

MICROFRACTURA EN POLICRISTALES DUCTILES

Javier GIL SEVILLANO

CEIT, Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa
Apartado 1555, 20080-SAN SEBASTIAN

En situaciones de fractura de policristales con deformación plástica previa extendida a zonas de dimensiones grandes comparadas con el tamaño de grano, la anisotropía plástica de los cristales determina el establecimiento de un campo de tensiones heterogéneo en la zona plástica por interacción entre granos vecinos, obligados a deformarse compatiblemente. Mediante una aproximación sencilla basada en los estados de tensiones de Bishop y Hill- se han calculado las tensiones tractivas máximas en granos de metales cúbicos en función de su orientación cristalina, tensiones que condicionan la formación y propagación de microgrietas en dichos granos.

When plastic deformation precedes fracture in polycrystals, such as in slip-induced cleavage or in ductile fracture, the plastic anisotropy of the crystals determines the building of a heterogeneous field of internal stresses of wavelength equal to grain size, superposed over the average macroscopic stress field. For BCC or FCC metals the amplitude of the field can be estimated from the Bishop and Hill stress states, assuming uniform plastic deformation of the grains. That allows to compute the maximum normal stresses acting on each grain for a particular plastic deformation mode. Such stresses are determinant for nucleation and growth of microcracks at the grain scale.

1.- INTRODUCCION

En metales dúctiles, la fractura frágil (por descohesión) y, por supuesto, la dúctil, ocurren tras deformación plástica, al menos local. En policristales, cuando la zona plástica es grande comparada con el tamaño de grano, la anisotropía plástica de los cristales, obligados a deformarse compatiblemente, determina el establecimiento de un campo heterogéneo de tensiones, con fluctuaciones locales de longitud de onda aproximadamente igual al tamaño de grano, superpuestas, al gradiente macroscópico existente.

En muchos casos, incluida la zona plástica asociada al borde de una grieta bajo carga, la deformación plástica previa a la fractura es relativamente grande, $\epsilon > 5\%$, habiéndose sobrepasado ampliamente el régimen microplástico. En tal situación, si los granos son aproximadamente equiaxiales y no existe textura marcada, la deformación plástica es aproximadamente uniforme (1). Para producir esa deformación, en el interior de cada grano ha de establecerse un estado particular de tensiones de desviación (al que se superpondrá el estado hidrostático local existente, sin efecto plástico). Esos estados de tensiones plásticas son vértices del lugar de fluencia particular de la estructura cristalina considerada donde confluyen un mínimo de cinco sistemas de deslizamiento independientes, y su número es discreto. En el caso concreto de los metales cúbicos centrados o centrados en las caras, esos estados son los 56 estados determinados por Bishop y Hill (2), en la hipótesis de deslizamiento sobre sistemas $\{110\}\langle 111 \rangle$ o $\{111\}\langle 110 \rangle$ con tensión crítica de deslizamiento, τ_c , uniforme. Consecuentemente, las máximas tensiones tractivas variarán de grano a grano y condicionarán la nucleación y propagación de microgrietas dúctiles o frágiles en la situación descrita.

2.- TENSIONES NORMALES MAXIMAS ASOCIADAS A LOS ESTADOS DE TENSIONES DE BISHOP Y HILL.

En la referencia citada (2) se tabulan los vértices del lugar de fluencia de cristales cúbicos centrados o de caras centradas referidos al sistema de coordenadas ortogonales asociado a las aristas de la celda cúbica. A partir de esos valores se han obtenido las componentes de tensión normal a planos $\{001\}$ - los planos de descohesión de los cristales cúbicos centrados - y las tensiones principales del tensor de desviación (Tabla adjunta). Cualquier componente de tensión normal de interés en un grano se obtiene añadiendo el nivel hidrostático del agregado, σ_h , a la componente normal del estado de Bishop & Hill capaz de producir la deformación plástica requerida en la orientación cristalina del grano (determinado por la condición de trabajo plástico máximo). Como el lugar de fluencia es centrosimétrico, los 28 estados no incluidos en la tabla son los opuestos a los tabulados.

3.- APLICACIONES

Como ejemplo de aplicación, se estudian las condiciones de microfractura en la deformación axisimétrica libre (tracción y compresión) de metales cúbicos centrados.

3.1.- Fractura frágil de un policristal CC sin textura ensayado a tracción.

Los estados de B & H para producir alargamiento axisimétrico en función de la orientación cristalina del eje de tracción se representan en la fig. 1.a. Las máximas tensiones normales a planos $\{001\}$ asociadas a los desviadores de esos estados de tensiones se representan en la fig. 1b.

En ausencia de textura, la tensión de fluencia plástica para deformación axisimétrica del agregado es (1):

$$\bar{\sigma}_h \approx 3\tau_c \quad (1)$$

por lo que la componente hidrostática es, en ausencia de estricción,

$$\bar{\sigma}_h \approx \tau_c \quad (2)$$

De acuerdo con la fig. 1b, la máxima tensión normal tendente a producir descohesión es entonces:

$$(\sigma_n)_{\text{máx}} = \sigma_{(100)}^* + \tau_c \quad (3)$$

Esta tensión, referida a la de fluencia, se ha representado en la fig. 2a en función de la orientación. Como se ve, la orientación de un grano condicionará su capacidad de actuar como núcleo de descohesión en aquellos materiales en que la tenacidad a la fractura esté controlada por el tamaño de grano. La influencia de la orientación no difiere mucho de la que se obtiene a partir de la hipótesis, más sencilla, de tensión uniforme; para un grano estirado en la dirección $|hkl|$:

$$(\sigma_n)_{\text{máx}} = h^2 \bar{\sigma} \quad , \quad (h^2 + K^2 + l^2 = 1) \quad (4)$$

excepto para orientaciones particulares (por ejemplo, en granos $\langle 110 \rangle$ se prevé una tensión de descohesión de sólo $\bar{\sigma}/3$, en lugar de $\bar{\sigma}/2$ suponiendo tensión uniforme).

En la fig. 2b se representa, para el mismo caso, la máxima tensión principal en función de la orientación.

3.2.- Tracción de alambres CC con textura $\langle 110 \rangle$.

El trefilado desarrolla en los alambres CC una fuerte textura $\langle 110 \rangle$.

La deformación axisimétrica de esta orientación (fig. 1a) exige el establecimiento del estado de tensiones desviador nº6 (Tabla), que no induce tensiones normales sobre los planos $\{100\}$.

Según esto, en la deformación a tracción de alambres con textura $\langle 110 \rangle$ la descohesión es igualmente probable en cualquiera de los tres planos $\{100\}$, incluido el orientado longitudinalmente, pues los tres están sometidos a la misma tensión, la hidrostática. De hecho, en estos alambres los granos no se deforman uniformemente, sino que tienden a hacerlo por estirado plano. La tensión transversal inducida será menor que la hidrostática, pero su existencia permite explicar el agrietamiento longitudinal ("splitting") que se observa frecuentemente en el trefilado o plegado de alambres CC(3-6) y la gran densidad de grietas secundarias longitudinales que se observa en sus superficies de fractura a tracción, fig.3.

3.3.- Fractura frágil a compresión de metales CC.

Finalmente, las tensiones inducidas por la deformación plástica compatible de los granos de un policristal permiten explicar la nucleación por descohesión en metales CC sometidos a compresión axisimétrica libre. La fig. 4a muestra la máxima tensión normal a planos $\{100\}$ correspondiente al tensor de desviación inductor de la deformación plástica a compresión. Los estados de tensiones son los opuestos a los de la fig. 1a. La tensión hidrostática en el agregado es ahora compresiva:

$$\bar{\sigma}_h \approx -\tau_c \quad (5)$$

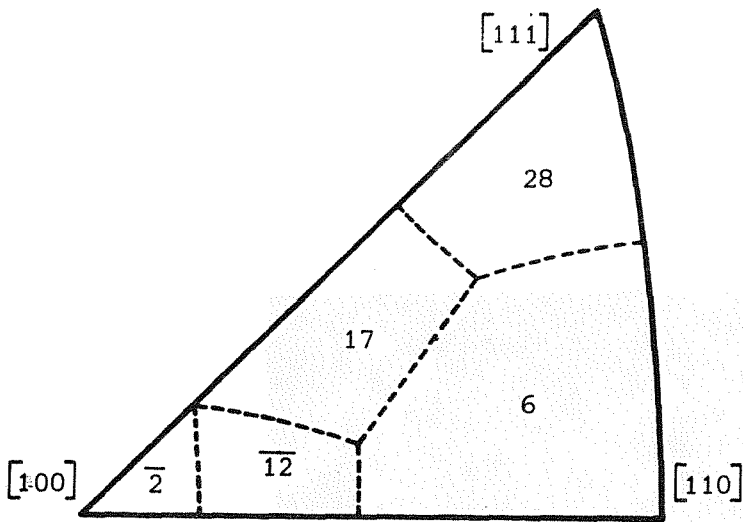
y las tensiones resultantes máximas normales a planos {100} son las indicadas en la fig. 4b. Para un pequeño ámbito de orientaciones del eje de compresión, se desarrollan tensiones de tracción perpendiculares a (010), por lo que, en principio, es posible nuclear descohesión en metales CC bajo compresión libre incluso en ausencia de abarrilamiento. La tensión inductora de descohesión bajo compresión es 12 veces menor que la correspondiente tensión bajo tracción, por lo que es necesario un nivel de tensión a compresión 12 veces mayor que el de tracción para nuclear grietas. La propagación de grietas ya nucleadas bajo compresión exige como mínimo alcanzar 8 veces la carga de fractura a tracción del material suponiendo orientación isótropa de los núcleos y ausencia de fricción entre caras de las grietas (8). Experimentalmente, la fractura frágil a compresión ocurre en materiales frágiles a tensiones entre 3 y 100 veces la tensión de fractura a tracción (9) o entre 10 y 1000 veces según otro autor (10). No se excluye por tanto que la nucleación de la descohesión juegue algún papel en el control de la fractura frágil a compresión de metales CC.

REFERENCIAS

- /1/ J. Gil Sevillano, P. Van Houtte y E. Aernoudt, Progr. Mater. Sci., 25, 69 (1980).
- /2/ J.F.W. Bishop, Philos. Mag., 44, 51 (1953).
- /3/ T. Millner, L. Varga y B. Verő, Z. Metallkde., 63, 754 (1972)
- /4/ D. Lee, Metall. Trans. A, 6A, 2083 (1975).
- /5/ S. Leber, J. Tavernelli, D.D. White y R.E. Hehemann, J. Less Common Metals, 48, 119 (1976).
- /6/ J.L. Walter, C.L. Briant y E.F. Koch, Met. Trans. A, 13A, 1501 (1982).
- /7/ R. Riveros, Tesis Master, E.S.I.I. de San Sebastián, Universidad de Navarra (1986).
- /8/ Griffith, A.A., Proc. 1st Int. Cong. of Ap. Mech., Delft, 55 (1924).
- /9/ A. de S. Jayatilaka, "Fracture of Engineering Brittle Materials". Applied Science Publishers. London (1979).
- /10/ G.C.Sih, Int. J. Fracture, 10, 305 (1974).

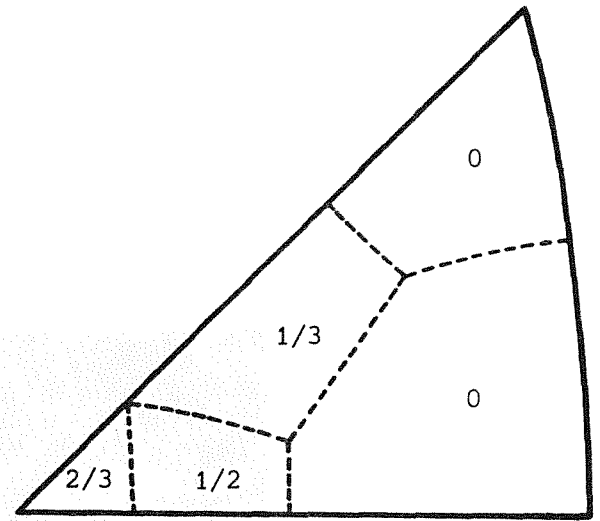
Tensiones normales a planos {001} y tensiones principales correspondientes a los estados de tensiones de desviación de Bishop & Hill para deslizamiento en sistemas {111}<110> ó {110}<111> (En unidades $\sqrt{6} \tau_c$)

Estados de tensiones	Tensiones normales a planos {001}			Tensiones principales		
	(100)	(010)	(001)	σ_1^*	σ_2^*	σ_3^*
1	1/3	1/3	-2/3	1/3	1/3	-2/3
2	-2/3	1/3	1/3	1/3	1/3	-2/3
3	1/3	-2/3	1/3	1/3	1/3	-2/3
4-6	0	0	0	1	0	-1
7,8	1/2	0	-1/2	$1/\sqrt{2}$	0	$-1/\sqrt{2}$
9,10	0	-1/2	1/2	$1/\sqrt{2}$	0	$-1/\sqrt{2}$
11,12	-1/2	1/2	0	$1/\sqrt{2}$	0	$-1/\sqrt{2}$
13-16	-1/6	1/3	-1/6	5/6	-1/6	-2/3
17-20	1/3	-1/6	-1/6	5/6	-1/6	-2/3
21-24	-1/6	-1/6	1/3	5/6	-1/6	-2/3
25-27	0	0	0	1/2	1/2	-1
28	0	0	0	1	-1/2	-1/2



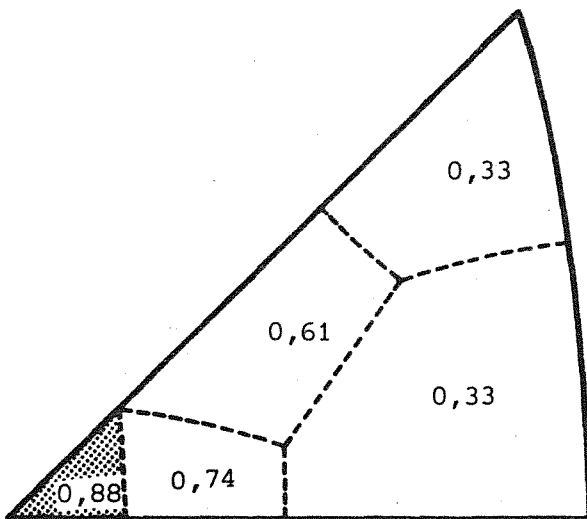
Estados de tensiones de Bishop & Hill para alargamiento axisimétrico en función de la orientación del eje de tracción (la barra sobre el número indica que se trata del vértice del lugar de fluencia centrosimétrico opuesto al del número correspondiente tabulado por B&H).

Figura 1.a



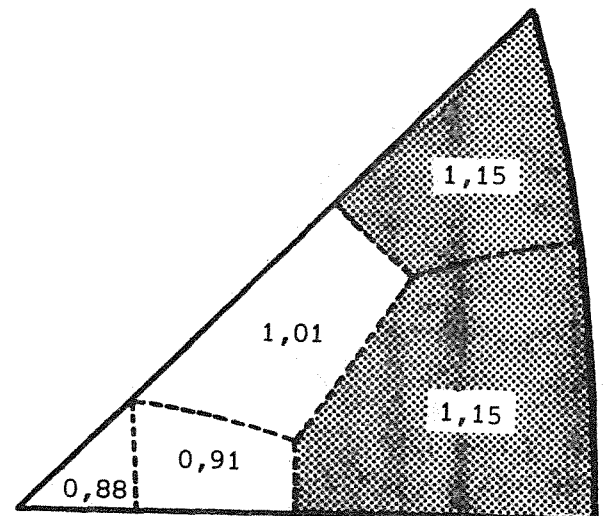
Tensión máxima normal a un plano $\{001\}$ asociada a los estados de B&H de desviación. (100) es el plano que soporta la máxima tracción para cualquier orientación del eje de alargamiento, excepto para las que fluyen bajo los estados 6 y 28, en que los tres planos $\{001\}$ están libres de tensiones normales (Unidad de tensión: $\sqrt{6} \tau_c$).

Figura 1.b



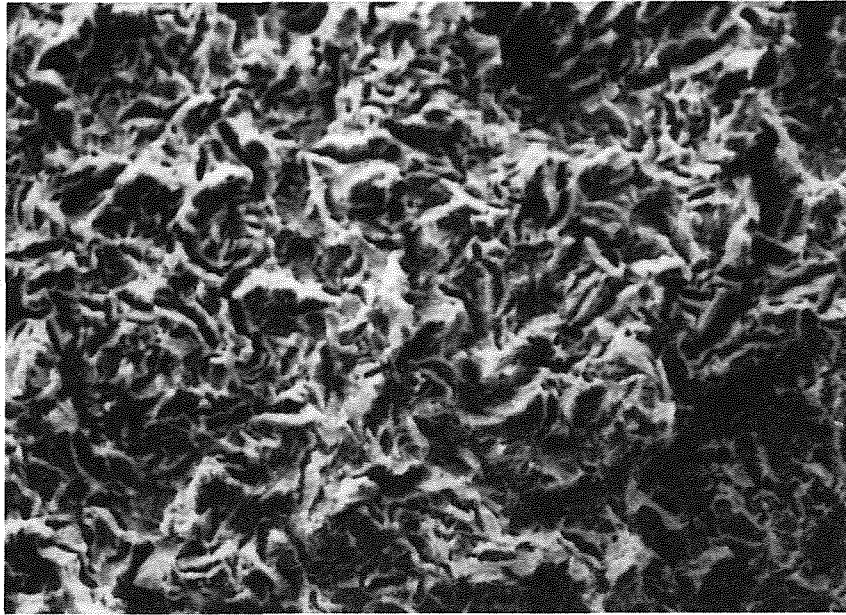
Tensión máxima normal a un plano $\{001\}$ (relativa a la tensión de fluencia del agregado) en el ensayo de tracción libre ($\bar{\sigma}_h = \bar{\sigma}/3$) de un policristal BCC sin textura.

Figura 2.a



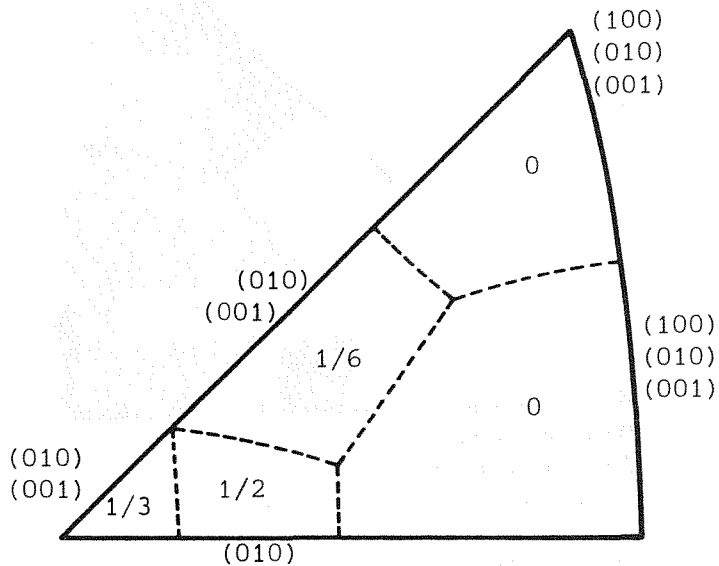
Máxima tensión principal (relativa a la tensión de fluencia), en función de la orientación, durante la deformación a tracción libre ($\bar{\sigma}_h = \bar{\sigma}/3 \approx \tau_c$) de policristales FCC o BCC sin textura.

Figura 2.b



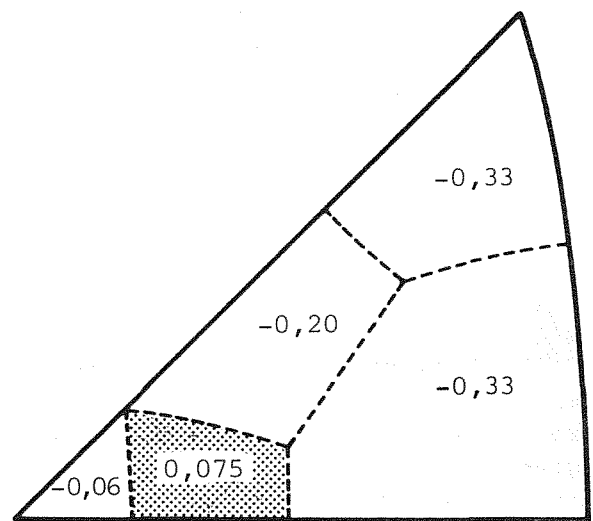
20 μm

Figura 3. Superficie de fractura a tracción en nitrógeno líquido (77K) de un alambre de acero eutéctoi- de trefilado (deformación previa, $\epsilon=0,52$). Ref. (7)



Máxima tensión normal a planos $\{100\}$ asociada a los estados de desviación en compresión axisimétrica (unidad de tensión: $\sqrt{6}\tau_c$). Para cada zona de orientaciones se ha indicado el plano o planos que soportan la máxima tensión.

Figura 4.a



Máxima tensión normal a planos $\{001\}$ (relativa a la tensión de fluencia del agregado) en la compresión axisimétrica libre de un policristal sin textura.

Figura 4.b