

Comportamiento a fractura de dos aceros de ultraalto contenido en carbono

A. Fernández-Vicente*, J. Chao*, F. Peñalba**, M. Carsí* y O.A. Ruano*

Resumen Se ha analizado la tenacidad a la fractura de dos aceros de ultraalto contenido en carbono, UAC, conteniendo 1,3% C y 1,5% C, los cuales poseían una microestructura de carburos esferoidales finos en una matriz de ferrita. Se ha empleado el ensayo Barker para determinar el comportamiento a fractura. La tenacidad obtenida en el acero UAC-1,3 C fue doble que la del acero UAC-1,5 C. Esto se explica a partir del tamaño de los carburos presentes en cada microestructura. El mecanismo de fractura en ambos aceros consiste, inicialmente, en desgarramiento dúctil de la zona de la punta de la entalla seguido de propagación frágil de una grieta nucleada en los carburos. La propagación de la grieta en el acero UAC-1,5 C se produjo de manera estable, mientras que en el acero UAC-1,3 C la grieta se propagó catastróficamente. La diferencia de comportamientos en el crecimiento de la grieta se atribuye a la mayor energía elástica acumulada por la mordaza para el acero UAC-1,3 C que para el acero UAC-1,5 C.

Palabras clave Aceros UAC. Ensayo Barker. Tenacidad. Propagación de grieta. Tamaño de carburo. Energía elástica.

Fracture behavior of two ultrahigh carbon steels

Abstract Two ultrahigh carbon steels containing 1.3 and 1.5 pct carbon have been tested for their plane-strain (Chevron-notch) fracture toughness using Barker tests. The microstructure of these two materials consisted of fine carbides dispersed in a ferrite matrix. Fracture toughness of UHC-1.3 C was twice that of UHC-1.5 C. This result can be readily explained by means of the difference in size of the carbide particles found in each microstructure. The crack growth mechanism consisted of ductile tearing at the notch tip region followed by nucleation of a brittle crack at carbides. Crack propagation in the UHC-1.3 C specimen occurred unstably and smooth crack growth behavior was observed in UHC-1.5 C. The difference in crack growth behavior was attributed to the elastic energy stored in the grips, which was higher for the UHC-1.3 C test than for the UHC-1.5 C test.

Keywords UHC steels. Barker fracture test. Toughness. Crack growth behavior. Carbide size. Elastic energy.

1. INTRODUCCIÓN

Los aceros de ultraalto contenido en carbono, UAC, pertenecen a la familia de los aceros hipereutectoides y poseen un contenido en carbono entre 1 y 2%. Tradicionalmente, se ha considerado que estos aceros poseen bajos valores de la tenacidad a la fractura lo que ha limitado en gran medida su uso como materiales estructurales^[1]. Sin embargo, en las

últimas décadas se han desarrollado diferentes tratamientos termomecánicos que optimizan la microestructura de estos materiales y mejoran las propiedades mecánicas de los mismos^[2]. En este sentido, Avery procesó un acero UAC con un contenido en carbono de 1,25% C y obtuvo valores de tenacidad a la fractura en el rango de 57 a 69 MPa√m en función de la microestructura obtenida, así como energías de Impacto Charpy del orden de 50 J^[3].

(*) Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas, CSIC. Avda. Gregorio del Amo, 8. 28040 Madrid (España).

(**) Fundación INASMET. Mikelategui Pasealekua, 2. 20009 San Sebastián, Guipúzcoa (España).

Muchos de los estudios realizados sobre la tenacidad a la fractura de aceros UAC se concentran en el análisis de la relación existente entre el parámetro macroscópico de tenacidad (K_{Ic}) y diversos parámetros microestructurales, como son el tamaño de carburo, la distancia interparticular, etc.^[4]. En dichos estudios se eligen, como valores válidos de tenacidad, aquellos que cumplen lo especificado por la norma y se deja a un lado el análisis de aquellos otros valores que se apartan de los criterios de validez impuestos por la misma.

En el presente trabajo, se va a estudiar el comportamiento en fractura de dos aceros UAC, procesados termomecánicamente, para obtener una microestructura de carburos esféricos. El ensayo de fractura que se utilizó es el diseñado por Barker^[5].

2. PARTE EXPERIMENTAL

Los materiales empleados en el presente trabajo son dos aceros UAC con la siguiente composición en tanto por ciento en masa. UAC-1,3 C: 1,3% C, 0,5% Mn, 0,5% Si, 0,2% Cr y UAC-1,5 C: 1,5% C, 0,7% Mn, 0,2% Si, 0,3% Mo. Ambos materiales se procesaron termomecánicamente para la obtención de una microestructura de carburos esféricos embebidos en una matriz de ferrita. El tratamiento termomecánico al que fueron sometidos estos materiales ha sido descrito previamente^[6].

Sobre los materiales procesados se mecanizaron probetas de tipo Barker de dimensiones 12 mm × 12 mm × 18 mm. Se realizaron ensayos de fractura, a temperatura ambiente, en ambos aceros UAC. Tanto las dimensiones de las probetas como el método de ensayo empleado se describen, de manera detallada, en la norma correspondiente^[7]. Cabe indicar que, durante el ensayo, no se interpuso ningún útil entre la probeta y la célula de carga y la probeta y el pistón. De esta manera, se consiguió aprovechar al máximo la rigidez de la máquina de ensayo. Los ensayos de fractura se realizaron en una máquina MTS controlada por ordenador. Se utilizó una célula de carga de 10 kN y el desplazamiento del punto de carga de las probetas se midió mediante un extensómetro previamente calibrado. La velocidad de desplazamiento del punto de carga fue de 0,01 mm/s.

3. RESULTADOS

Las microestructuras de los aceros UAC-1,3 C y UAC-1,5 C procesados consisten, básicamente, en carburos esféricos procedentes de la cementita

eutectoide y proeutectoide, embebidos en una matriz de ferrita^[6]. La principal diferencia microestructural entre ambos aceros es el tamaño de las partículas de cementita. En el caso del acero con 1,3% C el tamaño de carburo eutectoide y proeutectoide es similar, y alrededor de 1 μm . En el caso del acero UAC-1,5 C el tamaño de carburo eutectoide es de 1 μm y el de carburo proeutectoide puede llegar a ser de unas 5 μm .

En las figuras 1a y 1b se muestran las gráficas de la carga frente al desplazamiento para las probetas de acero UAC-1,3 C y acero UAC-1,5 C, respectivamente. La gráfica correspondiente a la probeta de acero UAC-1,3 C indica que la rotura se

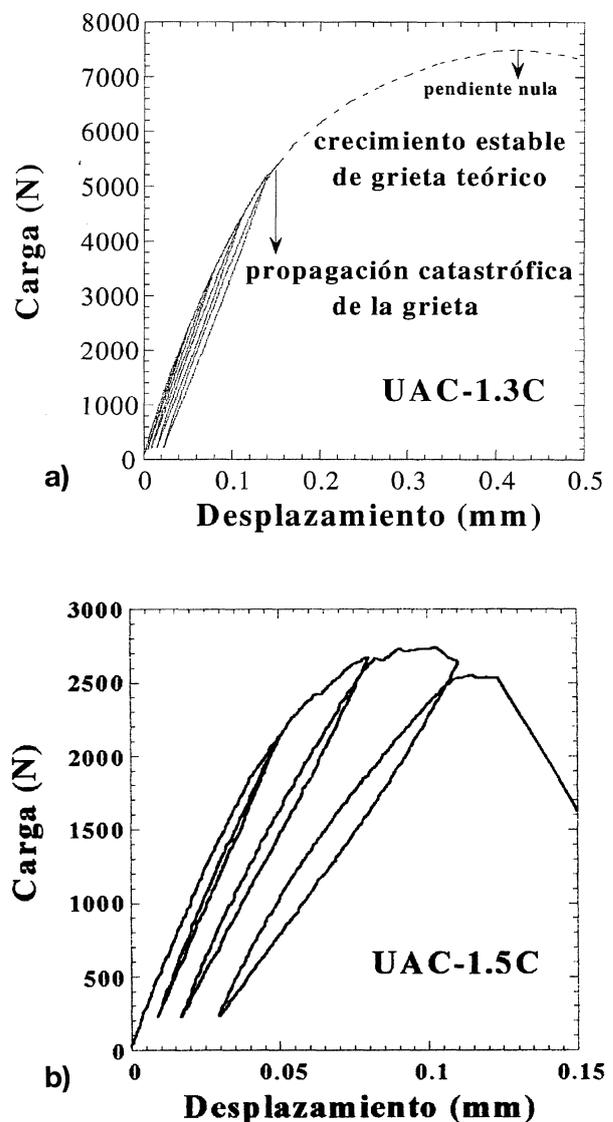


Figura 1. Gráfica de la carga frente al desplazamiento del ensayo del acero UAC-1,3 C (a) y del acero UAC-1,5 C (b).

Figure 1. Plots of load versus specimen-mouth-opening displacement of tested samples (a) UHC-1.3 C and (b) UHC-1.5 C.

produjo catastróficamente antes de alcanzar la longitud crítica de grieta, la cual viene dada por el punto de la curva carga-desplazamiento donde la pendiente es cero. La gráfica de la probeta de acero UAC-1,5 C indica que el crecimiento de grieta se produjo, de manera estable, durante la mayor parte del ensayo. En ambas gráficas se dibujan varios ciclos de carga y descarga, los cuales se utilizaron para determinar la longitud de grieta actual y verificar la longitud crítica de grieta.

En las figuras 2(a) y 2(b) se muestra la superficie entallada tras el ensayo de fractura de las probetas de acero UAC-1,3 C y UAC-1,5 C, respectivamente. En ellas se indica la longitud crítica de grieta para la cual el factor de intensidad de tensiones o tenacidad a la fractura debe ser evaluado de acuerdo con la norma ASTM. Esta longitud de grieta se corresponde con el punto de la curva carga-desplazamiento (P-q) en el que $\frac{\partial P}{\partial q} = 0$. La

longitud crítica de grieta está asociada al valor mínimo del coeficiente del factor de intensidad de

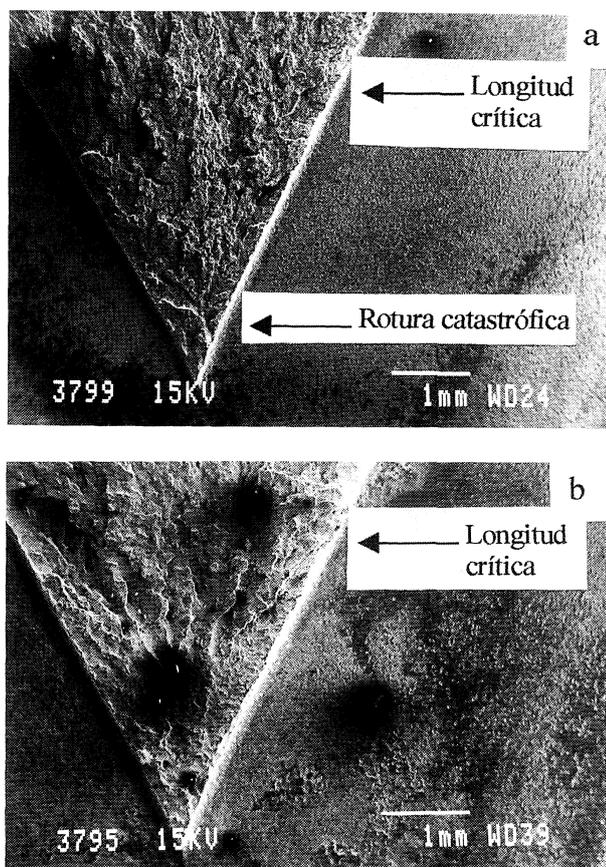


Figura 2. Superficie entallada de la probeta de acero UAC-1,3 C (a) y acero UAC-1,5 C (b).

Figure 2. Chevron notch surface of the (a) UHC-1.3 C sample and (b) UHC-1.5 C sample.

Rev. Metal. Madrid 37 (2001)

tensiones. Sobre la figura 2a también se indica la longitud de grieta en la cual tiene lugar la rotura catastrófica de la probeta (6,47 mm). Esta longitud es considerablemente menor que la correspondiente al punto de la curva en el que la pendiente es cero (9,64 mm).

La caracterización morfológica de las superficies de fractura de las probetas de los aceros UAC-1,3 C y UAC-1,5 C se muestra en las figuras 3 y 4, respectivamente. Las micrográficas de las figuras 3a y 4a muestran las superficies de fractura en la zona del extremo de la entalla. Las micrográficas de las figuras 3(b) y 4(b) muestran las superficies de fractura en la región donde se verifica que la pendiente de la curva de ensayo carga-desplazamiento se anula. Las figuras 3a y 4a muestran que la fractura en las inmediaciones del extremo de la entalla es del tipo dúctil y tiene lugar por la secuencia de nucleación, crecimiento y coalescencia de

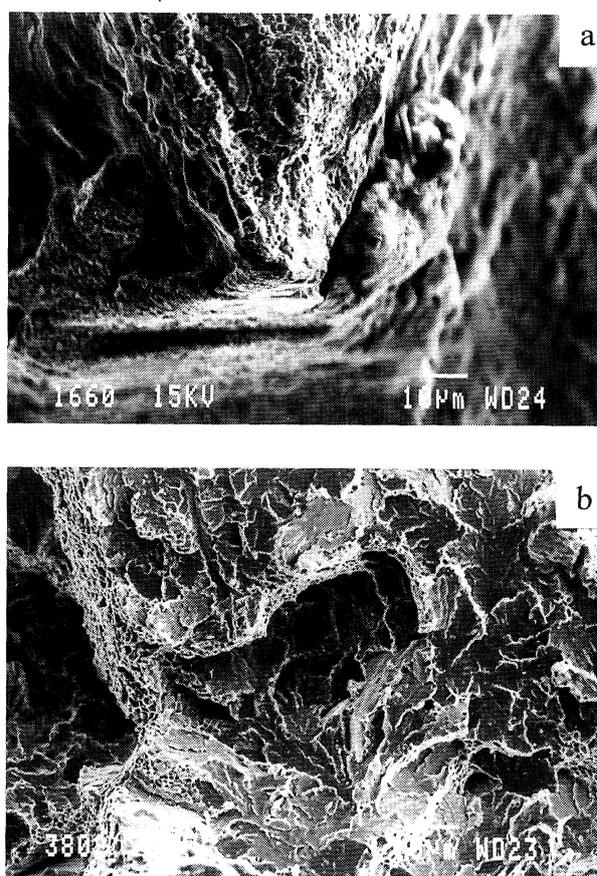


Figura 3. Superficies de fractura de la probeta de acero UAC-1,3 C (a) en la zona del extremo de la entalla, y (b) en la zona de la entalla correspondiente a la longitud crítica de grieta.

Figure 3. Fracture surfaces from the sample of UHC-1.3 C (a) at the tip region of the chevron notch, and (b) at the region of the chevron notch associated to the critical crack length.

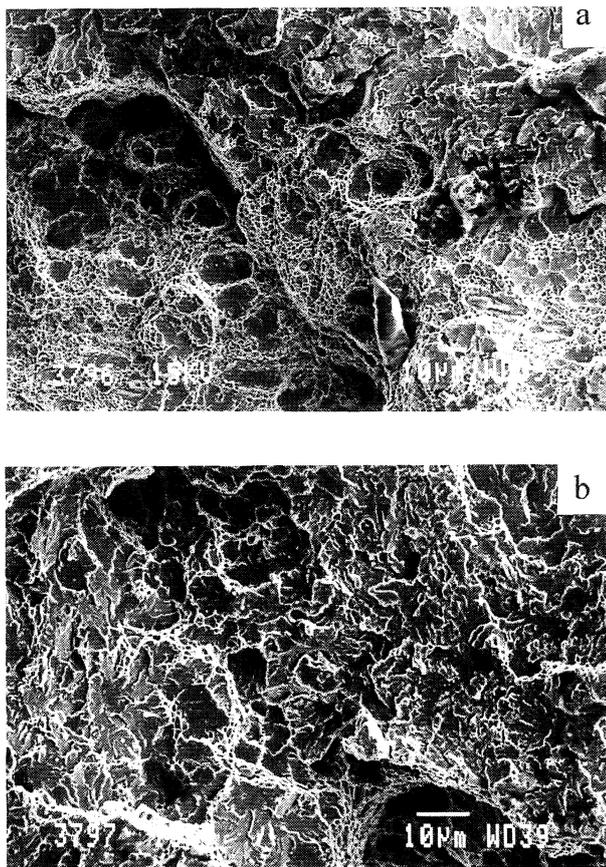


Figura 4. Superficies de fractura de la probeta de acero UAC-1,5 C (a) en la zona del extremo de la entalla, y (b) en la zona de la entalla correspondiente a la longitud crítica de grieta.

Figure 4. Fracture surfaces from the sample of UHC-1.5 C (a) at the tip region of the chevron notch, and (b) at the region of the chevron notch associated to the critical crack length.

microhuecos a partir de los carburos. En carga máxima (Figs. 3(b) y 4(b)) se verifica que la fractura de tipo frágil se produce por la descohesión del material a lo largo de determinados planos cristalinos, separados por algunas estrechas franjas de desgarramiento dúctil. En las superficies de fractura frágil examinadas no se han encontrado carburos en los puntos de iniciación de la grieta.

La tenacidad a la fractura de ambos materiales se evaluó en carga máxima. En el caso del acero UAC-1,3 C no se pudo evaluar la tenacidad de acuerdo a la norma ASTM, ya que la fractura tuvo lugar antes de alcanzar el valor nulo de la pendiente de la curva carga-desplazamiento. En este caso, la tenacidad se calculó a partir del valor del coeficiente del factor de intensidad de tensiones, correspondiente a la longitud de grieta para la cual se obtuvo el valor máximo de la carga en el ensayo.

Así pues, los valores de tenacidad encontrados para los aceros UAC-1,3 C y UAC-1,5 C fueron de 120 y 53 MPa√m, respectivamente.

4. DISCUSIÓN

La diferencia en la tenacidad de los aceros UAC-1,3 C y UAC-1,5 C se debe atribuir fundamentalmente a sus diferencias microestructurales. En el caso de que los carburos fuesen los promotores de la fractura frágil, ésta se podría explicar como la sucesión de dos eventos^[8]: a) nucleación de una grieta en un carburo y, b) extensión dinámica de la grieta, a través de las intercaras carburo-matriz.

Para nuclear la grieta es necesaria cierta deformación plástica que produzca una concentración de tensiones en la intercara carburo/matriz. La extensión dinámica de la grieta se produce si se cumple:

$$\sigma_{ef} = \frac{\beta(K_{Ia}^B)}{d^{1/2}} \quad (1)$$

en la que σ_{ef} es la tensión efectiva sobre la grieta asociada al carburo, la cual es función de la tensión aplicada, β es un factor de forma del carburo, K_{Ia}^B es la tenacidad de detención de grieta característica de la intercara carburo/ferrita y d es el diámetro del citado carburo.

Suponiendo que en ambos aceros los carburos son esféricos y que K_{Ia}^B es el mismo en ambos materiales, ya que las fases son las mismas, a partir de la ec. (1) se obtiene la siguiente relación comparativa de la tensión aplicada sobre las probetas de ambos materiales como una función del diámetro de los carburos:

$$\frac{[\sigma_{ap}]_{1.3C}}{[\sigma_{ap}]_{1.5C}} = \left(\frac{[d]_{1.5C}}{[d]_{1.3C}} \right)^{1/2} \quad (2)$$

Sustituyendo los valores del diámetro de carburo de ambos aceros y la carga máxima, obtenida experimentalmente en el ensayo de fractura del UAC-1,5 C, se obtiene un valor de la carga de 6.102 N para el UAC-1,3 C, el cual está dentro de un acuerdo razonable con el valor obtenido experimentalmente (5400 N). Con esto se justifica el valor alcanzado en el ensayo de fractura del material con 1,3% C. Ahora bien, esto no justifica, *a priori*, la propagación catastrófica de la grieta para esta carga, ya que la característica fundamental del ensayo de fractura tipo Barker es la reducción del

factor de intensidad de tensiones con la extensión de la grieta, hasta que la pendiente de la curva carga-desplazamiento se anula. Por ello, teóricamente, es necesario incrementar la carga para producir una propagación controlada de grieta hasta que se anula la pendiente.

La razón de la propagación catastrófica de la grieta hay que buscarla en la diferencia de energía elástica acumulada por la mordaza durante los ensayos de fractura en ambos materiales, ya que la rigidez del sistema de carga es la misma en ambos casos. La energía elástica acumulada debe ser proporcional a la carga empleada durante el ensayo. Dado que ésta es mayor en el caso del acero UAC-1,3 C que en el UAC-1,5 C, la energía elástica acumulada por la mordaza, por tanto, es mayor en el primero que en el último. La energía acumulada para el acero UAC-1,3 C es tan grande que la grieta se propaga catastróficamente, produciendo la rotura de la probeta sin que sea posible controlar su crecimiento. En el caso del acero UAC-1,5 C, la energía acumulada en la mordaza no es suficiente como para propagar la grieta, una vez iniciada, más allá de la longitud crítica de grieta y, por tanto, es necesario continuar aplicando carga para que la grieta se propague hasta el final de la probeta. Un posible camino para reducir la energía elástica acumulada por la mordaza, en el caso del acero UAC-1,3 C, sería modificar ligeramente la geometría de la probeta, de manera que se pudieran utilizar mordazas de mayor tamaño y, por tanto, más rígidas.

En la figura 1(a) se muestra en línea de puntos la posible continuación del ensayo de fractura, en el caso de que la grieta hubiera crecido de manera controlable y, se indica el punto en el que la pendiente de la curva carga-desplazamiento se debería anular. Este punto se ha determinado teniendo en cuenta el valor de la tenacidad del material, tal y como se ha indicado en el apartado de resultados y, el valor mínimo del coeficiente del factor de intensidad de tensiones, que se corresponde con el punto en el que la pendiente de la curva carga-des-

plazamiento se anula. Dicho valor resultó ser de 7565 N.

5. CONCLUSIONES

Se ha analizado la tenacidad a la fractura de dos aceros UAC con un contenido en carbono de 1,3% C y 1,5% C mediante el ensayo de fractura tipo Barker. El valor de tenacidad a la fractura encontrado en el acero UAC-1,3 C es de dos veces mayor al encontrado en el acero UAC-1,5 C.

El proceso de fractura en ambos aceros tiene lugar por desgarramiento inicial dúctil, seguido de propagación frágil de una grieta nucleada probablemente a partir de un carburo.

La tensión efectiva necesaria para la propagación de una grieta de tipo frágil es mayor en el acero UAC-1,3 C que en el acero UAC-1,5 C.

La propagación catastrófica de la grieta en el acero UAC-1,3 C se debe fundamentalmente al elevado valor de la energía elástica acumulada por la mordaza.

REFERENCIAS

- [1] M.F. ASHBY y D.R.H. JONES, *Eng. Materials 2*, Pergamon Press, 1ª ed., New York, USA, 1986, pp. 104-114.
- [2] T. OYAMA, O.D. SHERBY y J. WADSWORTH, *DET Process and Product of UHCSs*, U.S. Patent, 4,448,613, 15 May 1984.
- [3] W.B. AVERY, Master Dissertation, Stanford University, 1982.
- [4] S.P. RAWAL y J. GURLAND, *Metall. Trans.* 8A (1977) 691-698.
- [5] L.M. BARKER, *Eng. Fract. Mech.* 9 (1977) 361-369.
- [6] A. FERNÁNDEZ-VICENTE, M. CARSI, F. PEÑALBA, E.M. TALEFF y O.A. RUANO, *Proc. Deformation, Processing and Properties of Structural Materials*, Nashville, USA, 2000, E.M. TALEFF, C.K. SYN y D.R. LESUER (Eds.), TMS, Warrendale, USA, 2000, pp. 55-68.
- [7] *ASTM Standard E 1304-97*, 1997.
- [8] G.T. HAHN, *Metall. Trans.* 15A (1984) 947-959.