

MECANISMOS DE DEFORMACION PLASTICA POR FATIGA OLIGOCICLICA DE LA ALEACION Ti-6Al-4V TRATADA TERMICAMENTE.

J.M.Manero, F.J.Gil, J.J.Vázquez 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 tratada térmicamente a temperaturas superiores de la β transus. Se han realizado ensayos a diferentes deformaciones acumuladas llegando hasta fractura, observándose reblandecimiento cíclico hasta fractura después de un endurecimiento inicial de un máximo de tres ciclos. Mediante microscopía electrónica de barrido se observa la nucleación de grietas y mediante microscopía electrónica de transmisión se justifica el que a bajas amplitudes de deformación plástica la nucleación tenga lugar entre placas de Widmanstatten y a altas amplitudes de deformación plástica sea a través de las mismas.

Abstract. The cyclic deformation behaviour of Ti-6Al-4V alloy heat treated at temperatures over its β -transus has been studied. Tests have been carried out at different cumulative strains up to fracture. It has been noticed that after an initial cyclic hardening of three cycles, cyclic softening takes place until fracture. The nucleation of cracks has been studied by means of scanning electron microscopy and transmission electron microscopy has been used to justify that at low plastic strain amplitudes nucleation takes place between Widmanstatten plates whilst at high plastic strain amplitudes nucleation take place across the Widmanstatten plates.

1.INTRODUCCION

Las aleaciones más ampliamente utilizadas de titanio son las que presentan en coexistencia las fases alfa y beta y concretamente la Ti-6Al-4V, que exhibe una excelente combinación entre resistencia, tenacidad y resistencia a la corrosión. Esta aleación puede ser tratada térmicamente a temperaturas superiores a β transus, que es de 1040°C; si la aleación en fase β es enfriada rápidamente se produce una transformación martensítica y si la velocidad de enfriamiento es lenta se obtiene una microestructura formada por placas α de Widmanstatten y rodeadas por fase β (estructura Widmanstatten)(1).

El tratamiento térmico descrito anteriormente produce una rápida cinética de crecimiento de grano (2) y aunque los valores de límite elástico, resistencia a la tracción y ductilidad son inferiores que los correspondientes a la aleación tratada en la región $\alpha + \beta$ (estructura "mill annealed"), la velocidad de propagación de grietas es menor en la estructura Widmanstatten (3-4). En trabajos anteriores (5-6) se ha observado la influencia de la microestructura en la

propagación de grietas por fatiga, siendo de destacar que la velocidad de propagación de grietas por fatiga es mucho menor en el material con estructura de placas de Widmanstatten que en el material denominado "mill annealed".

Aunque el comportamiento a fatiga de la aleación Ti-6Al-4V es bien conocido, no lo es tanto su comportamiento a deformación cíclica. Más aún, no existe en la literatura información abundante relativa a los mecanismos de deformación plástica de dicha aleación.

Los estudios de fatiga existentes de la aleación Ti-6Al-4V con estructura de placas α Widmanstatten (tratada térmicamente) demostraron que las grietas se nuclean perpendiculares a las placas de Widmanstatten o a lo largo de interfaces α - β (4). Así mismo las subestructuras de dislocaciones observadas parecen reforzar la idea de que las grietas se generan en bandas de deslizamiento debido al deslizamiento planar característico de la estructura hexagonal (7).

Las pocas evidencias existentes demuestran que las grietas son paradas o desviadas en interfaces α - β conteniendo finas placas de β que se comportan como verdaderos anclajes de las grietas. Al ser la fase β más dúctil que la fase α , aquella puede restringir la coalescencia de las grietas de placas individuales de fase α , de manera análoga al comportamiento que ejercen las fibras ductiles como freno de las grietas de una matriz de material frágil en un material compuesto (7-8).

Finalmente debe señalarse que los mecanismos de deformación plástica sólo han sido estudiados con rigor en el caso del α -Ti, con diferentes grados de pureza (9-11).

En el presente trabajo, en la actualidad en fase de desarrollo, se pretende analizar cuales son los mecanismos de deformación plástica que pueden conducir a la nucleación de grietas por deformación cíclica en la aleación Ti-6Al-4V.

2. METODO EXPERIMENTAL

La aleación Ti-6Al-4V utilizada en el presente trabajo ha sido gentilmente donada por Industrias Quirúrgicas de Levante S.A. El material ha sido suministrado en cilindros de 12 mm de diámetro, forjado a 950°C y recocido a 700°C durante 2 horas y enfriado al aire.

La composición química de la aleación se muestra en la Tabla I, que satisface la norma ASTM F136-84 para la aleación Ti-6Al-4V para implantes quirúrgicos.

Tabla I. Composición química de la aleación objeto de estudio.

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 probetas para la realización de los ensayos mecánicos, como muestra la Figura 1. Estas probetas fueron tratadas térmicamente a 1050°C durante 1 hora en un horno tubular con atmósfera controlada y enfriadas en el interior del horno a una velocidad aproximada de 4°C/min. La microestructura obtenida es de placas de α Widmanstatten, rodeadas de fase β , como puede observarse en la Figura 2.

Se realizaron los ensayos de tracción con una máquina electromecánica de 100kN de capacidad a una velocidad de desplazamiento de mordazas de 1 mm/min. Los ensayos de deformación cíclica fueron realizadas con una máquina servohidráulica de 100kN bajo

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

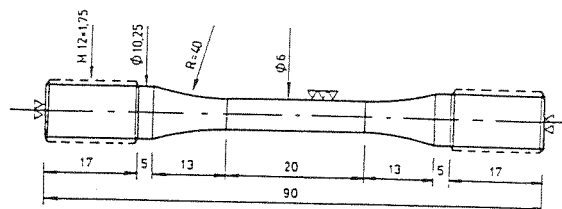


Fig. 1. Esquema de la probeta de fatiga.

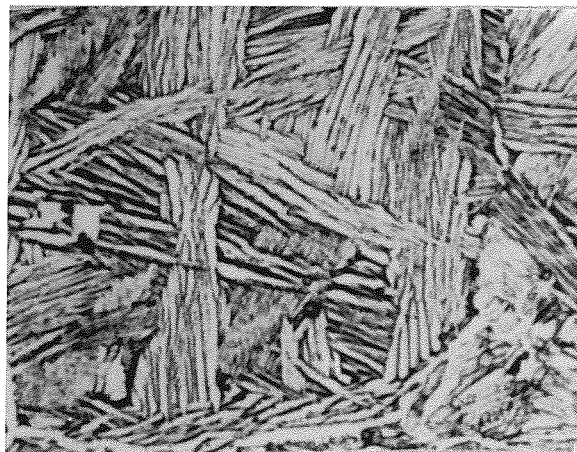


Fig. 2. Estructura metalográfica Widmanstatten.

Las muestras sin y con deformación fueron cortadas transversalmente en discos de 0.5 mm de espesor y 3 mm de diámetro. Estas muestras fueron adelgazadas por electropulido con mezcla de butilcelosolve, ácido perclórico y metanol a 10°C a una diferencia de potencial de 40 V y en algún caso mediante bombardeo iónico. Tales muestras fueron observadas en un microscopio electrónico de transmisión con portamuestras de doble inclinación.

3. RESULTADOS EXPERIMENTALES Y DISCUSION

La curva tensión-deformación del ensayo de tracción, se observa en la Figura 3, expresándose los resultados en la Tabla II, estos valores muestran que la microestructura Widmanstatten tiene una diferencia de 300 MPa entre el límite de proporcionalidad y el límite elástico, esto significa que entre estos valores se produce una importante deformación plástica.

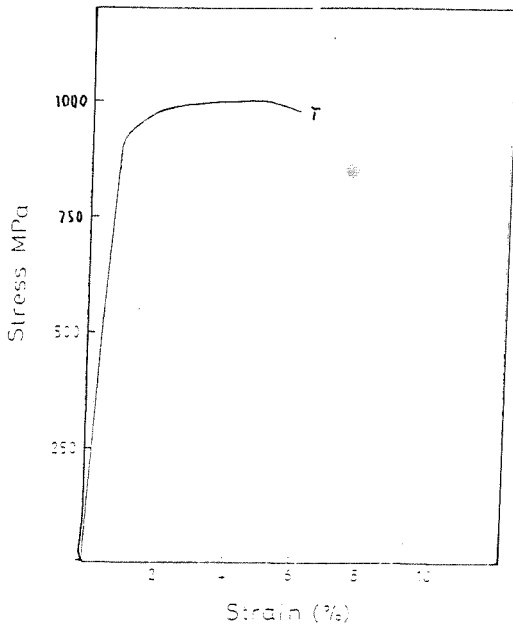


Fig.3. Curva tensión-deformación.

Tabla II. Resultados del ensayo de tracción.

Lim. Prop. (MPa)	Lim. Elast (MPa)	T Rotura (MPa)	% Alarg.	% Estr.
567	860	992	6	15

Cuando las muestras son sometidas a deformación cíclica a las diferentes amplitudes de deformación se observa un endurecimiento en los dos primeros ciclos seguido de un reblandecimiento hasta fractura (Figura 4). Se ha trazado la curva cíclica tensión-deformación cíclica, (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 ha tomado la saturación como la tensión a la cual la velocidad de reblandecimiento es mínima. Se observa a partir de esta curva que hay un endurecimiento cíclico y que el límite elástico de deformación cíclica es de 600 MPa.

A partir de los resultados del ensayo de tracción se puede observar que el límite de proporcionalidad es menor que las tensiones máximas alcanzadas a las diferentes amplitudes de deformación ensayadas. La Tabla III muestra estas tensiones y la amplitud de la deformación plástica a las diferentes amplitudes de deformación en el primer ciclo.

Por tanto, se deduce que en el primer ciclo las tensiones que se alcanzan para las amplitudes de deformación estudiadas son superiores al límite de proporcionalidad de la aleación y por tanto en el primer ciclo se produce endurecimiento del material por deformación plástica.

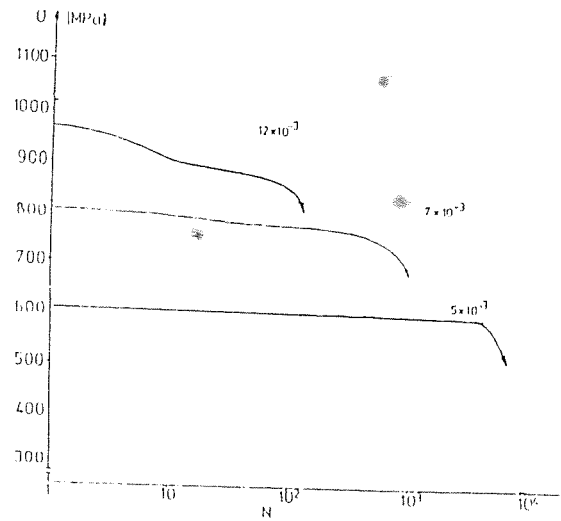


Fig.4. Curvas de reblandecimiento

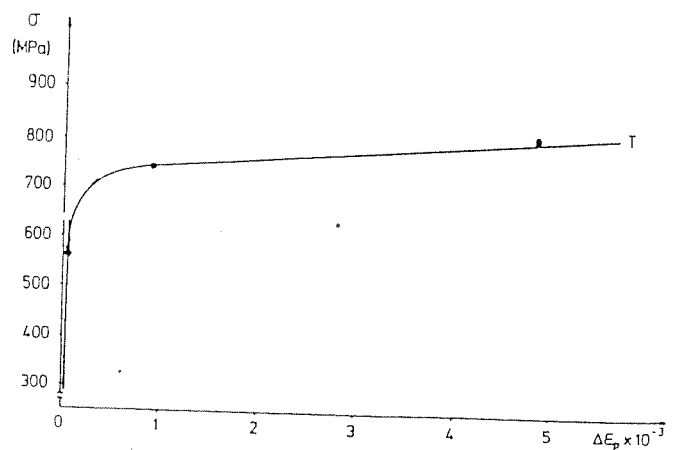


Fig.5. Curva tensión-deformación cíclica.

Tabla III. Amplitudes de deformación plástica y tensiones máximas en el primer ciclo a las amplitudes de deformación ensayadas.

Δe_T	Δe_p	σ (MPa)
$\pm 5 \cdot 10^{-3}$	$\pm 1 \cdot 10^{-4}$	605
$\pm 7 \cdot 10^{-3}$	$\pm 1.5 \cdot 10^{-3}$	805
$\pm 12 \cdot 10^{-3}$	$\pm 4.1 \cdot 10^{-3}$	965

En estudios realizados mediante microscopía electrónica de barrido, se puede apreciar que aparecen grietas tanto a lo largo como a través de las placas de Widmanstatten a bajas amplitudes de deformación, tal como muestra la Figura 6. A medida que aumenta la amplitud de deformación, vemos que la nucleación de grietas tiende a localizarse en bandas de deslizamiento producidas a través de placas α Widmanstatten. Las grietas siguen estas bandas de deslizamiento que están situadas aproximadamente perpendiculares a las colonias de placas de Widmanstatten, como se aprecia en la Figura 7. La densidad de estas bandas se incrementa con el aumento de la amplitud de deformación.

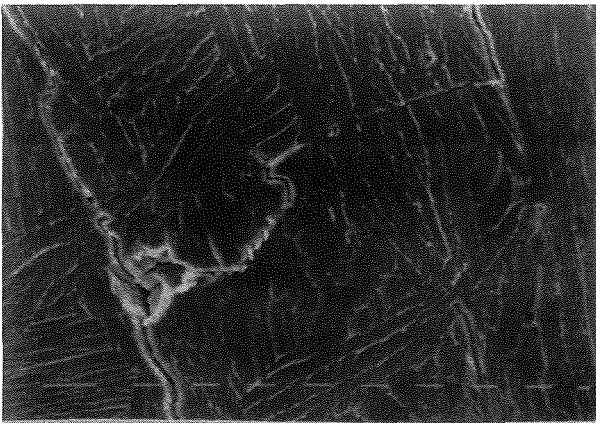


Fig.6. Morfología de las grietas.

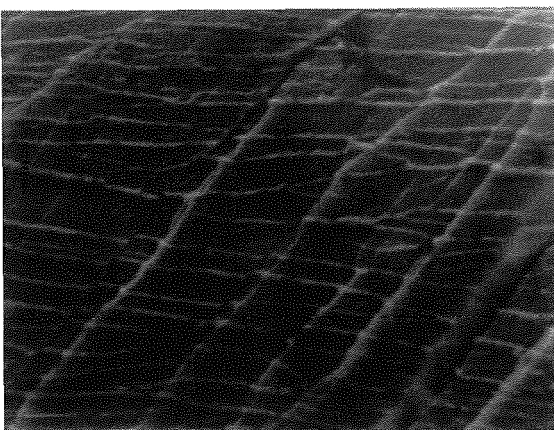


Fig.7. Bandas de deslizamiento

En orden a clarificar estos resultados, se ha realizado un estudio mediante microscopía electrónica de transmisión de la estructura sin deformar y posteriormente la deformada a las amplitudes de deformación de 7×10^{-3} y 12×10^{-3} , de las probetas

llevadas a rotura. Cuando analizamos muestras sin deformar, se observa que apenas hay dislocaciones (Figura 8). La fase β residual rodeando las placas de α Widmanstatten pueden ser claramente identificadas, como muestra la Figura 9 mediante la técnica de campo oscuro. La difracción de electrones nos indica que la orientación cristalográfica de las placas α Widmanstatten de una colonia es prácticamente idéntica para todas ellas. Este hecho, se pone de manifiesto claramente, cuando deformamos ciclicamente el material en donde aparecen subestructuras de dislocaciones orientadas de la misma manera, a lo largo de varias placas α Widmanstatten de una misma colonia, como muestra la Figura 10.

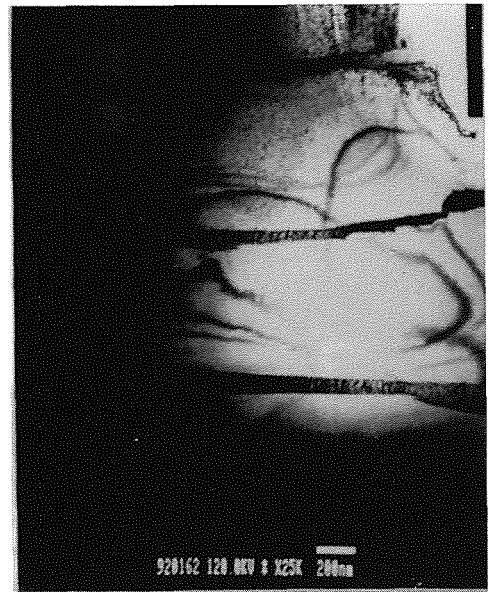


Fig.8. Placas de Widmanstatten sin deformar. Eje de zona [121]



Fig.9. Placas de Widmanstatten sin deformar. Campo oscuro.

Se observa que durante la deformación cíclica se anclan dislocaciones a lo largo de la fase β . Este enmarañamiento de dislocaciones a lo largo de la fase β hace que aparentemente crezca el espesor de sus láminas. Así mismo se crean paredes de dislocaciones a partir de islotes de fase β existentes en la matriz α .



Fig.10. Subestructuras de dislocaciones. Eje de zona 011

Esta alta densidad de dislocaciones en la intercara α - β , así como la deformación incompatible de dichas fases puede ser la causa de la nucleación de las grietas en la interfase de α - β . El exceso de dislocaciones creadas en el límite elástico y su movimiento reversible dentro de las láminas de α pueden explicar el reblandecimiento observado.

Para determinar la naturaleza de las dislocaciones responsables de acomodar la deformación plástica, se determina su vector de Burgers aplicando el criterio $\vec{g} \cdot \vec{b} = 0$, utilizando condiciones de doble haz. Para dicho estudio, se escoge una zona como muestra la Figura 11, donde se aprecia un entrecruzamiento de dislocaciones en las placas α Widmanstätten.

Trabajando con ejes de zona [011] y [121] y utilizando diferentes vectores de difracción \vec{g} se llega a determinar que los vectores de Burgers de las dislocaciones presentes en la Figura 11 son todos de tipo $\vec{a} = 1/3 \langle \bar{2}110 \rangle$, de acuerdo con (11). Cabe señalar aquí la ausencia de maclaje y cómo la deformación plástica es acomodada por deslizamiento. Este es un hecho característico del α -Ti de baja pureza

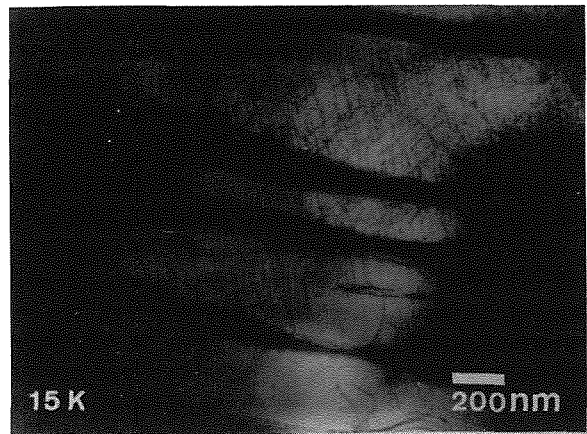


Fig.11. Entrecruzamientos de dislocaciones. Eje de zona 121

ensayado a bajas temperaturas. La presencia de aluminio en nuestra aleación, estabilizante de la fase α parece ser responsable de este comportamiento (12).

Se pone de manifiesto que a medida que se aumenta la amplitud de deformación, aumenta el deslizamiento de tipo \vec{a} , mayoritariamente perpendiculares a la fase β , llegando incluso a producir verdaderas zonas de entrecruzamiento a elevadas deformaciones. Se puede observar en las microestructuras estudiadas que hay una distribución heterogénea de densidad de dislocaciones orientadas todas ellas en la misma dirección, como muestra la Figura 12.

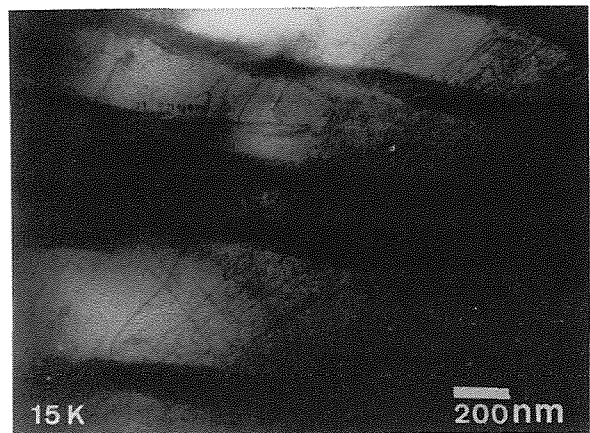


Fig.12. Dislocaciones de tipo \vec{a} . Eje de zona 121

Si analizamos muestras sometidas a amplitudes de deformación de 12×10^{-3} , se aprecia que aparte de lo observado anteriormente, se producen defectos planares

localizados en planos de máxima compacidad o basales. En la Figura 13, se observan estos defectos situados entre placas de α Widmanstatten, con una orientación cristalográfica o eje de zona $[121]$. En la Figura 14, vemos la misma en campo oscuro, con lo que se pone de manifiesto que se trata de una zona del cristal con una orientación cristalográfica distinta de la matriz. Si estos mismos defectos, se observan con un eje de zona $[100]$, vemos que prácticamente se convierten en líneas (Figura 15). Mediante la correspondiente difracción de electrones podemos averiguar que estos defectos planares están situados en planos basales.

Por tanto, se observa que a medida que aumenta la amplitud de deformación, aparte de las intercaras α - β , existen zonas inestables propensas para la nucleación de grietas, tales como las bandas de deslizamiento probablemente debidas a estos defectos situados en planos basales y observadas a mayor amplitud de deformación. Este hecho, se había comprobado parcialmente al estudiar las muestras mediante SEM, donde se observaba que la nucleación y crecimiento de la grieta tendía a situarse en bandas de deslizamiento, siguiendo a éstas o perpendiculares a la fase β . La naturaleza de los defectos planares no ha sido todavía determinada, puesto que no ha sido posible esclarecer si se trata de micromaclas o de dislocaciones parciales con una falla de apilamiento entre ambas. Ambos mecanismos son posibles en el α -Ti.

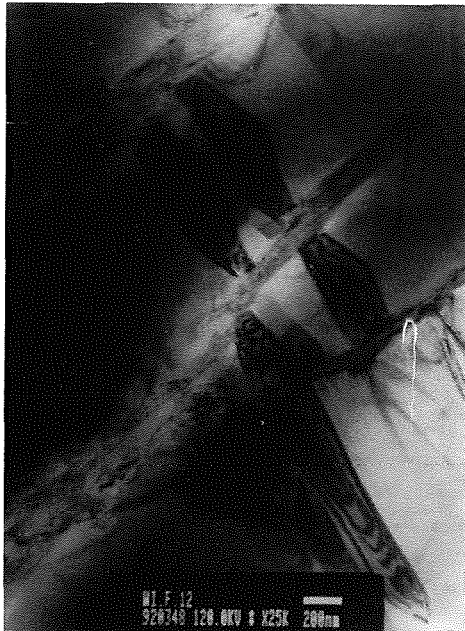


Fig.13. Defectos planares situados en planos basales.
Eje de zona $[121]$

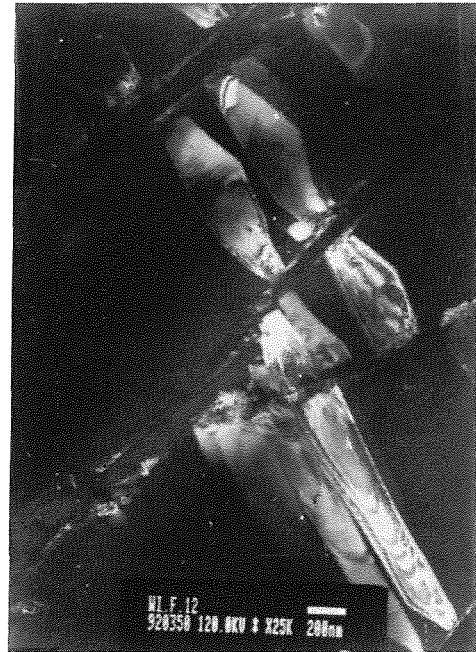


Fig.14. Defectos planares en campo oscuro.

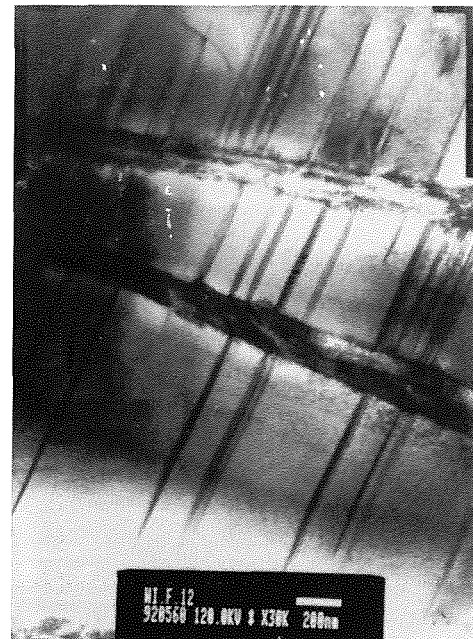


Fig.15. Defectos planares. Eje de zona $[100]$

Agradecimientos.

Los autores agradecen la financiación recibida de la CICYT a través del proyecto MAT 90-0755 y a Industrias Quirúrgicas de Levante S.A. la donación de la aleación objeto de este estudio.

Referencias.

1. Donachie M.J. "Titanium. A Technical Guide". Ed. M.J. Donachie. (1989) pp. 30-32. ASM international. Ohio.
2. Gil F.J. y Planell J.A. "Growth order and activation energies for grain growth of Ti-6Al-4V alloy in β phase". Scripta Metallurgica et Materialia. 25 (1991) pp.2843-2848.
3. Rhodes C.G. y Williams J.C. Metallurgical Transactions 6A. (1975) pp.1670-1671.
4. Gil F.J., Marsal M. y Planell J.A. "Influencia del tratamiento térmico sobre la nucleación y propagación de grietas por deformación cíclica en la aleación Ti-6Al-4V". Anales de Mecánica de la Fractura. vol. 9 (1992). p. 162.
5. Wells C.H. y Sullivan C.P. "Low-cycle fatigue crack initiation in Ti-6Al-4V". Transactions of the ASM. vol. 62 (1969) pp. 263-267.
6. Wanhill R.J.H., Galatolo R. y Looije C.E.W. " Fractographic and microstructural analysis of fatigue crack growth in a Ti-6Al-4V fan disc forging". Int. J. Fatigue vol. 11 n.6 (1989) pp.407-416.
7. Hall I.W. y Hammond C. Proc. 2nd Int. Conf. on Titanium (editado por R.I.Jaffe y M.Burte), vol.1 (1973) p.715.
8. Hall I.W. y Hammond C. Mater.Sci. Engng. 26 (1972) p. 241.
9. Yoo M.H. "Slip, Twinning, and Fracture in Hexagonal Close-Packed Metals". Metallurgical Transactions 12A, (1981) pp.409-418.
10. Naka S. y Lasalmonie A. "Cross-slip on the first order pyramidal plane (10T1) of a-type dislocations [1210] in the plastic deformation of α -titanium single crystals". Journal of Materials Science 18 (1983) pp. 2613-2617.
11. Naka S., Lasalmonie A., Costa P., y Kubin L.P. "The low temperature plastic deformation of α -titanium and the core structure of a-type screw dislocations". Philosophical Magazine A vol. 57, n. 5 (1988) pp.717-740.
12. Benson D.K., Grosskreutz J.C. y Shaw J.J. Metallurgical Transactions 3A, (1972) pp. 1239-1248.