

CARACTERIZACIÓN DINÁMICA DEL INTERMETÁLICO TiAl POR COMPRESIÓN EN CALIENTE

H. Miguélez*, R. Cortés*, C. Navarro*, P. Gardiner, B. Dodd** y Y. LePetitcorps***.**

***Departamento de Ingeniería, Escuela Politécnica Superior, Universidad Carlos III de Madrid, c/ Butarque 15, 28911 Leganés, Madrid**

**** Department of Engineering, University of Reading, U.K.**

***** Institut de la Chimie de la Matière Condensée de Bordeaux, Francia.**

Resumen. En este trabajo se estudia el comportamiento dinámico del intermetálico TiAl empleando la técnica de la barra de Hopkinson. Se ensayaron en compresión dinámica probetas de 6 mm de longitud y 6 mm de diámetro a temperaturas comprendidas entre 23 C y 800 C. La velocidad de deformación de los ensayos fue de aproximadamente 2400 s^{-1} excepto en el caso de temperatura ambiente, en que se exploró un intervalo de velocidades de deformación comprendidas entre 161 s^{-1} y 3960 s^{-1} . Los resultados experimentales muestran que dentro del intervalo estudiado el intermetálico TiAl presenta un límite elástico relativamente alto y una muy elevada capacidad de endurecimiento por deformación. La superficie de fractura fue examinada utilizando microscopía óptica de barrido, encontrándose características propias de rotura por crecimiento de microfisuras acompañadas por desgarramiento plástico a lo largo de la superficie de rotura.

Abstract. In this paper the dynamic behavior of the TiAl intermetallic was experimentally studied by use of the Split Hopkinson Pressure Bar Technique. Cylindrical specimens 6 mm in height and 6 mm in diameter were dynamically compressed at temperatures ranging from 23 C to 800 C. Strain rates were about 2400 s^{-1} , except at room temperature, where strain rates ranging from 161 s^{-1} to 3960 s^{-1} were considered. The experimental results show that the TiAl intermetallic has a relatively high yield stress and a very large strain hardening capability throughout the temperature range studied. The compression behaviour was macroscopically ductile, and specimen failure was observed only at the highest temperatures tested, and at large strain values (near 0.35). A SEM observation of the fracture surfaces made evident a plastic shearing mechanism along the fracture planes accompanying crack formation.

1. INTRODUCCION

En los últimos años se ha manifestado un creciente interés por los intermetálicos Ti-Al debido a sus atractivas propiedades a alta temperatura, tales como una buena resistencia a la fluencia y a la oxidación, además de otras propiedades muy útiles como una alta resistencia específica y alto módulo de elasticidad [1]. En consecuencia, ha comenzado a desarrollarse una investigación en torno a sus propiedades de cara a su aplicación en estructuras diversas, como por ejemplo, en motores modernos de aviación. El compuesto intermetálico γ -TiAl, con una densidad de 3760 kgm^{-3} y buenas propiedades específicas, es un ejemplo muy interesante de este grupo de materiales. El atractivo de este material condujo al desarrollo hacia 1980 de la aleación intermetálica de dos fases Ti-48Al+V, que tenía

una deformación a la rotura en tracción del 2%. Sin embargo, el conjunto de sus propiedades mecánicas (en particular su resistencia a la fluencia) no podían compararse favorablemente aún con las de los materiales aeroespaciales de ese entonces. Sólo a finales de los 80 se desarrollaron aleaciones ingenieriles basadas en Ti - (47-49) Al, con un alargamiento en tracción del 3.5% y una gran resistencia. Una mejora en la tenacidad a la fractura y la resistencia a la fluencia ha convertido a estos materiales en materiales ingenieriles de interés creciente [2]. Así, la ductilidad y resistencia de estos materiales es un factor determinante en el diseño de los mismos. Se sabe que dichas propiedades están controladas por la microestructura y los elementos aleantes. El estudio del Ti-(43-55)Al ha mostrado que el mínimo valor de la resistencia se tiene para un contenido de Al del 51%, mientras que el máximo alargamiento en

tracción se tiene en torno al 48% de aluminio [3,4]. En el caso de las aleaciones γ -TiAl se ha encontrado que la adición de elementos tales como el vanadio, el cromo o el manganeso aumentan la ductilidad de las aleaciones bifásicas, aunque no tienen un efecto claro sobre las aleaciones monofásicas con más de un 50% de aluminio. Asimismo, los propios cambios microestructurales pueden afectar grandemente la ductilidad del material a temperatura ambiente, que suele variar del 0.5% al 3.5%. En consecuencia, aún no se conoce bien el papel específico de cada elemento aleante, puesto que un proceso dado aplicado a distintas aleaciones afecta simultáneamente a las propiedades de las fases y a la microestructura del material [5].

Uno de los problemas más importantes de cara a la fabricación de componentes de intermetálico Ti-Al, deriva de su elevada resistencia mecánica y al desgaste. En efecto, estas propiedades determinan un rápido desgaste del utillaje requerido para la fabricación de los componentes. Por esta razón, es de gran interés la determinación experimental del comportamiento en compresión del intermetálico TiAl. De esta forma, conociendo dicho comportamiento a distintas temperaturas y velocidades de deformación, se pueden determinar las condiciones óptimas de conformado del intermetálico Ti-Al, minimizando los costes de energía y utillaje en su conjunto.

En este trabajo se estudia experimentalmente el comportamiento del intermetálico γ Ti-Al en compresión dinámica, utilizando un dispositivo de barra Hopkinson. El intervalo de temperaturas estudiado va desde temperatura ambiente hasta 800 C. Las velocidades de deformación de los ensayos en caliente fue de 2400 1/s aproximadamente, mientras que a temperatura ambiente dicho parámetro varió desde 161 1/s a 3960 1/s. Se encontró que se producía rotura macroscópica del material sólo a las temperaturas de ensayo más altas. Una inspección por microscopía electrónica de barrido ha puesto en evidencia la presencia de mecanismos de rotura por crecimiento de microfisuras y desgarramiento plástico por cortante.

2. TRABAJO EXPERIMENTAL.

La experimentación se centró en la compresión dinámica de probetas cilíndricas del intermetálico γ TiAl utilizando la técnica del la barra Hopkinson. Dicha técnica consiste en disparar un proyectil cilíndrico contra una barra de material con un alto límite elástico. Dicho impacto genera una onda de compresión que viaja a través de la barra en cuestión. En el extremo opuesto de la misma, se sitúa la probeta del material a ensayar, la cual limita en su otro extremo con una segunda barra cilíndrica, de iguales características que la primera. Así,

la onda de tensión que viaja a través de la primera barra (onda incidente), incide sobre la probeta generándose dos ondas más, a saber, una onda reflejada, que se dirige hacia el extremo impactado de la primera barra, y una onda transmitida que viaja a través de la segunda barra. Una disposición de bandas extensométricas situadas en las dos barras permite medir los pulsos incidente, reflejado y transmitido. A partir de dichos datos, es posible evaluar la tensión y la velocidad de deformación en la probeta como [6]:

$$\sigma = (EA_B/2A_S)(\varepsilon_i + \varepsilon_r + \varepsilon_t) \quad (1)$$

$$\dot{\varepsilon} = -(c/l)(\varepsilon_t + \varepsilon_r - \varepsilon_i) \quad (2)$$

en que ε es la deformación en las barras, los subíndices i , r y t se refieren a las ondas incidente, reflejada y transmitida, respectivamente, σ es la tensión en la probeta, E es el módulo de Young, A_B es la sección de las barras, A_S es la sección de la probeta, c es la velocidad de propagación de las ondas de compresión y l es la longitud de la probeta. La integración de la ecuación (2) nos permite obtener la evolución temporal de la deformación de la probeta:

$$\varepsilon = \int \dot{\varepsilon} dt \quad (3)$$

Así, se puede determinar la relación tensión-deformación del material eliminando el parámetro temporal de las ecuaciones (1) y (3).

En este trabajo, se realizaron ensayos de compresión dinámica de probetas del intermetálico γ TiAl de 6 mm de diámetro y 6 mm de altura. El material contenía aproximadamente un 56.11% de Ti, un 38.52% de Al, un 2.73% de Nb y un 2.63% de Mn. El mecanizado del material, de extremada resistencia al desgaste, se efectuó mediante electro-erosión. Se realizó una inspección microscópica del material, antes y después de los ensayos, aunque sólo en el caso de los experimentos efectuados a temperatura ambiente. Con este fin, las probetas fueron cortadas a lo largo de un plano diametral empleando un disco de carburo de silicio. Una de las mitades fue embutida en resina y pulida hasta 3 μm utilizando pasta de diamante.

La microestructura inicial del intermetálico estudiado constaba de granos de la fase γ (TiAl) y de granos en que las fases γ (TiAl) y α_2 (TiAl₃) se encuentran juntas y siguiendo una disposición laminar. La observación de la microestructura deformada en ensayos preliminares a baja velocidad de deformación, muestra que la deformación plástica da lugar a la formación de una estructura de láminas alargadas que pueden llegar a tener unas 800 μm de longitud y 50 μm de ancho. El tamaño de estas láminas crece con la deformación impuesta, y se orientan aproximadamente a 45° con respecto al eje de

compresión. Naturalmente, el daño de la microestructura aumenta con la deformación impuesta, aunque dicho daño se localiza en torno a las regiones laminares originadas por la deformación plástica. Así, primeramente se generan cavidades en los extremos de las regiones laminares, en la vecindad de los granos de la fase gamma. Al aumentar la deformación, se forman cavidades en los bordes de las láminas, entre las fases γ y α_2 . Al seguir deformando, las cavidades coalescen dando lugar a fisuras paralelas a la orientación de las láminas. Cuando estas fisuras crecen lo suficiente, pueden continuar desarrollándose a través de los granos de la fase gamma. La inspección metalográfica de las probetas deformadas a altas velocidades de deformación utilizando la barra de Hopkinson, muestran que el mecanismo microscópico de daño de las probetas ensayadas en esas condiciones es esencialmente similar al detectado a bajas velocidades de deformación. Es importante notar que en estos ensayos no se produjo rotura macroscópica de las probetas, sino sólo un incremento del daño microestructural según el mecanismo descrito.

Se realizaron ensayos de microdureza en el material deformado a bajas velocidades de deformación, empleando una carga de 300 g. En la microestructura sin deformar, los granos de la fase gamma y los granos de morfología laminar $\gamma + \alpha_2$ tienen una microdureza de valor similar. A medida que aumenta la deformación impuesta, la microdureza de ambos tipos de granos aumenta, aunque se aprecia que el aumento de la microdureza de los granos de $\gamma + \alpha_2$ es mucho más importante que el de los granos de la fase gamma. Así, para una deformación impuesta de $\epsilon = 0.31$, la microdureza de la fase gamma aumenta en un 60% aproximadamente, mientras que en el caso de los granos de la morfología laminar $\gamma + \alpha_2$ la microdureza aumenta en un 120%, aproximadamente.

Los ensayos dinámicos en compresión a temperatura ambiente cubren un intervalo de velocidades de deformación que va desde 161 1/s hasta 3960 1/s. En las Figuras 1 y 2 se muestran las curvas tensión deformación correspondiente a los ensayos efectuados a 945 1/s y 3960 1/s. Se puede apreciar en dichas figuras la gran capacidad de endurecimiento por deformación que presenta el intermetálico TiAl. Por su parte, en las Figuras 3, 4, 5 y 6 se muestran las curvas tensión real-deformación real para temperaturas de ensayo de 400 C, 600 C, 700 C y 800 C. Como puede verse en dichas figuras, las velocidades de deformación media en estos últimos casos varió entre 2320 1/s a 600 C y 2500 1/s a 700 C. De todos los experimentos dinámicos realizados, sólo se observó rotura macroscópica manifiesta, mediante fragmentación de la probeta, en el ensayo efectuado a 800 C. En el ensayo realizado a 700 C se apreciaron microfisuras macroscópicas, aunque sin llegar a la rotura de la probeta.

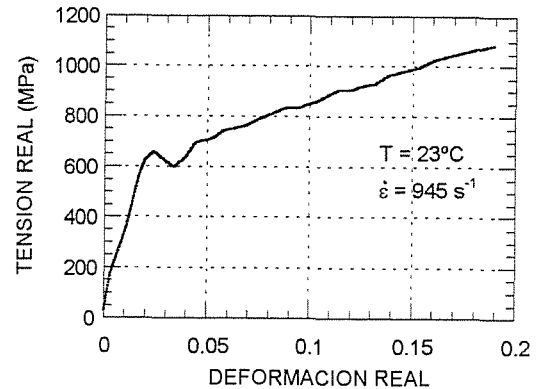


Figura 1. Curva tensión real - deformación real para un ensayo efectuado a 23 C y 945 1/s.

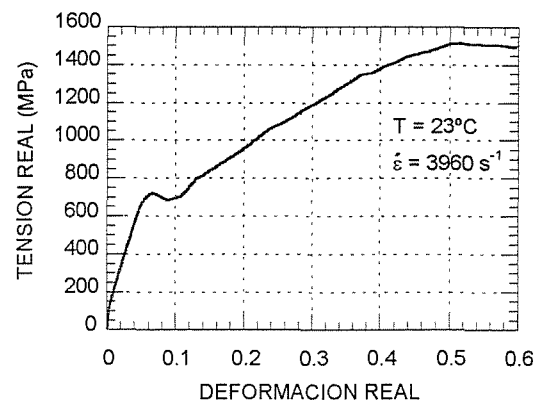


Figura 2. Curva tensión real - deformación real para un ensayo efectuado a 23 C y 3960 1/s.

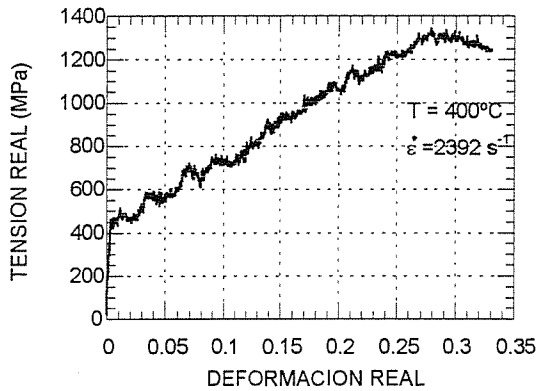


Figura 3. Curva tensión real - deformación real para un ensayo efectuado a 400 C y 2392 1/s.

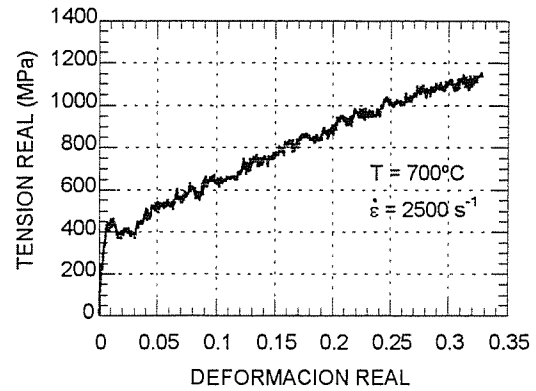


Figura 5. Curva tensión real - deformación real para un ensayo efectuado a 700 C y 2500 1/s.

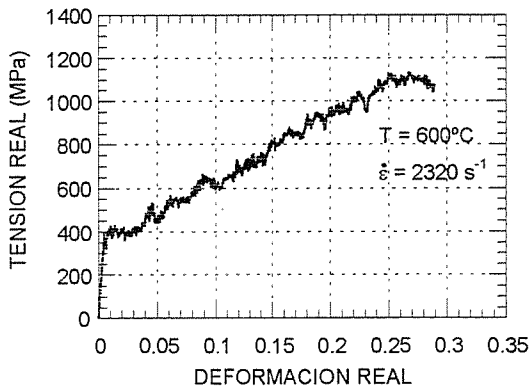


Figura 4. Curva tensión real - deformación real para un ensayo efectuado a 600 C y 2320 1/s.

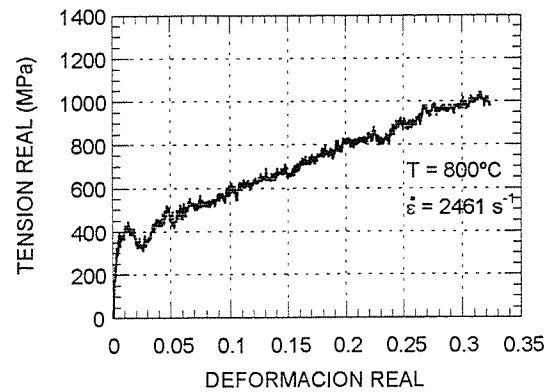


Figura 6. Curva tensión real - deformación real para un ensayo efectuado a 800 C y 2461 1/s.

En todas las curvas mostradas, se aprecia una muy alta capacidad del material para endurecerse por deformación. Además, se aprecia un ligero desplazamiento hacia tensiones menores de las curvas tensión-deformación con el aumento de la temperatura de ensayo.

La inspección de la probeta ensayada a 800 C mostró que los planos de rotura se orientaban aproximadamente a 45° con respecto al eje de compresión. Se realizó una inspección por microscopía óptica de barrido de las superficies de fractura generadas en el ensayo. Se encontró que, tal como se aprecia en la Figura 7, se observan indicios de una marcada deformación por cortante a lo largo de la superficie de fractura. Sobre dicha superficie se observan numerosas microgrietas como la mostrada en la Figura 8.

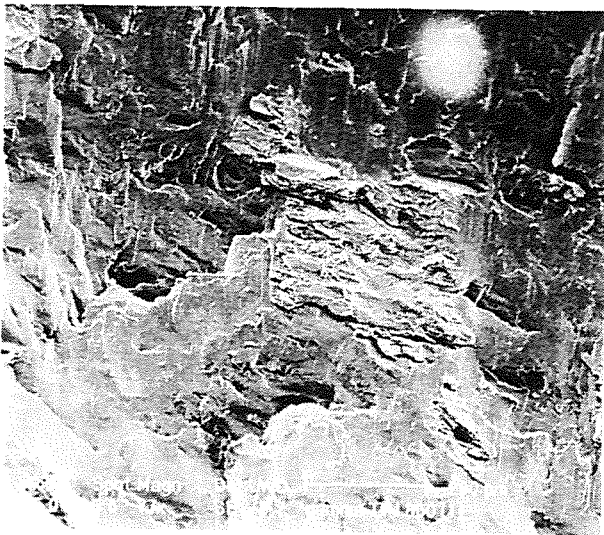


Figura 7. Un aspecto de la superficie de fractura.

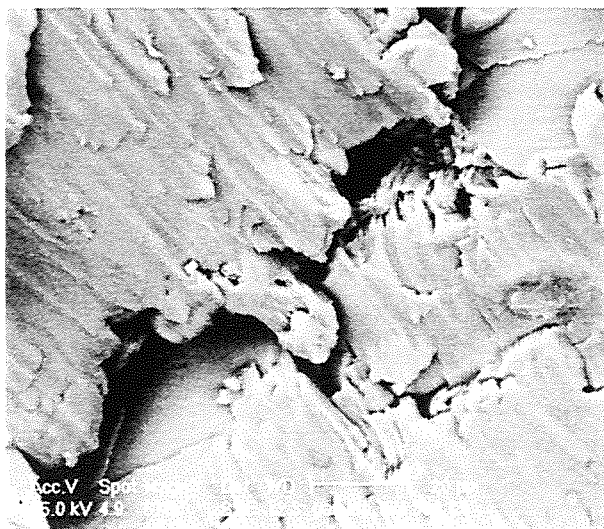


Figura 8. Detalle de una fisura detectada en la superficie de fractura

3. DISCUSION.

La obtención de las curvas tensión real-deformación real del intermetálico TiAl, se ha basado en la técnica usual del tratamiento de datos del dispositivo de barra de Hopkinson. En esta técnica, la medida de los pulsos incidente, reflejado y transmitido basta para determinar la tensión y la deformación experimentadas por la probeta. Sin embargo, las medidas directas de deformación experimental después del ensayo, muestran que la deformación real en compresión era algo mayor que el valor calculado de manera indirecta. La discrepancia se situaba en torno a un 15% por exceso del valor real con respecto del valor calculado sobre la base de las medidas extensométricas. Naturalmente, este no es un problema específico del material ensayado, sino que es inherente a la técnica experimental utilizada. Esto sugiere que es conveniente, en el caso de compresión dinámica, utilizar alguna forma alternativa de medir la deformación de la probeta, para evitar los errores antes mencionados.

Resulta muy prometedor comprobar los altos valores de deformación plástica conseguidos en los ensayos de compresión dinámica. Esto sugiere que el material es apto para ser conformado plásticamente a alta velocidad hasta altos valores de la deformación plástica. Además, un calentamiento del mismo hasta 800 C reduce la tensión necesaria para deformar en un 15-20%, aproximadamente. Es posible que un mayor calentamiento conduzca aún a un mayor ablandamiento térmico, resultando más fácil el conformado del material. Esto plantea ciertas dificultades puesto que el intermetálico γ TiAl mantiene un alto valor de la tensión de fluencia, aún a altas temperaturas, lo que plantea seras restricciones de cara a seleccionar el material de las barras de compresión.

El comportamiento a la fractura del intermetálico TiAl muestra que, dentro del intervalo estudiado, un aumento de la temperatura de ensayo no incrementa su capacidad para deformarlo plásticamente sin que se observe rotura. En efecto, en los ensayos efectuados a 700 C y 800 C se produce fisuración macroscópica y rotura para valores de la deformación real de 0.32, aproximadamente. Sin embargo, a temperatura ambiente y a 400 C es posible alcanzar dichos valores de deformación, o incluso superarlos, sin que se aprecie macrofisuración ni rotura del material. En una etapa próxima, se estudiará mediante microscopía óptica y de barrido la microestructura generada en el intermetálico TiAl por compresión dinámica en caliente, con el objetivo de identificar la naturaleza y cuantía del daño generado por deformación en caliente. Este es un dato importante de cara a la elaboración de componentes estructurales de dicho material, en que es necesario controlar la configuración inicial de defectos del material.

4. CONCLUSIONES.

En este trabajo se ha estudiado el comportamiento dinámico en compresión del intermetálico gamma TiAl empleando el dispositivo de la barra de Hopkinson. Se estudió un intervalo de velocidades de deformación medias comprendido entre 161 1/s y 3969 1/s para los ensayos a temperatura ambiente. Los ensayos de compresión dinámica en caliente se realizaron a una velocidad de deformación media de 2400 1/s, aproximadamente. El examen microscópico de las probetas deformadas sugiere que el mecanismo de daño que conduce a la rotura se inicia por nucleación de cavidades a lo largo de las láminas de la fase gamma en los granos con morfología laminar $\gamma + \alpha_2$. La coalescencia de estas cavidades daría lugar a microfisuras que serían responsables de la rotura final del material. De hecho, observaciones realizadas sobre la superficie de rotura generado por compresión dinámica a 800 C, muestra una abundante presencia de fisuras en dicha superficie. El material estudiado, se caracteriza por una importante capacidad de endurecimiento por deformación, aún a temperaturas de ensayo tan altas como 800 C.

los profesores José Manuel Torralba y José Fernández Sáez, del Departamento de Ingeniería de la Universidad Carlos III de Madrid, por la colaboración prestada en el trabajo de microscopía y análisis micrográfico.

BIBLIOGRAFIA.

1. Kim, Y. W., "Gamma Titanium Aluminides: Their Status and Future", *J. Metals*, **41**, 24-30 (1989).
2. Kim, Y.W., en *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV* (Eds.: Stiegler, J.O., Johnson, L.A. y Pope, D.P.), pp. 777-794, Pittsburgh, Pennsylvania (1991).
3. Huang, S. C. y Shih, D.S., *Microstructure/Property Relationships in Titanium Aluminides and Alloys* (Eds.: Kim, Y.W. y Boyer, R.R.), pp. 105-122, Warrendale, Pennsylvania (1990).
4. Tsuyama, S., Mitao, S. y Minakawa, K., *Microstructure/Property Relationships in Titanium Aluminides and Alloys*, (eds.: Kim, Y.W. y Boyer, R.R.), pp. 297-312, Warrendale, Pennsylvania (1990).
5. Kim, Y.W. y Dimiduk, D.M., "Progress in the Understanding of Gamma Titanium Aluminides", *J. Metals*, **43**, 40-47 (1991).
6. Nicholas, T., "High Strain Rate Characterization of Materials", en *Impact Dynamics* (Eds.: Zukas, J.A., Nicholas, T., Suwft, H., Greszczuk y Curran, D.R.), John Wiley & Sons (1982).

Agradecimientos. Los autores desean manifestar su agradecimiento a la CICYT (Proyecto MAT96-0649) por la financiación de este proyecto, como asimismo a