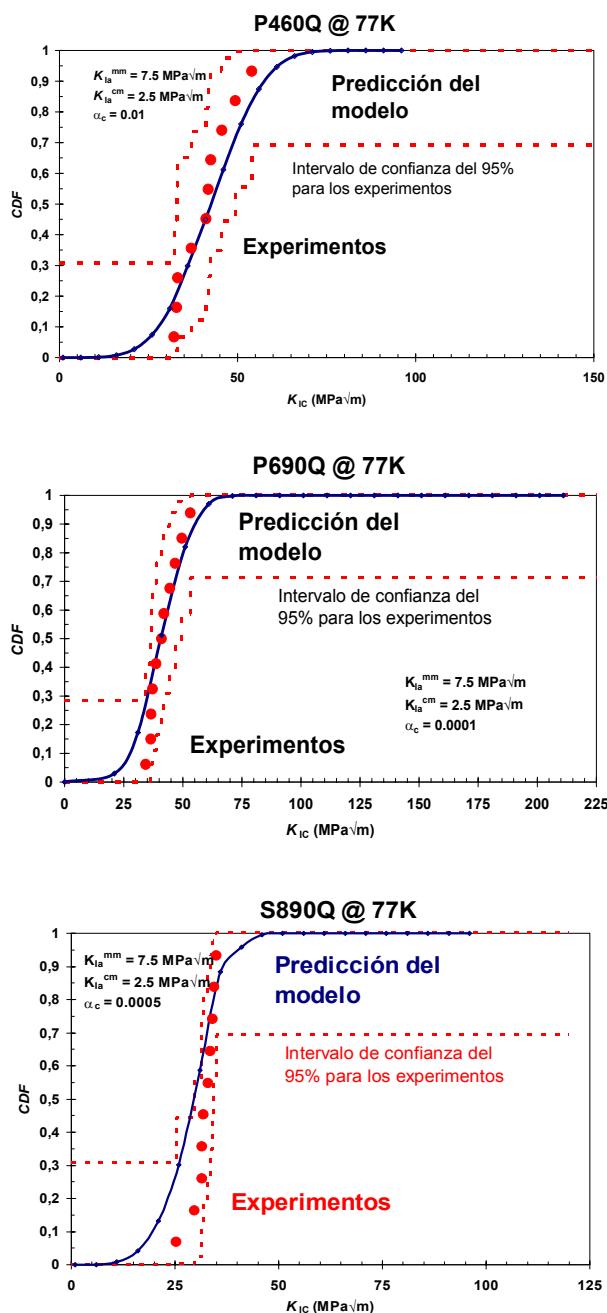


Fig. 10. Predicción y resultados experimentales a 77K. a) acero P460Q, b) acero P690Q y c) acero S890Q.

4. CONCLUSIONES

- El modelo propone una dependencia para la probabilidad de nucleación de microgrietas, α , con la temperatura. La inclusión de esta dependencia térmica corrige la tendencia general de modelos precedentes a minusvalorar la tenacidad a temperaturas intermedias.
- A temperaturas más bajas se ha observado que el factor controlante de la tenacidad es la nucleación de la microgrieta en carburos e inclusiones frente a la propagación a través de la matriz.

• La fracción volumétrica de inclusiones es mínima en todos los aceros. Sin embargo, el acero P460Q presenta un porcentaje importante de carburos en su microestructura como consecuencia de su matriz bainítica. Estos carburos juegan un papel primordial en la tenacidad del material como demuestra el elevado valor de la probabilidad de nucleación para este acero en comparación con el resto.

5. AGRADECIMIENTOS

El contenido de este artículo es consecuencia de un proyecto de investigación subvencionado por C.E.C.A. (7210-PR-312) y C.I.C.Y.T (MAT 2001-4275-E). Así mismo uno de los autores (R.R.M.) desea expresar su agradecimiento a la Universidad de Navarra por la beca que le ha sido concedida.

6. REFERENCIAS

- [1] McMahon, C.J. y Cohen, M., "Initiation of cleavage in polycrystalline iron", *Acta Metall.*, 13, 591 (1965).
- [2] Linaza, M.A., Romero, J.L., Rodríguez-Ibabe, J.M. y Urcola, J.J., "Influence of the microstructure on the fracture toughness and fracture mechanisms of forging steels microalloyed with Titanium with ferrite-pearlite structures". *Scripta Met. et Mat.*, 29, 451 (1993).
- [3] Ocaña, I., Martín Meizoso, A., Gil Sevillano, J. y Fuentes, M. "Modelado de la transición dúctil-frágil. Efecto de la propagación estable de la grieta sobre la probabilidad de fallo por clivaje". *Anales de Mecánica de la Fractura*, 10, pp. 281-285 (1993).
- [4] Gil Sevillano, J., Martín Meizoso A. y Fuentes M. "Predicción del factor crítico de intensidad de tensiones para fallo frágil, K_{IC} , en función de la temperatura". *Anales de Mecánica de la Fractura*, 8, pp. 3-8 (1991).
- [5] Ocaña, I., Martín Meizoso, A., Gil Sevillano, J. y Fuentes, M. "El efecto de la propagación dúctil de la grieta sobre la probabilidad de fallo por clivaje". *Anales de Mecánica de la Fractura*, 11, pp. 216-220 (1994).
- [6] Standard test methods for tension testing on metallic materials (metric) ASTM E8M-89.
- [7] ESIS procedure for determining the fracture behavior of materials. ESIS P2-91D.
- [8] Kaechele, L.E., Tetelman, A.S., "A statistical investigation of microcrack propagation". *Acta Metall.*, 17, 463 (1969).
- [9] Ocaña, I. "Un modelo predictivo del fallo frágil para aceros ferríticos y bainíticos. Validación experimental". Tesis doctoral, Escuela Superior de Ingenieros Industriales, Universidad de Navarra, 1996.
- [10] Martín-Meizoso, A., Ocaña-Arizcorreta, I., Gil-Sevillano, J. and Fuentes-Pérez, M. "Modelling Cleavage Fracture of Bainitic Steels", *Acta Metall.*, 42, 6, 2057-2068, (1994).
- [11] Hahn, G.T. *Metall. Trans. A*, 15A, 947 (1984).