

ESTIMACION DE LA ENERGIA ESPECIFICA γ_{mm} EN PROCESOS DE FRACTURA FRÁGIL: SU DEPENDENCIA CON LA TEMPERATURA

M.A. Linaza, J.L. Romero, J.M. Rodriguez Ibabe y J.J. Urcola

Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Gipuzkoa (CEIT) y
Escuela Superior de Ingenieros Industriales
Pº. Manuel de Lardizabal, 15, 20009 San Sebastián (País Vasco)

Resumen. Se ha estimado el valor de la energía γ_{mm} necesaria para que una microgrieta atraviese la junta matriz-matriz y se propague de una forma frágil. El estudio se ha realizado analizando el comportamiento de cinco aceros microaleados a 77K y a temperatura ambiente. Mientras que a 77K el valor de γ_{mm} es inferior a 75 J/m^2 , a temperatura ambiente toma un valor próximo a 300 J/m^2 . Este es el motivo por el cual mientras que a 77K el proceso de la fractura frágil está controlado por la propagación de la microgrieta a través de la intercara partícula-matriz, a temperatura ambiente lo está por la junta matriz-matriz.

Abstract. The energy γ_{mm} necessary for the propagation of a microcrack in a brittle way through the matrix-matrix interfaces has been calculated. The reported data correspond to results obtained from five microalloyed steels tested at 77K (liquid nitrogen) and at room temperature. The values of the energy at 77K are below 75 J/m^2 , on the contrary at room temperature this energy takes a value close to 300 J/m^2 . This clearly indicates that at 77K the process of brittle fracture is not controlled by the matrix-matrix boundaries, but by the boundary between the particle, which originates the cleavage crack and the matrix. On the contrary at room temperature the parameter controlling the propagation process is matrix-matrix boundary.

1. INTRODUCCION

El proceso físico de la fractura frágil de los aceros puede descomponerse en tres fases. En la primera fase en un determinado elemento microestructural se nuclea una microgrieta (el elemento microestructural puede ser un grano de ferrita, un bloque de perlita, una fase frágil (martensita por ejemplo) o inclusiones no metálicas). En la segunda fase, para que la microgrieta progrese en su crecimiento es necesario que atraviese la intercara partícula matriz hasta llegar a la primera junta matriz-matriz, para lo cual debe superar la energía específica de superficie γ_{pm} . Finalmente, para que la microgrieta continúe propagándose a lo largo de la matriz es necesario que atraviese la junta matriz-matriz, lo que implica la superación de la energía de dicha junta, γ_{mm} . En la práctica, el proceso es dinámico, con lo cual las tres fases tienen lugar una a continuación de otra produciendo la rotura catastrófica frágil del acero.

El que a una temperatura determinada, la fractura frágil esté controlada por la fase 2 o la fase 3 dependerá de los valores que tomen las energías γ_{pm} y γ_{mm} y de los parámetros microestructurales del material. En el presente trabajo se va a analizar la dependencia de la energía γ_{mm} con la temperatura y su incidencia en la tenacidad de cinco aceros microaleados.

2. TECNICAS EXPERIMENTALES

En el presente estudio se ha analizado el comportamiento de cinco aceros microaleados de forja (suministrados por GSB, Azkoitia). Dos de los aceros son microaleados al Ti-V, otros dos al Ti y el quinto es un acero C-Mn-B (tratado con Ti). En condiciones de suministro los aceros poseen una estructura ferrítico-perlítica.

Estos aceros se han estudiado tanto en estado de suministro como tras la aplicación de tratamientos termomecánicos que dieron lugar a estructuras ferrítico-perlíticas de distintos tamaños y a estructuras de ferrita acicular. Para el acero C-Mn-B se ha analizado también una estructura de martensita en forma de laminas obtenida por austenización (950°C 1 hora) y temple en agua. Los procesos de obtención de las estructuras y sus características microestructurales más relevantes se señalan en la referencia [1].

Desde el punto de vista microestructural, todos los aceros presentan la característica de que en mayor o menor grado poseen una distribución de partículas groseras de TiN (mayores que 1 µm) que no ejercen ningún efecto en el control del tamaño de grano. Sin embargo, su relevancia es manifiesta en el inicio de los procesos de fractura frágil. Las fracciones volumétricas y distribuciones de tamaños de las partículas de TiN se señalan en las referencias [1, 2].

El estudio de los procesos de fractura frágil se llevó a cabo a 77K y a temperatura ambiente. En el primer caso, se realizaron ensayos con probetas de flexión en cuatro puntos con entalla en V. La geometría y dimensiones de las probetas corresponden al modelo utilizado por Griffiths y Owen [3]. Para cada tipo de microestructura se realizaron entre tres y seis ensayos bajo control de desplazamiento a una velocidad de desplazamiento del actuador de 0,1 mm/min. Durante el transcurso del ensayo se registró la curva carga-desplazamiento. A temperatura ambiente la tenacidad se determinó a través del parámetro J_{Ic} utilizando la geometría de probeta correspondiente a la de flexión en 3 puntos según norma ASTM E813-88 (B=6mm y W=11mm).

Las superficies de fractura de todas las probetas ensayadas se analizaron mediante microscopía electrónica de barrido.

3. FRACTURA FRAGIL A 77K

A partir de los ensayos de flexión en cuatro puntos con la probeta de Griffiths y Owen se determinó la tensión crítica de fractura por exfoliación σ_f a la temperatura de 77K (nitrógeno líquido). Los valores obtenidos oscilan entre 1750 y 2335 MPa para las estructuras ferrítico-perlíticas y entre 3400 y 3450 para la estructura martensítica (acero al C-Mn-B).

Por otra parte, de un total de 26 ensayos, en 24 de ellos se identificó el inicio de la fractura frágil mediante la observación fractográfica de las probetas ensayadas. En todos esos casos el inicio de la fractura frágil fue único y el mismo (excepto en uno de ellos) estaba relacionado con la rotura de una partícula grosera de TiN

(dimensión mínima $> 1\mu\text{m}$). Las dimensiones mínima (a_{min}) y máxima (a_{max}) de las partículas de TiN causantes del inicio frágil se midieron, así como la distancia d de la partícula al borde de la entalla de la probeta. Conocido d y utilizando los resultados de elementos finitos de Griffiths y Owen [3] se determinó el valor de la tensión crítica local de fractura σ_f^* . Los valores de la tensión obtenidos y las dimensiones de las partículas de TiN iniciadoras de la fractura frágil se resumen en las referencias [2, 4].

La tensión crítica local de fractura frágil, σ_f^* , permite determinar el valor de la energía de superficie γ_{pm} necesaria para que la grieta se propague a través de la intercara partícula-matriz mediante la expresión:

$$\sigma_f^* = \left(\frac{\pi E \gamma_{\text{pm}}}{(1-\nu^2)a} \right)^{1/2} \quad (1)$$

donde σ es la tensión aplicada, E el módulo de elasticidad, γ_{pm} la energía de superficie, ν el módulo de Poisson y a la longitud de la microgrieta (con geometría circular). En los aceros estudiados en este trabajo se considera como longitud de la microgrieta el tamaño de la partícula de TiN responsable del inicio de la fractura frágil.

Si en vez de una microgrieta circular, se considera el caso de una microgrieta elíptica con ejes a_{min} y a_{max} , entonces [5]:

$$\sigma = \left(\frac{4E\gamma_{\text{pm}}}{(1-\nu^2)\pi a_{\text{min}}} \right)^{1/2} \phi \quad (2)$$

donde ϕ viene dado por la siguiente expresión:

$$\phi = \frac{3\pi}{8} + \frac{\pi}{8} \left(\frac{a_{\text{min}}}{a_{\text{max}}} \right)^2 \quad (3)$$

Por otra parte, si se considera el ángulo de inclinación β existente entre la normal a la primera faceta de exfoliación formada y la dirección de la tensión aplicada, puede determinarse un nuevo valor de la tensión crítica local $\sigma_f^*(\beta)$. Conocido ese valor y las dimensiones de la partícula de TiN causante de la fractura, a través de la expresión (2) se puede determinar el valor de la energía específica de superficie γ_{pm}^* . En la Fig. 1 se representa $\sigma_f^*(\beta)$ frente a $\phi/\sqrt{a_{\text{min}}}$ para los cinco aceros analizados. En dicha gráfica también se señalan las rectas cuyas pendientes corresponden a diferentes valores de la energía. Tal como puede apreciarse, la mayoría de los

valores de γ_{pm}^* se encuentran entre 8 y 20 J/m², pudiendo tomarse un valor medio de 14 J/m².

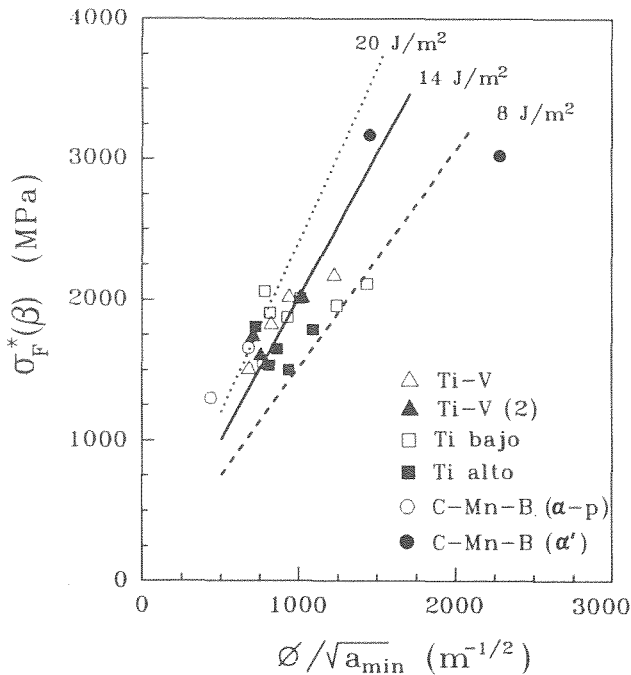


Fig. 1. Tensión crítica local versus $\phi/\sqrt{a_{min}}$, indicándose las rectas correspondientes a valores de la energía γ_{pm}^* de 8, 14 y 20 J/m².

En las microestructuras analizadas en este estudio, a 77K la fractura frágil está controlada por la fase correspondiente a la propagación de la microgrieta de la partícula a la matriz. En consecuencia, la etapa correspondiente al crecimiento de la microgrieta atravesando las diferentes juntas matriz-matriz (en general, juntas de grano) no tiene ninguna relevancia. Sin embargo, tal como se indicó en [2, 4], si se supone que la propagación de la grieta está controlada por la fase matriz-matriz, introduciendo en la ecuación (2) el tamaño de la primera faceta formada inmediatamente después de la fractura de la partícula de TiN, puede realizarse una estimación de la energía específica de superficie γ_{mm} necesaria para que la microgrieta atraviese la junta matriz-matriz. En la Fig. 2 se representa σ_f^* frente a $\phi/\sqrt{D_{min}}$ siendo D_{min} la dimensión mínima de la primera faceta.

Al no haber intervenido la junta matriz-matriz en el control de la propagación frágil, la tensión crítica σ_f^* es superior a la tensión σ_{mm} necesaria para superar la barrera microestructural. En consecuencia, los valores de energía indicados en la Fig. 2 son un límite superior del valor real γ_{mm} , con lo cual, a la temperatura de 77K puede indicarse que dicha energía es inferior a ~ 75 J/m².

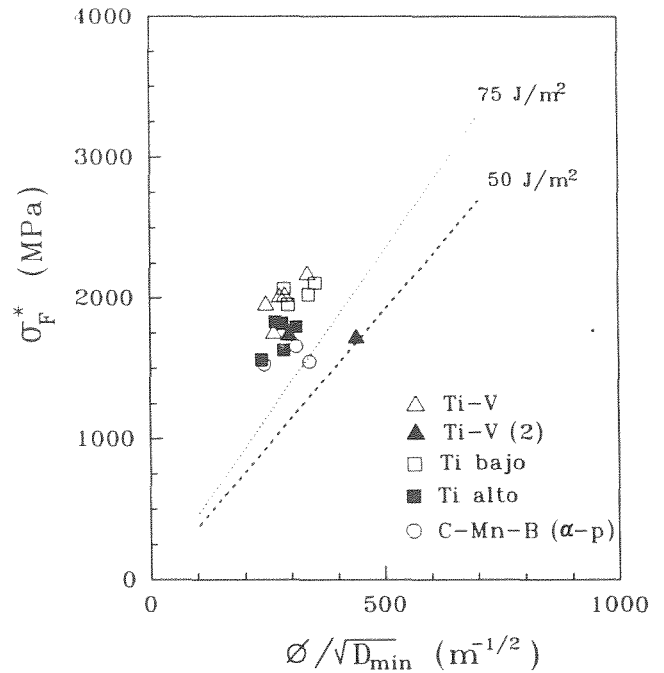


Fig. 2. Tensión crítica local versus $\phi/\sqrt{D_{min}}$, donde D_{min} representa la dimensión mínima de la primera faceta formada tras la fractura de la partícula de TiN.

4. MECANISMOS DE FRACTURA FRAGIL A 20°C

En los ensayos de tenacidad con probeta preagrietada realizados a temperatura ambiente, el comportamiento de los aceros analizados depende fuertemente de sus parámetros microestructurales. Manteniendo prácticamente invariables el límite elástico y la resistencia a la tracción, un mismo acero puede tener, dependiendo de su microestructura, un comportamiento próximo a la zona inferior de la región de transición dúctil-frágil (con una propagación dúctil $\ll 200 \mu m$), o bien presentar un comportamiento totalmente dúctil con unos elevados valores de J_{Ic} . Desde el punto de vista de micromecanismos de fractura, en los ensayos realizados a 20°C se han observado los siguientes aspectos [6, 7]:

- en todos los casos en los que la rotura de la probeta tiene lugar por fractura frágil (incluso después de una cierta propagación dúctil), el estallido es único y siempre se ha iniciado en una partícula de TiN de tamaño grande ($> 1 \mu m$).

- incluso en las estructuras con comportamiento macroscópico totalmente dúctil, se han encontrado pequeñas áreas fracturadas mediante mecanismos de exfoliación nucleadas a partir de partículas rotas de TiN. Un ejemplo de una isla frágil totalmente rodeada por una propagación dúctil se indica en la Fig. 3.

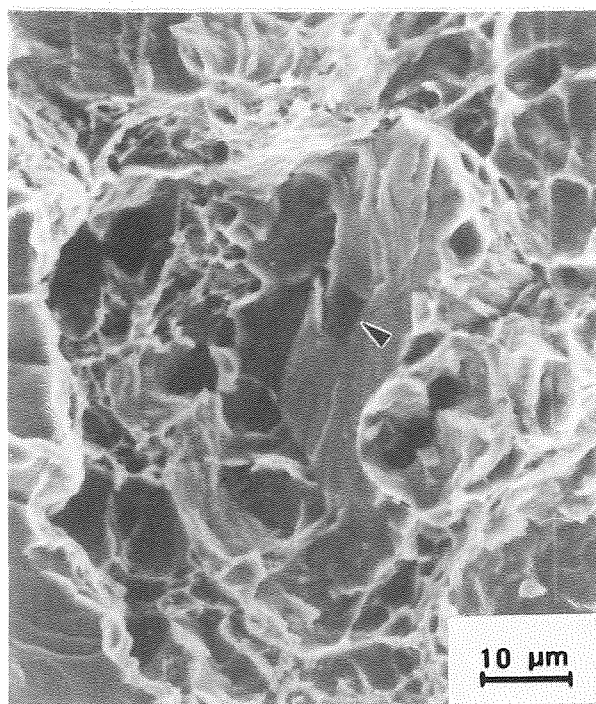


Fig. 3. Isla frágil formada a partir de la fractura de una partícula de TiN

Teniendo en cuenta que los tratamientos termomecánicos aplicados no ejercen ningún efecto en la distribución y tamaño de las partículas groseras de TiN, a temperatura ambiente es la microestructura que rodea a las partículas de TiN la que determina el que tenga lugar o no el avance frágil de las microgrietas. La nucleación de una microgrieta mediante la fractura de una partícula gruesa de TiN es, en principio, igual de probable en todas las estructuras de los aceros estudiados. Sin embargo, el avance de esa microgrieta puede verse detenido en la etapa 2, cuando la tensión local es insuficiente para provocar la exfoliación de la matriz, o bien en la etapa 3, cuando el tamaño microestructural (unidad ferrítica con la misma orientación [8, 9]) y la energía γ_{mm} hacen que la junta matriz-matriz no pueda ser superada.

Comparando los resultados obtenidos a -196°C y a temperatura ambiente, y considerando que la tensión necesaria para fracturar la partícula, σ_p , y para atravesar la intercara partícula/matriz, σ_{pm} , son poco dependientes de la temperatura [10], el papel de la fase 3 como controlante a temperatura ambiente, sólo puede justificarse si la energía γ_{mm} varía con la temperatura. Si γ_{mm} aumenta al hacerlo la temperatura, la superación de la fase 3 a 20°C implicaría la aplicación de tensiones más elevadas que las requeridas a -196°C .

En el presente trabajo, realizando una serie de consideraciones, se ha estimado el valor de γ_{mm} a temperatura ambiente a partir de un exhaustivo análisis

fractográfico. Dicho estudio toma como base el hecho de que en las probetas con comportamiento totalmente dúctil aparecen islas frágiles detenidas por juntas matriz-matriz. Identificada la partícula que ha iniciado la fractura frágil local en esas zonas, y tomando para la energía $\gamma_{pm}(\beta)$ el valor promedio medido de 14J/m^2 , se puede estimar el valor de la tensión local actuante en el instante del estallido frágil (teniendo en cuenta que al desconocerse la distancia del estallido al borde de la grieta en el instante en que sucedió éste, no existe otro procedimiento para determinar la tensión crítica local) utilizando la ecuación (2). Conocida dicha tensión y midiendo la extensión del área frágil, el valor de γ_{mm} puede estimarse a partir de la expresión:

$$\gamma_{mm} = \frac{2\pi D_{\min}}{9E} \left(\frac{\sigma}{\phi} \right)^2 \quad (4)$$

El valor de γ_{mm} calculado a partir de las islas frágiles representa un límite inferior del valor real de la energía, ya que la microgrieta no ha alcanzado la energía suficiente para atravesarla.

En las probetas en las que se ha producido la fractura catastrófica total, la grieta tiene, en el momento de atravesar la junta matriz-matriz, una energía mayor que la de la junta. Tomando la penúltima junta m-m como la controlante del proceso (considerando, tal como se señala en el esquema de la Fig. 4, la extensión frágil desde la partícula iniciadora hasta la banda de propagación dúctil) y considerando, por tanto, las dimensiones de esa zona frágil, se ha determinado un límite superior del valor γ_{mm} .

Si se representan todos los valores de γ_{mm} así determinados, Fig. 5, se puede conocer entre qué límites se encuentra el valor de la energía γ_{mm} a temperatura ambiente. A partir de los resultados obtenidos, se puede decir que el valor de γ_{mm} queda definido por una banda comprendida entre 250 y 350 J/m^2 , con un valor medio aproximado de 300 J/m^2 .

5. DISCUSION

En el análisis de las fases de fractura frágil, habitualmente se ha considerado más relevante la fase correspondiente a la propagación de la microgrieta a través de la junta partícula-matriz. En el presente trabajo se ha constatado que eso se cumple a 77K, con lo cual el valor de la energía γ_{pm} es el parámetro controlante. Esa ha sido la razón por la que prácticamente todos los datos publicados en la bibliografía analizan dicha energía. Los resultados expuestos en el apartado 3 coinciden con gran parte de los valores publicados para otros aceros.

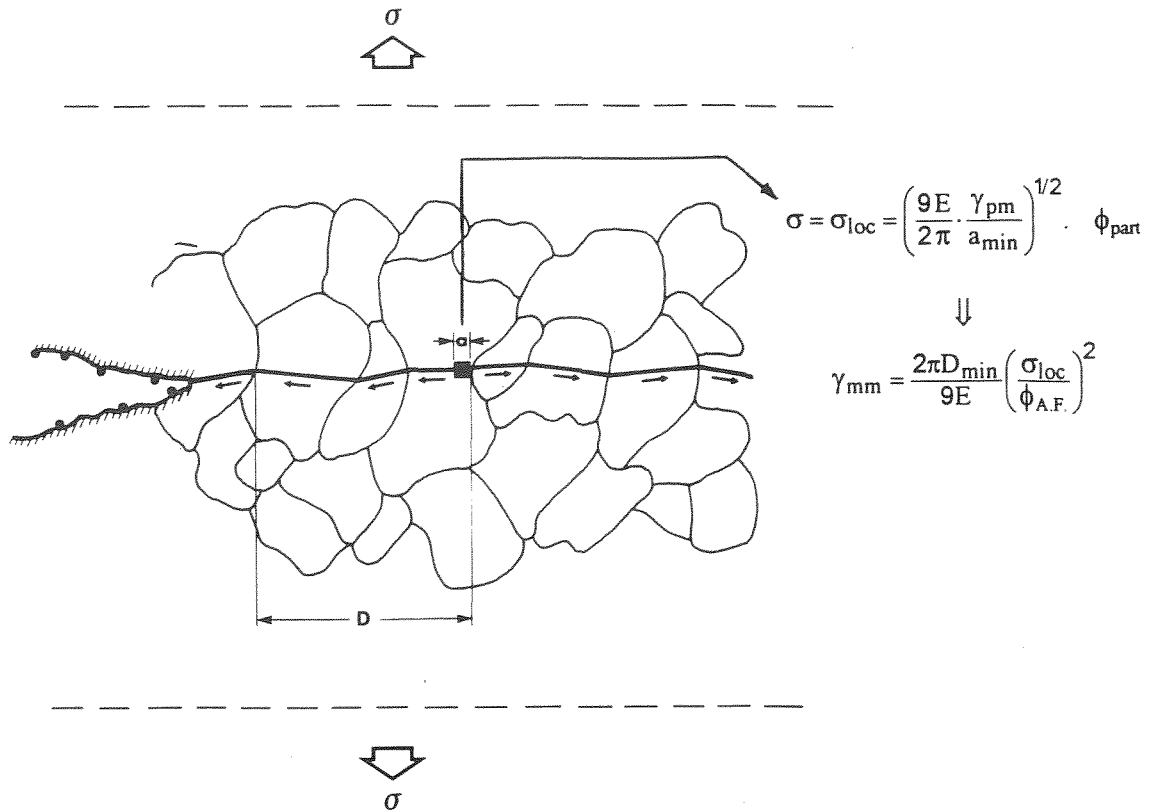


Fig. 4. Esquema del procedimiento utilizado en la estimación de un límite superior de la energía γ_{mm} a temperatura ambiente en probetas fracturadas frágilmente después de una propagación dúctil.

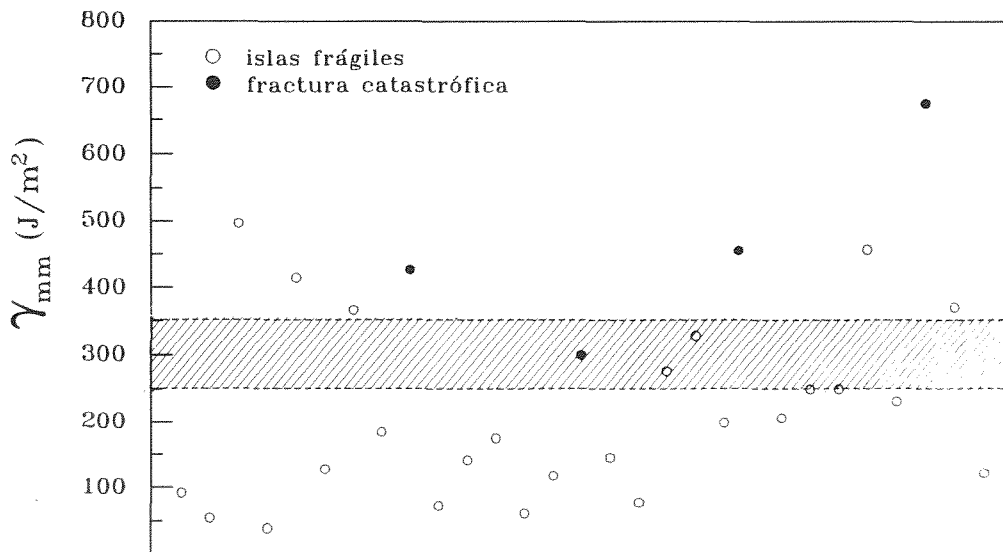


Fig. 5. Representación gráfica de los valores estimados para el límite superior e inferior de la energía γ_{mm} a temperatura ambiente

En cambio, la fase 3 del proceso se considera poco importante (excepto en las ref. [10,11]). Sin embargo, tal como se ha señalado en el apartado 4, a temperatura ambiente esta fase es la que se convierte en la controlante de la fractura frágil. En la bibliografía prácticamente no existen datos sobre el valor de la energía γ_{mm} . Hahn y col. [12] realizaron una estimación de 56 J/m² y Lei y col. [13] de 70 J/m². Dicho valor fue estimado basándose en la observación

de microgrietas detenidas en juntas de grano en diferentes estructuras ferríticas ensayadas en un rango de temperaturas comprendido entre -160 y -60°C en el primer caso y entre -90 y -60°C en el segundo. Para estimar el valor de la energía, se consideró un tamaño de microgrieta igual al valor del tamaño medio del grano de ferrita. Sin embargo, el valor de 300 J/m² señalado en el presente trabajo corresponde a mediciones realizadas basándose en los parámetros

locales que han intervenido en el desencadenamiento de la fractura catastrófica.

En un trabajo previo [8, 9] se indicó que la unidad microestructural que controla la junta matriz-matriz en la fractura frágil es la unidad con la misma orientación ferrítica. En consecuencia, para lograr una mejora de la tenacidad a temperatura ambiente es necesario recurrir a procesos que conduzcan al afino del parámetro microestructural indicado. Ello puede lograrse mediante tratamientos termomecánicos [14] que impliquen el control del tamaño de grano de la austenita a elevadas temperaturas mediante la formación de finos precipitados, y a continuación, un enfriamiento acelerado que favorezca un aumento del número de núcleos de ferrita.

6. CONCLUSIONES

El estudio de los mecanismos de fractura frágil a 77K y a temperatura ambiente de cinco aceros microaleados ha conducido a las siguientes conclusiones:

- a 77K el proceso de fractura frágil por exfoliación está controlado por la propagación de la microgrieta nucleada en una partícula a la matriz, no ejerciendo ningún efecto el tamaño de grano. La energía efectiva de superficie γ_{pm} oscila entre 8 y 20 J/m², siendo el valor medio de 14 J/m². Se puede estimar el valor de 75 J/m² como un límite superior de la energía de superficie efectiva γ_{mm} .

- a temperatura ambiente microgrietas nucleadas en partículas no metálicas pueden ser detenidas en la intercara partícula-matriz o en juntas matriz-matriz. En consecuencia, mediante la aplicación de tratamientos termomecánicos que conduzcan a un afino de la microestructura se puede lograr una mejora de la tenacidad de los aceros analizados.

- la temperatura ejerce una gran influencia en el valor de la energía γ_{mm} (energía efectiva necesaria para que la microgrieta atraviese la junta matriz-matriz). A 77K dicha energía es inferior a 75 J/m²; a temperatura ambiente, en cambio toma un valor de ~ 300 J/m². Este cambio es el causante de que a temperatura ambiente la propagación a través de las juntas matriz-matriz sea la controlante del proceso de fractura frágil.

7. AGRADECIMIENTOS

Los resultados mostrados forman parte de un proyecto de investigación realizado en colaboración con la empresa AFORASA (Grupo GSB, Azkoitia). M. A. Linaza agradece al Gobierno Vasco-Eusko Jaurlaritza y

J.L. Romero al Ministerio de Educación y Ciencia la concesión de becas de investigación.

8. REFERENCIAS

- [1] Linaza, M.A., Tesis Doctoral, ESII San Sebastián, 1994.
- [2] Linaza, M.A. Romero, J.L., Rodriguez, J.M. y Urcola, J.J., *Anales de Mecánica de la Fractura*, **11**, 192-199 (1994).
- [3] Griffiths, J.R. y Owen, D.R.J., *J. Mech. Phys. Sol.*, **19**, 419-431 (1971).
- [4] Linaza, M.A., Romero, J.L., Rodriguez, J.M. y Urcola, J.J., *Script. Met. and Mat.*, **32**, 395-400 (1995).
- [5] Ewalds, H.L. y Wanhill, R.J.H., *Fracture Mechanics*, Edward A., Londres, 43 (1984).
- [6] Linaza, M.A., Romero, J.L., Rodriguez, J.M. y Urcola, J.J., *ECF 10- Structural Integrity: experiments, models and applications* (ed. K.H. Schwalbe y C. Berger), Berlin, 1007-1013 (1994).
- [7] Linaza, M.A., Romero, J.L., Rodriguez, J.M. y Urcola, J.J., *36th Mechanical Working and Steel Processing Conference*, Baltimore, 1994.
- [8] Linaza, M.A., Romero, J.L., Rodriguez, J.M. y Urcola, J.J., *Script. Met. and Mat.*, **29**, 451-456 (1993).
- [9] Linaza, M.A. Romero, J.L., Rodriguez, J.M. y Urcola, J.J., *Anales de Mecánica de la Fractura*, **10**, 56-63 (1993).
- [10] Lin, T., Evans, A.G. y Ritchie, R.O., *Met. Trans.*, **18A**, 641-651 (1987).
- [11] Martín, A., Ocaña, I, Gil, J y Fuentes, M., *Acta Metall. Mater.*, **42**, 2057-2068 (1994).
- [12] Hahn, G.T., Averbach, B.L. Owen, W.S. y Cohen, M., *Conference on Fracture*, Massachusetts, 4.1-4.28 (1959).
- [13] Lei, W., Li, D. y Yao, M., *Script. Met. and Mat.*, **31**, 5-7 (1994).
- [14] Linaza, M.A., Romero, J.L., Rodriguez, J.M. y Urcola, J.J., *Script. Met. and Mat.*, **29**, 1217-1222 (1993).