

INFLUENCIA DEL TRATAMIENTO TERMICO SOBRE LA NUCLEACION Y PROPAGACION DE GRIETAS POR DEFORMACION CICLICA EN LA ALEACION Ti-6Al-4V.

F.J. Gil, M. Marsal y J.A. Planell.

Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica.  
E.T.S Ingenieros Industriales. Universidad Politécnica de Cataluña.  
Av. Diagonal 647. 08028-Barcelona.

**Resumen.** En el presente trabajo se ha estudiado el proceso de nucleación y crecimiento de grietas por deformación cíclica en la aleación Ti-6Al-4V en las microestructuras "mill-annealed" (MA) y las tratadas térmicamente en región  $\beta$  y enfriadas lentamente (T) y mediante temple (M). Se ha determinado la curva cíclica de tensión-deformación y de reblandecimiento cíclico. Se han analizado las grietas superficiales y la penetración de éstas hacia el interior de la probeta, así como el estudio fractográfico de las probetas llevadas a rotura por deformación cíclica.

**Abstract.** Crack nucleation and crack propagation of cyclically deformed Ti-6Al-4V alloy have been investigated in the present work. Three different heat treatments were given to the alloy giving rise to three different microstructures: "mill-annealed" or as received material (MA), "basket weave" after a heat treatment at 1040°C during an hour followed by slow cooling (T) and "martensite" after the same heat treatment but followed by water quenching (M). The surface cracks and their growth towards the center of the specimen has been analyzed by means of scanning electron microscopy. The fracture surfaces have been also studied using this same technique.

## 1. INTRODUCCION.

Las aleaciones de Titanio pueden ser tratadas térmicamente y/o conformadas en un amplio rango de condiciones, lo que da lugar a diferentes microestructuras que corresponden a distintas propiedades.

Las microestructuras de la aleación Ti-6Al-4V se pueden dividir en dos grupos: aquellas que han sido tratadas térmicamente en el campo de estabilidad de las fases  $\alpha+\beta$  y las que han sido procesadas en la región de la fase  $\beta$ . Las diferencias en la microestructura residen en la morfología de la fase  $\alpha$ . En el primer caso, se produce una microestructura de granos  $\alpha$  no transformados prácticamente equiaxiales en una matriz  $\beta$ . Al enfriarla lentamente se produce la transformación  $\beta \rightarrow \alpha+\beta$  con una morfología denominada "mill-annealed" constituida por granos equiaxiales  $\alpha$  y granos de placas de Widmanstätten  $\alpha$  rodeados

por fase  $\beta$  no transformada. En el segundo caso, el calentamiento debe ser por encima de la temperatura  $\beta$ -transus (-1040°C) lo que provoca un rápido crecimiento de grano (1). Al enfriar lentamente los granos de  $\beta$  transforman en placas de Widmanstätten  $\alpha$  rodeadas de  $\beta$  residual. Si el enfriamiento es rápido se produce la transformación martensítica  $\beta \rightarrow \alpha'$  de morfología acicular.

## 2. METODO EXPERIMENTAL.

La aleación Ti-6Al-4V utilizada en el presente trabajo fue gentilmente donada por Industrias Quirúrgicas de Levante, S.A. en forma de barras cilíndricas que habían sido forjadas a 950°C y posteriormente recocida a 700°C durante 2 horas y enfriadas al aire. La composición química se muestra en la Tabla I y la microestructura "mill annealed" de recepción se muestra para una sección transversal

en la Fig.1. Tanto la composición química como la metalografía, cumple la norma ASTM F136-84 para el Ti-6Al-4V forjado para aplicaciones quirúrgicas.

Tabla I. Composición química de la aleación Ti-6Al-4V, objeto del presente estudio.

Al	V	Fe	C	O <sub>2</sub>	N <sub>2</sub>	H <sub>2</sub>
6.1	4.0	0.11	0.021	0.09	0.010	0.003

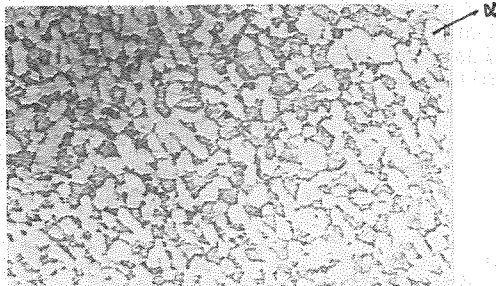


Fig.1. Estructura "mill-annealed".

Una parte de las probetas de fatiga se sometieron a un tratamiento térmico por encima de la temperatura  $\beta$ -transus (1040°C) durante una hora en atmósfera de Argón. Posteriormente, unas se enfriaron en el interior del horno obteniendo unas microestructuras de placas  $\alpha$  de Widmans-tatten con fase  $\beta$  rodeando dichas placas como muestra la Fig.2 y las restantes se templaron en agua a 20°C, resultando una estructura martensítica  $\alpha'$  como la que se muestra en la Fig.3. Tanto el material MA, T y M han sido ensayados estáticamente en orden a evaluar el límite elástico, resistencia a tracción, elongación y la estricción.

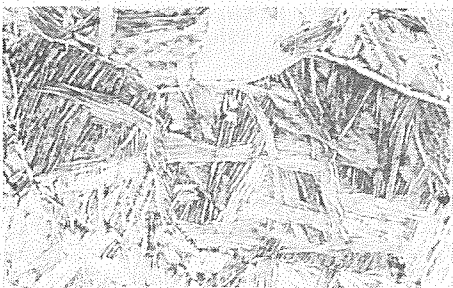


Fig.2. Microestructura obtenida después de mantener la muestra a 1040°C una hora y enfriado luego al horno.

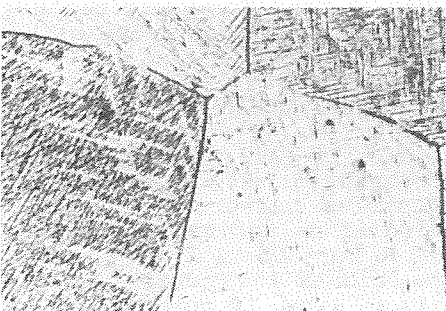


Fig.3. Estructura martensítica  $\alpha'$ .

Las superficies de las probetas se pulieron y atacaron con una mezcla de ácidos fluorhídrico y nítrico en disolución acuosa. Estas se sometieron a ensayos de deformación cíclica de tracción-compresión en una máquina servohidráulica Instron de 100 KN de capacidad bajo control de deformación con  $R = -1$ . La velocidad de deformación en todos los ensayos fué de  $6.5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . Las amplitudes de deformación utilizada fueron de  $5 \cdot 10^{-3}$ ,  $7 \cdot 10^{-3}$  y  $12 \cdot 10^{-3}$ . Se ensayaron en cada caso, diferentes probetas a diferentes números de ciclos en orden a observar la nucleación y posterior propagación de las grietas. Para cada una de las microestructuras y para cada amplitud de deformación se llevó por lo menos, una probeta a rotura.

Las probetas una vez ensayadas se observan mediante un Microscopio Electrónico de Barrido las grietas superficiales, posteriormente, se cortan longitudinalmente para observar la penetración de las grietas hacia el interior del material. Así mismo se estudian las superficies de fractura para cada una de las microestructuras y para cada amplitud de deformación.

### 3. RESULTADOS EXPERIMENTALES.

Los resultados de los ensayos de tracción realizados para las probetas de cada una de las microestructuras se indican en la Tabla II.

Tabla II. Características mecánicas a tracción

	Límite elas. al 0.2%(MPa)	Resist.a tracc.(MPa)	Alarg. (%)	Estr. (%)
MA	986	1050	14	36
T	860	992	6	15
M	894	1080	4	7

Estos resultados son los valores medios de cuatro ensayos de tracción para cada microestructura, que pueden variar con los resultados de otros autores, debido a la gran dependencia de las propiedades mecánicas con la pureza del material. De la Tabla II se desprende que la ductibilidad de las microestructuras aciculares es considerablemente menor que la microestructura recocida en la región  $\alpha+\beta$ , siendo ésta la de mayores valores de resistencia.

Las tres estructuras presentan saturación o reblandecimiento cíclico para todas las amplitudes de deformación ensayadas, observándose dicho comportamiento desde el primer ciclo hasta fractura. La Fig. 4 muestra las curvas de reblandecimiento cíclico para el material MA, T y M. La tensión máxima en el primer ciclo es superior para el material MA que para el M y este respecto al

T, lo que está de acuerdo con los valores obtenidos de límite elástico y resistencia, obtenidos para cada una de las microestructuras.

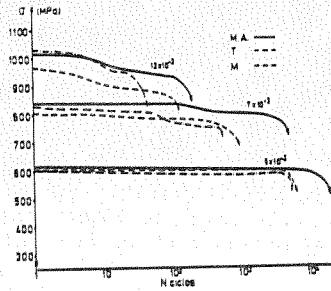


Fig. 4. Curvas de reblandecimiento cíclico.

Para todas las amplitudes de deformación, el material MA tiene un número de ciclos a rotura superior a los tratados en la región β así como un mayor número de ciclos para la nucleación de la grieta; resultados que se muestran en la Tabla III. Los valores de número de ciclos para nuclear la grieta se obtuvieron con las probetas no llevadas a rotura, los ensayos se detuvieron en el momento, que era posible observar grietas en su superficie. Para esto fue necesario que para cada amplitud de deformación y para cada material se fueran ensayando probetas a números de ciclos cada vez menores.

En la Tabla III, también se muestran los valores de daño acumulado, es decir la deformación plástica relativa al número de ciclos de deformación cíclica, resultando ser mayor para el material MA que para el T y estos respecto al M.

Cabe señalar, que la tasa de reblandecimiento cíclico es superior para el material MA que para los materiales recocidos por encima de β-transus, pudiéndose interpretar por una mayor densidad de dislocaciones móviles en la microestructura MA y deberá ser estudiado con mayor detalle, mediante microscopía electrónica de transmisión.

Tabla III. Número de ciclos para nucleación de grieta (No), para rotura del material (Nr) y razón entre ambos. Daño acumulado en nucleación E(No) y para rotura E(Nr).

Material	MA	T	M
$L = p/2$	No=8000 Nr=23187	No=3500 Nr=8771	No=4000 Nr=14302
$5 \times 10^{-3}$	No/Nr=0.34 E(No)=3.20 E(Nr)=9.28	No/Nr=0.39 E(No)=1.40 E(Nr)=3.51	No/Nr=0.28 E(No)=1.12 E(Nr)=4.00
$7 \times 10^{-3}$	No=2500 Nr=5182 No/Nr=0.48 E(No)=4.73 E(Nr)=9.48	No=200 Nr=916 No/Nr=0.22 E(No)=0.69 E(Nr)=2.66	No=200 Nr=850 No/Nr=0.23 E(No)=0.12 E(Nr)=0.51
$12 \times 10^{-3}$	No=100 Nr=211 No/Nr=0.47 E(No)=1.69 E(Nr)=3.21	No=15 Nr=126 No/Nr=0.12 E(No)=0.27 E(Nr)=2.22	No=15 Nr=75 No/Nr=0.20 E(No)=0.22 E(Nr)=1.01

A partir de las curvas de tensión-deformación cíclica para las microestructuras MA, T y M de la Figura 5 construida para la deformación plástica y la tensión máxima de saturación para cada ensayo a las diferentes amplitudes de deformación total analizadas, se observa que en la estructura MA no hay endurecimiento cíclico al aumentar la amplitud de deformación desde  $1.10^{-3}$ , mientras que existe endurecimiento cíclico para el material T y más acusadamente en el material M. A partir de estas curvas de tensión-deformación cíclica, se puede decir que el límite elástico de deformación cíclica para el material MA es de unos 700 MPa, mientras que para los materiales recocidos en la región β son inferiores a este, siendo 600 MPa para el material T y M.

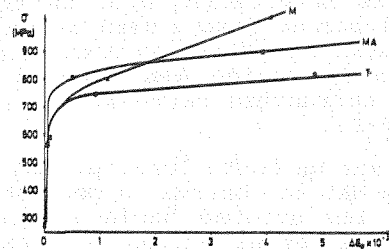


Fig. 5. Curvas de tensión-deformación cíclica.

La nucleación de grietas en el material MA a elevadas amplitudes de deformación parece iniciarse en bandas de deslizamiento dentro de los granos equiaxiales α a pocos números de ciclos en relación a la vida a fatiga del material. Este inicio de grieta es claramente diferente al producido en el Titanio puro, ya que en éste son iniciadas en las maclas que se forman por deformación. Los granos hexagonales α del Ti-6Al-4V contiene gran cantidad de Aluminio que estabiliza la fase α y facilita el deslizamiento para la acomodación de la deformación en lugar del maclado (2).

Al disminuir la amplitud de deformación parece observarse un cambio de comportamiento en la nucleación de la grieta, produciéndose en las interfaces α/β, lugares en los cuales existe una elevada intensidad de tensiones. Este tipo de nucleación de grietas es común en muchos materiales polifásicos, como las aleaciones de aluminio (3) y en aceros (4).

En ocasiones y a elevadas amplitudes de deformación, se observa que la nucleación de la grieta ocurre por fractura o descohesión de los granos de fase α primaria, como se observa en la Fig. 6, apreciándose orificios en la superficie de la probeta del tamaño de los granos, estos actúan como iniciadores de la grieta. Este tipo de nucleación de grietas ha sido observado por Gilbert y Piehler en aleaciones de Ti-6Al-4V con microestructura "mill-annealed" (5).

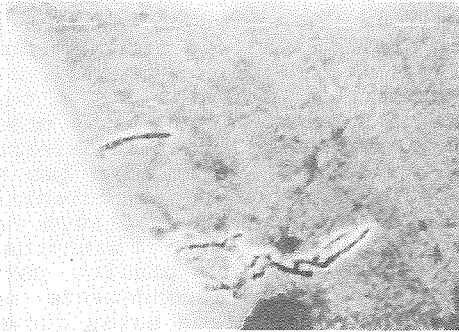


Fig. 6. Corte longitudinal de una probeta MA, observándose descohesión de grano  $\alpha$ . Cada trazo representa  $10 \mu\text{m}$ .

A amplitudes de deformación menores en el material MA y en el material T en todas las amplitudes ensayadas, el inicio de grieta se produce fundamentalmente en las interfaces  $\alpha/\beta$ . La fracción área-volumen de fase  $\alpha$  será mayor en las estructuras recocidas en  $\beta$  que las tratadas en la región  $\alpha+\beta$ , siendo máxima para la estructura martensítica (interfaz  $\alpha'-\beta$ ).

Al realizar un corte longitudinal en las probetas MA, se observa la poca penetración de las grietas hacia el interior del material en el estado I, la explicación que se ha dado por diversos autores (2) ha sido que los límites de grano ofrecen una barrera efectiva a la propagación de la grieta. Esta superficialidad del estado I provoca la dificultad de detectar la grieta por medio de ensayos no destructivos, siendo este estado el que ocupa casi el 80% de la vida a fatiga.

En el caso del material T, para amplitudes de deformación bajas, parece que la nucleación de grietas se produce fundamentalmente a lo largo de intercaras  $\alpha-\beta$  y a través de las mismas, como se observa en la Fig. 7 para una amplitud de deformación de  $7 \cdot 10^{-3}$ . La nucleación de grietas en bandas de deslizamiento en las placas de Widmanstätten  $\alpha$  es tanto más importante cuanto más elevada es la amplitud de deformación, siendo la Fig. 8 una clara demostración de este mecanismo. Las grietas siguen las bandas de deslizamiento que fueron observadas en la misma dirección o perpendiculares a las colonias de placas de Widmanstätten. La densidad de estas bandas se incrementa con el aumento de la amplitud de deformación.

Al realizar un corte longitudinal de la probeta se observa la penetración de las grietas hacia el interior del material con un ángulo de  $45^\circ$  respecto al eje de tensión a través de una placa de  $\alpha$ , propagándose, generalmente en dirección perpendicular a las interfaces  $\alpha/\beta$ , con bifurcación de la grieta y propagación de las mismas en las intercaras  $\alpha-\beta$  y a través de intercaras  $\alpha-\beta$ , tal como muestra la Fig. 9. Las grietas en muchas

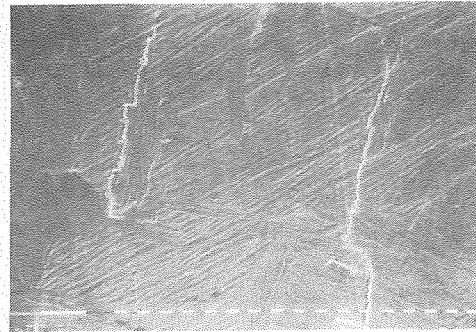


Fig. 7. Grietas a lo largo de intercaras  $\alpha/\beta$  y a través de las mismas para un material T, deformado a  $7 \cdot 10^{-3}$  durante 200 ciclos.

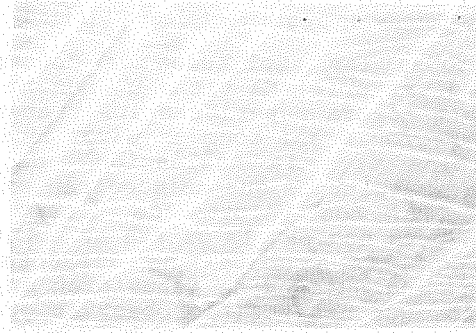


Fig. 8. Grietas formadas a lo largo de bandas de deslizamiento a través de placas de Widmanstätten en una probeta T deformada a  $12 \cdot 10^{-3}$  durante 50 ciclos. Cada trazo representa  $1 \mu\text{m}$ .

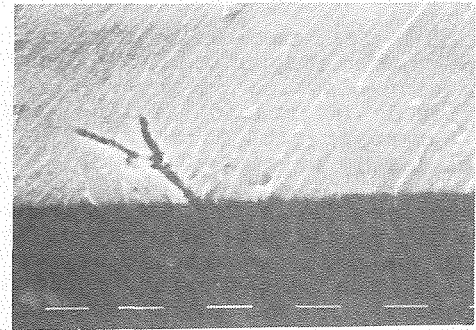


Fig. 9. Corte longitudinal de una probeta T deformada a  $12 \cdot 10^{-3}$  durante 15 ciclos. Cada trazo representa  $10 \mu\text{m}$ .

ocasiones avanzan a través de las interfaces  $\alpha/\beta$ , según el plano normal a los ejes de las placas  $\alpha$ , correspondientes a los planos basales o planos prismáticos de la fase  $\alpha$ . La razón de este mecanismo de propagación no es clara y diversos autores la justifican por el efecto de la textura o las velocidades de enfriamiento desde la temperatura  $\beta$ -transus (6-7).

La nucleación de grietas en las estructuras martensíticas tiene una gran dependencia con la amplitud de deformación. Para amplitudes de deformación grandes, la nucleación de las grietas parece ser en las interfaces  $\alpha'/\beta$ , siguiendo las grietas la orientación de las colonias de las placas como se observa en la Fig. 10. Al ir disminuyendo

la amplitud de deformación las grietas se generan preferencialmente, en los límites de grano; así como a lo largo de las interfaces de las placas y a través de las placas en los planos de máxima compacidad (0001) de la estructura hexagonal (8).

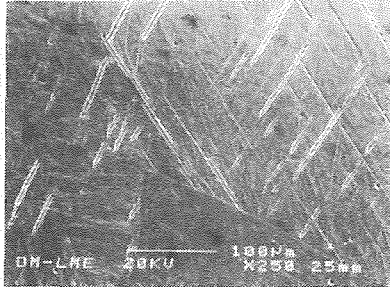


Fig.10. Grietas siguiendo orientaciones preferenciales, para una probeta M deformada a  $12 \cdot 10^{-3}$  durante 50 ciclos.

Al realizar el corte longitudinal, se aprecian largas grietas hacia el interior, en el estado I de fatiga. En algunas ocasiones se observan pequeñas grietas a cierta distancia de la superficie de la probeta. La causa de este comportamiento no se ha determinado con claridad, aunque parece ser las considerables tensiones residuales debidas a la baja conductividad térmica de la aleación, localizadas en zonas próximas a la superficie susceptibles de la nucleación de grietas (9).

Las superficies de fractura se estudiaron en todos los casos, también por microscopía electrónica de barrido. En el caso del material MA las superficies de fractura para las tres amplitudes de deformación, resultaron muy similares. La morfología es prácticamente plana, no siendo sensible a la microestructura del material. Aparecen grietas secundarias perpendiculares a la dirección de avance de grieta, con pequeñas regiones estriadas. Al ser el ensayo a tracción-compresión hace que la superficie de fractura se encuentre muy dañada.

Para el material T, se observa una sensibilidad a la microestructura del material, se observa el aspecto facetado correspondiendo a la microestructura de granos constituidos por colonias de placas de Widmanstätten. Esta sensibilidad es la que explica que la velocidad de propagación de grietas por fatiga sea mucho menor en el material T que en el MA.

La superficie de fractura para el material M, es también muy sensible a la microestructura, se observa la morfología de un grano pentagonal de gran tamaño con la superficie muy dañada debido a las características del ensayo de fatiga tracción-compresión. En la zona

central se observa, la zona de propagación de la grieta, revelándose la descohesión de las placas de martensita con sus orientaciones determinadas, como se observa en la Fig.11. También se aprecia el punto triple de un grano martensítico, constatando de esta forma que las grietas también se propagan por los límites de grano.

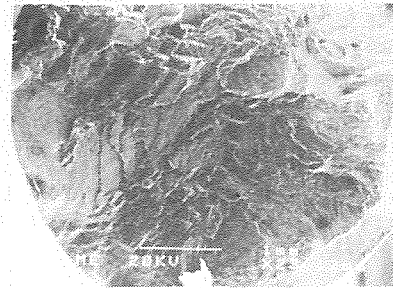


Fig.11. Superficie de fractura de una probeta M deformada a  $7 \cdot 10^{-3}$ .

#### 4. DISCUSION.

Los resultados obtenidos indican que los lugares más favorables para la nucleación de grietas son las interfaces entre la fase  $\alpha$  y la matriz  $\beta$  (10). El área interfacial de  $\alpha$  por unidad de volumen, aumenta desde la estructura con granos equiaxiales hasta la morfología más acicular de la martensita  $\alpha'$ . Por tanto, la nucleación de grietas será facilitada por las morfologías aciculares.

La deformación puede ser constituida por dos partes: a) la deformación para nuclear grietas y b) la deformación requerida para que las grietas se propaguen y coaleszcan. Es conocido (11) que la velocidad de crecimiento de las grietas es baja en los materiales que se endurecen mediante trabajo rápidamente. La velocidad de endurecimiento en la aleación TI-6Al-4V es relativamente baja y la deformación localizada entre grietas ocurre fácilmente una vez estas se han formado. Por tanto, el daño acumulado está dominado por la deformación requerida para nuclear las grietas (12). Esto significa que la microestructura MA que mayor número de ciclos necesita para la nucleación de la grieta, será la que tenga un mayor daño acumulado.

La causa del cambio de mecanismo en la iniciación de las grietas en el material MA, ha sido estudiada por Benson y cols (2) que han determinado la tensión de activación de 800 MPa para la formación de bandas de deslizamiento y que de esta manera el inicio de grieta se efectúe en el grano  $\alpha$ . Este inicio pasa a ser en

las interfaces  $\alpha/\beta$  a menores amplitudes de deformación. La nucleación de grietas en las intercaras  $\alpha-\beta$  puede explicarse por la deformación incompatible por deslizamiento plástico entre las dos fases de diferente estructura cristalina. Además, la distribución de deformación en la intercara de  $\alpha$  aumenta rápidamente cuando los niveles de límite elástico de la fase matriz aumentan, produciéndose antes la descohesión (12). Así sucede que la estructura martensítica de mayor límite elástico que la fase  $\alpha$ , sufre a un número de ciclos menor la rotura del material. Por tanto, la relación de límite elástico de ambas fases es la que controla las propiedades de fatiga, explicando también la reducción de ductilidad al aumentar la fracción área-volumen de la fase  $\alpha$  o  $\alpha'$  respecto  $\beta$ .

La bifurcación de las grietas en las colonias de Widmanstätten explica la considerable reducción de la velocidad de propagación en las estructuras T, ello provoca una dispersión del campo de deformación en las múltiples puntas de la grieta. Otra causa que favorece el descenso de la velocidad de propagación de la grieta es que éstas se ven detenidas en los límites de las colonias y deben renuclearse en la colonia contigua. Este proceso de renucleación, que es dependiente de la microestructura, es el responsable del lento crecimiento de la grieta en estructuras T e comparación con las MA.

La estructura martensítica tiene sus placas en colonias con orientaciones preferenciales para cada grano. Estas alineaciones de  $\alpha'$  muestran velocidades de propagación de grietas mayores que las microestructuras MA y T, debido a que la grieta se propaga fundamentalmente siguiendo las placas sin encontrarse con otras colonias de  $\alpha'$  de diferente orientación. Las estructuras martensíticas  $\alpha''$ , que se obtienen para mayores contenidos elementos  $\beta$ -estabilizantes, muestran las placas martensíticas con diferentes orientaciones, lo que provoca una disminución de la velocidad de propagación de grietas respecto al material con estructuras martensíticas  $\alpha'$  (9). Otro factor que afecta a la velocidad de propagación de grietas es el elevado tamaño de grano  $\beta$  que se produce al recocer por encima de la temperatura de  $\beta$ -transus. Este aumento en la velocidad de propagación afecta al material T y M, por tanto los tratamientos térmicos se debe controlar tanto la temperatura como el tiempo de permanencia de tratamiento térmico para evitar en la medida que sea posible, el aumento de tamaño de grano (12).

Las superficies de fractura por deformación cíclica vienen a demostrar que la propagación de grietas por deformación

cíclica es insensible a la microestructura en el material M.A., mientras que es altamente sensible para los materiales T y M.

#### AGRADECIMIENTOS.

Los autores desean agradecer la financiación recibida de la CICYT a través del proyecto MAT 90-0755, así como a Industrias Quirúrgicas de Levante S.A. la donación de la aleación Ti-6Al-4V.

#### REFERENCIAS.

1. F.J.Gil y J.A.Planell. Scripta Met. 25, 311-317 (1991).
2. D.K.Benson. J.C.Grosskreutz y G.G.Shaw. Met. Trans. 3A, 1239-1248 (1972).
3. J.G.Grosskreutz. G.G.Shaw y D.K.Benson. Air Force Materials Laboratory. 1969. Tech.Rep. TR-69-121.
4. B.P.Barnsley. J.Aust. Ints. Metals. 14 (2), 65 (1969).
5. J.L.Gilbert y H.R.Piebler. Met. Trans. 20A, 1715 (1989).
6. C.G.Rhodes y J.C.Willians. Met. Trans. 6A, 1670-71 (1975).
7. R.E. Lewis y F.A. Crossley. Report LMSC-D454884. Lockheed Missiles and Space Company Inc. Sungrale. California. 1975.
8. I.W.Hall y C.Hammond. Mat. Sci and Eng. 32, 241-253 (1978).
9. Y.T.Lee, M.Peters y G.Welsch. Met. Trans. 22A. 709 (1991).
10. M.A.Greenfield y H.Margolin. Met.Trans. 3A, 2649 (1972).
11. F.A.McClintock. Int.Jl.Fract. Mechanics. 4, 101 (1968).
12. J.C.Willians. J.C.Chesnutt y A.W.Thompson. "The effects of microstructure on ductility and fracture toughness of  $\alpha+\beta$  titanium alloys", in Microstructure Fracture Toughness and Fatigue Crack Growth Rate in Titanium Alloys. (Ed. A.K. Chakerabay y S.C.Chesnutt) p.255, ASM. Ohio 1987.