

INICIACION DE LAS GRIETAS EN LOS METALES C.C: UN POSIBLE MECANISMO BASADO EN LA ASIMETRIA DEL DESLIZAMIENTO.

Marcos J. Anglada Gomila

Depto. de Metalurgia, Escuela Técnica Superior de Ingenieros Industriales. Universidad Politécnica de Cataluña.

Se describe la influencia de la asimetría del deslizamiento y del esfuerzo en el comportamiento mecánico de los monocristales con estructura cúbica centrada sometidos a fatiga en tracción-compresión. La asimetría del deslizamiento produce un cambio de forma en las probetas de manera que la sección originalmente circular se convierte en elíptica.

También se examina la influencia de los cambios de forma sobre la iniciación de las grietas en los policristales. Para ello se analizan los cambios de forma en dos granos superficiales contiguos con diferentes orientaciones cristalográficas y se concluye que los cambios de forma incompatibles producidos en los granos por el deslizamiento asimétrico, origina la formación intergranular de las grietas.

It is described the influence of the slip and stress asymmetry in the mechanical behaviour of b.c.c. single crystals cyclically deformed in tension-compression. The slip asymmetry produces a change in shape in the specimens, so that the initial circular cross-section becomes elliptical.

The influence of the shape changes on crack nucleation in polycrystals is also examined. From the analysis of the shape changes in two surface adjacent grains with different crystallographic orientations it is concluded that the incompatible shape changes, produced by the slip asymmetry in each grain, is responsible for the nucleation of the cracks at the grain boundaries.

1 - INTRODUCCION

Durante los últimos veinticinco años, la investigación de los mecanismos de deformación de los monocristales con estructura cúbica centrada (CC) ha sido estimulada gracias al desarrollo, a finales de los años cincuenta, del método de crecimiento de cristales por fusión de una zona flotante mediante bombardeo de electrones. Como resultado de estas investigaciones, se ha determinado que a temperaturas inferiores a una temperatura crítica, T_C ($T_C = 0,15 T_m$, donde T_m es la temperatura de fusión), estos metales poseen características bien definidas que los diferencian de los metales con estructura cúbica centrada en las caras (CCC) o con estructura hexagonal compacta. Entre estas características cabe mencionar la fuerte influencia de la temperatura y la velocidad de deformación sobre el límite elástico, la tendencia a la rotura por clivaje y la fuerte sensibilidad a pequeñas cantidades de elementos intersticiales. - Otros aspectos más específicos de los monocristales CC en el régimen de bajas temperaturas, $T < T_C$, son la variación del esfuerzo de fluencia con la orientación cristalográfica, la no validez de la ley de Schmid para el deslizamiento y la asimetría del deslizamiento con respecto a tracción y compresión (para una revisión de las propiedades mecánicas de los monocristales CC, véase por ejemplo, /1,2/).

La mayoría de los estudios sobre monocristales CC se han concentrado en la investigación de su comportamiento bajo deformación unidireccional, siendo más bien relativamente escaso el número de trabajos sobre deformación cíclica aparecidos en los últimos veinte años. Recientemente, ha surgido un interés creciente en el estudio del comportamiento mecánico de los monocristales CC sometidos a deformación cíclica, y uno de los resultados más interesantes de estas investigaciones ha sido el poner de relieve la importancia de la asimetría del deslizamiento, es decir, el hecho de que el plano de deslizamiento en tracción no es el mismo que en compresión /1/. Esto repercute espectacularmente durante la deformación cíclica, ya que los monocristales cambian continuamente su forma, a pesar de ser deformados controlando la deformación plástica y de ser sometidos a la misma deformación en tracción y en compresión.

En este trabajo se revisa brevemente el comportamiento mecánico de los monocristales bajo la acción de cargas cíclicas en tracción-compresión, poniendo especial énfasis en la influencia de la asimetría del deslizamiento sobre los cambios de forma. Finalmente, se presenta en detalle un posible mecanismo para la iniciación intergranular de las grietas en los policristales b.c.c. basado en la asimetría del deslizamiento. Se determinan los cambios de forma esperados en dos granos superficiales y se constata que los cambios de forma incompatibles producen tensiones en los límites de grano que favorecen la iniciación de grietas.

2 - LA CURVA DE DEFORMACION CICLICA

El comportamiento mecánico de los metales sometidos a fatiga oligocíclica en tracción-compresión se suele describir mediante la curva de deformación cíclica, que se obtiene graficando el esfuerzo axial correspondiente a la amplitud de deformación en el estado de saturación en función de la amplitud plástica de deformación. La curva de deformación cíclica de monocristales puros con estructura CC ha sido determinada para diversos elementos y aleaciones ferríticas (para una revisión, véase /3/) a temperaturas cercanas a T_C . Alrededor de T_C se ha encontrado que dicha curva presenta diferentes estadios caracterizados por diferentes pendientes, cuya extensión depende de forma sensible de la velocidad de deformación y de la temperatura /4/. En la fig. 1 se presenta la curva de deformación cíclica para el niobio puro monocristalino obtenida a temperatura ambiente en una probeta con una orientación cristalográfica alrededor del centro del triángulo estereográfico unitario. El estadio I, el cual no se muestra en la fig. 1, corresponde a amplitudes de deformación

entre el límite proporcional macroscópico y el punto de cedencia superior. La curva es prácticamente horizontal y empieza a detectarse cierta asimetría en el esfuerzo. Los estadios III y IV corresponden a amplitudes de deformación plásticas mayores que las correspondientes al punto de cedencia superior y están caracterizados por un endurecimiento cíclico pronunciado el cual, en el estadio III, es particularmente sensible a la amplitud de deformación.

3 - LA ASIMETRÍA EN EL ESFUERZO Y EN EL DESLIZAMIENTO

En los ensayos controlando la amplitud de deformación (la misma en tracción y en compresión) y a temperaturas $T < T_C$, generalmente se observa que los esfuerzos axiales de tracción y compresión no tienen el mismo valor. Esta asimetría depende de la orientación cristalográfica de las probetas. Así, por ejemplo, en los cristales de niobio con orientación $\{100\}$ el esfuerzo de compresión es mayor que el de tracción, mientras que en los cristales $\{110\}$ ocurre lo contrario /5/. Una consecuencia importante de esto es que cuando los monocristales CC se deforman cíclicamente controlando la carga, éstos cambian continuamente su longitud alargándose o contrayéndose según sea la orientación cristalográfica de las probetas /6/.

Otra característica de los metales CC es la asimetría en el deslizamiento, es decir el plano de deslizamiento en tracción no es el mismo que en compresión. Es bien conocido que en los metales CC el deslizamiento ocurre por medio de dislocaciones con vector de Burgers $(a/2) \langle 111 \rangle$; sin embargo, los planos de deslizamiento no están perfectamente definidos y han sido detectados tanto los planos cristalográficos $\{110\}$, $\{112\}$ y $\{123\}$ como planos de índices irracionales pertenecientes a la zona $\langle 111 \rangle$. El plano de deslizamiento es sensible a las condiciones del ensayo tales como la orientación cristalográfica del eje de las probetas, la temperatura, la velocidad de deformación, la pureza, el modo de ensayo y la magnitud de la deformación. Por ejemplo, en monocristales muy puros de niobio y de tántalo deformados a temperaturas inferiores a temperatura ambiente, se ha determinado que el deslizamiento tiene lugar sobre planos cristalográficos $\{110\}$ y $\{112\}$; sin embargo, en cristales de menor pureza deformados a temperaturas superiores a temperatura ambiente, el deslizamiento ocurre en el plano donde el esfuerzo de cizalladura es máximo y en planos $\{123\}$ /7-9/.

La figura 2 muestra la proyección estereográfica de las líneas de deslizamiento que se producen durante la fatiga de monocristales de niobio. Las líneas de deslizamiento definen las trazas de dos planos de deslizamiento, el plano (110) ($\psi = 0^\circ$) en tracción y el plano $\psi = +10^\circ$ en compresión.

4 - CAMBIOS DE FORMA

Cuando los monocristales CC son deformados en fatiga a tracción-compresión sin deformación axial neta por ciclo, la activación de diferentes sistemas de deslizamiento en cada modo de sollicitación conduce a un desplazamiento irreversible de materia por ciclo y, por tanto, a un cambio de forma. El efecto más notable es el cambio de la forma de la sección de las probetas de circular a elíptica /4,10-12/.

El desplazamiento $\Delta \vec{u}(\vec{r})$ de punto de vector posición \vec{r} después de N-ciclos puede calcularse usando un modelo basado en la hipótesis de que el deslizamiento en tracción y en compresión ocurre en planos distintos pero pertenecientes a la misma zona definida por la dirección del deslizamiento primario, b. Se puede demostrar /13/ que el desplazamiento neto producido por el deslizamiento asimétrico puede describirse formalmente como si el deslizamiento ocurriera en el plano que contiene la dirección de deslizamiento y el eje de la probeta. Después de N-ciclos el vector desplazamiento viene dado por:

$$\vec{\Delta u}(\vec{r}) = \frac{F \epsilon_{cum}}{\text{sen } \xi} (\vec{r} \cdot \vec{n}) \vec{b} \quad (1)$$

donde F es una constante positiva que depende de la magnitud de la asimetría del deslizamiento y de la dirección de la fuerza aplicada. La deformación plástica acumulada, ϵ_{cum} , es igual a $4 N \epsilon_p$ siendo ϵ_p la amplitud de deformación plástica. El ángulo ξ es el formado entre la dirección del deslizamiento y la dirección de la fuerza aplicada. El vector unitario \vec{n} viene definido por:

$$\vec{n} = \frac{\gamma_1 \vec{n}_1 + \gamma_2 \vec{n}_2}{|\gamma_1 \vec{n}_1 + \gamma_2 \vec{n}_2|} \quad (2)$$

donde γ_1 y γ_2 son las deformaciones de cizalladura sobre los planos cuyas normales son \vec{n}_1 y \vec{n}_2 , respectivamente; \vec{n} es perpendicular a \vec{B} y a la dirección de la fuerza aplicada.

Los componentes del vector desplazamiento en el sistema de coordenadas de la Fig. 3 vienen dadas por:

$$\Delta u_1 = F \epsilon_{cum} X_2; \quad \Delta u_2 = 0; \quad \Delta u_3 = \cotg \xi F \epsilon_{cum} X_2 \quad (3)$$

El efecto de estos desplazamientos sobre la forma de las probetas cilíndricas es transformar la sección circular de las probetas (de diámetro d_0) en elíptica con diámetros extremos d_{max} y d_{min} . La magnitud del cambio de forma puede medirse mediante el cociente d_{max}/d_{min} , el cual, según el modelo anterior, viene dado por:

$$\frac{d_{max}}{d_{min}} = \frac{\left(1 + \left(\frac{1}{2} F \epsilon_{cum}\right)^2\right)^{1/2} + \frac{1}{2} F \epsilon_{cum}}{\left(1 + \left(\frac{1}{2} F \epsilon_{cum}\right)^2\right)^{1/2} - \frac{1}{2} F \epsilon_{cum}} \quad (4)$$

Para deformaciones $\epsilon_{cum} > 1$, el cambio de forma observado es menor que el calculado a partir de la ecuación (4). La razón de esta diferencia ha sido atribuida a la existencia de deslizamiento en sistemas secundarios /4,11/. Se ha determinado que el cambio de forma es prácticamente nulo en el estadio I de la curva de deformación cíclica y aumenta con la amplitud de deformación plástica en los estadios II, III y IV /4,11,12/. En el caso del niobio, (Fig. 4) para una amplitud de deformación plástica constante, los cambios de forma aumentan al disminuir la temperatura por debajo de T_C , lo cual ha sido explicado en términos de una mayor asimetría en la deformación. La influencia de la velocidad de deformación ha sido estudiada en monocristales de hierro /14/, niobio /4/ y en aleaciones ferríticas Fe-3% Si, y Fe-26% Cr 1% Mo /12/.

En todos los casos se ha observado que el cambio de forma a temperatura ambiente decrece al disminuir la velocidad de deformación.

5 - INICIACION DE LAS GRIETAS

En los cristales CC con orientaciones cristalográficas para las cuales existe una fuerte asimetría en el deslizamiento, a menudo se observa que durante la deformación cíclica a amplitudes de deformación dentro del estadio IV de la curva de deformación cíclica las grietas se forman en puntos cercanos a los extremos de la longitud de prueba de las probetas, es decir, en la región cercana a donde la probeta aumenta de sección, y por lo tanto, no hay cambio de forma. Esto parece indicar que la grieta se nuclea en la zona que separa la parte de la probeta que cambia de forma de la zona donde el cambio de forma es

tá impedido debido a las ligaduras impuestas por la geometría de la probeta.

En el caso de policristales, en principio es de esperar que durante la deformación cada grano cambie su forma de acuerdo a la magnitud de la asimetría - del deslizamiento y a las ligaduras impuestas por los granos contiguos. Puesto que los granos superficiales pueden deformarse más libremente que los granos del interior, los cambios de forma serán más importantes en los granos superficiales.

Para ilustrar los cambios de forma incompatibles de dos granos contiguos su per fi ci ales, supongamos que tenemos dos granos, 1 y 2, sobre la superficie del policristal y orientados de tal forma que las proyecciones de las direcciones de deslizamiento en cada grano sobre el plano de la sección de la probeta son perpendiculares a la superficie del borde de grano. Si los vectores \vec{n} , definidos en la ecuación (2) están dirigidos según está indicado en la Fig. 5a, entonces aplicando las ecuaciones (3) resulta que en los lados opuestos de la línea AA', los desplazamientos Δu_1 están dirigidos en direcciones opuestas y son perpendiculares a la superficie del borde de grano. Los desplazamientos en la dirección pa ra le la a la superficie del borde de grano, en general son de magnitudes disti nt as a ambos lados del borde de grano.

En el caso de que los granos estén orientados según se indica en la Fig. 5b entonces los desplazamientos son paralelos a la superficie del borde grano, y su efecto será producir un desplazamiento de la superficie del grano 1 hacia - afuera con respecto al grano 2, formándose un escalón sobre la superficie de la probeta. En general, la proyección de \vec{b} sobre el plano perpendicular al esfuerzo aplicado no será simplemente paralela o perpendicular al borde de grano, sino que formará un ángulo cualquiera con la superficie del límite del grano. Los desplazamientos resultantes en este caso serán la superposición de los producidos en los dos casos anteriores.

Mughrabi y Wuthrich /11/ han sugerido que la iniciación de la grieta inter granular, provocada por el cambio de forma, es el modo dominante de nucleación de grietas en los policristales de hierro en el régimen de bajas temperaturas. Estos autores han observado que cuando el hierro policristalino es deformado - cíclicamente a velocidades de deformación grandes (10^{-2} s^{-1}) y a amplitudes de deformación grandes (o sea, bajo condiciones que favorecen los cambios de forma en los monocristales), se produce un relieve muy acentuado en la superficie de las probetas y las grietas se originan en los bordes de grano. Por el contrario si la deformación cíclica se realiza a velocidades pequeñas (10^{-6} s^{-1}) y a amplitudes pequeñas (o sea, bajo condiciones que desfavorecen los cambios de for ma en los monocristales), entonces se observa que la superficie de las probetas permanece lisa y las grietas se nuclean de forma transgranular.

Resultados similares han sido publicados por Magnin y Driver /15/ para - aleaciones ferríticas (Fe-3% Si, Fe-26%Cr-1%Mo) a temperatura ambiente, y por Guiu et al. /16/ en Fe puro. Estos últimos autores observaron que la nucleación tiene lugar preferentemente en los bordes del grano, pero la propagación se realiza de forma transgranular. También pusieron de relieve que en poli-- cristales sin bordes de grano perpendiculares al esfuerzo aplicado (debido a la existencia de granos grandes alargados de forma acicular) las grietas se originan en los límites de grano paralelos al esfuerzo aplicado).

6 - REFERENCIAS

- /1/ Christian, J.W., Met. Trans. 14A, pp 1237 (1983).
- /2/ Sestak, B. "Proceedings of the 5th International Conference on the Strength of Metals and Alloys". Vol. III., editado por P. Haasen, P. Gerald y G. - Kostorz, Pergamon Press, Oxford 1980.
- /3/ Magnin T., Driver, J., Lepinoux, J. y Kubin, L.P., Revue Phys. Appl. 19 pp. 467 (1984).

- /4/ Anglada, M. y Guiu F. Philos Mag. A, 44 pp. 499 (1981).
- /5/ Anglada, M. y Guiu, F., Philos Mag. A, 44, pp. 524 (1981).
- /6/ Etemad, B y Guiu, F. Comunicación Personal
- /7/ Duesbery, M.S., Foxall, R.A., y Hirsch, P.B. J. de Physique, 27 pp. 193 (1966).
- /8/ Lachenmann, R. y Schultz H., Z. Metallk. 66 , pp. 443 (1975).
- /9/ Mitchell, R.E. y Spitzig W.A., Acta Metall., 13 , pp 1169 (1965)
- /10/ Neuman, R., Z. Metall K., 66, pp 26 (1975).
- /11/ Mughrabi, H. y Wüthrich Ch., Philos. Mag., 33, pp. 963 (1976).
- /12/ Magnin, T y Driver, J.H., Mat. Sci. Eng., 39, pp 175 (1979).
- /13/ Guiu F. y Anglada, M., Philos. Mag. A, 42 pp. 271 (1980)
- /14/ Mughrabi, H., Herz, K. y Stark, X., Acta Metall. 24 pp.659 (1976).
- /15/ Magnin, T. y Driver, J.H., ICF5, Advance in Fracture Research, editado por D. François, p. 307, Oxford 1980.
- /16/ Guiu F. et al., Fat. Engng. Matls and Structures, 5,pp. 311 (1982).

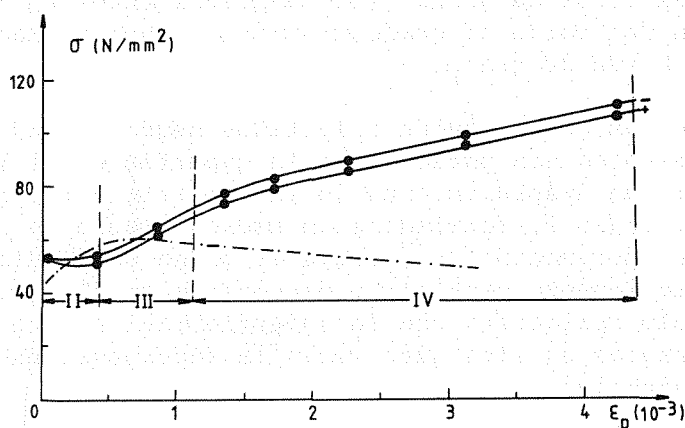


Figura 1 - Curva de deformación cíclica de monocristales de niobio con orientación cristalográfica cercana al centro del triángulo estereográfico unitario obtenida a temperatura ambiente y a una velocidad de deformación de $6.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Los círculos negros indican los esfuerzos de saturación en tracción (+) y en compresión (-). La curva de líneas y puntos representa la curva de tracción para deformaciones pequeñas.

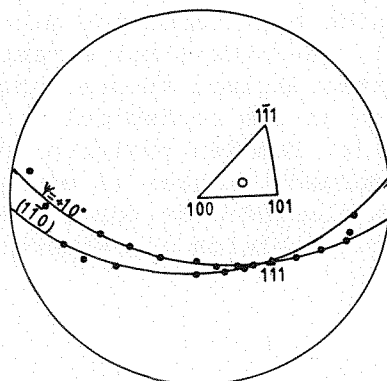


Figura 2 - Proyección estereográfica de las direcciones de las líneas de deslizamiento observadas después de una deformación cíclica de $\epsilon_{cum} = 0.49$ a una amplitud de deformación plástica de 2.7×10^{-3} . Velocidad de deformación, $6.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; $T = 295 \text{ K}$

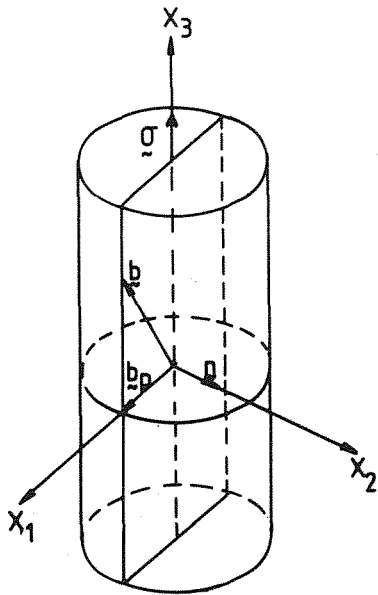


Fig.3 - Orientación del sistema de coordenadas utilizado con respecto al eje de esfuerzos, σ , y a la proyección, b_p , de la dirección del deslizamiento sobre la sección de la probeta.

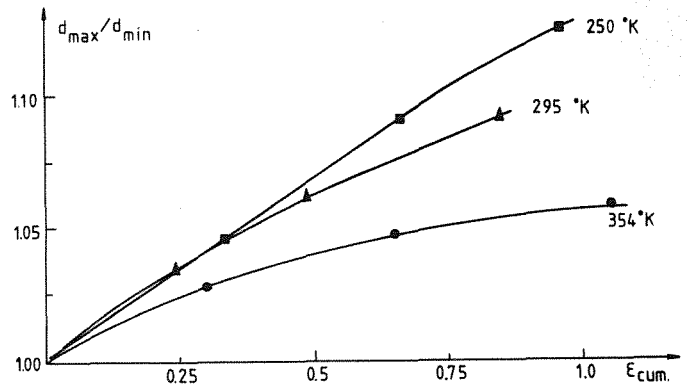


Fig. 4 - Variación del cociente entre los diámetros extremos, d_{max}/d_{min} , de la sección de la probeta en función de la deformación plástica acumulada, en cristales de niobio deformados cíclicamente en tracción-compresión a diferentes temperaturas a la misma amplitud de deformación ($\epsilon_p = 2.7 \times 10^{-3}$) y a idéntica velocidad de deformación ($6.0 \times 10^{-4} s^{-1}$).

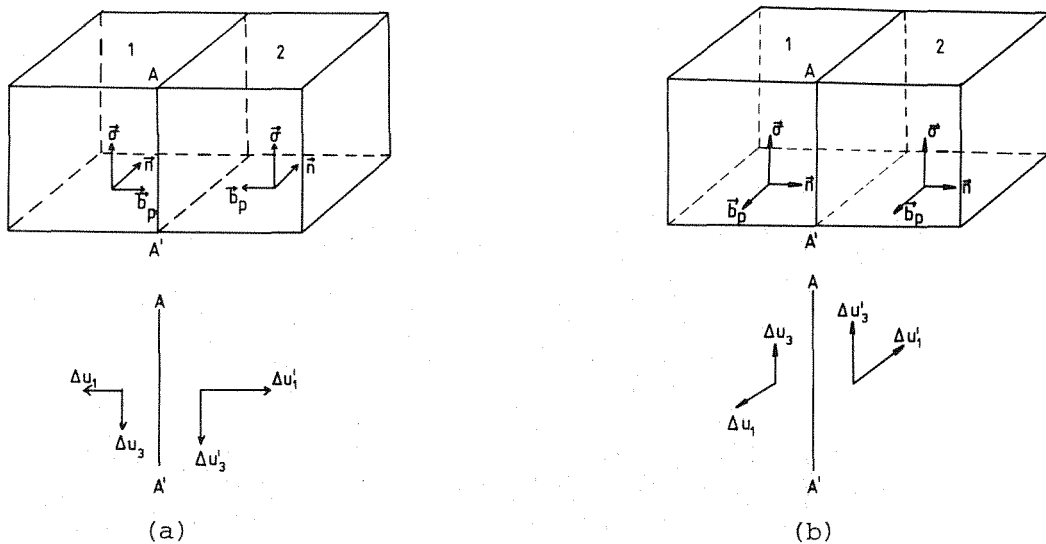


Fig. 5 - Desplazamientos que se producen a ambos lados del borde de grano A'A en dos granos superficiales contiguos debido a la asimetría en el deslizamiento: a) la proyección de la dirección del deslizamiento en cada grano es perpendicular a la la superficie del borde de grano; b) la proyección de la dirección del deslizamiento en cada grano es paralela a la superficie del borde de grano.