

## ESTUDIO DE LA NUCLEACION DE GRIETAS EN LA ALEACION Ti-6Al-4V SOMETIDA A FATIGA OLIGOCICLICA

*J.M. Manero*

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

Dpto de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica. E.T.S. de Ingenieros Industriales de Barcelona.. UPC. Avda. Diagonal 647. Barcelona

**Resumen:** Se propone un modelo en el que la placa de fase  $\beta$  se puede considerar, desde el punto de vista mecánico, como un monocristal cúbico centrado en el cuerpo que al someterlo a esfuerzos alternativos de tracción - compresión experimenta un deslizamiento asimétrico sobre un plano  $\{110\}$  y otro plano a pocos grados del anterior que no se ha podido determinar. Este deslizamiento asimétrico juntamente con la mayor plasticidad de la fase  $\beta$  provoca unos cambios de forma de la fase  $\beta$  en la superficie de la probeta que puede favorecer la nucleación de grietas en las intercaras  $\alpha/\beta$  a bajas amplitudes de deformación ( $\Delta\varepsilon/2=\pm 5\times 10^{-3}$ ). Por el contrario, a amplitudes de deformación más elevadas, estos cambios de forma de la fase  $\beta$  tienden a desaparecer debido a que en la fase  $\beta$  se activa más de un sistema de deslizamiento desplazándose la nucleación de grietas más hacia las bandas de deslizamiento en la fase  $\alpha$ .

**Abstract:** From the mechanical point, in the Widmanstätten microstructure, the  $\beta$ -phase plate can be consider as a B.C.C. single crystal. When it is cyclically deformed at a constant strain amplitude with net zero plastic strain per cycle, it undergo large changes in shape. According to others materials, these changes have been explained by considering that as consequence of the slip asymmetry of the BCC crystal, the glide that takes place on one slip plane in tension is not completely reversed in that plane in compression, but takes place as well on another slip plane. At low strain amplitude ( $\Delta\varepsilon/2=\pm 5\times 10^{-3}$ ), the crack nucleation in the  $\alpha/\beta$  interphase can be explained by means of these changes of shape of the  $\beta$  phase on the surface and the fact that the  $\beta$  phase is softer than the  $\alpha$  phase.

### 1. INTRODUCCION

Tanto el titanio comercialmente puro como la aleación Ti-6Al-4V se están utilizando ampliamente en tecnología médica a la hora de producir diferentes tipos de implantes ortopédicos, dentales o vasculares. Ello se debe tanto a las buenas propiedades mecánicas de este metal, como a su excelente resistencia a la corrosión en medios agresivos similares al cuerpo humano (1).

Para mejorar la integración de la prótesis al hueso, se propuso la utilización de recubrimientos porosos de partículas de titanio sobre las superficies de la prótesis. La técnica para producir dichos recubrimientos consiste en la sinterización de partículas de titanio sobre la superficie de la prótesis. Cuando se lleva a cabo este recubrimiento poroso en la superficie de una prótesis, las temperaturas involucradas pueden exceder fácilmente los 1.200°C, con lo cual, la microestructura

resultante corresponde a la que se obtiene al forjar en la región  $\beta$ , aunque con un enorme tamaño de grano. El efecto concentrador de tensiones asociado en los poros del recubrimiento puede convertirse en causa de nucleación de grietas por fatiga en dicha región cubierta. Por este motivo, el objetivo de este trabajo es el estudio del comportamiento a fatiga de las microestructuras procedentes de la región  $\beta$ . Para ello se ha estudiado la fatiga oligocíclica de la aleación Ti-6Al-4V con una microestructura de tipo Widmanstätten a diferentes amplitudes de deformación.

### 2. METODO EXPERIMENTAL

La aleación Ti-6Al-4V utilizada en este trabajo ha sido suministrado gentilmente por la empresa Technaloy. El material de partida ha sido suministrado en cilindros de 12mm de diámetro, forjado a 950°C y recocido a 700°C durante dos horas y enfriado al aire. La composición química de la aleación se muestra en la tabla siguiente:

material de partida ha sido suministrado en cilindros de 12mm de diámetro, forjado a 950°C y recocido a 700°C durante dos horas y enfriado al aire. La composición química de la aleación se muestra en la tabla siguiente:

Tabla I Composición química de la aleación.

Al	V	Fe	C	O	N	Ti
6.1	4.0	0.11	0.02	0.09	0.01	Resto

Se mecanizaron una serie de probetas que fueron tratadas térmicamente a 1.050°C durante 1 hora en un horno tubular con atmosfera controlada de Argón y enfriadas en el interior del horno a una velocidad aproximada de 4°C/min. La microestructura obtenida consiste en placas Widmanstätten de fase  $\alpha$  (HC), rodeadas de fase  $\beta$  (CCC), como puede verse en la figura 1.



Figura 1. Microestructura de Widmanstätten

Los ensayos de deformación cíclica fueron realizados con una máquina servohidráulica de 100KN de capacidad bajo un control de deformación de  $R = -1$ . Las amplitudes de deformaciones utilizadas fueron  $\pm 5 \times 10^{-3}$ ,  $\pm 7 \times 10^{-3}$  y  $\pm 12 \times 10^{-3}$ . Las probetas fueron ensayadas a diferentes número de ciclos y al menos una se llevó hasta fractura.

Para su posterior observación por MET las muestras fueron adelgazadas mediante la técnica de bombardeo iónico. Las muestras resultantes se caracterizaron mediante un microscopio electrónico de transmisión, JEOL 1200 EX-II equipado con un espectrómetro de energía dispersiva de RX.

### 3. RESULTADOS EXPERIMENTALES

Cuando las muestras son sometidas a deformación cíclica a diferentes amplitudes de deformación se

observa un endurecimiento en los 4 o 5 primeros ciclos seguido de un reblandecimiento o saturación hasta fractura. En la figura 2 se muestra dichas curvas de reblandecimiento cíclico para las diferentes amplitudes de deformación estudiadas

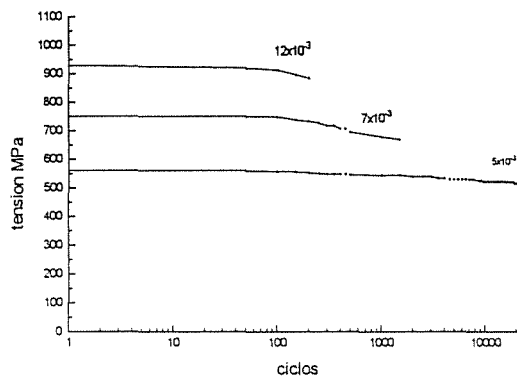


Figura 2. Curvas de reblandecimiento cíclico.

Si se estudia mediante un MEB la nucleación de grietas en la superficie de la probeta se tiene que para amplitudes de deformación bajas ( $\pm 5 \times 10^{-3}$ ), la nucleación de grietas se produce fundamentalmente a lo largo de las intercaras  $\alpha/\beta$ . Por ejemplo, en la figura 3 se muestra el aspecto superficial de la caña de una probeta deformada cíclicamente a 2.500 ciclos donde se observa claramente la formación de una grieta de una longitud de 2  $\mu\text{m}$  en la intercara  $\alpha/\beta$ . Por el contrario, para amplitudes de deformaciones mayores ( $\pm 7 \times 10^{-3}$  y  $\pm 12 \times 10^{-3}$ ), la nucleación tiene lugar preferentemente a través de las bandas de deslizamiento (Figura 4).

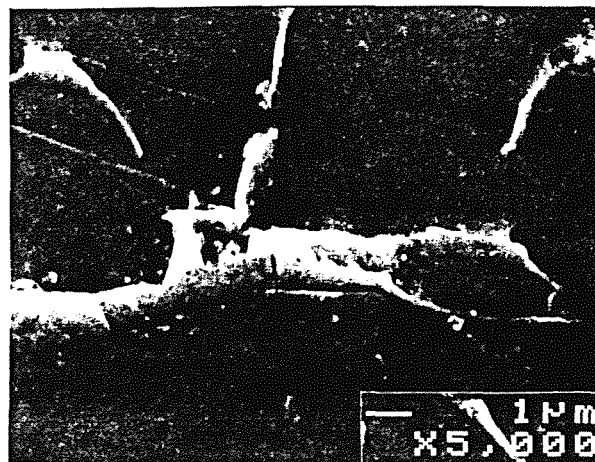


Figura 3. Nucleación de las grietas en las intercaras  $\alpha/\beta$ .

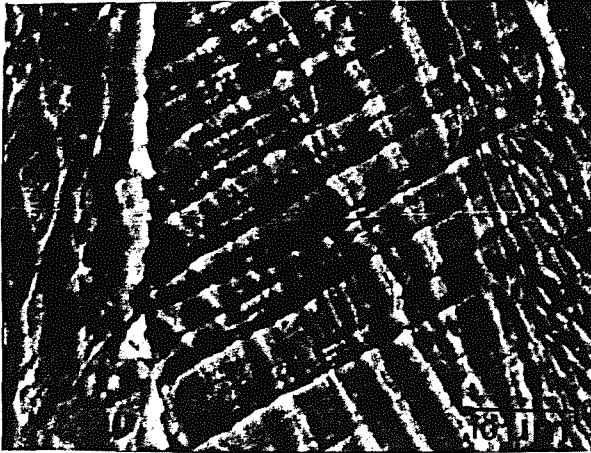


Figura 4. Nucleación de grietas en las bandas de deslizamiento de la fase  $\alpha$ .  $\Delta\epsilon/2=\pm 7 \times 10^{-3}$ .

Si mediante MET se examinan las muestras deformadas a una amplitud de deformación de  $\pm 5 \times 10^{-3}$  y a un  $n^\circ$  de ciclos bajo, por ejemplo, a un 10% con respecto a la vida a fatiga oligocíclica (0.10Nf), se observa claramente que la fase  $\beta$  es la que se deforma plásticamente con mayor facilidad. La figura 5 corresponde a varias micrografías, tanto en campo claro como en campo oscuro, del aspecto de la fase  $\beta$  una vez deformada cíclicamente. Se han tomado bajo una condición de reflexión de  $g=0002$  para la fase  $\alpha$ , con el fin de extinguir las dislocaciones  $\langle a \rangle$  y poder resaltar la morfología de la fase  $\beta$ . Se observa claramente como la fase  $\beta$  aparece fuertemente deformada y cizallada a lo largo de una dirección. Mediante la técnica de difracción de electrones se deduce que el plano de cizalladura de la fase  $\beta$  corresponde a la familia de planos  $\{110\}$  o a un plano muy próximo a éstos que no se ha podido identificar experimentalmente. En la bibliografía los planos  $\{110\}$  se referencian como planos típicos de deslizamiento en las estructuras cúbicas centradas en el cuerpo ya que contienen las direcciones de máxima compacidad. Por tanto, el hecho de que el cizallamiento se produzca en uno de los seis planos equivalentes  $\{110\}$  dependerá del factor de Schmid en cada caso. Para esta amplitud de deformación, la fase  $\alpha$  aparece muy poca deformada observándose, de vez en cuando, algún deslizamiento planar  $\langle a \rangle \{110\}$ .

Si se observa la superficie de las muestras deformadas cíclicamente mediante microscopía electrónica de barrido se comprueba que para algunas colonias de placas widmstätten, la fase  $\beta$  tiende a extruirse hacia el exterior de la superficie (Figura 6).

Finalmente, cuando se examinan muestras deformadas cíclicamente a una amplitud de deformación mayor, éstas presentan algunas diferencias con respecto a las

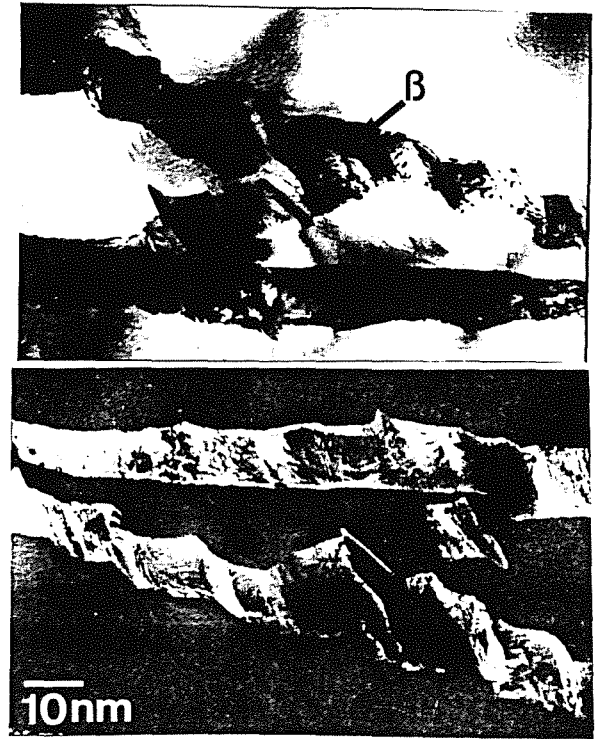


Figura 5. Morfología de las placas de fase  $\beta$  tanto en campo claro como en campo oscuro. ( $\Delta\epsilon/\pm 5 \times 10^{-3}$  y  $N=1200$  ciclos.)

ensayadas a  $\pm 5 \times 10^{-3}$ . Por un lado, el aspecto cizallado de la fase  $\beta$  tiende a desaparecer. Evidentemente, la fase  $\beta$  se deforma plásticamente pero no se observa estos cambios bruscos de forma. En este caso, en la fase  $\alpha$  aparecen diferentes deslizamientos planares  $\langle a \rangle$  que deslizan a través de planos prismáticos. Y por otro lado, como se comentó anteriormente se observa que la nucleación de las grietas tiende a desplazarse hacia las bandas de deslizamiento de la fase  $\alpha$ .

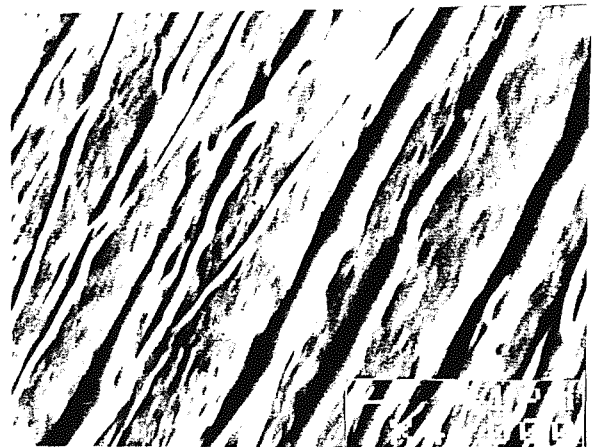


Figura 6. Aspecto superficial de la caña de la probeta. Se observa la extrusión de la fase  $\beta$ .

#### 4.- DISCUSION DE RESULTADOS

Cuando se deforma cíclicamente un cristal cúbico centrado en el cuerpo a una amplitud de deformación constante  $R = -1$ , el cristal puede experimentar cambios de forma. Por ejemplo, la sección transversal de una probeta cilíndrica cambia a una forma elíptica. Estos cambios observados al ensayar a deformación cíclica (tensión-compresión) han sido estudiados por diversos autores en diferentes metales. (2, 3). Estos cambios de forma dependen de factores tales como, la amplitud de deformación, velocidad de deformación y la temperatura (3). Este cambio de forma se explica como consecuencia de un deslizamiento asimétrico. El deslizamiento que tiene lugar sobre un plano de deslizamiento determinado bajo un estado de tracción no es totalmente reversible cuando el material se somete a un estado de compresión, ya que parte del deslizamiento tiene lugar en otro plano o incluso la totalidad del deslizamiento tiene lugar en otro plano diferente.

Mediante los correspondientes diagramas de difracción de electrones se ha demostrado que el plano a través de cual la fase  $\beta$  se cizalla corresponde a un plano de la familia de planos  $\{110\}$ . Este hecho es importante ya que coincide con los planos de deslizamiento típicos referenciados en la bibliografía para las estructuras CCC.

En el caso de la microestructura Widmanstätten, se propone que la placa de fase  $\beta$  se puede considerar, desde el punto de vista mecánico, como un monocristal CCC que al someterlos a esfuerzos alternativos de tracción - compresión se produce un deslizamiento asimétrico sobre un plano  $\{110\}$  y otro plano cercano a éste, el cual no se ha podido determinar en este caso. Por ejemplo, en los estudios realizados con el molibdeno se demuestra que en compresión es un plano irracional muy cercano al anterior ( $\sim 4^\circ$ ) (3).

En función de la orientación de la colonia de placas  $\alpha$  Widmanstätten y para amplitudes de deformación bajas, sólo se activa un sistema de deslizamiento  $\{110\}$  de la fase  $\beta$ , de tal forma que, este deslizamiento asimétrico que se origina durante los ciclos de tracción - compresión produce estos cambios de forma observados experimentalmente. Por el contrario, cuando se aumenta la amplitud de deformación del ensayo ( $\pm 7 \times 10^{-3}$  y  $\pm 12 \times 10^{-3}$ ) se puede activar más de un sistema de deslizamiento  $\{110\}$  de la fase  $\beta$  compensando, en gran medida, estos cambios de forma. Este es el motivo de por qué la fase  $\beta$  no experimenta estos cambios tan bruscos de forma a medida que se aumenta la amplitud de deformación

El problema que se plantea ahora es que si se acepta que la fase  $\beta$  sufre cambios de forma, estos cambios de forma deben ser compatibles con la fase  $\alpha$  y, por consiguiente, la fase  $\alpha$  deberá deformarse plásticamente alrededor de la fase  $\beta$ . Este hecho se puede comprobar claramente en la figura 7 donde la fase  $\alpha$  acomoda la deformación plástica mediante la formación de dislocaciones alrededor de la fase cizallada.

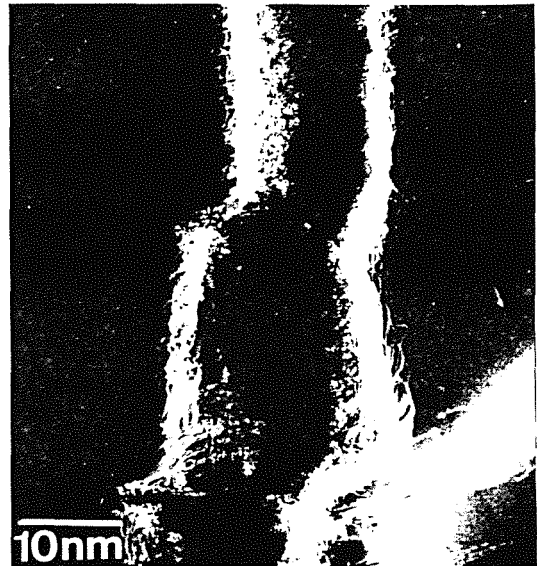


Figura 7. Acomodación de la fase  $\alpha$  mediante la formación de dislocaciones alrededor de la fase  $\beta$ .

Para amplitudes de deformación bajas se observa experimentalmente que la fase  $\beta$  es la que se deforma plásticamente con mayor facilidad. Este hecho provoca que ésta se extruya hacia el exterior a medida que se cicla el material. Esta extrusión de la fase  $\beta$  hacia el exterior se puede explicar por el hecho que dicha fase  $\beta$  no está totalmente confinada en el interior de la fase  $\alpha$ . En superficie la manera más simple de acomodar los cambios de forma es mediante la extrusión de la fase  $\beta$  hacia el exterior. La situación que se tiene pues en superficie es la deformación incompatible entre la fase  $\alpha$  y la fase  $\beta$ . Es decir, que mientras la fase  $\beta$  cambia de forma y se extruye, la fase  $\alpha$  no se adapta a la deformación de la fase  $\beta$  y, por consiguiente, se pueden abrir grietas en las intercaras  $\alpha/\beta$ . Además, una vez producida la extrusión de la fase  $\beta$ , ésta actúa como concentradora de tensiones y, por tanto, puede contribuir a la nucleación y posterior propagación de la grieta.

Por tanto, estas extrusiones de la fase  $\beta$  pueden explicar que la nucleación de grietas tenga lugar, preferentemente, en las interfases  $\alpha/\beta$  para amplitudes de deformación bajas. En función de la orientación de la

colonia de placas Widmanstätten y de la dirección del esfuerzo aplicado, la fase  $\beta$  se puede extruir más o menos en la superficie y, por tanto, favoreciendo o retardando la nucleación de las grietas.

Para amplitudes de deformación mayores, se produce un cambio de mecanismo en la nucleación de las grietas debido a, por un lado, a la desaparición de los cambios de forma de la fase  $\beta$  retardando la extrusión de ésta en la superficie y, por otro lado, a que las tensiones alcanzadas durante el ensayo son superiores a la tensión crítica de cizalladura, TCC, necesaria para que se produzcan deslizamientos planares  $\langle a \rangle_{\{110\}}$ . Por este motivo existe una elevada densidad de deslizamientos planares en la fase  $\alpha$  favoreciendo la nucleación de las grietas en éstas.

## 5. CONCLUSIONES

1. Desde el punto de vista mecánico, se propone que la placa de fase  $\beta$  se puede considerar como un monocristal C.C Cuerpo que al someterlo a esfuerzos alternativos de tracción - compresión se produce un deslizamiento asimétrico sobre un plano  $\{110\}$  y otro plano cercano a éste, el cual no es posible determinar en este caso.

2.- En función de la orientación de la colonia de placas  $\alpha$  Widmanstätten y para bajas amplitudes de deformación, en la fase  $\beta$  sólo se activa un sistema deslizamiento  $\{110\}$ , de tal forma que este asimétrico que se origina durante los ciclos de tracción-compresión produce unos cambios de forma.

Estos cambios de forma, juntamente con la mayor plasticidad de la fase  $\beta$ , favorece la extrusión de ésta en la superficie de la probeta, dando lugar a zonas propicias para la nucleación de grietas

3.- A mayores amplitudes de deformación, las tensiones alcanzadas al deformar cíclicamente ya son capaces de producir una elevada densidad de deslizamientos planares  $\langle a \rangle$  desplazando la nucleación de grietas hacia éstos. Además, otro hecho que hay que tener en cuenta es la desaparición de los cambios de forma de la fase  $\beta$  observados experimentalmente.

## 6. REFERENCIAS

1. Fraker A.C. et al "Corrosion of Titanium alloys in physiological solutions" Proc. Of Second International Conference in Titanium. Ed. Williams Plenum Press. 1983
2. Anglada M et al, Phil. Magazine vol 44 pp.499 (1981)
3. Planell et al, Phil. Magazine vol 54 pp.325-342 (1981)