COMPORTAMIENTO A ALTA TEMPERATURA DE UNA ALEACIÓN INTERMETÁLICA g TiAl.

G. Atxaga, E. Erauzkin y A. M. Irisarri

FUNDACION INASMET. Mikeletegi Pasealekua 2, 20009 San Sebastián

Resumen: En este trabajo se analiza el comportamiento a temperatura elevada que presenta una aleación intermetálica Ti – 46.5 Al – 4 (Cr, Nb, Ta, B) en porcentajes atómicos. Se observó que las probetas ensayadas a fluencia a la temperatura de 600º C, superaban una vida de 2000 horas sin que se produjera su fallo y sin mostrar ningún signo de daño. Este buen comportamiento se mantiene a 700º C. Sin embargo, cuando la temperatura se eleva por encima de este valor comienzan a registrarse roturas. Estas se producen en tiempos más cortos en las probetas longitudinales que en las transversales, indicando que existe una acentuada anisotropía de propiedades. Los resultados de los ensayos de fatiga presentan una fuerte dispersión, no evidenciando de forma clara el efecto de la temperatura ni de la tensión de ensayo sobre la vida. El estudio de estas probetas confirmó la existencia de tres diferentes microestructura correspondientes a la laminar, casi gamma y dúplex. Estas variaciones se atribuyen a una falta de homogeneidad en el tratamiento térmico.

Abstract: The high temperature behaviour of an intermetallic Ti – 48Al – 4 (Cr, Nb, Ta, B) (at%) alloy has been analysed. Creep specimens tested a 600º C passed 2000 hours without failure and no sign of creep damage was observed. This good behaviour is also observed at 700º C but when temperature went beyond this value, failures appeared. These were produced in shorter times in the longitudinal specimens than in the transverse ones, pointing towards an anisotropy of properties. Fatigue tests results exhibited a large scatter no showing a clear effect due to the temperature or the applied stress. Metallographic study of these specimens confirmed the existence of three different microstructures corresponding to lamellar, near gamma and duplex ones. These microstructural differences were attributed to a lack of homogeneity during the heat treatment.

1. INTRODUCCIÓN

La necesidad de obtener el mayor rendimiento de los motores de aviación y de los vehículos espaciales ha llevado a intentar elevar la temperatura de operación y reducir en la medida posible el peso de los mismos. Las superaleaciones base níquel, tradicionalmente usadas en la fabricación de estos equipos, permiten conseguir unas excelentes prestaciones pero su elevada densidad choca frontalmente contra el deseo expuesto de lograr un aligeramiento de peso. Ello ha obligado a pensar en posibles materiales alternativos. La primera idea fue el empleo de las aleaciones de titanio pero pronto se pudo comprobar que la máxima temperatura de utilización de éstas no rebasaba los 600º C, debido a una falta de resistencia, problemas de oxidación a la temperatura de trabajo y pobre comportamiento a fluencia por encima de este límite [1]. Aunque se ha dedicado un notable esfuerzo a intentar superar estas dificultades el avance logrado ha sido mínimo y la necesidad de desarrollar nuevos materiales, que sean a la vez ligeros y capaces de ofrecer unas buenas prestaciones a temperaturas elevadas es evidente.

Las aleaciones intermetálicas denominadas γ- TiAl han venido suscitando desde finales de los años 80 una gran atención por parte de la industria aeroespacial, interés al que se ha unido, más recientemente, el sector de la automoción. Ello se debe a sus atractivas propiedades a elevadas temperaturas que las convierte en materiales idóneos para aquellos componentes que operan en estas condiciones [2]. Frente a las pesadas superaleaciones base níquel presentan la ventaja de poseer una densidad mucho más baja (menos de la mitad), lo que se traduce en su mayor resistencia específica en el rango de temperaturas entre 500 y 800º C. Frente a las aleaciones convencionales de titanio muestran una densidad 15% menor, una mayor rigidez, una mayor resistencia frente a la oxidación, una menor tendencia a sufrir fragilización por hidrógeno y un mejor comportamiento frente a la fluencia, propiedades estas últimas que han marcado el límite de uso de las aleaciones de titanio [3].

No obstante, estos materiales también presentan una serie de limitaciones como son su mínima ductilidad a temperatura ambiente y su pobre tenacidad que llega a provocar su rotura cuando se caen al suelo, que habrán de ser superadas antes de que se pueda pensar en su uso en componentes de responsabilidad. A ello hay que añadir que, como se recalcaba en un trabajo publicado hace pocos años, el conocimiento existente acerca del comportamiento a fluencia continuaba siendo limitado, a causa de no haberse establecido una relación entre las prestaciones frente a este mecanismo de fallo y las variables microestructurales [4]. Finalmente, muchos de los componentes en que se pudieran utilizar estos materiales trabajan sometidos a solicitaciones de fatiga, mecanismo por el que se pude producir fácilmente el fallo, aún más cuando el exponente de la ley de Paris es

tan alto que una vez generadas las grietas, se produce su crecimiento a un ritmo tan rápido que transcurre muy poco tiempo antes de que acontezca la rotura [5].

Sin entrar en detalles, pero con el fin de conseguir una mejor comprensión de los comentarios que se realizan en la discusión de los resultados, conviene recordar que la microestructura de estas aleaciones presenta cuatro posibles variantes; casi gamma, dúplex, casi laminar y completamente laminar y que las propiedades que es capaz de presentar el componente dependen en buena medida de la elección de una u otra. La microestructura casi gamma se obtiene por un tratamiento de recocido a temperaturas situadas ligeramente por encima de la del eutéctico, con lo que se logra que se forme una elevada fracción volumétrica de esta fase. Esta microestructura es generalmente poco uniforme y se halla constituida por granos groseros de fase γ y "cadenas" de granos finos de esta misma fase anclados por las partículas de la fase α_2.[6].

La microestructura dúplex es la más fina de todas, y se obtiene por tratamientos de recocido a temperaturas donde ambas fases - α_2 y γ - se hallan presentes en porcentajes prácticamente idénticos en volumen. Con esta microestructura se logran los máximos niveles de ductilidad (hasta un 4%) y de resistencia mecánica pero con la contrapartida de unos pobres valores de tenacidad y resistencia a la fluencia. Ello conduce a que no se recomiende que los materiales con que se vayan a construir equipos de responsabilidad posean esta microestructura. Por el contrario la microestructura laminar conduce a una tenacidad que es más del doble que la de la anterior pero con una pobre resistencia mecánica y una mínima ductilidad, si bien estas dos propiedades se pueden mejorar en cierta medida por un afino del tamaño de grano [6]. Se han identificado tres variantes de la microestructura laminar, dependiendo de la composición química de la aleación y de las condiciones de proceso, pero en esencia todas ellas resultan en unas placas alternadas de fases γ y α, con las relaciones de orientación cristalográfica adecuadas. Las láminas de la fase α se transforman en la fase ordenada α_2 cuando la temperatura se sitúa por debajo de la de transformación eutéctica [7]. Finalmente, la microestructura casi laminar se obtiene por tratamiento térmico a unas temperaturas ligeramente inferiores al α transus y consiste predominantemente en unos granos groseros de morfología laminar acompañados de una pequeña cantidad de otros granos más finos de fase γ. Las propiedades de esta microestructura se sitúan entre las que presentan las estructuras totalmente laminares y las dúplex, aunque la resistencia puede incluso superar la de esta última [8].

El objetivo de este trabajo que constituye parte de un amplio programa del cual se presentaron unos primeros resultados en un anterior Encuentro [3] es estudiar el comportamiento frente a la fatiga y la fluencia de una chapa de 1 mm de espesor de una aleación Ti–46.5 Al –4 (Cr, Nb, Ta, B), en porcentajes atómicos.

2. TÉCNICA EXPERIMENTAL

2.1. Material

El material empleado en el presente estudio consistió en varias láminas delgadas de 1 mm de espesor de una aleación intermetálica Ti–46.5 Al–4 (Cr, Nb, Ta, B), en porcentajes atómicos. Esta lámina proviene del mismo lote que la empleada para el estudio de la referencia [3] donde se puede encontrar una descripción detallada de su proceso de producción.

2.2. Ensayos mecánicos

Se mecanizaron probetas de fluencia de estas láminas de 6 mm de anchura en su zona de ensayo y 25 mm en las cabezas donde se practicó un taladro de 6 mm de diámetro para amarrarlas a las mordazas de la máquina de ensayos. En el caso de las probetas de fluencia éstas se extrajeron tanto en su orientación longitudinal como transversal. Sin embargo, todas las probetas de fatiga se obtuvieron en la dirección longitudinal de la lámina.

Los ensayos de fluencia se efectuaron siguiendo las indicaciones de la norma ASTM E139 [9], a 600, 700 y 800º C. En algunos casos se ensayaron dos probetas en la misma condición, al objeto de evaluar la dispersión de resultados. Se midió la deformación a lo largo de todo el ensayo mediante un extensómetro adosado a la probeta. Los ensayos se realizaron hasta la rotura de las probetas o hasta que se rebasaba de forma satisfactoria un tiempo establecido inicialmente en 100 horas, pero que, en algunos ensayos posteriores se elevó hasta 250 e incluso 2000 horas para detectar la posible presencia de cavidades de fluencia que indicaran que, aunque la probeta no se había roto, existía un daño apreciable.

Las probetas de fatiga se ensayaron de acuerdo con la norma ASTM E466 [10], a estas mismas temperaturas, aunque se realizó una serie de ensayos adicionales a temperatura ambiente. Todos los ensayos de fatiga se efectuaron con control por carga y amplitud constante, realizándose dos ensayos en cada una de las distintas condiciones con el fin comprobar la posible dispersión de los resultados. En todos los casos la relación entre las tensiones mínima y máxima R fue cero.

2.3. Estudio fractográfico

Una vez efectuados los ensayos, tanto de fatiga como de fluencia, una mitad de cada probeta fracturada se destinó al análisis de su superficie de fractura en el microscopio electrónico de barrido. Por otra parte, se extrajo una probeta metalográfica, de la otra mitad en el caso de que se haya producido la rotura o de toda la zona de ensayo en aquellas que rebasaron el tiempo establecido sin que se produjera el fallo. Todas estas probetas fueron examinadas en el microscopio óptico y, algunas, en el microscopio electrónico de barrido para intentar relacionar las facetas microestructurales con los mecanismos de fallo operantes.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Las tablas 1 y 2 muestran los resultados registrados en los ensayos de fluencia de las probetas extraídas en las orientaciones longitudinal y transversal de las láminas, respectivamente, para cada condición de temperatura y nivel de tensión**.**

Tabla 1. Vida a fluencia de las probetas extraídas en la dirección longitudinal de la lámina efectuados a las diferentes temperaturas y niveles de tensión. ´

Temperatura (ºC)	Tensión (MPa)	Vida a fluencia (horas)
800	275	4.4
800	275	6.6
800	250	23.8
800	250	5.5
800	200	19.0
800	200	59.5
775	275	9.7
775	250	32.6
750	275	33.0
750	250	52.3
700	275	97.0
700	275	227.2
700	250	> 250
700	200	> 250
600	275	> 2000
600	275	> 2000
600	250	> 100
600	200	> 100

Tabla 2. Vida a fluencia de las probetas extraídas en la dirección transversal de la lámina efectuados a las diferentes temperaturas y niveles de tensión. ´

Temperatura (ºC)	Tensión (MPa)	Vida a fluencia (horas)
800	275	10.2
800	275	14.7
800	250	24.7
800	250	18.6
800	200	102.2
800	200	136.5
775	275	57.4
775	250	98.7
750	275	158.4
750	250	228.6
700	275	2298
700	275	> 250
700	250	> 250
700	200	> 100
600	275	> 2000
600	275	> 2000
600	250	> 100
600	200	> 100

Una simple comparación de los resultados obtenidos en los ensayos efectuados en las mismas condiciones de temperatura y tensión aplicada sobre probetas extraídas en las direcciones longitudinal y transversal revela que estas últimas exhiben una vida a fluencia sensiblemente mayor. Esta observación concuerda con los resultados obtenidos en un material muy similar al estudiado y que han sido publicados recientemente [11,12]. En estos trabajos se apuntan dos posibles explicaciones a esta anisotropía de propiedades. Así se ha atribuido a la posible existencia de una textura cubo modificada en el caso del material en estado de recocido primario [11] o a una orientación preferente de las láminas en el que presenta una microestructura totalmente laminar [12].

En ninguno de los ensayos efectuados a 600º C se produjo la rotura de las probetas incluso tras tiempos de permanencia tan largos como son 2000 horas. Aún más, el examen de las secciones longitudinales de estas probetas en el microscopio electrónico reveló una total ausencia de daño de fluencia. A 700º C las probetas extraídas en la dirección transversal siguen rebasando con éxito el tiempo de ensayo establecido pero las dos obtenidas en orientación longitudinal y ensayadas a la máxima tensión rompen en el curso del ensayo, una de ellas incluso con un tiempo ligeramente inferior a 100 horas. A mayores temperaturas se produce la rotura de todas las probetas, observándose, como se ha señalado previamente, que los tiempos a rotura de las probetas longitudinales son más cortos que los correspondientes a las transversales ensayadas en idénticas condiciones.

El fallo de las probetas ensayadas a 800º C se produjo tras un tiempo sumamente corto, especialmente en las extraídas en la dirección longitudinal. Por otra parte, la medida de la deformación frente al tiempo de ensayo permite comprobar que las que fueron sometidas a unas tensiones más elevadas no llegan a presentar la etapa de fluencia secundaria o estacionaria. El examen de sus superficies de fractura en el microscopio electrónico de barrido revela que se hallan completamente cubiertas por una gruesa capa de un depósito, cuyo análisis por medio de espectrometría por dispersión de energía de rayos X indica que se trata principalmente de óxido de titanio con muy poco aluminio en su composición [13].

La morfología de estas fracturas es totalmente similar a la encontrada por otros autores [14] quienes indicaron que la oxidación constituye un serio problema cuando el material se ve sometido a temperaturas superiores a 700º C y, muy especialmente por encima de 830º C, sin haber sido adecuadamente protegido. Una conclusión similar se obtuvo también en otro trabajo en el cual se cuestionaba la capacidad de estos materiales para poder trabajar satisfactoriamente a temperaturas superiores a un cierto límite establecido en el entorno de 750 a 800º C. Esta incapacidad se ha atribuido a la formación de un óxido complejo de aluminio y titanio, en lugar del deseado óxido de aluminio que ofrecería la adecuada protección [15]. Es evidente la total consonancia entre este comentario y las observaciones efectuadas en el presente estudio.

Todos estos resultados apuntan claramente a la posible utilización de estos materiales en componentes que operan en el rango de temperaturas comprendido entre 600 y 700º C donde las prestaciones de las aleaciones de titanio son muy pobres. En estas condiciones pueden convertirse en candidatos idóneos para sustituir a las pesadas superaleaciones base níquel. Sin embargo, a temperaturas más altas y, particularmente a 800º C, la vida a fluencia se reduce drásticamente aunque ello se debe en gran medida a la fuerte oxidación superficial que sufre el material.

La tabla 3 presenta los resultados de los ensayos de fatiga efectuados a las diferentes temperaturas y niveles de tensión.

Tabla 3. Resultados de los ensayos de fatiga de las diferentes probetas.

20º C	600º C	700º C	800º C	Tensión
38993	3521	9674	43650	350 MPa
29408	10925	11425	54200	350 MPa
29251	29423	4501	71872	325 MPa
80162	184713	25719	76525	325 MPa
46312	15489	9248	8840	300 MPa
248612	17965	22372	189236	300 MPa
24773	229478	21184	28447	275 MPa
103250	14444	17422	25938	275 MPa
72478	22624	31252	57525	250 MPa
123883	19714	15427	48169	250 MPa

Para facilitar la comparación entre los resultados que se han obtenido en las diferentes condiciones la figura 1 ofrece las curvas de la amplitud de la tensión frente al número de ciclos a rotura.

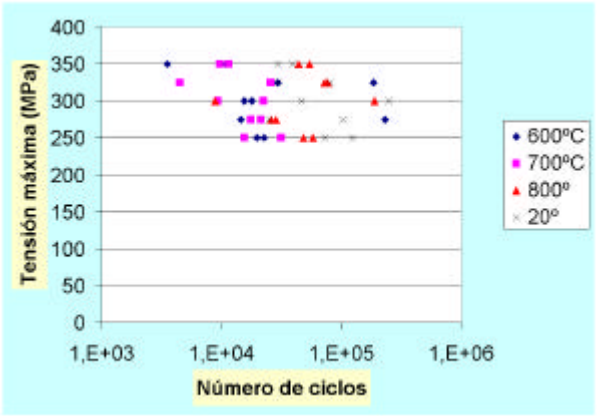


Fig. 1. Gráficas de la amplitud de tensión frente al número de ciclos a rotura a las diferentes temperaturas.

En estas gráficas se puede apreciar una gran dispersión de resultados que se hace aún más evidente al analizar los resultados registrados en los ensayos individuales, que aparecen recogidos en la mencionada tabla 3. Aún y todo parece observarse una cierta tendencia en cuanto al efecto de la temperatura sobre la vida a fatiga, al menos cuando la comparación de valores se establece entre los extremos del margen de temperaturas. En los ensayos efectuados con bajas amplitudes de tensión las mayores vidas se obtienen a temperatura ambiente en tanto que para valores altos de la amplitud de tensión los mejores resultados correspondieron a los ensayos efectuados a 800º C. Este resultado se puede calificar como lógico habida cuenta de los resultados obtenidos en los ensayos de tracción, donde se comprobó que la máxima resistencia mecánica se obtenía a temperatura ambiente, en tanto que se detectó que se producía un acentuado aumento de ductilidad a 800º C [3]. En el caso de amplitudes de tensión bajas, próximas al límite de fatiga, la resistencia es la propiedad que condiciona el comportamiento a fatiga en tanto que en el régimen de fatiga de bajo número de ciclos el comportamiento a fatiga mejora conforme se incrementa la ductilidad [16].

Las probetas ensayadas a las temperaturas intermedias de 600º y, sobre todo, 700º C, exhiben una vida a fatiga que es, en general, sensiblemente inferior a la obtenida en cualquiera de los extremos. Los valores registrados a esta temperatura son, en la gran mayoría de los casos, los más bajos de todos los medidos para el mismo nivel de tensión. Una tendencia similar ha sido apuntada por otros autores [17], quienes observaron que la velocidad de propagación de la grieta a 650º C era mayor que la registrada a 25 ó 800º C, aunque no ofrecieron ninguna explicación a este comportamiento. Por otra parte, es fácil comprobar en la figura o, mejor aún, en la tabla 3, la gran dispersión existente de los valores de la vida a fatiga, particularmente en los ensayos realizados a 600º C.

Como consecuencia las gráficas que representan la amplitud de tensión frente al número de ciclos a rotura adquieren una forma plana sin que se aprecie un efecto de un parámetro sobre el otro. Stoloff [18] efectuó también un comentario en el sentido de que las curvas mostraban esta forma plana, asociándolo con el valor del exponente de la ley de Paris de crecimiento de grieta que llega, en algún caso, a ser superior a 56, cantidad sumamente elevada.

En un intento de encontrar una explicación razonable a esta gran dispersión de resultados se efectuó un análisis fractográfico de todas las probetas en el microscopio electrónico de barrido. Este estudio reveló una notable diferencia entre las facetas fractográficas encontradas en las distintas probetas, incluso entre dos ensayadas en las mismas condiciones. En algunas de ellas se observa una morfología claramente interlaminar, con un avance de la grieta a lo largo de la intercara entre dos láminas contiguas.

Esta observación coincide con la efectuada en una aleación de composición bastante similar en las probetas con microestructura totalmente laminar que habían sido ensayadas a temperatura ambiente [19] y parece en principio lógica puesto que el tratamiento termomecánico aplicado perseguía la consecución de este tipo de microestructura. También se ha apuntado la posibilidad de obtener zonas de fractura translaminar,

con áreas de maclado o clivaje, pero estas áreas tienen un carácter localizado en tanto que, en el presente caso, cubren un porcentaje considerable de las superficies de fractura de algunas probetas ensayadas a temperatura ambiente. Sí se ha señalado la participación del clivaje de los granos de la fase gamma en el proceso de fallo por fatiga de estas aleaciones a temperatura ambiente [5], hecho que concuerda con la observación, pero que es más difícil de explicar si se admite que el material posee la deseada microestructura totalmente laminar. A esta contradicción hay que añadir la asociada con la morfología marcadamente intergranular exhibida por las superficies de fractura de algunas probetas, la cual difícilmente se puede asociar con una microestructura totalmente laminar.

Aunque se está realizando un análisis fractográfico más exhaustivo de las diferentes probetas, no sólo de fatiga sino también las ensayadas a tracción o fluencia [20] cuyos resultados se espera poder ofrecer en un futuro Encuentro, se hacía necesario hallar una justificación a las notables divergencias encontradas. La explicación de todas estas aparentes contradicciones se consigue al efectuar la observación en el microscopio óptico de las muestras metalográficas extraídas de las otras mitades de estas mismas probetas.

Se detecta la existencia de una gran heterogeneidad microestructural que se refleja en el hecho de que en tanto que algunas de ellas si que presentan una microestructura totalmente acicular, esto es la deseada, muchas otras exhiben una de tipo dúplex o, incluso, una casi gamma, constituida principalmente por granos equiaxiales de esta fase. La comparación de las micrografías de las figuras 2 y 3 permite comprobar fácilmente esta heterogeneidad microestructural. En el caso de las probetas de fluencia, afortunadamente, no se detecta ninguna diferencia digna de mención entre las distintas probetas, presentando todas ellas una microestructura totalmente laminar.

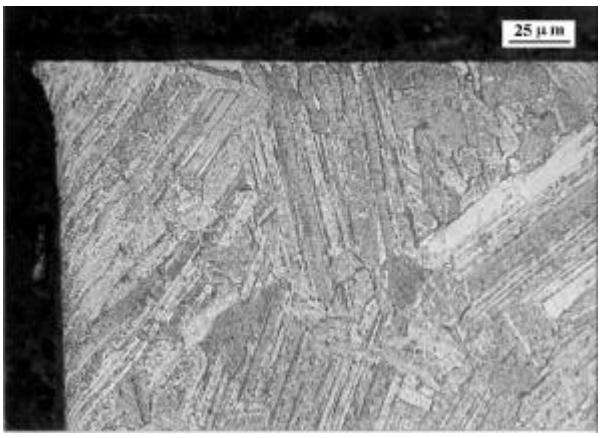


Fig. 2. Microestructura predominantemente laminar de una probeta de fatiga.

Esta notable heterogeneidad microestructural entre las distintas probetas conduce a una nueva duda, referente a los motivos que han podido provocarla. Teniendo en cuenta que existe una coincidencia prácticamente total de composición química entre las distintas láminas de las que se extrajeron las probetas la explicación más razonable atribuye las divergencias encontradas a unas condiciones diferentes de tratamiento termomecánico, si bien es preciso profundizar en el estudio antes de elevar esta conclusión a definitiva.

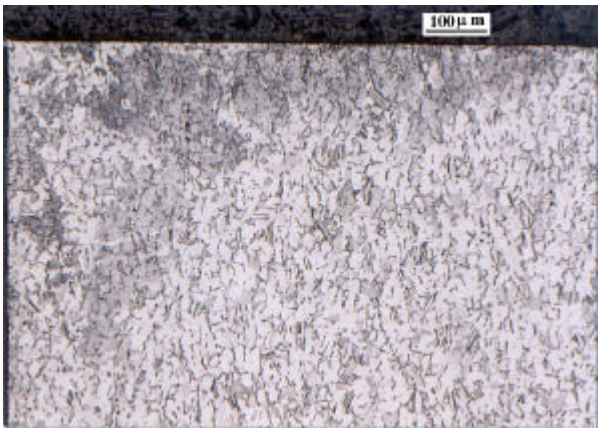


Fig. 3. Microestructura dúplex de una de las probetas de fatiga

La consecución de un alto grado de homogeneidad en el proceso termomecánico es un requisito insoslayable para garantizar la producción de un material capaz de ofrecer las prestaciones en servicio exigidas, aún más en piezas de responsabilidad. Se debe tener en cuenta que el cambio que experimenta la microestructura del material no solo afecta a su comportamiento frente a la fatiga sino que también influye en las propiedades de resistencia mecánica, ductilidad, tenacidad o resistencia frente a la fluencia. Las variaciones que se produzcan en cualquiera de estas propiedades afectarán de forma notable al comportamiento en servicio del componente y se deberán reducir en la mayor medida posible.

4. CONCLUSIONES

a. Se ha analizado el comportamiento a la fluencia que presenta una aleación intemetálica γ Ti-Al en el margen de temperaturas comprendido entre 600 y 800º C, comprobando que las probetas ensayadas a temperaturas inferiores a 700º C, rebasaban sin fallo tiempos tan prolongados como son 2000 horas. Aún más, el examen en el microscopio electrónico de estas probetas reveló una total ausencia de signos de daño de fluencia en toda la longitud de la zona de ensayo.

b. A temperaturas más elevadas se produce el fallo de las probetas antes de que se alcance el tiempo de ensayo establecido. El tiempo a rotura obtenido en los ensayos de las probetas transversales es mayor que el registrado en las longitudinales.

c. Las probetas ensayadas a 800º C, especialmente las extraídas en orientación longitudinal, muestran una vida a fluencia sumamente corta. Además la

medida de la deformación frente al tiempo revela la total ausencia de la etapa de fluencia secundaria. La fuerte oxidación de las superficies de fractura apunta a una notable contribución de la oxidación en el proceso de fallo.

d. Se observa una fuerte dispersión en los resultados de los ensayos de fatiga, hecho que se ha atribuido a la heterogeneidad de microestructura que existe entre las distintas probetas. El origen más probable de esta heterogeneidad se halla en las diferentes condiciones de tratamiento termomecánico entre unas y otras. Este punto se debe cuidar si se desea garantizar que el material posee las propiedades requeridas.

5. AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su agradecimiento a la Agencia Espacial Europea y al Gobierno Vasco por la ayuda prestada a los proyectos de los que se extrajo el presente trabajo.

6. REFERENCIAS

[1] Kim Y. W. "Intermetallic alloys based on gamma titanium aluminides" JOM, 41, 7; 24 – 30 (1989)

[2] Kim Y. W. "Ordered intermetallic alloys, Part III Gamma Titanium Aluminides" JOM, 46, 7; 30 – 39, (1994)

[3] Erauzkin E. e Irisarri A. M. "Efecto de la velocidad de deformación y de la temperatura sobre el comportamiento a tracción de una aleación intermetálica γ Ti-Al" Anales de Mecánica de la Fractura. Vol. 19, 67 – 72, (2002)

[4] Lu M y Hemker K. J. "Microstructural evolution during creep of single-phase γ Ti-Al" Metall. Mater. Trans 29A, 99 –104, (1998)

[5] Stoloff N. S. "Review: Fatigue of aluminides and silicides" ISIJ International Vol. 37 Nº 12, 1197 – 1209, (1997).

[6] Kim Y. W. "Microstructural evolution and mechanical properties in gamma titanium aluminides". Microstructure/Property Relationships in Titanium Aluminides and Alloys. The Minerals, Metals & Materials Society, 91 – 103, (1991)

[7] Dimiduk D. M,. Hazzledine P. M, Parthasarathy T. A., Seshagiri S. y Mendirata M. G."The role of grain size and selected microstructural parameters in strengthening fully lamellar TiAl alloys". Metall. Mater. Trans A. 29, 137 –146, (1998)

[8] Kim Y. W. y Dimiduk D. M. "Progress in the understanding of gamma titanium aluminides" JOM, 43, 8; 40 – 47 (1991)

[9] ASTM E139 Conducting creep, creep – rupture and stress rupture tests of metallic materials. ASTM Annual Book of Standards, Vol. 03.01

[10] ASTM E466 Standard practice for conducting constant amplitude axial fatigue tests of metallic materials. ASTM Annual Book of Standards, Vol. 03.01

[11] Kestler H., Clemens H., Baur H., Joos R., Gerling R., Cam G., Bartels A., Schleinzer C. y Smarsky W. "Characterization of γTiAl sheet material for aeroengine application" Gamma Titanium Aluminides 1999. The Minerals, Metals & Materials Society, 423 – 430 (1999).

[12] Chatterjee A., Baur H., Appel F., Bartels A., Knabl W., Kestler H. y Clemens H. "Mechanical properties of heat treated gamma TiAl sheet material" Gamma Titanium Aluminides 1999. The Minerals, Metals & Materials Society, 401 – 408 (1999).

[13] Atxaga G., Erauzkin E. e Irisarri A. M. "Creep behaviour of a γ Ti-Al intermetallic alloy" Fracture Mechanics beyond 2000. Vol. I/III. EMAS Publications 121 – 128 (2002).

[14] Zhang Y. G., Li X. Y., Chen C. Q., Zhang X. J., Zhang T. H. y Zhang H. X. "The influence of ion implantation upon high temperature oxidation behavior of Ti-48at% Al alloy" Structural Intermetallics 1997, The Minerals, Metals & Materials Society, 353 – 360, (1997).

[15] Brady M. P., Brindley W. J., Smialek J. L. y Locci I. E. "The oxidation and protection of gamma titanium aluminides" JOM, 48, 11, 46 – 50, (1996).

[16] Suresh S. Fatigue of Materials Second Edition Cambridge University Press., 258 (1998)

[17] Venkateswara Rao K. T., Kim Y. W., Mullstein C. L. y Ritchie R. O Mater. Sci. and Eng. A192/193 474 – 482, (1995). [6] Dunn. B. D. Metallurgical Assessment of Spacecraft Parts, Materials and Processes. John Wiley and Sons; 226 (1997)

[18] Stoloff N. S. "Fatigue crack growth in intermetallics" Structural Intermetallics 1997, The Minerals, Metals & Materials Society, 33 – 41, (1997).

[19] Worth B. D., Larsen J. M., Balsone S. J. y Jones J. W. "Mechanism of ambient temperature fatigue crack growth in Ti-46.5Al-3Nb-2Cr-0.2W" Metall. Mater. Trans 28A, 825 –835, (1997)

[20] Irisarri A. M., Erauzkin E. y Atxaga G. " Estudio fractográfico de las diferentes probetas de una aleación intermetálica γ Ti-Al". Trabajo en curso.