

## FRACTURA DE LA INTERCARA EN UN MATERIAL COMPUESTO Ti-6Al-4V/ SiC

C. González, J. Llorca

Departamento de Ciencia de Materiales  
Universidad Politécnica de Madrid

E.T.S.I. Caminos, Canales y Puertos. c/ Prof. Aranguren s/n, 28040 Madrid.

**Resumen.** El presente trabajo resume las investigaciones realizadas para caracterizar el comportamiento mecánico de la intercara fibra-matriz en una aleación de Ti-6Al-4V reforzada unidireccionalmente con un 35 % en volumen con fibras de SiC Sigma 1140+. El coeficiente de fricción y la tensión de rozamiento en la intercara se obtuvieron a partir de ensayos de empuje y reintroducción de fibras sobre láminas de pequeño espesor. El análisis se completó con una medida cuidadosa de las tensiones residuales de origen térmico generadas en el material durante su consolidación a alta temperatura. La deformación residual en las fibras se obtuvo empleando la técnica de la disolución de la matriz, y sus resultados sirvieron para inferir el estado de tensiones residuales triaxiales a partir del modelo autoconsistente.

**Abstract.** This work presents the results of the investigations devoted to characterize the mechanical behavior of the interface in a Ti-6Al-4V alloy unidirectionally reinforced with 35 vol. % of SiC Sigma 1140+ fibers. The friction coefficient as well as the interface sliding resistance were measured using push-out and repush tests in thin slices. The analysis was completed with a careful evaluation of the thermal residual stresses generated during the material consolidation. The residual strain in the fibers was measured using the matrix dissolution technique, and the results were used to infer the triaxial residual stress state through the self-consistent model.

## 1. INTRODUCCIÓN

La búsqueda de materiales ligeros con alta rigidez y resistencia específica ha propiciado el refuerzo de aleaciones ligeras mediante la incorporación de fibras cerámicas. Un ejemplo lo constituyen las aleaciones de Ti reforzadas con fibras de SiC cuyas propiedades las convierten en candidatas idóneas para fabricar elementos estructurales en aplicaciones aerospaciales que deban trabajar a temperaturas comprendidas entre 300 y 700 °C.

Las propiedades mecánicas de los materiales compuestos dependen de las propiedades de sus componentes, en particular, de las propiedades de la intercara matriz-refuerzo porque está directamente implicada implicada en los mecanismos de de transferencia de carga entre las fibras y la matriz. De hecho, propiedades ingenieriles tan importantes como tensión de rotura del material en la dirección de las fibras y la velocidad de deformación por fluencia en la dirección transversal están controladas por las características mecánicas de la intercara.

La caracterización del comportamiento mecánico de la intercara en los materiales compuestos es una tarea compleja y, en algunos casos, casi inabordable por los múltiples factores que están involucrados: naturaleza intrínseca de la intercara (compatibilidad química, rugosidad, etc.) estado de sollicitación, presencia de tensiones residuales, etc. Sin embargo, esta labor se simplifica sensiblemente en el caso de los materiales reforzados con fibras puesto que se dispone de una técnica simple, robusta y ampliamente difundida: el ensayo de empuje de fibras. En este trabajo, se utilizó esta técnica para caracterizar la intercara fibra-matriz en una aleación de Ti-6Al-4V reforzada unidireccionalmente con un 35 % en volumen con fibras de SiC Sigma 1140+.

## 2. EL ENSAYO DE EMPUJE

El ensayo de empuje de una fibra (*push-out*) es el más popular para analizar el comportamiento mecánico de la intercara en materiales compuestos reforzados con fibras. Marshall [1] desarrolló esta técnica, simple y robusta, para caracterizar la intercara en materiales compuestos de matriz cerámica reforzados con fibras. El ensayo consiste en extraer una fibra de una lámina delgada del material compuesto mediante la aplicación de una fuerza de magnitud conocida,  $P$ , sobre la fibra mientras se registra el desplazamiento del punto de aplicación de la carga,  $\delta$ , Figura (1).

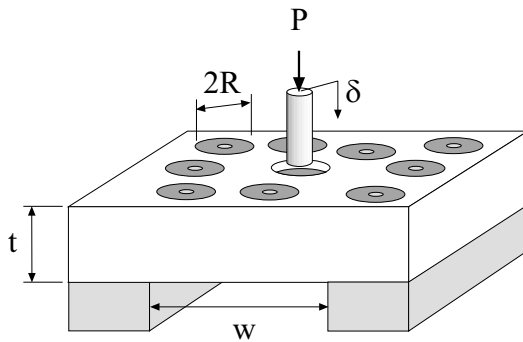


Fig. 1. Esquema de un ensayo de empuje.

La curva  $P$ - $\delta$  típica se ha dibujado en la Figura (2) y en ella se pueden apreciar varias zonas claramente diferenciadas. La zona inicial (zona I) es aproximadamente lineal, y corresponde a la deformación elástica de la muestra y del sistema experimental. La fibra y la matriz se deforman solidariamente sin que se haya producido la decohesión entre ambas.

La segunda zona (zona II) comienza al llegar a la carga  $P_d$  cuando se inicia la propagación de una grieta a lo largo de la intercara. La decohesión comienza en la parte superior de la lámina y se propaga establemente hasta una longitud crítica igual a  $t-1.5R$ , donde  $t$  es el espesor de la muestra (longitud de la fibra) y  $R$  el radio de la fibra, Liang y Hutchinson [2]. Esta zona acaba cuando la grieta se propaga inestablemente hasta alcanzar la superficie inferior de la lámina. La propagación inestable va asociada con un descenso brusco en la carga soportada por la fibra.

La tercera zona (zona III) se corresponde con el deslizamiento de la fibra con respecto a la matriz. La tensión de rozamiento entre ambas se supone que responde a un modelo de fricción de Coulomb y viene dada por

$$\tau_{//} = -\mu\sigma_{\perp} \quad (1)$$

donde  $\mu$  es el coeficiente de rozamiento entre las superficies y  $\sigma_{\perp}$  es la tensión de compresión normal a la superficie de la fibra. Esta tensión procede de las

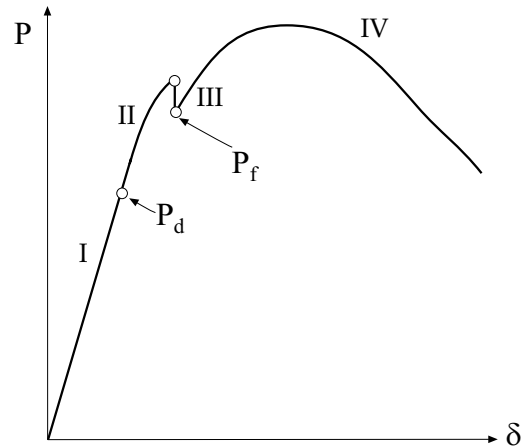


Fig. 2. Curva  $P$ - $\delta$  típica de un ensayo de empuje.

tensiones residuales que resultan del proceso de contracción diferencial durante el enfriamiento del material y de la diferencia entre los coeficientes de Poisson de las fibras y de la matriz. La carga aplicada sobre la fibra,  $P_f$ , que es necesario aplicar para vencer la fuerza de rozamiento y comenzar el deslizamiento se puede calcular a partir de la siguiente expresión, Liang y Hutchinson [2]

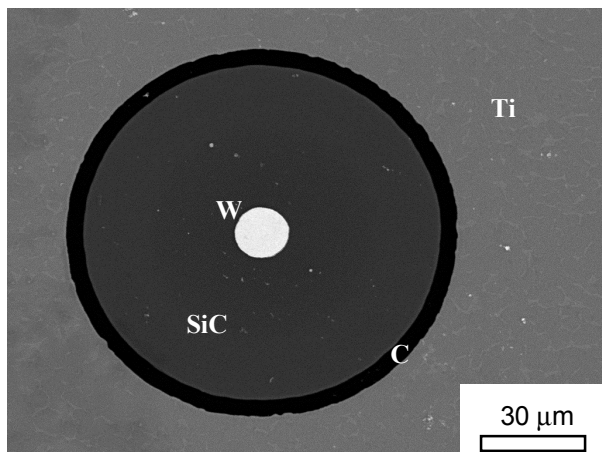
$$\frac{P_f}{\pi R^2} = \frac{\sigma_{\perp}^{\Delta T} - B\sigma_{//}^{\Delta T}}{B} \left[ \exp\left\{\frac{2\mu Bt}{R}\right\} - 1 \right] \quad (2)$$

donde  $\sigma_{//}^{\Delta T}$  y  $\sigma_{\perp}^{\Delta T}$  son las tensiones residuales de origen térmico en la fibra en dirección longitudinal y transversal, respectivamente. El coeficiente  $B$  depende de las constantes elásticas de las fibras y del material compuesto de acuerdo con

$$B = \frac{v_f E_{\perp}}{(1 - v_f) E_{\perp} + (1 + v_{\perp}) E_f} \quad (3)$$

donde  $E_{\perp}$  y  $v_{\perp}$  son las dos constantes elásticas que caracterizan el comportamiento transversal del material compuesto. El coeficiente de rozamiento entre las superficies de la intercara se puede calcular ajustando por mínimos cuadrados la expresión (2) a los resultados experimentales de la carga  $P_f$  para láminas de diferente espesor.

La última zona (zona IV) corresponde a la extracción de la fibra. El comportamiento en esta zona es complejo estando involucrados directamente fenómenos de rugosidad relacionados con la dimensión fractal de la superficie de deslizamiento entre la fibra y la matriz, Mackin [4]. Experimentalmente se comprueba que el valor de la tensión de rozamiento disminuye a medida que la fibra es extraída, debido, en gran parte, a los procesos de desgaste y abrasión de la intercara conforme progresa el deslizamiento.



**Fig. 3.** Sección transversal de una fibra de SiC Sigma 1140+ embebida en la matriz de Ti.

### 3. MATERIAL

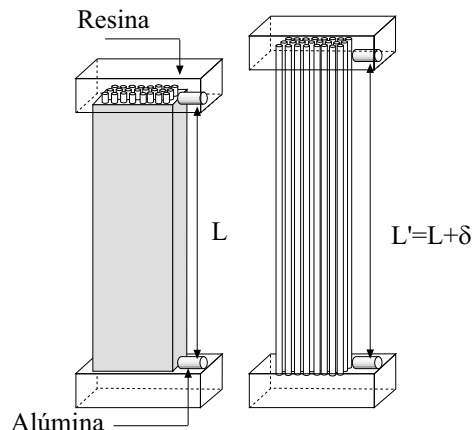
El material compuesto estudiado está constituido por una aleación comercial de titanio, Ti-6Al-4V, reforzada unidireccionalmente con un 35 % en volumen con fibras de carburo de silicio. El material, fabricado por DERA (Reino Unido), se procesó por prensado isostático en caliente a partir de capas alternas de fibras de SiC Sigma 1140+ y hojas de Ti-6Al-4V. La consolidación del material se realizó en vacío aplicando una presión de 30 MPa durante una hora a 940°C.

La microestructura del material se estudió mediante microscopía electrónica de barrido (MEB), en un microscopio JEOL-JSM-6300. Se cortaron láminas en dirección perpendicular a las fibras y se pulieron en 5 etapas consecutivas. El material se desbastó en primer lugar utilizando utilizando lijas de SiC de grano decreciente hasta 500 grit, y a continuación se pulió con una suspensión de partículas de diamante de 9 µm, 3 µm y 1 µm de tamaño medio. El pulido final se realizó con una suspensión de partículas de MgO. Las muestras se limpiaron por inmersión en un baño de ultrasonidos durante media hora para eliminar los restos procedentes de las etapas de pulido.

La microestructura de las fibras Sigma 1140+ se puede observar en la Figura (3). Las fibras se fabricaron a partir de un núcleo inicial de W de 15 µm sobre el que se depositó SiC mediante la técnica de CVD. El recubrimiento final de C se depositó siguiendo el mismo procedimiento. Este recubrimiento protege las fibras del ataque químico de la matriz durante la consolidación del material compuesto a alta temperatura a la vez que mejora sus propiedades mecánicas. El diámetro de la fibra, el diámetro del núcleo de W y el espesor de la capa de carbono se midieron utilizando un microscopio óptico Nikon (modelo VMD) y los resultados se recogen en la Tabla 1.

**Tabla 1.** Dimensiones (en micras) de las fibras de SiC Sigma 1140+.

Núcleo W	Espesor C	Diámetro
14.8±0.5	4.3±0.3	104±0.9



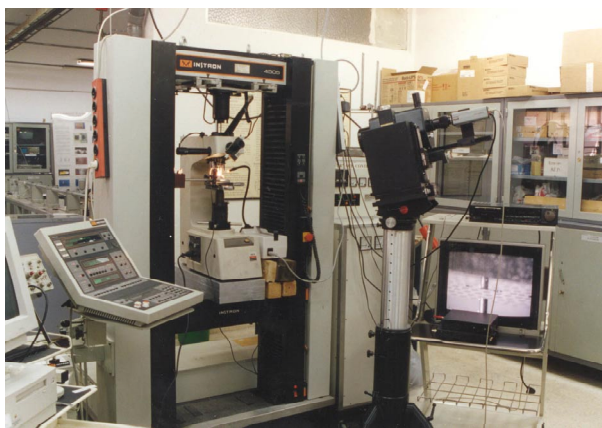
**Fig. 4.** Esquema de las muestras empleadas para medir las tensiones residuales.

### 4. TÉCNICAS EXPERIMENTALES

#### 4.1 Tensiones residuales

Las tensiones residuales aparecen en el material durante el enfriamiento desde la temperatura de consolidación hasta temperatura ambiente. Su magnitud depende directamente de las diferencias entre las constantes termo-elásticas de la matriz y las fibras, aunque también está influida por la deformación plástica de la matriz durante el enfriamiento. La tensión residual en el material compuesto se estimó utilizando el método desarrollado por Cox [5] que se basa en medir la deformación de las fibras cuando se disuelve la matriz.

Se cortaron 5 tiras de 5 mm de ancho y longitud variable de la placa del material recibido. Los extremos se embutieron en una resina inerte a la disolución de ácido fluorhídrico al 40%. En el contacto entre el material compuesto y la resina se colocaron 2 cilindros de alúmina de 1 mm de longitud y 3 mm de diámetro que sirvieron como referencia para la medida de las deformaciones, Figura (4). Los extremos de las muestras se expusieron al HF durante unos instantes para mejorar la adherencia del contacto con la resina. La distancia inicial entre los cilindros de alúmina,  $L$ , se midió con un extensómetro láser (modelo Zygo 2100) con 1 µm de precisión. La probeta se sumergió en la disolución de HF entre 30 y 45 minutos manteniendo fijo uno de los extremos de la muestra. La distancia final entre los cilindros de alúmina tras disolverse toda la matriz,  $L'$ , se midió con el mismo extensómetro láser una vez que el HF se había evaporado. El alargamiento



**Fig. 5.** Dispositivo experimental para realizar los ensayos de empuje.

de las fibras,  $\delta$ , se obtuvo como diferencia entre la longitud inicial y final entre los cilindros de alúmina.

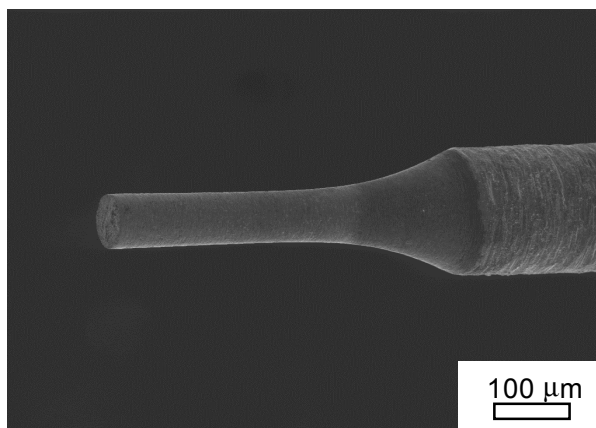
#### 4.2 Ensayos de empuje

El dispositivo para realizar los ensayos de empuje sobre las fibras estaba constituido por una máquina de ensayos universal (modelo Instron 4501) con accionamiento electromecánico a la que se acopló un durómetro convencional (Leco V-100-C), Figura (5).

El durómetro se modificó parcialmente para aprovechar su sistema de posicionamiento y puesta en carga de las muestras. Se asentó firmemente sobre el actuador de la máquina de ensayos y su posición vertical se controló electrónicamente a partir del panel de la máquina de ensayos. El sistema de puesta en carga se conectó mediante una varilla de acero a una célula de carga Instron de 100 N de capacidad máxima situada en la parte superior de la máquina de ensayos.

La punta convencional para la medida de la dureza se sustituyó por un punzón micrométrico fabricado por National Jet Company (Estados Unidos) a partir de cilindros de carburo de wolframio de 25.4 mm de altura y 1.02 mm de diámetro. Uno de los extremos del cilindro se mecanizó hasta alcanzar unas dimensiones de 80  $\mu\text{m}$  de diámetro y 250  $\mu\text{m}$  de altura, Figura (6).

El otro extremo se alojó en un adaptador para acoplarlo al durómetro. El sistema de posicionamiento de las muestras consistió en una mesa con dos tornillos micrométricos que permitían el movimiento en el plano perpendicular a la dirección aplicación de la carga. El posicionamiento de las probetas se realizó con ayuda de un telescopio QUESTAR conectado a un monitor y a un magnetoscopio convencional. La imagen de la muestra en el monitor permitió colocar con precisión el eje de aplicación de la carga según el eje longitudinal de la fibra a ensayar. El desplazamiento de la mesa micrométrica con respecto a un plano de referencia se midió con un extensómetro LVDT de  $\pm 1.0$  mm de recorrido máximo. Las muestras utilizadas en los



**Fig. 6.** Punzón micrométrico empleado en los ensayos de empuje.

ensayos se fabricaron a partir de láminas de pequeño espesor (200-400  $\mu\text{m}$ ) cortadas de la placa del material compuesto. Las fibras estaban orientadas en la dirección perpendicular a la lámina. Las muestras se desbastaron inicialmente por los dos lados con lijas de SiC hasta 500 grit, y a continuación se pulieron con suspensiones de partículas de diamante de 9  $\mu\text{m}$ , 3  $\mu\text{m}$  y 1  $\mu\text{m}$ . Finalmente, se limpiaron mediante inmersión en baño de ultrasonidos de agua jabonosa para eliminar los restos de suciedad procedentes de las etapas de pulido anterior. El espesor de la muestra se midió con un banco metalográfico Reichert 344764 al que se acopló una cámara de vídeo y una tarjeta de adquisición de imágenes. Se utilizó como muestra patrón de medida una rejilla de difracción de 0.01 mm de separación entre marcas.

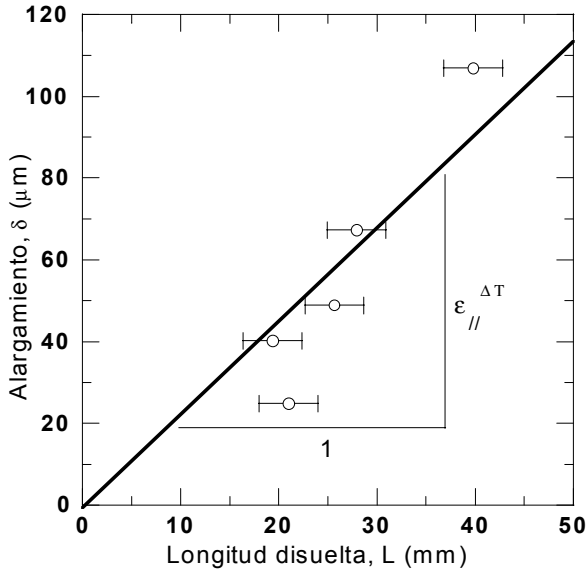
Las láminas se apoyaron sobre la mesa micrométrica dejando una luz entre los extremos apoyados de 200-300  $\mu\text{m}$ . La carga se aplicó con una velocidad de 50  $\mu\text{m}/\text{min}$ . Se utilizó un sistema de adquisición de datos controlado por ordenador para registrar la carga aplicada a cada fibra y el desplazamiento vertical de la mesa micrométrica medido con el extensómetro LVDT. Los datos se almacenaron en un ordenador digital al finalizar cada ensayo.

### 5. RESULTADOS

#### 5.1 Tensiones residuales

El alargamiento de las fibras en los 5 ensayos de disolución de la matriz se ha dibujado en la Figura (7) en función de la longitud inicial del material compuesto  $L$ . La deformación residual en la dirección de las fibras,  $\epsilon_{//}^{\Delta T}$ , se calculó como la pendiente de la recta que pasa por el origen ajustada por el método de los mínimos cuadrados a los resultados experimentales y resultó ser  $2260 \pm 250 \times 10^{-6}$ .

El comportamiento termo-elástico del material compuesto se simuló suponiendo que estaba formado



**Fig. 7.** Alargamientos obtenidos en función de la longitud de fibra disuelta.

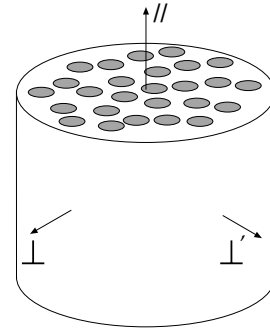
por una distribución aleatoria de fibras indefinidas y paralelas de SiC embebidas en la matriz de Ti, Figura (8). Las fracciones volumétricas de las fibras y de la matriz son  $c_f = 0.35$  y  $c_m = 0.65$ , respectivamente.

De acuerdo con esta hipótesis, el comportamiento termo-elástico efectivo del material compuesto es isotrópico en el plano transversal  $\perp\perp'$  y queda representado mediante un sólido anisótropo con cinco constantes elásticas ( $E_{||}$ ,  $E_{\perp}$ ,  $\nu_{||\perp}$ ,  $\nu_{\perp}$  y  $G_{||\perp}$ ) y dos térmicas ( $\alpha_{||}$  y  $\alpha_{\perp}$ ). La matriz y las fibras se representaron matemáticamente por sendos sólidos termo-elásticos e isotrópicos definidos a partir de su módulo elástico,  $E_i$ , su coeficiente de Poisson  $\nu_i$ , y su coeficiente de dilatación térmica  $\alpha_i$ , que tomaron los valores 110 GPa, 0.33 y  $11.8 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$  para la matriz de Ti y 330 GPa, 0.17 y  $4.8 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$  para las fibras de SiC [6].

Las tensiones residuales se calcularon en el contexto de las teorías de campo medio. Estas teorías representan los campos de tensiones y deformaciones en cada fase a partir de sus valores medios. De acuerdo con Benveniste y Dvorak [7], el tensor de tensiones en la fase  $i$  del material compuesto cuando se aplica una tensión externa  $\bar{\sigma}$  y un cambio homogéneo de la temperatura  $\Delta T$  (con respecto a un estado de referencia sin tensiones residuales) vienen dadas por

$$\bar{\sigma}_i = \mathbf{B}_i \bar{\sigma} + \mathbf{b}_i \Delta T \quad (4)$$

donde  $\mathbf{B}_i$  y  $\mathbf{b}_i$  son, respectivamente, el tensor de cuarto orden de concentración de la tensión mecánica y el tensor de segundo orden de concentración de la tensión térmica. Estos tensores dependen de las constantes



**Fig. 8.** Esquema del modelo de material.  $\parallel$  Dirección longitudinal,  $\perp$  y  $\perp'$  direcciones transversales.

elásticas de las fases, y de su forma y distribución espacial a través de las siguientes expresiones

$$\mathbf{B}_i = \mathbf{L}_i [\mathbf{I} + \mathbf{S}_i \mathbf{L} (\mathbf{L}_i - \mathbf{L})]^{-1} \mathbf{L}^{-1} \quad (5)$$

$$\mathbf{b}_i = (\mathbf{I} - \mathbf{B}_i) [\mathbf{L}_i^{-1} - \mathbf{L}_m^{-1}]^{-1} (\alpha_f - \alpha_m) \quad (6)$$

donde  $\mathbf{L}_i$ ,  $\alpha_i$  y  $\mathbf{L}_i$  son, respectivamente, el tensor de rigidez, el tensor de coeficientes de dilatación térmica y el tensor de Eshelby para la fase  $i$ .  $\mathbf{L}$  es el tensor de rigidez efectiva del material compuesto que se calculó empleando el modelo autoconsistente. En este caso, el sistema de ecuaciones no lineales que permiten determinar las cinco constantes elásticas del material compuesto se puede expresar como

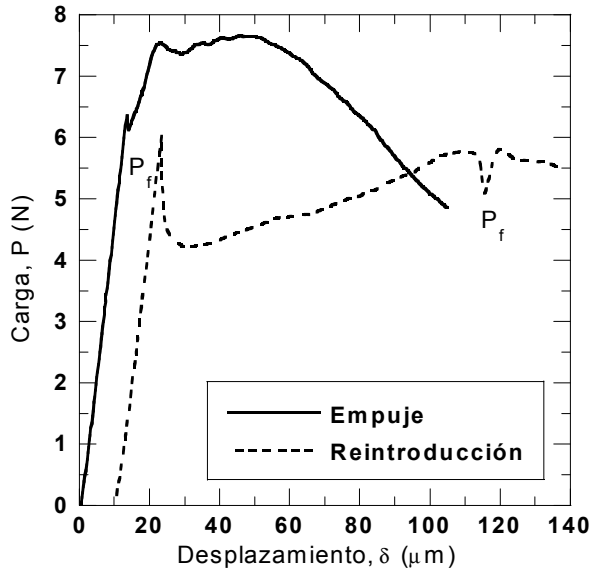
$$\mathbf{L} = \mathbf{L}_m + c_f (\mathbf{L}_f - \mathbf{L}_m) [\mathbf{I} + \mathbf{S}_f \mathbf{L}^{-1} (\mathbf{L}_f - \mathbf{L})]^{-1} \quad (7)$$

donde  $\mathbf{I}$  es el tensor unitario de cuarto orden. Los resultados correspondientes a este cálculo se recogen en la Tabla 2.

**Tabla 2.** Constantes elásticas efectivas del material compuesto según el modelo autoconsistente.

$E_{  }$ (GPa)	$E_{\perp}$ (GPa)	$\nu_{  \perp}$	$\nu_{\perp}$	$G_{  \perp}$ (GPa)
188	159	0.23	0.33	60

En ausencia de fuerzas externas,  $\bar{\sigma} = 0$ , las tensiones residuales en cada fase se pueden calcular a partir de las ecuaciones (4), (5), (6) y (7) si  $\Delta T$  es conocido. Sin embargo, esta magnitud no es exactamente igual a la diferencia de temperatura entre la de consolidación del material y la temperatura ambiente puesto que el modelo autoconsistente, formulado en el dominio de la elasticidad, no recoge la relajación de las tensiones causada por la fluencia de la matriz a alta temperatura. El descenso efectivo de la temperatura se determinó igualando la deformación residual de las fibras medida en el ensayo de disolución de la matriz y la calculada con el modelo autoconsistente. Este cálculo proporcionó un descenso efectivo de la temperatura de  $\Delta T = -758^\circ\text{C}$ . Las tensiones residuales en las fibras y en



**Fig. 9.** Resultados experimentales de un ensayo de empuje y reintroducción de una fibra en una lámina de material compuesto.

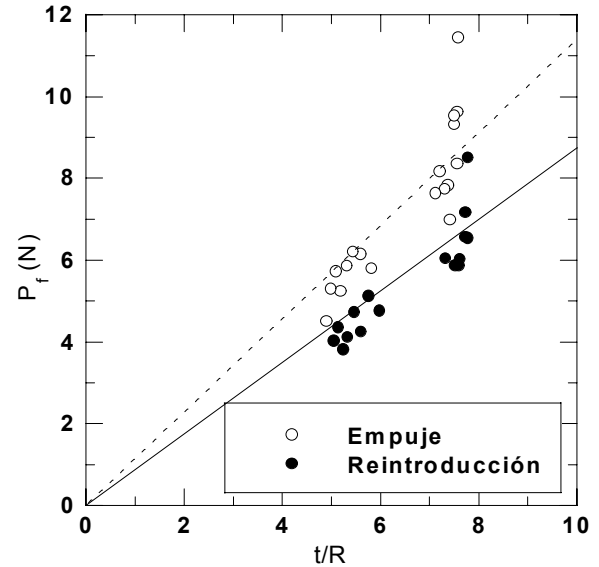
la matriz calculadas según el modelo autoconsistente para este descenso efectivo de la temperatura se han recogido en la Tabla 3.

**Tabla 3.** Tensiones residuales en dirección longitudinal y transversal para un descenso de la temperatura  $\Delta T = -758^\circ\text{C}$ .

	$\sigma_{//}^{\Delta T}(\text{MPa})$	$\sigma_{\perp}^{\Delta T}(\text{MPa})$
Matriz	471	206
Fibras	-876	-385

## 5.2 Ensayos de empuje

La curva  $P-\delta$  (carga-desplazamiento) correspondiente a un ensayo de empuje sobre una lámina de  $300\text{ }\mu\text{m}$  de espesor se ha dibujado en la Figura (9). La morfología de la curva se corresponde con la Figura (2). Algunas de las fibras extraídas se volvieron a introducir dentro de la matriz, invirtiendo la posición de la lámina y repitiendo el ensayo sobre las fibras que sobresalían de ésta. La curva  $P-\delta$  correspondiente se ha dibujado en la Figura (9). La carga aumentó de forma lineal hasta que superó la tensión de fricción debida al rozamiento estático y comenzó el deslizamiento. La carga descendió bruscamente debido a la movilización del rozamiento dinámico, para aumentar progresivamente como consecuencia de la mayor longitud de fibra dentro de la matriz. Finalmente, se observó un descenso brusco de la carga (*seating-drop*) cuando la fibra regresó a su posición original. Este fenómeno es habitual en materiales compuestos de matriz cerámica, Jero [8], y está asociado al momento en que las superficies de contacto se acoplan de nuevo al alcanzar su situación primitiva.



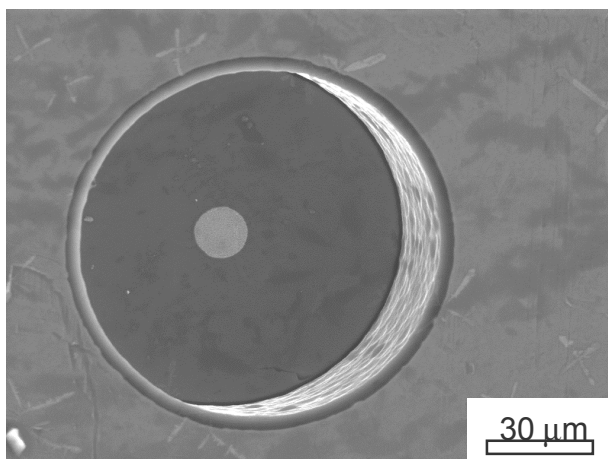
**Fig. 10.** Cargas críticas de empuje y reintroducción de las fibras en función del espesor de la lámina de Ti-6Al-4V/SiC<sub>f</sub>.

En la Figura (10) se han representado las cargas de empuje  $P_f$  en función del espesor de la lámina  $t$  (normalizado por el radio de la fibra). También se han representado los mínimos de la carga,  $P_f$ , registrados durante el ensayo de reintroducción de la fibra en la lámina.

El coeficiente de rozamiento entre las superficies de deslizamiento se estimó ajustando por mínimos cuadrados la expresión (2) a los resultados experimentales. En estos ajustes se emplearon los valores de las tensiones residuales en las fibras, Tabla (3), obtenidos a partir de la disolución de la matriz, de las constantes elásticas mostradas en la Tabla (2), y del radio de la fibra, Tabla (1). Los valores de los coeficientes de rozamiento se encuentran recogidos en la Tabla (4). La diferencia entre los coeficientes de rozamiento obtenidos en los ensayos de empuje y de reintroducción demuestran que el desgaste y la abrasión tienen un papel fundamental en el deslizamiento de la intercara en estos materiales compuestos.

Los resultados experimentales mostrados en la Figura (10) también indicaron una dependencia casi lineal entre la resistencia al deslizamiento y el espesor de la lámina. Este hecho indicó que los efectos derivados de la diferencia entre los coeficientes de Poisson entre las fibras y la matriz pueden ser despreciados y la contribución fundamental a la tensión normal en la intercara proviene de las tensiones residuales. Suponiendo que el deslizamiento de la intercara se puede representar en términos de una ley de Coulomb pura, la resistencia al deslizamiento puede ser determinada como

$$\tau_{//} = -\mu \sigma_{\perp}^{\Delta T} \quad (8)$$



**Fig. 11.** Micrografía de MEB de una de las fibras tras un ensayo de empuje vista desde la superficie anterior.

donde  $\sigma_{\perp}^{\Delta T}$  es la tensión residual normal de compresión en la intercara. Las correspondientes tensiones de rozamiento en la intercara para los ensayos de empuje y reintroducción se muestran en la Tabla (4).

**Tabla 4.** Coeficiente y tensión de rozamiento en la intercara.

Ensayo	$\mu$	$\tau = \mu \sigma_{\perp}^{\Delta T} (\text{MPa})$
Empuje	0.19	70
Reintroducción	0.14	55

## 6. MECANISMOS DE ROTURA

El estudio de las láminas ensayadas en el microscopio electrónico de barrido proporcionó más información sobre los micromecanismos de rotura durante los ensayos de empuje y reintroducción de las fibras. Las Figuras (11) y (12) muestran una de las fibras ensayadas vista por la cara anterior y posterior de la lámina, respectivamente. En ningún caso se observó daño en la superficie de la fibra ocasionada por el indentador de WC.

El deslizamiento entre la fibra y la matriz se produjo entre el SiC de la fibra y el recubrimiento de carbono. Éste último permaneció adherido a la matriz de Ti en su totalidad. Un análisis más detallado de la superficie de deslizamiento mostró que la rugosidad de la intercara estaba asociada al tamaño de los nódulos de la fibra de SiC, Figura (13).

## 7. CONCLUSIONES Y COMENTARIOS

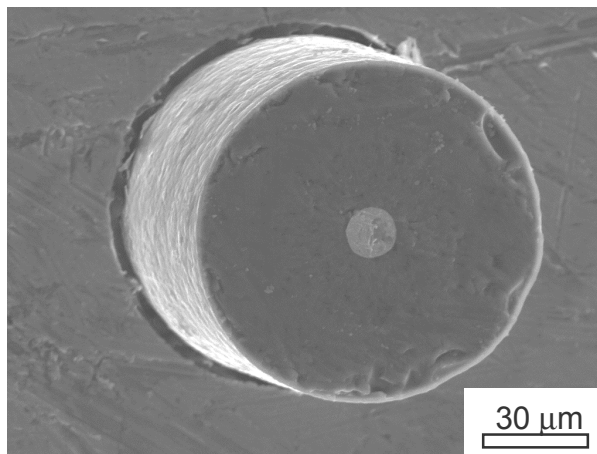
El trabajo de investigación presentado permite llegar a las siguientes conclusiones:

- Se ha caracterizado el comportamiento mecánico de la intercara en un material compuesto formado por una matriz de Ti-6Al-4V reforzada con un 35 % en

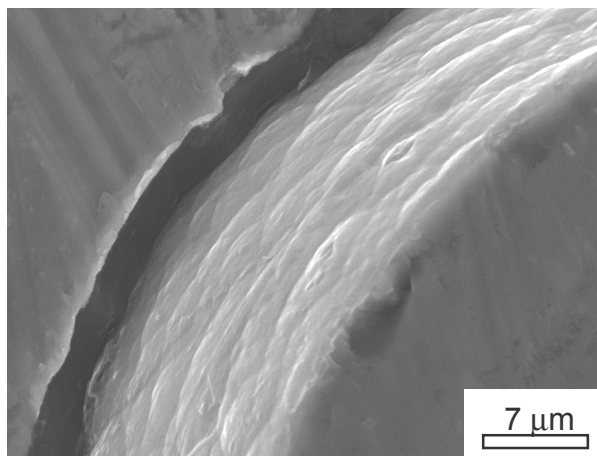
volumen de fibras de SiC Sigma 1140+ a partir del ensayo de empuje de fibras en láminas delgadas del material.

- Se han medido las tensiones residuales en las fibras y en la matriz empleando una técnica mixta. La deformación residual en las fibras, obtenida a partir del método de disolución de la matriz, permitió inferir el tensor de tensiones residuales en las fibras y en la matriz a través del método autoconsistente.
- Los ensayos de empuje y reintroducción permitieron estimar el coeficiente de fricción de la intercara, así como la tensión de rozamiento en la misma.
- El análisis de las láminas ensayadas permite asegurar que, para este material, el deslizamiento tuvo lugar entre el SiC y el recubrimiento de grafito de la fibra.

Los autores desean hacer constar su agradecimiento a la CICYT por el apoyo financiero prestado gracias al proyecto de investigación 2FD97-0089-C02-02 (MAT).



**Fig. 12.** Micrografía de MEB de una de las fibras sometida al ensayo de empuje vista desde la superficie posterior.



**Fig. 13.** Detalle de la superficie de deslizamiento de la fibra.

## 8. REFERENCIAS

- [1] Marshall, D.B., "An indentation method for measuring matrix/fiber frictional stresses in ceramic composites", *J. Am. Ceram. Soc.* **67**, 259-260 (1984).
- [2] Liang, C. y Hutchinson, J.W., "Mechanics of the fiber pushout test", *Mech. Mater.* **14**, 207-221 (1993).
- [3] Hsueh, C.H., "Evaluation of interfacial shear strength, residual clamping stress and coefficient of friction for fiber-reinforced ceramic composites", *J. Am. Ceram. Soc.* **79**, 137-147 (1990).
- [4] Mackin, T.J., Warren, P.D. y Evans, A.G., "Effects of fiber roughness on interface sliding in composites", *Acta metall. Mater.* **40**, 1251-1257 (1991).
- [5] Cox, B.N., James, M.R., Marshall, D.B. y Addison Jr, R.C., "Determination of residual stresses in thin sheet titanium aluminide composites", *Metall. Trans.* **21A**, 2701-2707 (1990).
- [6] González, C., "Dos modelos micromecánicos de deformación con daño en materiales compuestos", Tesis Doctoral. Universidad Politécnica de Madrid, 2000.
- [7] Benveniste, Y. y Dvorak, G.J., "On a correspondence between mechanical and thermal effects in two-phase composites", en *Micromechanics and inhomogeneity* (Ed. Weng, G.J., Taya, M., Abé, H.) pp. 65-82, Springer-Verlag, New York.
- [8] Jero, P.D., Kerans, R.J. y Parthasarathy, T.A., "Effect of interfacial roughness on the frictional stress measured using pushout tests", *J. Am. Ceram. Soc.* **74**, 2793-2801 (1991).