

## MICROMECHANISMOS DE FRACTURA FRÁGIL EN ACEROS MICROALEADOS DE FORJA

M.A. Linaza, J.L. Romero, J.M. Rodríguez 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 han analizado los micromecanismos controlantes de la fractura frágil de tres aceros microaleados de forja. Se ha determinado la tensión crítica de fractura frágil y a partir del análisis fractográfico ha sido posible identificar el inicio de la fractura frágil, siendo el mismo asignado a la rotura de partículas de TiN. Conocido el valor de la tensión local y del tamaño de la partícula causante de la fractura se ha determinado el valor de la energía  $\gamma_{pm}$  ( $8 \div 20 \text{ J/m}^2$ ). Por otra parte, el proceso de la fractura frágil en nitrógeno líquido está controlado por la propagación de la grieta a través de la intercara partícula-matriz, no ejerciendo efecto alguno la junta matriz-matriz.

**Abstract.** The micromechanisms controlling the cleavage fracture of three different forging microalloyed steels have been analysed. The critical cleavage fracture stress has been measured and the origins of the fracture have been identified by fractographic analysis, being assigned to the cracking of TiN particles. Known the local stress value and the particle size originating the fracture,  $\gamma_{pm}$  energy was determined ( $8 \div 20 \text{ J/m}^2$ ). On the other way, the cleavage fracture process in liquid nitrogen is controlled by the crack propagation across particle-matrix interface, having no influence the matrix-matrix boundary.

### 1. INTRODUCCION

En la mayoría de los metales la fractura frágil tiene lugar a partir de la nucleación de una grieta en un elemento microestructural (carburo, inclusión, fase frágil, etc.), implicando dicha nucleación que la matriz que circunda el elemento microestructural se encuentre deformada plásticamente [1, 2]. Sin embargo, la nucleación de la microgrieta no es una condición suficiente para que la fractura frágil progrese. A bajas temperaturas el factor crítico que controla la fractura viene definido por la propagación de la microgrieta a través de la matriz como consecuencia de que la tensión tractiva actuante ha alcanzado un valor crítico determinado [3].

Las características microestructurales de los aceros conducen a que tanto el elemento nucleante de la

microgrieta como los parámetros determinantes de la propagación varíen de unos a otros. En el presente trabajo se aborda el estudio de los micromecanismos controlantes de la fractura frágil de tres aceros microaleados de forja (dos de ellos al Ti y el tercero al Ti-V) con estructuras ferrítico-perlíticas. La tenacidad de dichos aceros fue previamente estudiada [4, 5] a temperatura ambiente, habiéndose constatado que en aquellos casos en los que la fractura es de carácter frágil, el elemento nucleante de la misma ha sido una partícula de TiN de gran tamaño ( $> 1\mu\text{m}$ ) formada durante la solidificación del acero. A continuación se van a exponer los resultados obtenidos en ensayos en nitrógeno líquido realizados con probetas entalladas de flexión en cuatro puntos. A partir de dichos resultados se han estudiado los micromecanismos controlantes de la fractura en condiciones totalmente frágiles.

2. TECNICAS EXPERIMENTALES

Las composiciones químicas de los tres aceros microaleados de forja (suministrados por AFORA (GSB), Azkoitia) que se han considerado en el presente estudio se detallan en la Tabla 1. Se trata de dos aceros microaleados con diferentes cantidades de Ti y uno con Ti y V. En condiciones de suministro los aceros poseen una estructura ferrítico-perlítica. Los procesos de obtención de los aceros y sus características microestructurales más relevantes se señalan en las referencias [4, 6]. Debido a la importancia que tienen las partículas de TiN en los mecanismos de fractura frágil de los tres aceros, en la Fig. 1 se indican los histogramas de distribuciones de tamaños mínimos y máximos determinadas mediante microscopía óptica.

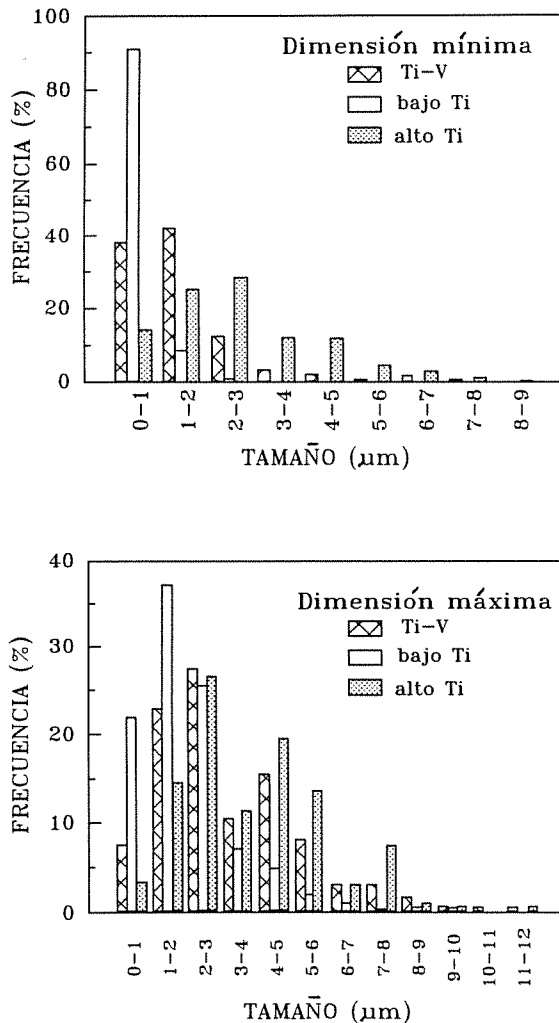


Fig. 1. Histogramas de las dimensiones máximas y mínimas de partículas de TiN observadas mediante microscopía óptica en los tres aceros analizados.

Tabla 1. Composición química de los tres aceros microaleados utilizados

Acero	C	Mn	Si	P	S	V	Al	Ti	N (ppm)
Ti-V	.37	1.45	.56	.010	.043	.11	.024	.015	162
Ti-b	.35	1.56	.33	.004	.007	-	.027	.028	89
Ti-a	.23	1.72	.23	.011	.009	-	.023	.044	75

Con objeto de conocer las características mecánicas convencionales de cada acero, se llevaron a cabo ensayos de tracción en nitrógeno líquido.

Para la determinación de la tensión crítica de fractura frágil se realizaron ensayos en nitrógeno líquido de probetas de flexión de cuatro puntos con entalla en V. La geometría y dimensiones de las probetas corresponden al modelo utilizado por Griffiths y Owen [7]. Para cada tipo de acero se realizaron 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.

El valor de la carga en el instante de la fractura se convirtió en tensión nominal de flexión, y una vez dividido dicho valor por el límite elástico, se procedió, utilizando los resultados obtenidos por Griffiths y Owen mediante análisis de elementos finitos [7], a determinar la tensión máxima de la probeta en el instante de la fractura ( $\sigma_f$ ).

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

3. RESULTADOS

Los resultados de los ensayos de tracción realizados en nitrógeno líquido se detallan en la Tabla 2 junto con los valores de las constantes K y n de la ecuación de Hollomon.

Tabla 2. Propiedades mecánicas en nitrógeno líquido

Acero	$\sigma_{0.2\%}$ (MPa)	R.T. (MPa)	K	n
Ti-V	1138	1219	1867	0.105
Ti-b	1053	1194	1817	0.121
Ti-a	932	1099	1661	0.117

Los resultados de los ensayos de flexión se resumen en la Tabla 3. Junto al valor de la tensión crítica de fractura  $\sigma_f$ , determinado tal como se ha señalado en el apartado anterior, se muestra otra serie de datos

obtenidos mediante el análisis fractográfico y que se describen a continuación.

La observación fractográfica de las probetas ensayadas permitió identificar en 16 de los 18 casos el inicio de la fractura frágil. En todos los ensayos el estallido es único y su distancia  $d$  a la entalla de la probeta se señala en la Tabla 3. Conocido  $d$  y utilizando los resultados de elementos finitos de Griffiths y Owen se determinó el valor de la tensión crítica local de fractura  $\sigma_f^*$ .

La Fig. 2 muestra el estallido en una probeta de flexión correspondiente al acero microaleado con Ti alto. Como puede apreciarse, el inicio de la fractura frágil ha tenido lugar como consecuencia de la rotura de una inclusión de TiN. En todos los ensayos realizados el inicio siempre ha estado inducido por la fractura de una partícula de TiN, por lo que fue posible identificar las dimensiones de la partícula rota. Las dimensiones mínima ( $a_{min}$ ) y máxima ( $a_{max}$ ) de los TiN causantes del inicio frágil se detallan en la Tabla 3.

Conocidos los valores de  $\sigma_f^*$  y las dimensiones de la partícula rota causante del proceso de fractura se puede determinar el valor de la energía de superficie  $\gamma_{pm}$  necesaria para que la grieta se propague a través de la intercara partícula-matriz. Para ello, puede utilizarse la ecuación de Griffith:

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

donde  $\sigma$  es la tensión aplicada,  $E$  el módulo de elasticidad,  $\gamma_{pm}$  la energía de superficie,  $\nu$  el módulo de Poisson y  $a$  la longitud de la grieta.

En la ecuación (1) se considera que la grieta presenta un aspecto circular. En el caso de las partículas de TiN, éstas poseen formas paralelepédicas, con lo cual se ha considerado más conveniente realizar la aproximación correspondiente a grietas elípticas con ejes  $a_{min}$  y  $a_{max}$ . Realizada dicha consideración, la ecuación (1) queda modificada de la siguiente forma [8]:

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

donde  $\phi$  viene dado por la siguiente expresión:

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

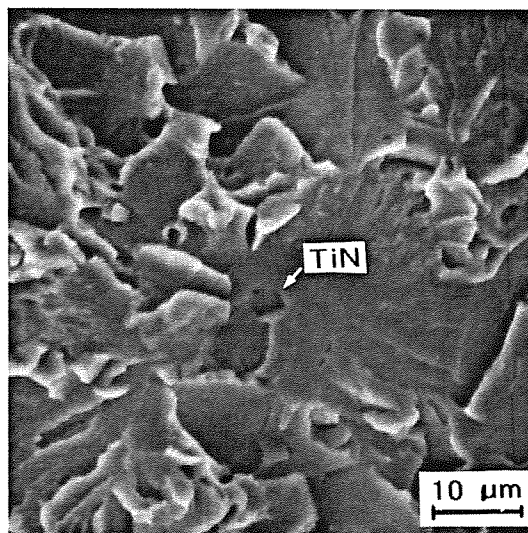
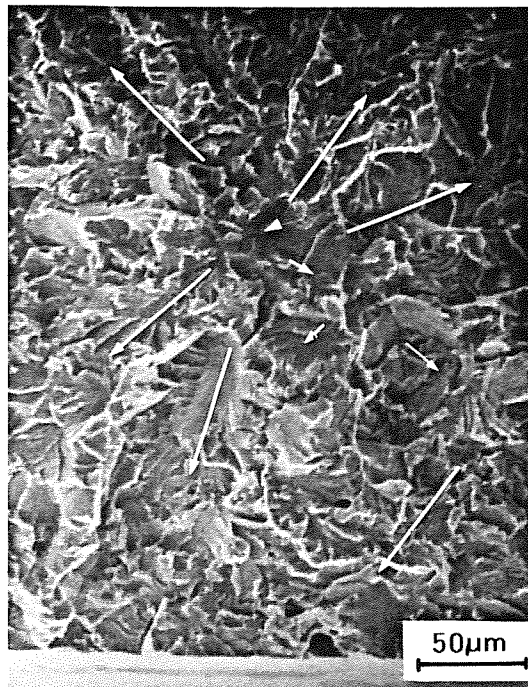


Fig. 2. Ejemplo de inicio de fractura frágil en una partícula de TiN en una probeta de flexión de cuatro puntos ensayada en nitrógeno líquido (acero microaleado al Ti-V).

**Tabla 3.** Valores de las tensiones críticas de fractura (macroscópica y local), parámetros microestructurales y energías de superficie determinadas mediante ensayos de flexión en cuatro puntos en nitrógeno líquido.

Material	$\sigma_f$ (MPa)	d ( $\mu\text{m}$ )	$\sigma_f^*$ (MPa)	$a_{\text{min}}$ ( $\mu\text{m}$ )	$a_{\text{max}}$ ( $\mu\text{m}$ )	$\beta$ ( $^\circ$ )	$\gamma_{\text{pm}}$ (J/m <sup>2</sup> )	$\gamma^*_{\text{pm}}$ (J/m <sup>2</sup> )
Ti - V	2182	-	-	-	-	-	-	-
	2193	275	2162	1	2,9	0	10,6	10,6
	2135	135	1741	3,4	7,9	22	22,2	16,4
	2089	180	2002	1,7	2,9	0	13,4	13,4
	2011	190	1946	2,4	5	15	19,0	16,5
	2044	200	2008	2	3,3	0	15,6	15,6
Ti bajo	2172	213	2054	2,6	5,9	0	23,3	23,3
	2335	243	1952	1,0	2,5	0	8,4	8,4
	1962	175	1900	2,9	4	0	18,5	18,5
	2105	295	2023	2,7	2,9	16	16,1	13,7
	2207	250	2106	1,2	1,2	0	7,3	7,3
	2108	250	2065	1,9	2,6	10	14,1	13,3
Ti alto	1798	-	-	-	-	-	-	-
	1869	235	1817	4,7	4,8	5	21,8	21,5
	1890	80	1556	3	4,0	7,5	12,5	12,1
	1878	250	1827	1,9	2,1	9,4	9,5	9,0
	1793	237	1791	3	3,4	16,5	14,8	12,5
	1745	280	1626	2,4	2,9	16,5	10,2	8,6

Si en la ecuación (2) se sustituye el valor de  $\sigma$  por  $\sigma_f^*$ , se puede determinar el valor de la energía de superficie  $\gamma_{\text{pm}}$  para cada probeta.

Por otra parte, a través de un exhaustivo análisis fractográfico, ha sido posible determinar en cada probeta ensayada la primera faceta formada tras la propagación de la microgrieta inicial (partícula rota). En la ecuación (2) para calcular la energía  $\gamma_{\text{pm}}$  se considera que la propagación de la microgrieta a través de la matriz va a tener lugar a lo largo de un plano situado perpendicularmente a la tensión  $\sigma_f^*$ . En la realidad, entre la dirección de aplicación de la tensión y el plano de clivaje existe un ángulo de desorientación  $\beta$ . Identificada la primera faceta formada en la matriz tras la propagación de la microgrieta y utilizando el procedimiento de pares estereográficos, fue posible medir el ángulo de inclinación  $\beta$ . Los valores obtenidos se señalan en la Tabla 3. Conocida la desorientación, se determinó la componente de la tensión  $\sigma_f^*$  perpendicular al plano de clivaje, y por medio de la ecuación (2) se calculó el nuevo valor,  $\gamma_{\text{pm}}^*$ , de la energía de superficie (Tabla 3).

**4. DISCUSION**

Los análisis fractográficos de las probetas ensayadas indican que la iniciación de la fractura frágil es un proceso controlado por la tensión máxima. En efecto,

en la Fig. 3 se han representado los valores de la tensión macroscópica crítica de fractura frágil,  $\sigma_f$ , frente al valor local  $\sigma_f^*$ . Como puede apreciarse en la figura, la distancia a la entalla donde ha tenido lugar el inicio de la fractura frágil corresponde a unos valores de la tensión muy próximos al máximo macroscópico, encontrándose en un 75% de los casos dentro de un margen de un 95%. Por otra parte, si bien entre el acero al Ti-V y el acero con Ti bajo no existen diferencias apreciables en los valores de  $\sigma_f$ , los datos correspondientes al acero con alto contenido de Ti se encuentran claramente por debajo de los demás.

El inicio de la fractura frágil está relacionado con la rotura de una partícula de TiN en los tres aceros analizados. Si se compara la Fig. 1 de distribución de tamaños máximos de partícula existentes con los valores de la Tabla 3 se pueden realizar las siguientes consideraciones. Por una parte, en los tres aceros la dimensión máxima de la partícula causante de la fractura es superior a 2  $\mu\text{m}$  (excepto en una probeta con Ti bajo). Ello implica que un elevado porcentaje de partículas de TiN no forma parte del grupo de las susceptibles de iniciar la fractura frágil. En concreto, para el acero al Ti (bajo) un 60% de partículas posee la dimensión máxima inferior a 2  $\mu\text{m}$ , un  $\sim$  30% en el caso del acero al Ti-V y un  $\sim$  17% para el acero al Ti (alto). Por otra parte, excepto en un caso, en el resto de las situaciones el tamaño máximo de la partícula no

supera las 6  $\mu\text{m}$  y, en consecuencia, una importante fracción de partículas de gran tamaño (en el acero al Ti (alto) alcanzan el 12%) tampoco ha colaborado en la nucleación de la fractura.

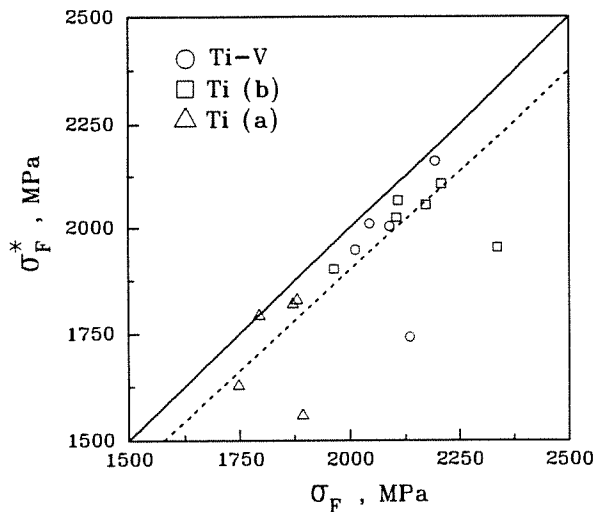


Fig. 3. Comparación entre los valores de la tensión crítica macroscópica de fractura  $\sigma_f$  y la tensión crítica local  $\sigma_f^*$ . Mediante trazo continuo se indica la condición de igualdad de las dos tensiones y mediante trazo discontinuo el rango para el cual la diferencia entre ambas es inferior al 5%.

Si se analiza la dimensión mínima de las partículas de TiN las conclusiones que se obtienen son similares. En el caso del acero al Ti (bajo) la dimensión mínima es siempre mayor que 1  $\mu\text{m}$ , con lo cual un  $\sim 90\%$  de las partículas deja de ser efectivas (en cambio, las partículas observadas en las fracturas en este acero tienden a corresponder a los tamaños mínimos más grandes). En el acero al Ti-V un  $\sim 38\%$  (menores que 1  $\mu\text{m}$ ) y un  $\sim 5\%$  (mayores que 4  $\mu\text{m}$ ) quedan fuera del rango observado. Finalmente, en el acero al Ti (alto) un  $\sim 15\%$  (inferior a 1  $\mu\text{m}$ ) y un  $\sim 10\%$  (superior a 5  $\mu\text{m}$ ) no han sido causantes del inicio frágil. Resultados similares se obtienen si en vez de considerar las dimensiones máximas y mínimas, se toma como dimensión de las mismas el valor de la media geométrica ( $\sqrt{a_{\min} \cdot a_{\max}}$ ).

Una vez fracturada la partícula, para que la microgrieta progrese a lo largo de la matriz debe atravesar la intercara partícula-matriz. En esas condiciones la posible desorientación existente entre la microgrieta y el plano de clivaje del grano adyacente adquiere una gran relevancia. Los valores del ángulo  $\beta$  de desorientación medidos señalan que los mismos son notablemente bajos. Sólo en un caso se superan los  $20^\circ$  y, en consecuencia, en la mayoría de las probetas el

valor de la componente de la tensión normal al plano de clivaje experimenta una disminución, con relación a la tensión total actuante, inferior a un 12%.

Partículas de tamaño inferior a 1  $\mu\text{m}$  no intervienen en el proceso de fractura. Resultados similares han sido obtenidos por McRobie y Knott [9] y Tweed y Knott [10] en estructuras de soldadura. La explicación de que dichas partículas no son causantes de fractura frágil se basa en dos argumentaciones. Por un lado, si se considera una influencia del volumen de la partícula (efecto tipo Weibull), para lograr la fractura de las partículas más pequeñas será necesaria la aplicación de una tensión más alta. En consecuencia, antes de alcanzar la tensión dicho valor otras partículas de tamaño más grande se habrán fracturado. Por otra parte, una vez que la partícula está fracturada, la tensión mínima necesaria para que la microgrieta atraviese la intercara y se propague a través de la matriz (ecuación (2)) se alcanzará más fácilmente con microgrietas de mayor tamaño, es decir, con partículas grandes. En consecuencia, los dos argumentos señalados priman la importancia de las partículas grandes frente a las pequeñas.

Sin embargo, las partículas que aparecen como iniciadoras del clivaje no son las más grandes posibles, con lo cual este fenómeno aparece en contradicción con lo señalado en el apartado anterior. Para valorar dicho fenómeno es necesario realizar un análisis de la distribución de partículas. Teniendo en cuenta que tal como quedó señalado anteriormente los micromecanismos de fractura frágil están controlados por el valor máximo de la tensión tractiva, a efectos de zona de proceso que interviene en la fractura puede considerarse una franja de  $\sim 100 \mu\text{m}$  (en el 90% de los ensayos realizados la fractura se inició dentro de dicha franja) centrada en el pico máximo de tensión tractiva. Si la anchura de la franja se multiplica por el espesor de la probeta, la superficie de la zona de proceso es  $\sim 1,2 \text{ mm}^2$ . Para una distribución de partículas de TiN homogénea y teniendo en cuenta la distribución de tamaños, el número de partículas de tamaño medio (lo mismo se obtiene si se considera la dimensión máxima) superior a 6  $\mu\text{m}$  que correspondería a una zona de  $1,2 \text{ mm}^2$  no llegaría a la unidad. Si a esto se añade el hecho de que, tal como se indicó anteriormente, para que la partícula sea efectiva la desorientación del grano de ferrita adyacente debe ser pequeña, la posibilidad de que una de las partículas de gran tamaño se encuentre dentro de la zona de proceso rodeada de un grano de ferrita favorablemente orientado es muy pequeña.

En la Fig. 4 se representa el valor de la tensión crítica local frente a  $\phi/\sqrt{a_{\min}}$  de acuerdo con la ecuación (2). En la misma figura se han representado las rectas cuyas pendientes vendrían determinadas por los valores de la energía de superficie de 8, 14 y 20  $\text{J/m}^2$ . Como puede

apreciarse en la figura la mayoría de los puntos experimentales se encuentran dentro de esa banda. Si en vez de considerar la tensión local  $\sigma_f^*$  total, se toma la componente de la misma normal al plano de clivaje del primer grano de ferrita la variación que se observa es muy pequeña. Considerando todos los datos, puede tomarse como razonable el valor medio de  $14 \text{ J/m}^2$ .

Los valores de  $\gamma_{pm}$  citados en la bibliografía coinciden en gran medida con los obtenidos en el presente trabajo. Bowen y col. [11] analizando diferentes microestructuras de un acero A533B y de soldaduras proponen valores medios comprendidos entre  $9$  y  $14 \text{ J/m}^2$  (al no poder identificarse los elementos causantes de la fractura, en el cálculo de  $\gamma_{pm}$  los autores utilizaron el tamaño máximo de carburo observado en la microestructura). Por otra parte, en fracturas de varios aceros perlíticos eutectoides nucleadas en inclusiones Alexander y Bernstein [12] obtienen unos valores medios de  $\gamma_{pm}$  comprendidos entre  $5$  y  $13 \text{ J/m}^2$  (dentro de cada microestructura estudiada algunas medidas superaron los  $20 \text{ J/m}^2$ ). De forma similar, Gibson y col. [13] con un acero de recipiente de presión fracturado frágilmente a partir de carburos obtienen un intervalo de  $\gamma$  comprendido entre  $2,5$  y  $6 \text{ J/m}^2$ . Como límite superior se puede citar los resultados de Gerberich y Kurman [14] con  $\gamma$  igual a  $25 \text{ J/m}^2$ .

La utilización de la ecuación (1) implica que el factor controlante de la fractura frágil es la propagación de la microgrieta a través de la intercara partícula-matriz y no la nucleación de la misma. Diversos autores [10, 15] han especulado con que el proceso se halla controlado por la propagación; en cambio, otros [16, 17] diferencian los micromecanismos dominantes en función de la temperatura. Para temperaturas bajas (nitrógeno líquido) la fase controlante sería la nucleación de la microgrieta, mientras que para temperaturas más elevadas el micromecanismo controlador sería la propagación de la microgrieta a través de la intercara partícula-matriz [17].

Si se considera que se trata de un proceso controlado por la fractura de la partícula, entonces  $\sigma_f = \sigma_p > \sigma_{pm}$ , con lo cual los valores de la energía de superficie determinados al tomar  $\sigma_f = \sigma_{pm}$  constituyen un límite superior del valor físico real. En los tres aceros analizados en el presente trabajo y suponiendo que el proceso de propagación de la microgrieta es dinámico, la pequeña desorientación existente entre la dirección de la tensión tractiva macroscópica y la normal al plano de clivaje de la primera faceta hace suponer que las diferencias existentes entre la tensión crítica necesaria para la fractura de la partícula y la propagación de la microgrieta a través de la intercara son muy pequeñas. En efecto, si  $\sigma_p \gg \sigma_{pm}$  entonces hubiese sido posible

la propagación de microgrietas a través de planos con una importante inclinación. En cambio, las mediciones experimentales del ángulo  $\beta$  ponen de manifiesto que esta desorientación debe ser pequeña para que la propagación sea posible. En consecuencia,  $\sigma_p$  debe ser ligeramente superior a  $\sigma_{pm}$ , con lo cual para la determinación de  $\gamma_{pm}$  resulta válido realizar la consideración de que  $\sigma_f = \sigma_{pm}$ .

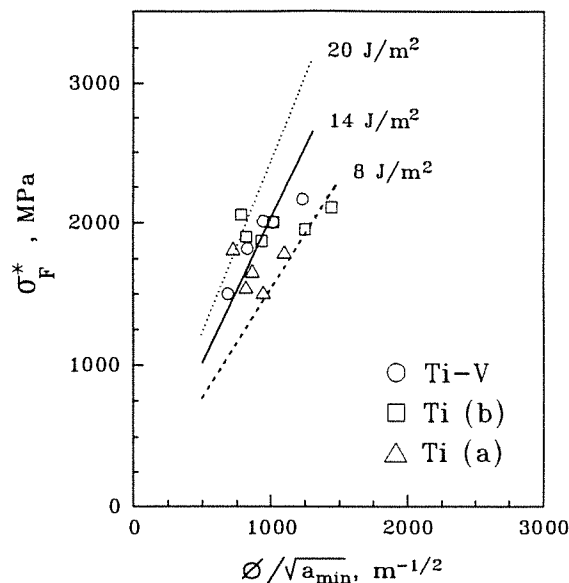


Fig. 4. Tensión crítica local versus  $\phi/\sqrt{a_{min}}$ , indicándose las rectas correspondientes a valores de la energía  $\gamma_{pm}$  de 8, 14 y  $20 \text{ J/m}^2$ .

Para finalizar, habría que considerar la tercera fase del crecimiento de la microgrieta, es decir, su propagación a través de la intercara matriz-matriz. Volviendo a realizar una consideración similar a la tenida en cuenta para la intercara partícula-matriz, si se supone que la propagación de la grieta está controlada por la fase matriz-matriz, entonces  $\sigma_f \cong \sigma_{mm}$ . Determinadas las dimensiones de la primera faceta formada inmediatamente después de la fractura de la partícula de TiN y utilizando una ecuación similar a (2) sustituyendo  $a_{min}$  por  $d_{min}$  (tamaño mínimo de la faceta) y  $\gamma_{pm}$  por  $\gamma_{mm}$  se puede representar  $\sigma_f^*$  frente a  $\phi/\sqrt{d_{min}}$  (Fig. 5). Los valores obtenidos de  $\gamma_{mm}$  oscilan entre  $110$  y  $210 \text{ J/m}^2$  (en este caso no se han realizado correcciones por desviación de ángulo).

Si bien a la hora de analizar la fractura frágil la propagación de la misma se relaciona con las tres fases (nucleación, propagación a través de la intercara partícula-matriz y propagación a través de la matriz), en la práctica la gran mayoría de las publicaciones existentes consideran decisoria la segunda fase [10, 11, 15] tanto desde el punto de vista experimental como del

de la modelización (en este último caso debe exceptuarse la ref. [18] que también considera la tercera fase). Ello ha conducido a que los resultados publicados de  $\gamma_{mm}$  sean muy escasos, si bien se admite que  $\gamma_{pm} < \gamma_{mm}$ . En una recopilación bibliográfica Hahn [19] considera un valor de  $\gamma_{mm}$  de 56 J/m<sup>2</sup>. Tomando dicho valor como referencia se deduce que los datos de la Fig. 5 corresponden a un límite superior del valor físico real de  $\gamma_{mm}$ . En consecuencia podría deducirse que la propagación a través de la junta ferrita-ferrita no es el factor controlante de la fractura frágil, sino que ésta vendría dada por la propagación a través de la frontera partícula-matriz.

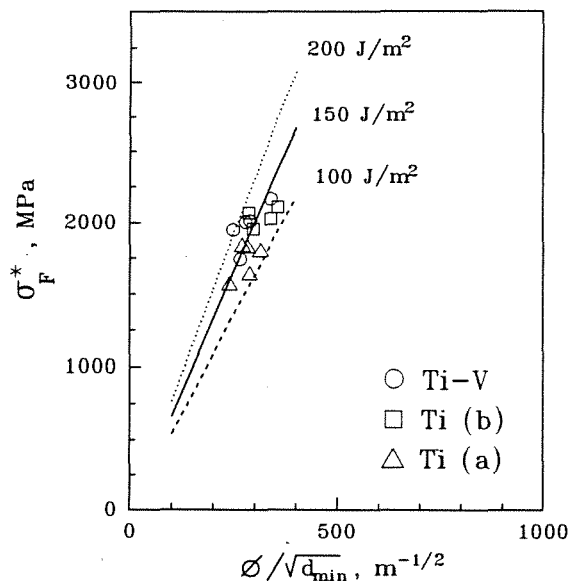


Fig. 5. Tensión crítica local versus  $\phi/\sqrt{d_{\min}}$ , donde  $d_{\min}$  representa la dimensión mínima de la primera faceta formada tras la fractura de la partícula de TiN. En la misma se indican las rectas correspondientes a los valores de  $\gamma_{mm}$  de 100, 150 y 200 J/m<sup>2</sup>.

Resultados obtenidos recientemente con estructuras ferrítico-perlíticas afinadas mediante tratamientos termomecánicos, estructuras de ferritas aciculares y aceros martensíticos [20] ponen de manifiesto que en aquellas situaciones de fractura frágil total a bajas temperaturas el mecanismo controlante es la intercara partícula-matriz, no ejerciendo ningún efecto la frontera matriz-matriz. En consecuencia, a bajas temperaturas el valor estimado de 100 J/m<sup>2</sup> es notablemente superior al valor real de  $\gamma_{mm}$ . En cambio, a medida que aumenta la temperatura hay razones [15] para considerar que el valor de  $\gamma_{mm}$  va subiendo como consecuencia de una aportación cada vez más importante de la componente plástica de la energía y, en consecuencia, la junta matriz-matriz comenzaría a ser la controlante del proceso. Este hecho estaría en

consonancia con los resultados experimentales que muestran a temperatura ambiente islas frágiles paradas en juntas de grano y mejoras notables de la tenacidad al afinar el tamaño de grano sin modificar los parámetros microestructurales nucleadores de microgrietas (partículas de TiN) [4, 5, 6, 20].

Las facetas correspondientes a la propagación de la grieta de la partícula a la matriz están formadas por granos de ferrita o por unidades microestructurales con la misma orientación de ferrita. Resultados similares se han obtenido con otras estructuras ferrítico-perlíticas a temperatura ambiente [4, 5].

## 5. CONCLUSIONES

El estudio de los mecanismos de fractura frágil de tres aceros microaleados de forja ha conducido a las siguientes conclusiones:

- la fractura frágil se inicia por la rotura de partículas de TiN de tamaños superiores a 1  $\mu\text{m}$ , siendo el factor controlante de la misma la propagación de la microgrieta a través de la intercara partícula-matriz.

- la localización de los inicios de las fracturas corresponde a una zona donde actúa la máxima tensión tractiva.

- la energía efectiva de superficie  $\gamma_{pm}$  oscila entre 8 y 20 J/m<sup>2</sup>, siendo el valor medio de 14 J/m<sup>2</sup>.

- la faceta frágil correspondiente a la inmediata propagación de la grieta de la partícula a la matriz se caracteriza por estar muy poco desviada con relación al plano normal a la tensión macroscópica y por estar constituida por una unidad ferrítica (grano de ferrita o grano de ferrita + colonias de perlita con la misma orientación ferrítica).

- la fractura frágil a bajas temperaturas (ausencia de deformación plástica macroscópica) es un proceso controlado por la intercara partícula-matriz, no ejerciendo ningún efecto la junta matriz-matriz.

## 6. 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.

**7. REFERENCIAS**

- [1] McMahon, C.J. y Cohen, M., *Acta Met.*, **13**, 591-604 (1965).
- [2] Smith, E., *Int. J. Fract. Mech.*, **4**, 131-145 (1968).
- [3] Knott, J.F., "Fundamentals of Fracture Mechanics", Butterworths, Londres, 1973.
- [4] Linaza, M.A., Romero, J.L., Rodriguez, J.M. y Urcola, J.J., *Script. Met. and Mat.*, **29**, 451-456 (1993).
- [5] Linaza, M.A. Romero, J.L., Rodriguez, J.M. y Urcola, J.J., *Anales de Fractura*, **10**, 56-63 (1993).
- [6] Linaza, M.A., Romero, J.L., Rodriguez, J.M. y Urcola, J.J., *Script. Met. and Mat.*, **29**, 1217-1222 (1993).
- [7] Griffiths, J.R. y Owen, D.R.J., *J. Mech. Phys. Sol.*, **19**, 419- 431 (1971).
- [8] Ewalds, H.L. y Wanhill, R.J.H., *Fracture Mechanics*, Edward A., Londres, p.43 (1984).
- [9] McRobie, D.E. y Knott, J.F., *Mater. Sci. and Technol.*, **1**, 357-365 (1985).
- [10] Tweed, J.H. y Knott, J.F., *Acta Metall.*, **35**, 1401-1414 (1987).
- [11] Bowen, P., Druce, S.G. y Knott, J.F., *Acta Metall.*, **34**, 1121-1131 (1986).
- [12] Alexander, D.J. y Bernstein, I.M., *Met. Trans.*, **20A**, 2321-2335 (1989).
- [13] Gibson, G.P., Capel, M. y Druce, S.G., *Defect Assessment in Components. Fundamentals and Applications*, EGF9 (ed. Blauel y Schwalbe), Londres, 587-611 (1991).
- [14] Gerberich, W.W. y Kurman, E., *Scrip. Metall.*, **19**, 295-298 (1985).
- [15] Lin, T., Evans, A.G. y Ritchie, R.O., *Met. Trans.*, **18A**, 641-651 (1987).
- [16] Godse, R. y Gurland, J., *Acta Metall.*, **37**, 541-548 (1989).
- [17] Chen, J.H., Yan, C. y Sun, J., *Acta Metall. Mater.*, **42**, 251-261 (1994).
- [18] Gil Sevillano, J., Martin, A. y Fuentes, M., *Informe Final Proyecto CECA 7210/KE/931* (1991).
- [19] Hahn, G.T., *Met. Trans.*, **15A**, 947-959 (1984).
- [20] Linaza, M.A., *Tesis Doctoral, ESII San Sebastián*, 1994.