

MECANISMOS DE DEFORMACION DE LA ALEACION Ti-6Al-4V CON ESTRUCTURA MARTENSITICA SOMETIDA A FATIGA OLIGOCICLICA.

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

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

Resumen. Se ha estudiado el comportamiento a deformación cíclica de la aleación Ti-6Al-4V con estructura martensítica. Se han realizado ensayos de deformación cíclica a deformación constante, $R_c = -1$ con unas amplitudes de deformación total de $\Delta\epsilon/2 = \pm 5, 7, 12 \times 10^{-3}$. Se ha estudiado el proceso de nucleación y crecimiento de grietas por deformación cíclica así como el estudio fractográfico de las probetas llevadas a rotura mediante S.E.M. Por otro lado, se ha caracterizado los diferentes mecanismos de deformación mediante M.E.T.

Abstract. The cyclic deformation behaviour of Ti-6Al-4V alloy with martensitic microstructure has been studied. The fatigue specimens were cyclically deformed in tension-compression under strain control $R_c = -1$ with different total strain amplitudes of $\pm 5, 7, 12 \times 10^{-3}$. Crack nucleation and crack propagation of cyclically deformed Ti-6Al-4V alloy have been investigated by means of scanning electron microscopy, as well as the fractures surfaces. The evolution of the microstructure as the plastic deformation increases has been studied by means of T.E.M.

1. INTRODUCCION

Las aleaciones de titanio al tratarse térmicamente pueden dar diferentes microestructuras que proporcionan propiedades mecánicas diferentes. La aleación Ti-6Al-4V, es una de las que mayores posibilidades proporciona ya que si se trata térmicamente dentro de la región $\alpha + \beta$ se obtiene una estructura denominada "mill annealed". Si se trata en la región β con un enfriamiento posterior lento se obtiene una microestructura de placas α de Widmanstten rodeada de fase β y si el enfriamiento es rápido se obtiene una estructura martensítica [1-3].

Las dos primeras microestructuras ya han sido

estudiadas, cuando el material es sometido a deformación cíclica [4-6], pero no está tratado en la literatura cuando la microestructura es martensítica.

Para las microestructuras "mill annealed" y la tratada térmicamente en el campo β se aprecia un endurecimiento durante los dos o tres primeros ciclos para seguir con una saturación o reblandecimiento cíclico, observándose este comportamiento hasta fractura. Se ha observado que la estructura "mill annealed" tiene una vida a fatiga de mayor número de ciclos, sin embargo, es la estructura de placas α de Widmanstatten la que tiene una velocidad más lenta de propagación de grietas. Este hecho, se ha

atribuido a que la propagación de las grietas es sensible a la microestructura, siguiendo las interfaces α - β .

En este trabajo, se pretende estudiar el comportamiento de la aleación Ti-6Al-4V con estructura martensítica al ser sometida a deformación cíclica.

2. METODO EXPERIMENTAL

La aleación de Ti-6Al-4V utilizada fue suministrada en barras cilíndricas de 12 mm de diámetro, forjado a 950 °C, recocido a 700 °C durante 2 horas y enfriado al aire.

La composición química de la aleación se muestra en la Tabla I, la cual cumple la norma ASTM F-136-84 para la utilización del Ti-6Al-4V para implantes quirúrgicos.

Tabla I. Composición química de la aleación Ti-6Al-4V.

Al	V	Fe	C	O ₂	N ₂	H ₂
6.1	4.0	0.11	0.021	0.09	0.010	0.003

Se mecanizaron diferentes probetas para la realización de los tratamientos térmicos y los ensayos mecánicos. Estas probetas fueron tratadas térmicamente a 1050 °C durante 1 hora en un horno tubular con atmósfera controlada y posteriormente templadas en agua a 20 °C. La microestructura resultante fue martensítica, como la que se muestra en la Fig. 1.

Los ensayos de deformación cíclica fueron realizados con una máquina servohidráulica de 100 KN de capacidad bajo un control de deformación de $R_c = -1$.

La velocidad de deformación se mantuvo constante a $6.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Las amplitudes de deformación ensayadas fueron $\pm 5, 7, 12 \times 10^{-3}$. Las probetas fueron ensayadas a diferentes números de ciclos y al menos una de las probetas fue llevada a rotura.

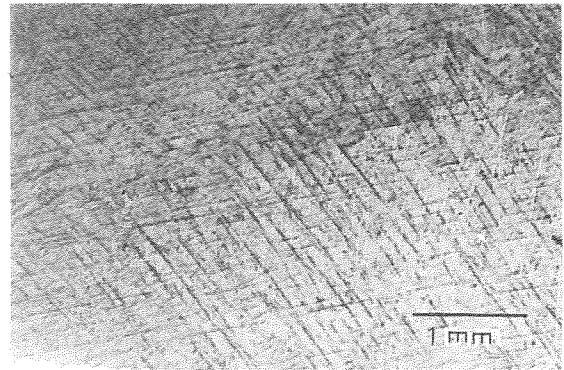


Fig. 1. Estructura martensítica.

La velocidad de deformación se mantuvo constante a $6.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Las amplitudes de deformación ensayadas fueron $\pm 5, 7, 12 \times 10^{-3}$. Las probetas fueron ensayadas a diferentes números de ciclos y al menos una de las probetas fue llevada a rotura.

Los estudios fractográfico y la observación de las grietas en la superficie de las probetas fueron caracterizados mediante un microscopio electrónico de barrido JEOL JSM-6400.

Para la observación por microscopía electrónica de transmisión, las muestras fueron adelgazadas mediante la técnica de bombardeo iónico. Las muestras se caracterizaron con un microscopio JEOL 1200 EX-II de 120 KV de potencial acelerador.

3. RESULTADOS EXPERIMENTALES Y DISCUSION

Durante el ensayo de fatiga oligocíclica y para las tres amplitudes de deformación ensayadas se observa un cierto endurecimiento en los dos o tres primeros ciclos seguido de un reblandecimiento cíclico hasta fractura. La figura 2 muestra las curvas de reblandecimiento para las tres amplitudes de deformación ensayadas.

En la Tabla II, se muestran los valores de deformación plástica acumulada, es decir la deformación plástica relativa al número de ciclos de deformación cíclica y los números de ciclos a los cuales se nuclea la grieta y los correspondientes a rotura para las tres microestructuras: "mill annealed, α -Widmanstatten y martensítica. Al comparar los valores el número de ciclos a fractura y la deformación plástica acumulada para las tres microestructuras se observa que la correspondiente a "mill annealed" es la que da valores más elevados mientras que para las microestructuras martensítica y α -Widmanstatten los valores son del mismo orden:

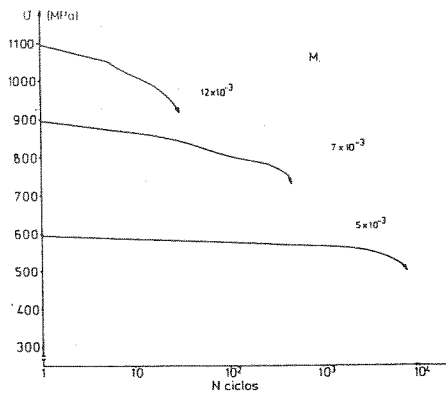


Fig.2. Curvas de reblandecimiento.

Tabla II. Número de ciclos para nucleación de grieta (N_0), para rotura del material (N_r) y deformación plástica acumulada para N_0 y N_r para las tres microestructuras.

Mill Annealed	N_0	N_r	N_0/N_r	$E(N_0)$	$E(N_r)$
$\Delta\epsilon = 5 \times 10^{-3}$	8000	23187	0.34	3.20	9.28
$\Delta\epsilon = 7 \times 10^{-3}$	2500	5182	0.48	4.73	9.48
$\Delta\epsilon = 12 \times 10^{-3}$	100	211	0.47	1.69	3.21

α -Widmanstatt.	N_0	N_r	N_0/N_r	$E(N_0)$	$E(N_r)$
$\Delta\epsilon = 5 \times 10^{-3}$	3500	8771	0.39	1.40	3.51
$\Delta\epsilon = 7 \times 10^{-3}$	200	916	0.22	0.69	2.66
$\Delta\epsilon = 12 \times 10^{-3}$	15	126	0.12	0.27	2.22

Martensita	N_0	N_r	N_0/N_r	$E(N_0)$	$E(N_r)$
$\Delta\epsilon = 5 \times 10^{-3}$	4000	14302	0.28	1.12	4.00
$\Delta\epsilon = 7 \times 10^{-3}$	200	850	0.23	0.12	0.51
$\Delta\epsilon = 12 \times 10^{-3}$	15	75	0.20	0.22	1.01

Se observa que la nucleación de grietas por fatiga en las estructuras martensíticas depende muy fuertemente de la amplitud de deformación. Para amplitudes de deformación elevadas, la nucleación de las grietas tiende a situarse en las interfaces de las placas martensíticas siguiendo la orientación de éstas para un grano (Fig 3).

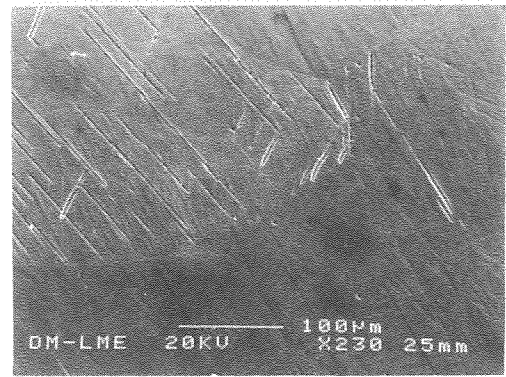


Fig. 3. Nucleación de grietas en las interfaces de las placas martensíticas. ($\Delta\epsilon/2 = \pm 7.10^{-3}$)

Por el contrario, para amplitudes de deformación más bajas, las grietas se generan preferencialmente en los límites de los granos. Este hecho se corrobora con el estudio fractográfico en donde se puede observar las morfologías de los granos cristalinos resultado de la propagación de grietas a través de los límites de grano (Fig 4).

La microestructura martensítica presenta una velocidad de propagación de grieta mayor y por tanto una menor vida a fatiga que otras microestructuras aciculares del tipo Widmanstätten debido a que las placas de α' de un grano presentan unas orientaciones preferenciales.

En la estructura martensítica la grieta se propaga a través de todo un grano mientras que en la estructura de placas α -Widmanstatten la grieta debe renuclearse en cada colonia.

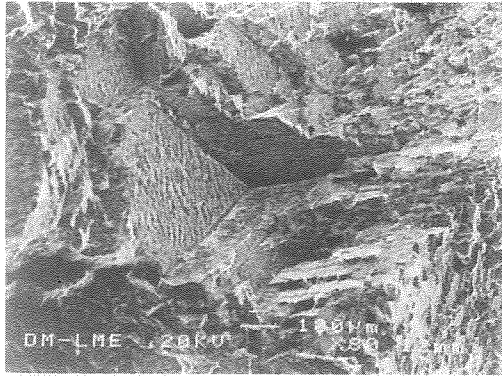


Fig. 4. Fractura de una muestra sometida a fatiga oligocíclica. ($\Delta\epsilon/2 = \pm 7 \cdot 10^{-3}$)

Este hecho se pone en evidencia cuando aparecen estructuras martensíticas α'' constituidas por placas orientadas al azar, lo cual provoca una disminución de la velocidad de propagación de grietas [2].

Cuando se examinan muestras sin deformar mediante TEM se observa que la microestructura está principalmente constituida por placas de fase α' paralelas entre si de cristalografía hexagonal compacta. También existe, aunque en menor grado, martensita α'' de cristalografía ortorrómbica la cual ha sido referenciada en diversos artículos [3]. Fig 5.



Fig. 5. Estructura martensítica constituida por placas alineadas de fase α' . Eje de zona $[0\bar{1}10]$.

Mediante diagramas de difracción de electrones se demuestra que las orientaciones cristalográficas de las placas martensíticas α' varían generalmente de una forma alternada dentro de un mismo grano. Este hecho, es contrario al observado para las estructuras Widmanstätten en las cuales las placas de fase α de una misma colonia presentan todas una misma orientación [4].

Este hecho hace que para un mismo grano, unas placas martensíticas presenten una orientación favorable a un tipo de deslizamiento o maclado, mientras que otras no.

El resultado es el mostrado en la Figura 6, donde se observa por M.E.T. una muestra deformada a fatiga oligocíclica con un número de ciclos de 620 ($0.15N_f$). Se pone claramente de manifiesto que sólo las placas con la orientación cristalográfica más favorable se deforman plástica.



Fig. 6. Muestra deformada a fatiga ($0.15 N_f$). Se observa la deformación de las placas de fase α' de una forma alternada. Eje de zona: $[0\bar{1}10]$.

Mediante los diagramas de difracción de electrones correspondientes (Fig.7), se

demuestra que estas placas deformadas están constituidas por una gran densidad de pequeñas placas martensíticas inducidas por tensión α' de tamaño medio de ~ 200 nm, de cristalografía hexagonal, con un plano de hábito $K_1 = \{0\bar{1}11\}$.

Dicho plano de hábito coincide con el de las placas martensíticas α' y por tanto no se consideran micromaclas en el interior de las placas. Este tipo de morfología está referenciado en la bibliografía para aleaciones con contenidos elevados de aleantes [3]. En la Fig. 8 se muestra la martensita acicular inducida por tensión con orientaciones preferenciales, producidas al deformar el material a tensión-compresión.

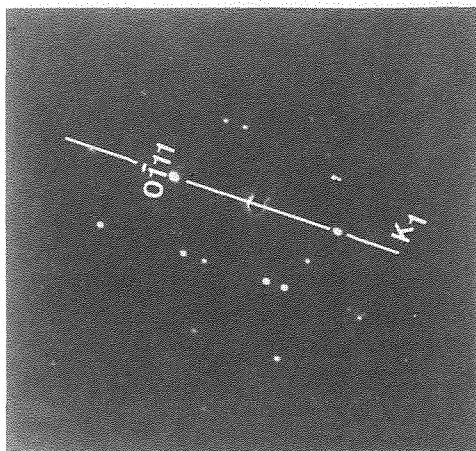


Fig. 7. Diagrama de difracción de electrones de una placa martensítica deformada. Eje de zona $[1\bar{2}13]$.



Fig. 8. Martensita α' inducida por tensión para una muestra fatigada a $0.15 N_f$. Eje de zona $[5\bar{1}43]$.

4. REFERENCIAS

[1] Donachie M.J. "Titanium. A Technical Guide". Ed. M.J. Donachie. (1989) pp.30-32 ASM International. Ohio.

[2] C.B.Dittmar, G.W.Bauer and D.Evers. "Titanium and titanium alloys". U.Zwicker, Ed. Springer Verlag. Berlin 1974. p.330.

[3] Polmear I.J. "Light alloys. Metallurgy of the Light metals". Ed. Arnold. (1981).

[4] J.M.Manero, F.J.Gil, J.J.Vazquez y J.A.Planell. "Mecanismos de deformación plástica por fatiga oligocíclica de la aleación Ti-6Al-4V tratada térmicamente". Anales de Mecánica de la Fractura. Vol 10.(1993).

[5] J.M.Manero, F.J.Gil and J.A.Planell. "Estudio de las subestructuras de dislocaciones en la deformación cíclica de la aleación Ti-6Al-4V con estructura Widmanstatten". Anales de Mecánica de la Fractura. 11 (1994). 399-404.

[6] Y.T.Lee, M. Peters y G. Welsch. Met. Trans. 22A. 709 (1991).