

DONACION

COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA
DEPENDIENTE DE LA PRESIDENCIA DE LA NACION

INTRODUCCION A LA FRACTURA

Dr. Jean Plateau
Centre de Recherches du Groupe P  chiney
(Voreppe, Francia)

Departamento de Metalurgia
Buenos Aires - Argentina

1966

LA FRACTURA DE LOS METALES

Ing. Jean Plateau

1. INTRODUCCION

1.1. La fractura de los Metales. Generalidades

Es un fenómeno importante desde el punto de vista tecnológico, ya que ella juntamente con los fenómenos de deformación plástica, limita las posibilidades de utilización de los materiales metálicos. Pero mientras la deformación plástica, en razón de su carácter progresivo, raramente tiene graves consecuencias en las construcciones metálicas, no ocurre lo mismo con ciertos tipos de fractura. Precisamente porque ellas no están precedidas de ninguna deformación aparente pueden tener un carácter catastrófico, ya sea porque la fisura se propaga a velocidad elevada (fracturas frágiles), ya sea porque la fisura se propaga lentamente pero en condiciones en las que no es fácil de detectar (fracturas por fatiga).

Es por esta importancia práctica de los fenómenos de fractura que se deben todos los estudios que han sido llevados a cabo para explicar los mecanismos. Estos estudios han sido numerosos sobre todo desde la última guerra y se refieren principalmente a las fracturas con carácter frágil.

Desde el punto de vista tecnológico, la distinción entre fractura frágil y fractura dúctil se hace de acuerdo a dos criterios: de acuerdo a la deformación que precede o acompaña la fractura o de acuerdo a la energía absorbida para la iniciación y la propagación de la fractura, lo que en definitiva es lo mismo que el primer criterio.

Pero veremos luego que los términos frágil y dúctil pueden aplicarse igualmente a los aspectos de la fractura y que no hay siempre equivalencia entre estas dos definiciones: una fractura de aspecto frágil, para la cual la propagación se hace sin absorber mucha energía puede producirse luego de una deformación plástica importante: es lo que se observa en el acero dulce, en tracción a -150 , -140°C . La fractura se hace por clivado, pero el alargamiento puede alcanzar 15%.

Por otra parte, una fractura de aspecto dúctil parecido al observado en la mayoría de los metales en tracción a temperatura ambiente o un poco por encima de ella, puede ocurrir en ciertas aleaciones de alta resistencia luego de una deformación macroscópica muy pequeña.

De una manera más precisa, examinaremos como puede producirse la fractura en un agregado policristalino sometido a una tensión. La fractura puede ocurrir:

- 1) Antes de empezar una deformación plástica macroscópica.
- 2) Luego de una deformación macroscópica más o menos importante.

Con respecto a la microestructura del metal, la fractura puede hacerse:

(a) a lo largo de los planos cristalográficos densos (fractura por clivado, es decir de aspecto frágil).

(b) a lo largo de los límites de grano (fractura intergranular en la cual el aspecto puede ser frágil o dúctil).

(c) según un trayecto que no tenga ninguna relación con la microestructura (fractura de aspecto dúctil).

(d) puede, por último, ocurrir que haya fractura luego de estricción total, sin que haya superficie de fractura, propiamente dicha.

Examinaremos aquí el caso de las fracturas por fatiga, en las cuales la fractura, se propaga bastante frecuentemente a lo largo de los planos de deslizamiento.

Cualquiera de los casos a, b, c, pueden presentarse en los casos 1) y 2). Sin embargo, conviene señalar que, para los materiales que presentan los casos (a) y (c) -fractura por clivado y fractura de aspecto dúctil- para el mismo tipo de ensayos y características experimentales diferentes (temperatura, velocidad de carga) la fractura de aspecto dúctil, corresponde siempre a una ductilidad macroscópica (alargamiento o estricción) más elevados que la fractura por clivado.

En resumen, conviene recordar que no hay necesariamente una relación estrecha entre la naturaleza del aspecto de la fractura (frágil o dúctil) y la ductilidad macroscópica.

1.2. Algunos métodos de estudio de la fractura

1.2.1. Los ensayos mecánicos constituyen el método principal de estudio de la fractura. El ensayo de tracción sobre probetas lisas tiene la ventaja de permitir la determinación de las relaciones entre la cantidad de deformación y la tensión. Pero es necesario operar a menudo a baja temperatura para hacer aparecer la fractura frágil. Esta última aparece más fácilmente en la vecindad de la temperatura ambiente si se aumenta la velocidad de carga y la tri-axialidad de las tensiones. Es por esta razón que han sido desarrollados los ensayos de resiliencia (ensayos al choque, en flexión, sobre probetas estalladas) en los cuales se mide mediante un péndulo-masa, la energía absorbida por la fractura.

Importantes trabajos efectuados para comparar el comportamiento de servicio con los resultados de los ensayos de laboratorio han mostrado que los ensayos de resiliencia no son siempre suficientes para evaluar la resistencia a la fractura de los materiales porque se utilizan pequeñas probetas, (10 x 10 x 55 mm) y porque la propagación de la fractura se produce a menudo en un metal más o menos deformado por la flexión que necesita la iniciación de la fractura.

Es por este motivo que han sido desarrollados otros tipos de ensayos que utilizan

a menudo chapas en todo su espesor y/o tienden a evaluar la facilidad de propagación de la fisura (ensayo Robertson; ensayo Wells; ensayo Pellini, "dropweight^{test}" y "bulge explosion test").

De cualquier manera, en lo que se refiere al estudio de los mecanismos de la fractura, poniendo aparte los casos de fractura por fatiga, son por sobre todo, los ensayos de tracción y, en un plano menor los ensayos de resiliencia, los que han proporcionado resultados más importantes, en la medida que han sido utilizados en un gran rango de condiciones experimentales, (temperatura, velocidad de carga, tratamientos térmicos, etc.).

Igualmente, podemos decir que se han obtenido resultados de interés en el caso particular de las muestras rotas que han sido examinadas micrográficamente, para observar la deformación plástica (bandas de deformación, bandas de fatiga, maclas mecánicas) o las superficies de fractura (fractografía). De una manera particular utilizaremos ampliamente en lo que sigue de nuestra exposición los resultados obtenidos gracias al examen con el microscopio electrónico de las superficies de fractura (microfractografía) .

1.2.2. La microfractografía

Interés del microscopio electrónico para el examen de las superficies de fractura: profundidad de campo y poder de resolución.

El microscopio metalográfico está mal adaptado para la observación de las superficies de fractura. Esto explica el desarrollo poco importante de la fractografía luego del de la micrografía, a pesar de los ensayos realizados por excelentes experimentadores.

La superficie de fractura tiene casi siempre un relieve muy marcado: solamente son excepción algunas veces las superficies de clivado de grandes cristales y algunas superficies de fractura por fatiga. El empleo de microscopios para observarlas con un aumento elevado no es posible en general, por las razones siguientes:

(a) la distancia frontal de los objetivos es pequeña. Esto no es un inconveniente que no puede solucionarse, porque se sabe, desde hace algunos años, fabricar objetivos de espejos esféricos de gran distancia frontal.

(b) del principio mismo del microscopio metalográfico, que funciona por reflexión, se deduce que el objeto forma parte de la óptica del aparato y que la observación es solamente posible para las superficies reflejantes normales al eje óptico. Sólo se puede pensar en un sistema de iluminación diferente para los casos de pequeños aumentos.

(c) por último, la profundidad de campo del microscopio óptico es pequeña. Puede definirse por:

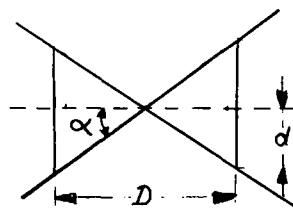
$$D = \frac{2d}{\operatorname{tg} \alpha}$$

en la cual d representa la pérdida de resolución admitida en razón de un defecto de posición del objeto (error de focalización o de no-planeidad del objeto) y α es el semiángulo en el vértice del cono de luz que penetra en el objetivo que viene del objeto. Fig. 1.

En la práctica, el poder de resolución está limitado por los fenómenos de difracción al valor dado por la relación de Abbe:

$$\xi = \frac{0,61 \lambda}{n \sin \alpha}$$

Fig. 1.



en la cual λ representa la longitud de onda de la luz y n el índice del medio objeto.

Para una buena utilización del aparato, es razonable tener $\alpha < \xi$. La tabla siguiente indica, en esas condiciones, como título de ejemplo, la profundidad de campo límite:

- para un objetivo muy potente trabajando a inmersión en luz violeta
- para un objetivo común funcionando en seco
- para una lupa binocular

TABLA

	α	λ	n	ξ (micrones)	D (micrones)
Objetivo 100x	74°	0,43 micr.	1,9	0,14	0,08
Objetivo 45 x	58°	0,55	1	0,4	0,5
Lupa binocular	3	0,55	1	6,5	250

Examinaremos ahora el caso del microscopio electrónico. En este aparato, la longitud de onda asociada a los electrones está dado por:

$$\lambda \text{ Å} = \sqrt{\frac{h}{2m_0 e V (1 + \frac{eV}{2 m_0 C^2})}} \approx \sqrt{\frac{150}{V (1 + 10^{-6} V)}}$$

V es la tensión de aceleramiento de los electrones, expresada en voltios. Para $V=100.000$ voltios, $\lambda = 0,0370 \text{ Å}$, valor más de 100.000 veces más pequeño que la longitud de onda utilizada corrientemente en microscopía óptica.

El poder de resolución teórico está aquí limitado a la vez por el fenómeno de difracción.

y por la aberración esférica, que crece como el cubo de la abertura. Los ángulos de abertura utilizados resultan de un compromiso y en la práctica tiene valores comprendidos entre 10^{-2} y 5×10^{-3} radianes, para que la aberración esférica no limite el poder de resolución.

El poder de resolución teórico tiene entonces el valor dado por la fórmula de Abbe: está comprendido entre 2 y 5 Å (para $V=100.000$ v). La primera de estas cifras corresponde al límite inferior observado hasta hoy en día de manera muy excepcional en microscopía electrónica.

Ya que los ángulos de abertura son pequeños en el microscopio electrónico, la profundidad de campo es muy elevada y puede mostrarse que, si el poder de resolución, limitado por los fenómenos de difracción es mayor de 10 Å, se puede observar sin pérdida de resolución debida a una falta de profundidad de campo, un objeto que haga un ángulo de 50° con el eje óptico del microscopio.

Se ven así cuales son las ventajas del microscopio electrónico para la observación de las superficies de fractura. Como éstas no pueden, en general, ser observadas comodamente en el microscopio óptico, se comprende que la técnica de las réplicas de microscopía electrónica haya podido hacer progresar la fractografía de una manera aún más remarcable que la microscopía clásica sobre muestras pulidas.

1.2.3. Estereoscopia

Es fácil obtener, en microscopía electrónica, pares de vistas estereoscópicas, si se puede inclinar el objeto con respecto al haz de electrones: es suficiente tomar dos fotografías para dos inclinaciones diferentes del objeto. Estas fotografías constituyen vistas del objeto tomadas desde dos puntos de vista diferentes, lo que es la característica de los pares estereoscópicos.

Para una buena restitución del relieve, las dos posiciones del objeto en las cuales se han hecho las fotografías son simétricas con respecto al haz de electrones y la normal al plano medio del objeto hace con éste un ángulo $\pm \theta$. En primera aproximación se puede considerar que las imágenes dadas por el microscopio electrónico son proyecciones verticales del objeto con un aumento G. Fig. 2. Sean a y b dos puntos del objeto situados sobre una misma paralela al eje óptico del microscopio cuando $\theta=0$, a_1 , a_2 , b_1 , b_2 , son las posiciones de los dos puntos a y b del objeto puesto en posición para la toma de cada una de las dos vistas estereoscópicas, y Δh la diferencia de altura de esos puntos.

Si α_1 , α_2 , β_1 , β_2 , son las proyecciones de a_1 , a_2 , b_1 , b_2 , paralelamente al haz de electrones sobre un plano perpendicular a éste,

$$\alpha_1 - \alpha_2 - \beta_1 - \beta_2 = 2 \theta \Delta h$$

Esta relación permanece más o menos exacta aún si el objeto, para $\theta=0$ no es rigurosamente perpendicular al haz de electrones incidentes o si el plano medio del objeto no

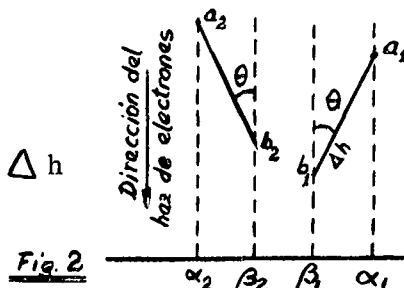
está bien definido lo que es el caso general de una superficie con un relieve bastante pronunciado.

Consideremos ahora las fotografías con aumento G . Sean A_1, A_2, B_1, B_2 , los puntos correspondientes a a y b . Dispongamos las fotografías en lo que llamaremos la posición "de observación", de manera que las rectas que unen dos puntos correspondientes sean perpendiculares a la dirección, en el espacio-imagen, del eje de la rotación que se para la toma de las dos vistas.

Se tiene :

$$A_1 A_2 - B_1 B_2 = 2 G \theta \Delta h$$

si se desprecia la variación del aumento con la altura.



Entonces, para ángulos de inclinación simétricos con respecto al eje del microscopio, la diferencia de altura de los dos puntos del objeto, medida paralelamente al eje óptico, es proporcional a la variación de la distancia que separa los puntos correspondientes de las dos fotografías estereoscópicas dispuestas en la posición de observación.

Las medidas de altura pueden ser efectuadas mediante la fórmula anterior midiendo sobre pares de vistas estereoscópicas dispuestos en la posición de observación la distancia de puntos correspondientes.

Si no se dispone de aparato de fotogrametría, se puede obtener toda la precisión deseada en estas medidas utilizando fotografías suficientemente aumentadas.

El factor de proporcionalidad entre la variación de altura y la variación de distancia de dos puntos correspondientes,

$$\frac{1}{2 G \theta}$$

puede evaluarse directamente, a partir de G y θ , o bien ser determinado por comparación, mediante un objeto de altura o de forma conocida (por ejemplo partícula esférica de látex).

Una de las causas de error sobre las medidas de altura (esta ligada al poder de resolución del microscopio). Se podría pensar que la posición de un punto no puede ser estimada con una precisión superior al poder de resolución ϵ del microscopio, lo que traería como consecuencia sobre una medida de altura un error:

$$d(\Delta h) = \frac{d(A_1 A_2) + d(B_1 B_2)}{2 G \theta} = \frac{\epsilon}{\theta}$$

Esto daría, para un poder de resolución de $20 \text{ \AA}$ y un ángulo θ de 5°

$$d(\Delta h) \approx 240 \text{ \AA}$$

Se comprueba experimentalmente que los errores obtenidos son, en realidad mucho más pequeños, por lo menos para puntos cercanos.

Esto proviene de que es posible localizar la posición del centro de una mancha de difracción con una precisión superior al radio de esta mancha. La experiencia muestra que los errores de altitud son 2 a 3 veces más pequeños que el error previsto por el cálculo precedente: una precisión de 100 Å sobre las medidas de altura es fácil de obtener para puntos cercanos.

1.2.4. Preparación de réplicas de superficies de fractura

Según que se desee o no conservar la superficie de fractura se utilizan réplicas en dos tiempos o réplicas directas.

Las réplicas directas en carbono (5) se preparan por volatilización del carbono en vacío, en la superficie de la muestra. Las réplicas se despegan del metal por disolución de éste en un reactivo apropiado (disolución química o electrolítica) como en el caso de las réplicas sobre muestras planas y pulidas; si el reactivo no disuelve los precipitados o inclusiones presentes en la superficie del metal, éstas pueden ser extraídas con la réplica, lo que da la posibilidad de identificarlos por difracción de electrones o de Rayos X y de analizarlos mediante el microanalizador a sonda electrónica.

Las réplicas en dos tiempos se obtienen a partir de una primera réplica en materia plástica (barniz Jacquet (1), rhodoid (2) y fax-film (3)). Si la superficie de fractura es suficientemente plana se puede hacer una primera réplica en níquel depositado electrolíticamente (4). Esta réplica se separa mecánicamente de la superficie de fractura, luego se volatiliza en su superficie un film de carbón que se aísla, por último, disolviendo el plástico en un solvente apropiado o el níquel en una solución de bromo ethanol.

1.2.5. Métodos anexos

En complemento de los exámenes de la superficie de fractura en el microscopio electrónico, es a menudo útil proceder a cortes metalográficos que muestren el perfil de las superficies de fractura: este examen se realiza en mejores condiciones si la superficie de fractura se recubre primeramente con un depósito electrolítico de níquel.

Por último, en ciertos casos, puede ser instructivo proceder a un ataque muy suave de tipo metalográfico de la superficie de fractura antes de tomar la réplica.

1.3. Presentación de los principales aspectos de las superficies de fractura

El examen mediante el microscopio electrónico de numerosas superficies de fractura obtenidas en condiciones variadas, sobre materiales diferentes, muestra que los aspectos observados se vinculan en la mayoría de los casos a un número limitado de tipos que depen-

den únicamente del mecanismo que ha provocado la decohesión.

1.3.1. Superficies de fractura por clivado

Los clivados que tienen una orientación cristalográfica bien definida se reconocen fácilmente mediante la lupa binocular. Se presentan bajo la forma de "facetas brillantes" y planas cuya dimensión está ligada al tamaño de los granos del material estudiado.

El microscopio electrónico revela microrelieves en el interior de las zonas aparentemente planas a la observación mediante la lupa binocular.

A menudo está constituido por líneas cuyo aspecto general es análogo al de una red hidrográfica. En razón de esta analogía estas líneas se llaman ríos; corresponden a los escalones de unión entre las diferentes zonas de la superficie de fractura que se propagan en un mismo grano, a lo largo de planos de clivados paralelos. La figura 3 muestra un ejemplo en el caso de un hierro ARMCO fracturado por choque a -196°C .

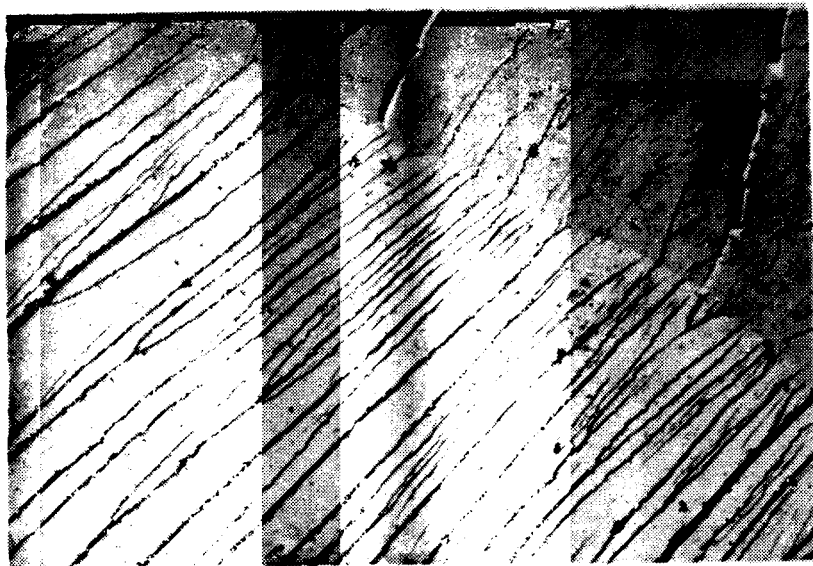


Fig. 3

Se observa igualmente sobre la superficie de clivado, bastante frecuentemente pequeñas lengüetas como las que muestra la figura 4; constituyen **zonas** al lado de las cuales la

fractura sigue un plano cristalográfico diferente del plano de clivado normal.

Veremos que se trata en realidad de decohesiones en la interfase entre el cristal madre y maclas mecánicas.

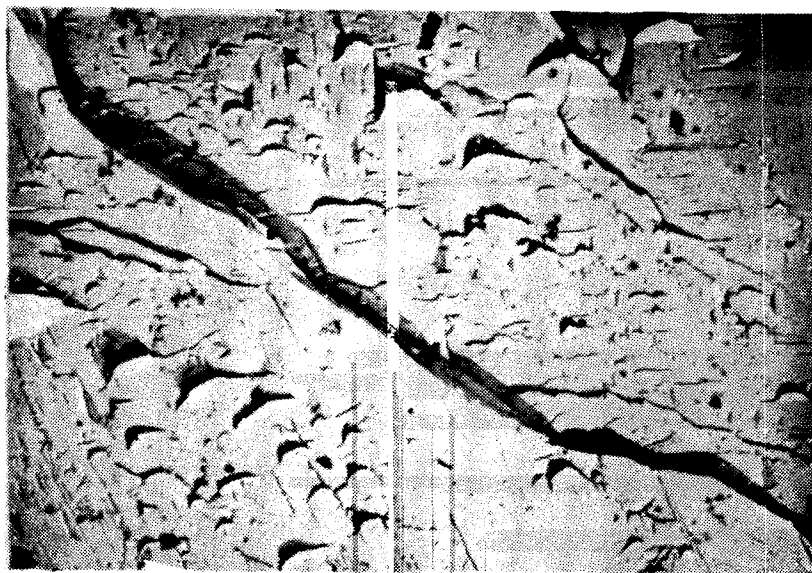


Fig. 4

1.3.2. Superficie de fractura de aspecto dúctil

Son las fracturas fibrosas o a nervios que se reconocen fácilmente a ojo desnudo o mediante la lupa binocular. El microscopio electrónico revela en todos los casos especies de agujeros o cúpulas yuxtapuestas, en hueco sobre los dos lados de la fractura, figura 5. Las cúpulas son en general equiaxiales en el caso de que la propagación de la fractura se ha hecho normalmente al eje del esfuerzo; son alargadas en el caso en el cual ha habido corte.

El fondo de las cúpulas, como se puede observar en la figura 5 está frecuentemente ocupado por una inclusión o un precipitado (aquí se trata de partículas de sulfuros). Veremos que estas partículas originan las cúpulas: se forma a su nivel fisuras que se desarrollan y que luego se unen entre ellas.

1.3.3. Superficie de fractura producida por fatiga

El análisis morfológico de las superficies de fractura es particularmente importante en el estudio de las fracturas producidas por fatiga; permite bien a menudo reconstituir el



Fig. 5

proceso de la fractura, localizar la zona de iniciación y a veces determinar el efecto responsable de la fisuración.

Una fractura producida por fatiga posee generalmente dos zonas diferentes; una, lisa y sedosa, constituye la zona de fisuración progresiva propiamente dicha; la otra, a nervio o a grano, es aquélla en la cual la fractura se ha propagado rápidamente al final de la operación.

El examen en el microscopio electrónico se ve comprometido algunas veces por el frotamiento y la opacidad de las superficies que están una enfrente de la otra, separadas por la fisura durante el ensayo de fatiga; el aspecto que resulta de ello se reconoce bastante bien en el microscopio electrónico: comprende zonas planas, con muy poco relieve, aparte de algunos pliegues y estrías de frotamiento.

Aparte de las zonas opacas la microfractografía muestra bastante frecuentemente sobre las fracturas por fatiga de los metales y aleaciones estrías características más o menos regulares de las cuales la figura 6 muestra un ejemplo de una aleación liviana. Las estrías representan las posiciones sucesivas del frente de propagación de la fisura de fatiga.



Fig. 6

1.3.4. Superficie de fractura intergranular

Cualquiera que sea la causa de la fragilidad intergranular, las fracturas que derivan de ellos son en general fácilmente identificables mediante la lupa binocular; presentan facetas curvas y opacas que pueden distinguirse de los clivados, planos y más brillantes. El examen de fracturas de muy numerosos materiales que presentan una

fragilidad intergranular conduce siempre a aspectos análogos a este aumento, pero la microfotografía muestra que en realidad, según los casos, los límites de grano pueden tener aspectos muy diferentes.

Se puede considerar dos casos principales:

1 - Fractura intergranular frágil

Ciertas superficies de fractura intergranular son muy lisas; si bien presentan

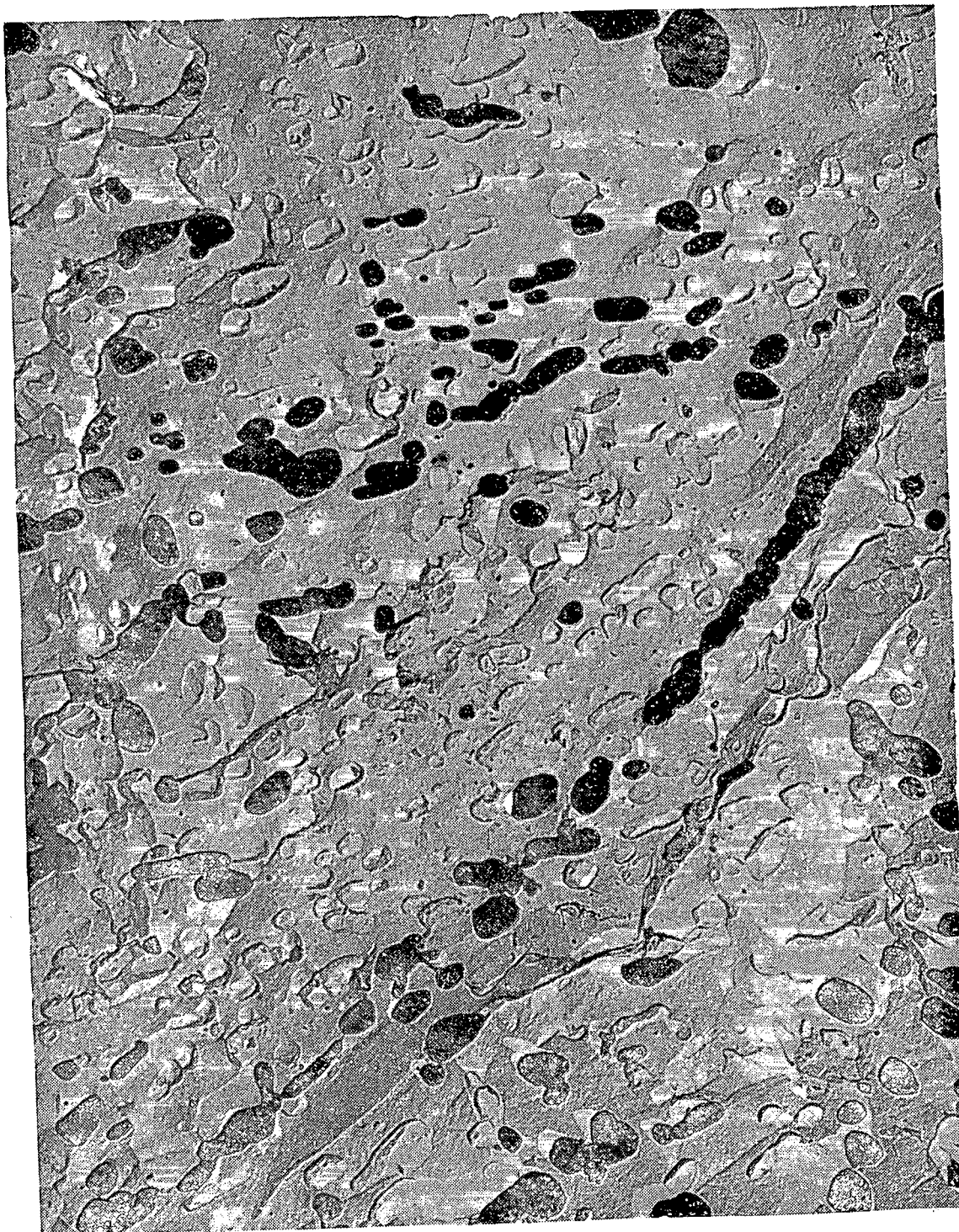


Fig. 7

algunos precipitados, éstos son demasiado raros para explicar la decohesión a lo largo de los límites de grano que se atribuye generalmente a una segregación de elementos en solución en la matriz, aunque las pruebas experimentales directas de tales segregaciones sean hasta aquí bastante raras. Figura 7.

Por otra parte, en ciertos casos veremos que la segregación en los límites de grano modifica de manera característica el aspecto de los límites que están cubiertos de facetas de las cuales algunas por lo menos tienen orientaciones cristalográficas. Figura 8.

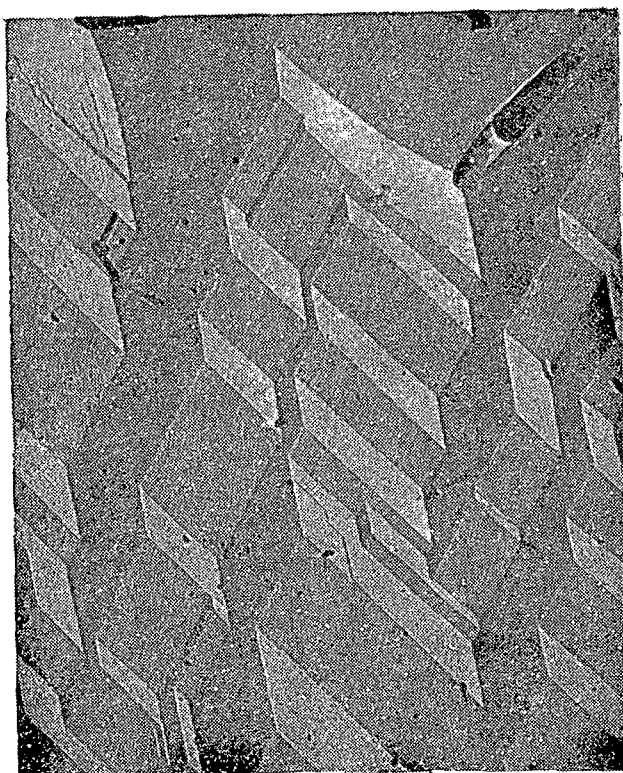


Fig. 8

2 - Fractura intergranular debida a precipitados en los límites de grano

En el caso en el cual los límites de grano contiene precipitados, se observa a menudo cúpulas análogas a las de las rupturas intracristalinas de aspecto dúctil, pero localizadas en la vecindad inmediata de esos límites debido a que los precipitados intergranulares actúan de punto de inicia-

ción; este tipo de fractura es frecuente en las aleaciones austeníticas a base de hierro-cromo-níquel o de níquel-cromo en las cuales un revenido luego de hipertemplado provoca una precipitación intergranular de carburo de cromo. El aspecto de la superficie de fractura depende de la dimensión y de la repartición de los precipitados, así como de la temperatura y de la velocidad de deformación. Figura 9.

Lo que antecede es relativo sobre todo a las fracturas intergranulares obtenidas a baja temperatura. Las superficies de fractura obtenidas en caliente son frecuentemente intergranulares, pero su observación es a menudo muy difícil, porque su aspecto está modificado por la oxidación o por los fenómenos de ataque térmico y de eva-

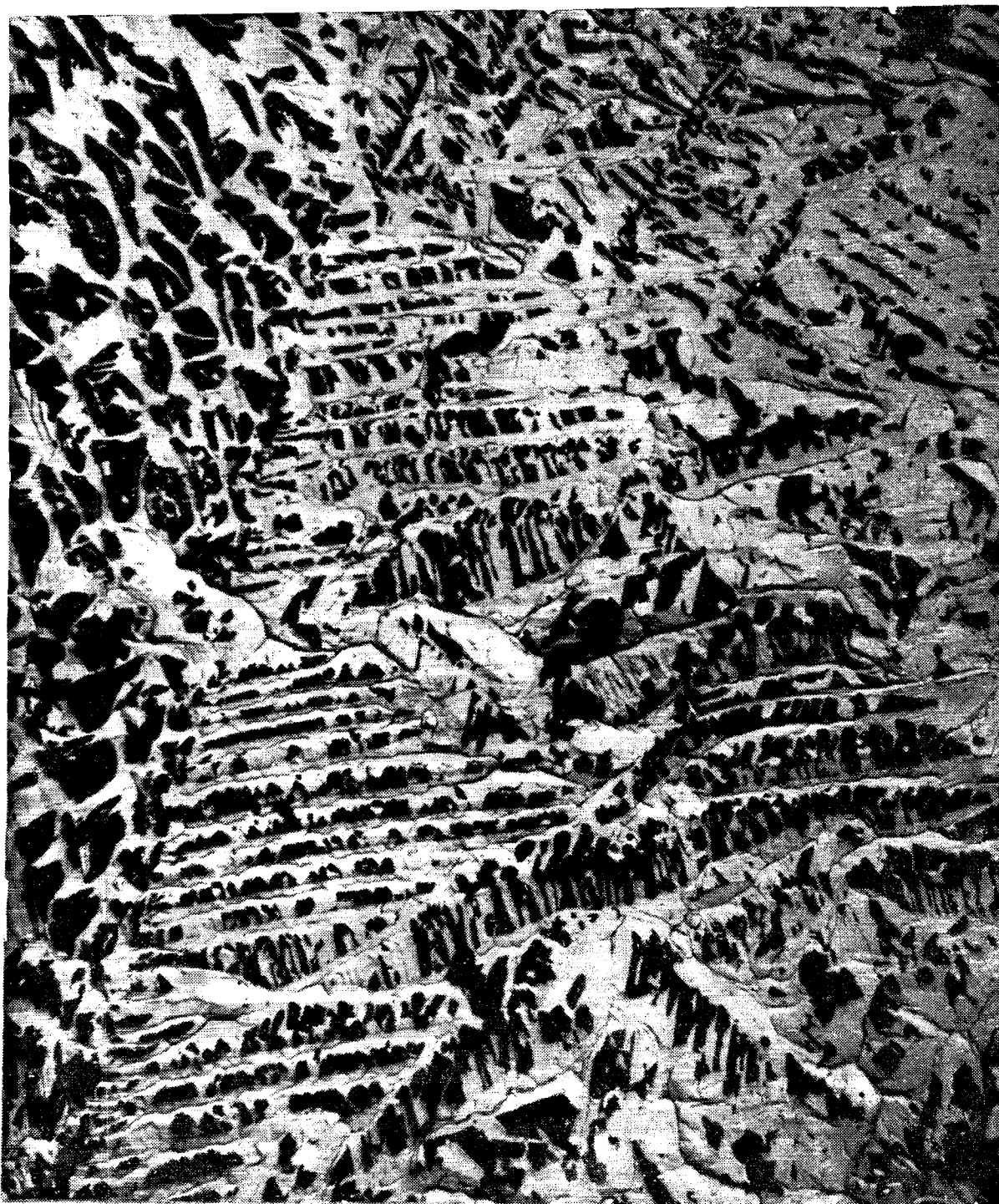


Fig. 9

poración. Sin embargo, es posible obtener por microfractografía indicaciones sobre las fisuras formadas en caliente, efectuando una réplica de la superficie de fractura del material roto a baja temperatura luego de un ensayo en caliente detenido antes de la ruptura completa. Es entonces frecuente, en efecto, que la fractura obtenida en frío sea intergranular y pase por las fisuras formadas en caliente. Figura 10.

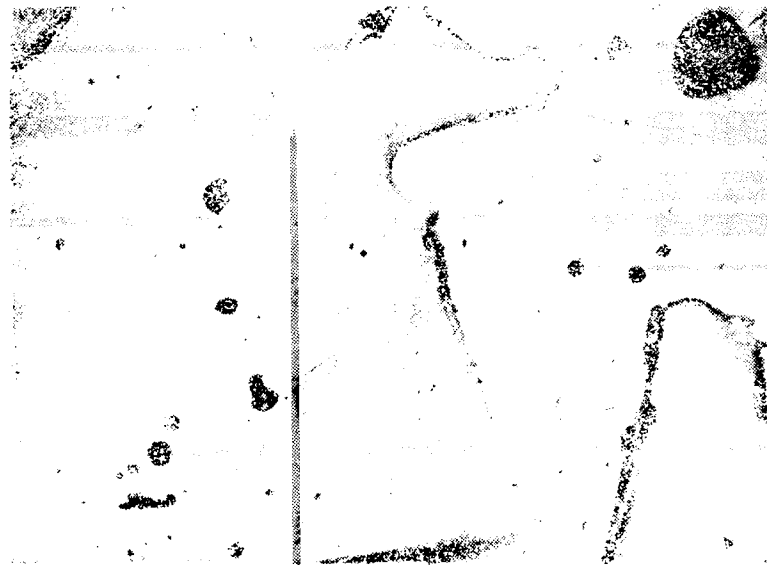
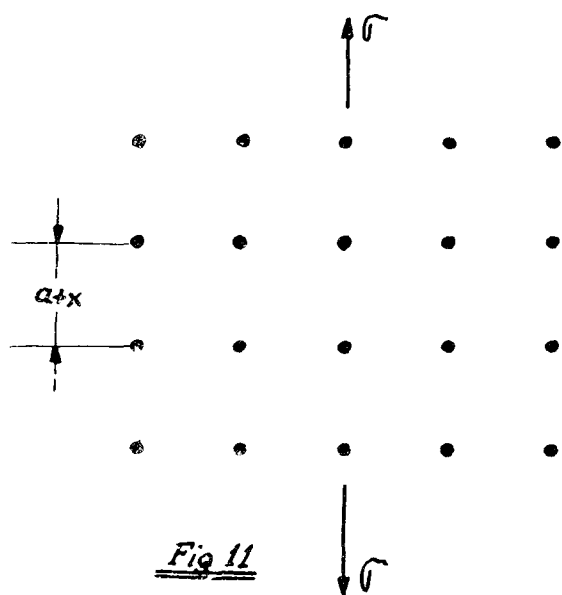


Fig. 10

2 FRACTURA POR CLIVADO

2.1. Fractura de un sólido perfectamente elástico

2.1.1. Cohesión teórica



(a) Consideremos un sólido perfectamente elástico (fig. 11) y apliquemos perpendicularmente a un plano de clivado, una tensión σ . La distancia interatómica paralela al esfuerzo aplicado pasa del valor a (en ausencia de tensión) al valor $a + x$.

Las variaciones de x en función de σ están dadas por la curva de la figura 12. Para hacer una estimación grosera de σ_0 nosotros asimilaremos esta curva a una senoide (Tetelman)

$$\sigma = \sigma_0 \cdot \sin \lambda x$$

La pendiente en el origen define el módulo de elasticidad, lo que conduce a:

$$\sigma = \frac{E}{\lambda a} \cdot \sin \lambda x ; \text{ en la cual } \sigma_0 = \frac{E}{\lambda a}$$

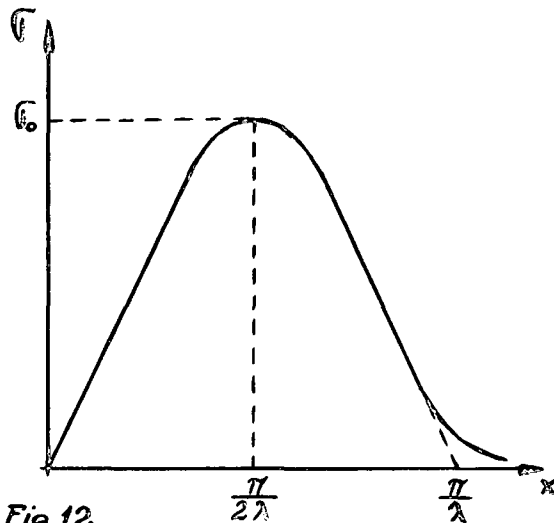


Fig. 12

σ_0 es el valor teórico de la cohesión que puede estimarse admitiendo para $\frac{\pi}{2\lambda}$ un valor comprendido entre $\frac{a}{2}$ y $\frac{a}{4}$. Se deduce para σ_0 un valor de $\frac{E}{5}$

(b) El cálculo puede efectuarse de otra manera, haciendo intervenir esta vez la energía superficial de las superficies creadas, γ , escribiendo que hay igualdad entre el trabajo de las fuerzas exteriores y la energía de las superficies creadas:

$$2\gamma = \int_0^{\pi/2\lambda} \sigma \cdot dx = \frac{2E}{\lambda^2 a}$$

Se deduce

$$\sigma_0 = \sqrt{\frac{\gamma \cdot E}{a}}$$

γ es en general del orden de magnitud de $\frac{Ea}{30}$, σ_0 es del orden de $\frac{E}{\sqrt{30}}$, lo que corresponde al resultado establecido en (a).

(c) La comparación de los valores así estimados para σ_0 con los valores experimentales muestran un desacuerdo importante. Los valores experimentales de $\frac{\sigma_0}{E}$ son del orden de algunos milésimos para los materiales normales, es decir 100 veces más pequeños que los valores teóricos.

Solamente los whiskers o ciertas fibras finas hacen excepción a esta regla; les corresponden valores de $\frac{\sigma_0}{E}$ que pueden llegar a ser de $\frac{1}{50}$ a $\frac{1}{5}$.

Es necesario entonces buscar, para los materiales normales, las causas de esta divergencia; de otra manera es necesario examinar cual puede ser la naturaleza del factor local de concentración de tensiones que intervienen para permitir que la fractura se produzca bajo una carga tan débil.

El problema que nos presentamos será primeramente de saber si la dificultad que encontramos proviene de la iniciación de la fractura y si una fisura, una vez

comenzada, puede propagarse bajo las tensiones observadas experimentalmente.

2.1.2. Condiciones de propagación de una fisura elástica. Ecuación de Griffith

Consideremos una fisura elíptica alargada en una placa infinita. Si se aplica una tensión normalmente al plano de la fisura, la tensión de tracción máxima se sitúa en A y vale:

$$\sigma_m = \frac{2c}{h} \cdot \sigma = 2\sqrt{\frac{c}{\rho}} \quad \text{Fig. 13}$$

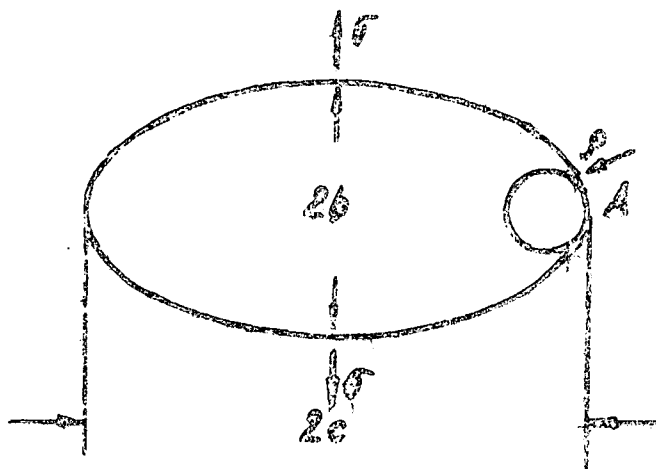


Fig 13

Para que el factor de concentración de las tensiones, $\frac{\sigma_m}{\sigma}$, sea del orden de 100, es necesario, si se admite que ρ no puede ser diferente de a (radio atómico) en un sólido elástico, que c sea del orden de $0,5 \mu$.

Normalmente fisuras de este orden de magnitud no existen en los metales, pero existen en el vidrio.

Se puede aquí también introducir la energía superficial (Orowan): (a) Una condición para que haya propagación

$$\sigma_m = \sigma_0$$

Pero

$$\sigma_0 = \sqrt{\frac{E \cdot \gamma}{a}}$$

Luego

$$\sigma = \frac{1}{2} \sqrt{\frac{E \cdot \gamma \cdot \rho}{a \cdot c}}$$

y si se admite que la fisura tiene por radio $\rho = a$, se obtiene

$$\sigma = \frac{1}{2} \sqrt{\frac{E \cdot \gamma}{c}}$$

Considerando la manera como hemos obtenido este resultado, esta es una condición suficiente para que haya propagación.

(b) Se puede también comparar los incrementos de energía superficial dS y de energía elástica dW_e que intervienen cuando la longitud $2c$ de la fisura aumenta en la cantidad dc (Griffith).

Escribiendo las condiciones de inestabilidad bajo la forma:

$$\frac{dW_e}{dc} = \frac{dS}{dc}$$

se encuentra

$$\sigma = \frac{1}{2} \sqrt{\frac{E \cdot \gamma}{c}}$$

Considerando la manera en la cual esta relación acaba de ser establecida, se ve que ella ha constituido una condición necesaria para la propagación de una fisura.

Así la condición de Griffith $\sigma = \frac{1}{2} \sqrt{\frac{E \cdot \gamma}{c}}$, aparece, en el caso de un sólido idealmente elástico, como una condición necesaria y suficiente, para la propagación de la ruptura.

Permite definir una longitud crítica c , a partir de la cual una fisura se propaga bajo la tensión σ

Observación:

1. Existe otra manera de encontrar la fórmula de Griffith, equivalente a (b), que consiste en tratar la fisura como un conjunto de dislocaciones de un tipo particular, y aplicarles la fórmula de la teoría elástica de las dislocaciones (Friedel).

2. De una manera más general, en un sólido finito, para una fisura de forma cualquiera, la condición de Griffith se escribe:

$$\sigma = \sqrt{\frac{K \cdot E \cdot \gamma}{c}}$$

el factor K depende de las condiciones geométricas; Irwin ha dado para un gran número de casos simples, los valores correspondientes de K .

2.1.3. Verificación experimental: En el caso de los vidrios la teoría de Griffith o sus consecuencias se verifican bastante bien si se admite la existencia de fisuras preexistentes.

Así, se ha podido mostrar que la carga de ruptura en el aire húmedo varía con la velocidad de puesta en carga. Si esta velocidad es elevada, la energía superficial de los labios de la fisura es igual a la que se obtendría en el vacío γ_c , si la velocidad de puesta en carga es pequeña, la energía superficial es más pequeña como conse-

cuencia de la absorción superficial. Se ha podido verificar (Orowan), conforme a la teoría de Griffith:

$$\frac{\sigma}{\sigma_0} = \sqrt{\frac{Y}{Y_0}}$$

De la misma manera, la influencia del diámetro de las películas del vidrio sobre la carga de ruptura se explican bien si se admite que preexisten fisuras de Griffith.

Por otra parte, en ciertos casos, han podido ser observadas fisuras directamente (Andrade y Tsien, Gordon, Marsh y Parrat) luego de la decoración por el vapor de sodio. Esas fisuras tenían 50μ de longitud, $1000 \text{ \AA}$ de profundidad y $200 \text{ \AA}$ de espesor.

La presencia de fisuras de esta dimensión explica bien la resistencia mecánica de los films de vidrio, que puede ser de 70 kg/mm^2 o aún más.

Es necesario señalar la existencia, además de las teorías de las fisuras preexistentes, de otra teoría debida a Poncelet, en la cual las fisuras se forman durante la carga del material. Es una teoría estadística, que no toma en cuenta lo que pasa a escala atómica, pero que conduce a relaciones equivalentes a las de Griffith.

En efecto, las observaciones experimentales más recientes muestran por un lado que existen fisuras en la superficie de las fibras de vidrio antes de toda deformación plástica y por otra parte que el número de fisuras aumenta cuando se aplica una tensión.

2.1.4. Conclusión:

Venimos de ver que la teoría de Griffith se aplica en conjunto de manera relativamente satisfactoria al caso de los vidrios para los cuales la deformación plástica en el frente de las fisuras es bastante débil, y en los cuales existen fisuras preexistentes.

No es el mismo caso para los metales, por una parte porque no preexisten fisuras, en general; por otra parte porque la deformación plástica del frente de las fisuras es importante: nos daremos cuenta efectuando un estudio experimental de las fracturas por clivado.

2.2. Estudio experimental de la propagación de las fracturas por clivado

Hemos visto que las fracturas por clivado son fracturas transcristalinas que siguen en la mayor parte de su recorrido un plano cristalográfico de orientación definida. Con respecto a las fracturas de aspecto dúctil, el clivado se ve generalmente favorecido por una disminución de la temperatura, un aumento de la triaxialidad de las tensiones y un aumento de la velocidad de carga.

Hemos subrayado anteriormente que las fracturas por clivado son la mayoría de las veces frágiles, es decir que ellas ocurren luego de una deformación macroscópica

del metal muy pequeña, pero que en ciertas condiciones pueden ocurrir luego de alargamientos importantes (10 a 15%).

Las fracturas por clivado, que no han sido observadas en los metales cúbicos de caras centradas, son corrientes en los metales cúbicos centrados, en los cuales se producen en general según el plano (100) y en los metales hexagonales, en las cuales siguen frecuentemente el plano de base (0001).

Nos proponemos estudiar la propagación de las fracturas por clivado, analizando las imágenes obtenidas por microfractografía sobre las superficies de fractura de este tipo. Recordemos que los principales accidentes observados son los clivados constituidos por las lengüetas (fig. 4) y los ríos (fig. 3).

2.2.1. Estudio de las lengüetas

(a) Naturaleza cristalográfica

Las lengüetas corresponden a pequeñas zonas en las cuales la fractura, en lugar de seguir el plano de clivado, sigue un plano de orientación diferente.

Estas lengüetas han sido observadas en clivados de aceros dulces y extradulces, y, en una gran proporción de aleaciones hierro-Cr y Fe-Si en las cuales pueden alcanzar dimensiones suficientes para ser examinadas con el microscopio óptico.

Mientras no se cambia de grano se observa que las intersecciones del plano de clivado y de las lengüetas están orientadas según una u otra de dos direcciones perpendiculares. Por otra parte, las lengüetas se presentan en hueco o en relieve; pero las que sean sea en hueco o sea en relieve presentan la misma coloración sobre la fotografía, lo que está confirmado por las observaciones estereoscópicas.

Esto lleva a pensar que el plano de las lengüetas es un plano cristalográfico.

El origen de las lengüetas ha podido ser precisado examinando un gran cristal de hierro silicio: en efecto, sobre tal cristal, las lengüetas tienen dimensiones relativamente grandes, algunas entre ellas pueden llegar a algunos décimos de mm aproximadamente. Se ha podido comprobar que la intersección de las lengüetas y del plano de clivado es una dirección (110).

Por otra parte, haciendo un corte transversal, luego de niquelada de la superficie de clivado, perpendicularmente a la dirección (110) se ha podido observar el corte de las lengüetas lo que está bien de acuerdo a lo que se podía imaginar con respecto a las microfotografías. Se ha podido también medir el ángulo de las lengüetas con el plano de clivaje que es de 35° ; el plano de las lengüetas es entonces un plano (112).

En el acero dulce se ha igualmente determinado la orientación de las lengüetas, de una manera menos precisa realmente, disponiendo una pequeña esfera de latex de 3.000 Å de diámetro aproximadamente en la superficie de clivado, luego haciendo un sombreado y comparando la longitud de las sombras proporcionadas por la esfera y las lengüetas: se ha encontrado un ángulo de 30-35°, resultado que está en buen acuerdo con el precedente. Sin embargo, en el caso del acero dulce, el plano (112) puede ser o un plano de macla, o un plano de deslizamiento, de manera que no es posible precisar si la decohesión que da nacimiento a la lengüeta se hace a lo largo de un plano de deslizamiento desconsolidado o a lo largo de la interfase entre una macla y el cristal madre. En el caso del Fe-Si, se sabe y ha sido verificado por nosotros en las mismas condiciones del ensayo de fractura que hemos realizado aquí, que el único plano de deslizamiento posible es el plano (110), de manera que el plano (112) puede ser solamente un plano de macla.

Por otra parte, se ha podido distinguir en el microscopio óptico sobre cortes de las lengüetas, una macla fina que prolonga la decohesión. Por último las observaciones de Berry y algunas otras muestran que la cohesión de la interfase macla-cristal madre es relativamente débil.

La superficie de fractura del Fe-Si muestra también lengüetas más pequeñas, que se han observado en el microscopio óptico y en el microscopio electrónico.

Como su aspecto es completamente similar al que muestran las microfractografías de acero dulce o de hierro Armco que se han igualmente observado en cortes por microscopía electrónica se llega a la conclusión que se trata de figuras de la misma naturaleza en los dos casos y que las lengüetas constituyen decohesiones a lo largo de la interfase entre el cristal madre y pequeñas macles que se producen durante la propagación de la fractura.

Se puede pensar que se forma, delante del frente de fractura, y en razón de las tensiones elevadas que se producen allí, pequeñas macles mecánicas. Cuando la fisura llega sobre una de ellas, toma la interfase entre la macla y el cristal madre sobre una pequeña superficie, que se une con el plano de clivado por una zona de desgarramiento, lo que da lugar a una lengüeta.

(b) Condiciones de formación de las lengüetas

Se observan lengüetas en regiones localizadas de ciertos granos solamente; puede preguntarse cuales son las condiciones necesarias para su formación. Primeramente se pensó que podían producirse para ciertas direcciones de propagación, y por esa razón se proyectó hacer ensayos sobre probetas monocristalinas en forma de láminas delgadas en las cuales el plano de clivado sería perpendicular al eje de tracción: una entalladura había fijado la posición del punto de comienzo de la rotura, de manera que la dirección cristalográfica de propagación de la ruptura ha sido impuesta. Los ensayos efectuados han mostrado que este método no es utilizable porque, en las condiciones de los ensayos, se forman antes del

comienzo de la rotura numerosas maclas mecánicas que atraviesan toda la sección de las muestras y constituyen obstáculos para la propagación continua de las fisuras. Sin embargo, se ha podido examinar en qué zonas se encuentran las lengüetas sobre las diferentes superficies de clivado obtenidas y se ha constatado que ellas aparecen solamente para una dirección de propagación privilegiada.

En esas condiciones se piensa que la formación de las lengüetas está ligada principalmente a la velocidad de propagación del clivado. Se concibe, en efecto, que para velocidades de propagación del clivado crecientes, se pueda tener:

- relajación en el frente de la fisura por deslizamiento
- relajación en el frente de la fisura por maclado

Hasta el momento los hechos experimentales no permiten precisar esta hipótesis.

2.2.2. Estudio de los ríos

(a) Morfología

En el interior de un grano, las tensiones varían de manera continua, y los planos de clivado paralelos a una dirección dada, presentan la misma resistencia a la decohesión. Se concibe entonces que en regiones vecinas la fractura pueda tomar planos ligeramente distintos unos de los otros: es lo que se observa muy frecuentemente, sobre la superficie de clivado. Esos pequeños escalones, que corresponden a la unión de estas regiones, dibujan un haz de ríos sobre la superficie de fractura: es éste un hecho característico de las fracturas por clivado que permiten distinguirlas sin ninguna duda de las fracturas intergranulares o de las fracturas por decohesión a lo largo de los planos de deslizamiento. En efecto, en estos dos últimos tipos de fractura, el camino de la fractura está mejor definido ya que la cohesión a lo largo de este camino es más débil que a lo largo de los caminos virtuales vecinos. Se comprende que se observen igualmente "ríos" sobre la superficie de fracturas de materias plásticas más o menos estratificadas (lucoflex, ascodur, plexiglas, etc.) que presentan una dirección de planos de cohesión débil. En los metales, hemos observado por microfractografía "ríos" sobre clivados de ferrita (aceros dulces, hierro puro, acero al Si, de tungsteno, cromo, zinc) sobre superficies de fractura (por otra parte en la mayor parte intergranular) de martensita (acero con 1,4% de C y 2,5% Cr, roto a -196°C) y de sorbita (acero autotemplante al Ni-Cr, sobrecalentado a 1200°C , templado y revenido a 650°C). En estos últimos casos y sobre todo en el de la martensita, en razón de las tensiones y las deformaciones introducidas por la transformación martensítica, los "ríos" son curvados e irregulares.

(b) Formación de los ríos

Para comprender bien el mecanismo de formación de los ríos, es cómodo observar cómo se producen en materiales muy frágiles, como el cuarzo y la calcita.

El mecanismo es el de la figura 14. Hay un encaminado de los clivados en los dos planos considerados (1), luego apertura de las fisuras correspondientes (2) y, como el material es muy frágil, ruptura en r del pedúnculo p . Cuando se hace una réplica de la superficie de fractura (3) el pedúnculo p puede ser arrancado al mismo tiempo que la réplica. Es lo que muestra la figura 15 para el caso de la calcita. Hemos podido verificar por difracción de electrones que las láminas extraídas están efectivamente compuestas de calcita y que su plano es paralelo al plano de clivado.

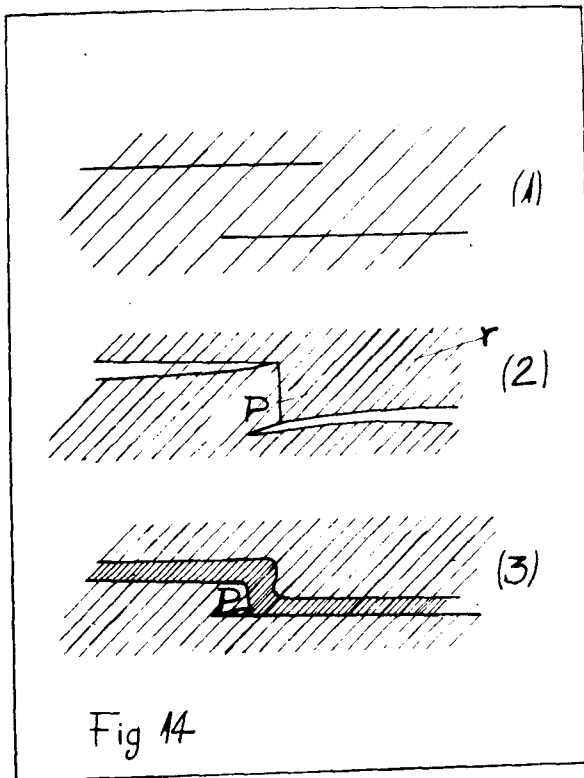


Fig 14

En el caso de los aceros el pedúnculo p es mucho más dúctil y se rompe por estricción luego de deformación, lo que se traduce en una superficie de fractura con el aspecto de la figura 16.

Sin embargo, para los ríos de pequeña altura, en los aceros, el mecanismo que interviene no es el del párrafo precedente y no hay pedúnculo deformado en el borde de los escalones que constituyen los ríos.

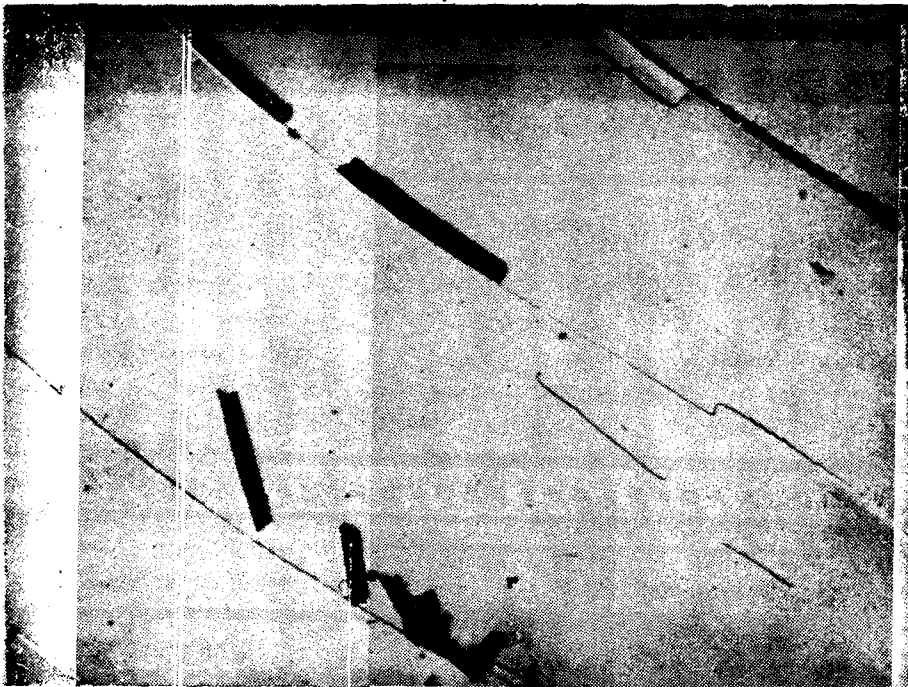


Fig. 15

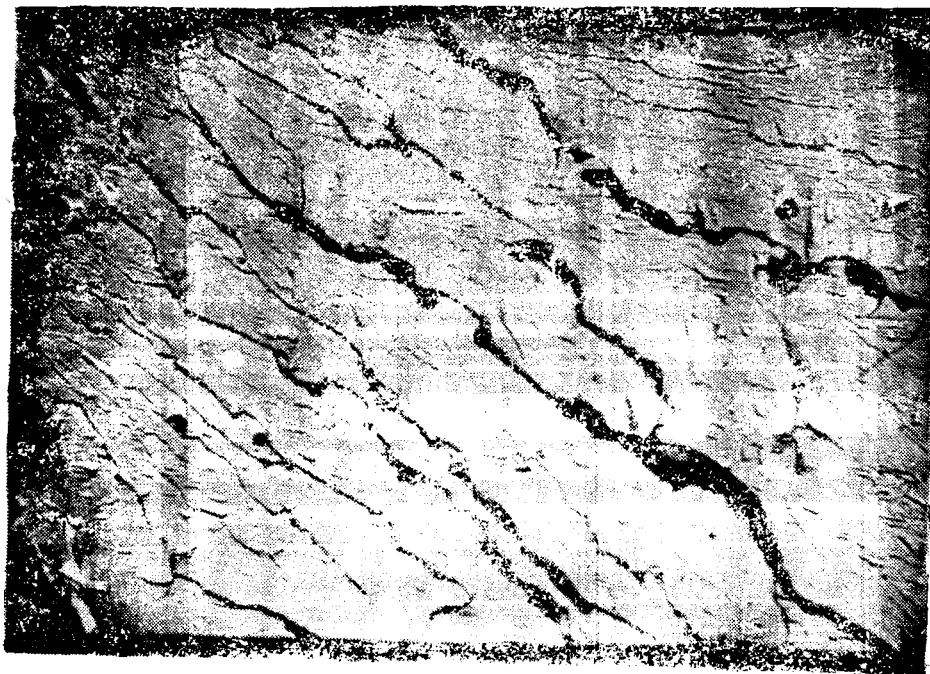


Fig. 16

(c) Confluencia de los ríos

Los ríos tienen tendencia a confluir porque la formación del escalón que le corresponde contiene una cierta energía suplementaria, y en consecuencia ocasiona un cierto retardo del frente de propagación (Gilman). Este retardo es más importante cuando el escalón es más importante, y se deduce entonces que los ríos pequeños tienen tendencia a ir hacia los grandes ríos.

En consecuencia la observación de la red de ríos permite determinar el sentido de propagación sobre los clivados que se hacen en el sentido de la confluencia.

(d) Variación de la altura de los ríos en función de la distancia

La observación de las microfractografías muestra que ciertos ríos toman nacimiento en el interior de un grano, mientras que otros toman nacimiento en el pasaje de un límite de grano o de un sublímite de grano.

Estos últimos permiten entonces compensar la desorientación entre los planos de los clivados en los granos y subgranos vecinos.

Los ríos toman nacimiento en el interior de un grano provendrían, de acuerdo a Gilman, de la confluencia de ríos elementales que se originan en la intersección del plano de clivado y de las dislocaciones.

En el caso de los ríos que toman nacimiento en el cruce de un límite de grano correspondiente a una desorientación relativamente pequeña del plano de clivado, el alto de los ríos debe variar proporcionalmente a la longitud del límite de grano drenado. Esto ha sido verificado experimentalmente.

Examinaremos ahora el caso de los ríos que toman nacimiento y cruzan en el interior de un mismo grano, como consecuencia del "drenado" relativo, a las dislocaciones de hélice contenidas en una cierta superficie de este grano. Si estas dislocaciones de hélice de dos signos repartidas al azar llegan al plano de clivado, la altura del escalón h debe crecer como la raíz cuadrada del número de dislocaciones "drenadas". Si además el ancho de la zona drenada es constante, h debe crecer como la raíz cuadrada de la distancia l recorrida desde la "fuente". Esta ley ha sido verificada a partir de microfractografías tomadas sobre réplicas de carbono directas de muestras rotas al choque en el nitrógeno líquido. En estas condiciones, la fractura se produce luego de una deformación bastante importante para el acero dulce, pero sin deformación macroscópica medible para las aleaciones Fe-Cr y Fe-Si. Sin embargo en el caso del Fe-Si, el ataque mediante el baño de Morris revela, en la vecindad del clivado una densidad de dislocaciones elevada.

La medida de la altura de los escalones correspondientes a los ríos es delicada:

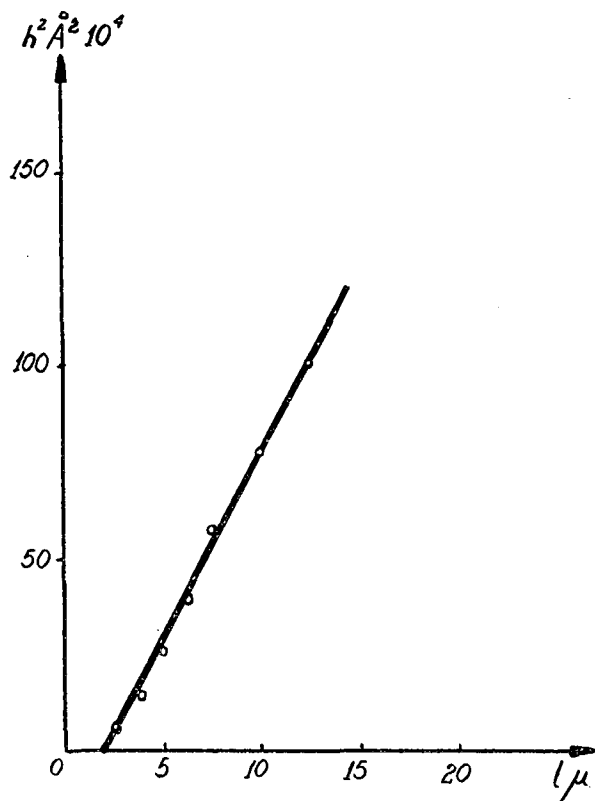


Fig. 17

ha sido posible, en ciertos casos, gracias a la sombra que se produce luego del depósito del film de carbono, sobre ciertos clivados orientados convenientemente con respecto a la fuente de carbono. La medida de la longitud de la sombra en comparación con las de una partícula esférica proporciona el medio de evaluar la altura de los ríos. Sin embargo, en general, la medida ha sido efectuada a partir del ancho de la línea oscura que, en las fotografías de réplicas al carbono, corresponden a un río: se puede admitir, en efecto, que esta dimensión es proporcional a la altura del río, sobre todo si el río se propaga más o menos en línea recta. La figura 17 muestra un ejemplo de los resultados obtenidos graficando h en función de l . A partir de las rectas que se pueden ajustar entre los puntos determinados experimentalmente, se puede calcular la densidad ρ de las dislocaciones de hélice,

$$h = b \cdot \sqrt{N} \quad \text{y} \quad \mathcal{J} = \frac{N}{e l}$$

$$\mathcal{J} = \frac{h^2}{b^2 e l}$$

Las medidas efectuadas en 12 ríos, en el caso de los cristales examinados aquí, conducen todas a una densidad de dislocaciones vecinas de $10^{12}/\text{cm}^2$ (todas las cifras obtenidas están comprendidas entre 0,4 y $2 \cdot 10^{12}$).

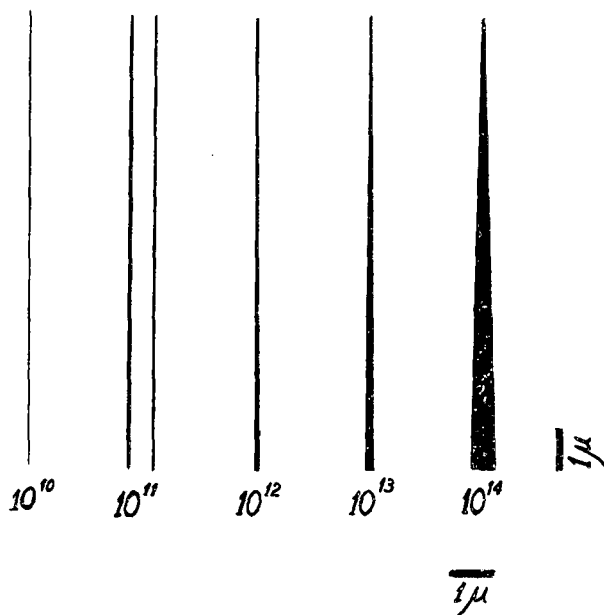


Fig. 18

Es un valor elevado que, si el razonamiento precedente no es defectuoso, debe ser atribuido a una deformación local importante que acompaña a la propagación del clivado y que resulta de una relajación plástica importante del frente de la fisura.

Puede preguntarse cuál es la precisión de las medidas de esta magnitud. La figura 18 muestra como variaría un

río sobre una microfractografía a un aumento de 6000 si la densidad de dislocaciones fuera de 10^{14} , 10^{13} , 10^{12} , 10^{11} y 10^{10} , dislocaciones por cm^2 . Se observa que los ríos de la microfractografía de aceros corresponden a una densidad de 10^{12} por cm^2 , y se señala que no es necesario efectuar medidas para hacer esta estimación.

Por otra parte, en el caso de los minerales de los cuales hemos hablado anteriormente, que son muy frágiles, la altura de los ríos no varía de manera apreciable sobre una microfractografía, es decir que la densidad de las dislocaciones en la superficie de clivado es inferior a $10^{11}/\text{cm}^2$.

Observación: La deformación en las superficies de clivado que ha podido ser analizada mediante el estudio de los ríos había sido puesta en evidencia, por otra parte, efectuando el diagrama de rayos X sobre las superficies de fractura y por otra parte atacando los clivados mediante reactivos que revelaban las dislocaciones. Este último método, utilizado en el caso de una aleación Fe-3%Si ha mostrado que el espesor de la zona deformada es del orden de 2 micrones para un ensayo de tracción efectuado

a -196°C .

(e) Evaluación de la energía superficial efectiva γ_e

Se ha visto el papel desempeñado por la energía superficial γ en la fórmula de Griffith. Orowan ha señalado que en el caso en el cual la propagación de la fisura se hace con deformación plástica superficial importante, conviene hacer intervenir una energía superficial ficticia que comprende, además de la energía superficial γ , la energía gastada para efectuar la deformación plástica de los labios de la fisura.

A partir de los resultados precedentes, se puede hacer una estimación grosera de la energía superficial efectiva; el orden de magnitud es de 10^5 dynas/cm.

2.2.3. Propagación en un policristal

a) Cruce de los límites de grano

El cruce de un sublímite o de un límite entre dos granos poco desorientados está marcado por la aparición de numerosos ríos o su multiplicación, lo que puede interpretarse como la consecuencia de la intersección del plano de clivado y de numerosas dislocaciones de hélice. En este caso, se puede considerar que la fisura invade el grano vecino penetrando sobre toda la longitud del límite de grano (figura 3).

Para las desorientaciones más importantes, la fisura no franquea más el límite



Fig. 19

de grano: vienen, por decir así, a golpear contra él y la fisura se reinicia en el grano vecino en varios (figura 19) o en un punto solamente; la distancia de estos puntos al límite de grano es en ciertos casos tan pequeña (inferior a $1/10$ de micrón) que se puede preguntar si no hay en realidad un cruce muy local del límite por el frente de fractura. A partir de estos puntos la fractura progresa en el mismo grano y el límite de grano cede en último

lugar: queda marcado, sobre las microfractografías, por una red muy fina que es la traza de este arranque. Cuando hay muchos puntos de cruce del límite de grano, ellos están situados en planos de clivado paralelos, pero diferentes, y la separación entre estos planos es retomada por desgarramientos que se traducen sobre las microfractografías por escalones altos análogos a muy grandes ríos.

b) Reiniciación durante la propagación

La propiedad según la cual los ríos confluyen en el sentido de propagación de la fractura permite ver si la propagación se hace de manera continua o no y de poner en evidencia los puntos de reiniciación durante la propagación.

Los ensayos efectuados en este tema -relativamente poco numerosos- parecen mostrar que la propagación es continua a bajas temperaturas, pero que ella es discontinua a temperatura más elevada: así sobre una muestra de resiliencia de acero dulce, rota a -30°C , se han puesto en evidencia numerosos puntos de reiniciación distantes uno de otro del orden de $1/10$ mm solamente.

Así, durante la propagación de la fractura pueden producirse discontinuidades de dos clases: cruce local de ciertos límites de grano y reiniciación a gran distancia a partir de la cual comienza a radiar la fractura.

2.3. Propagación de las fisuras en un sólido plástico

El problema que se presenta es el de la repartición de las tensiones y de las deformaciones en el frente de la fisura.

Puede abordarse a partir de las teorías de la plasticidad, o a partir de la teoría de las dislocaciones.

2.3.1. Teoría rígido-plástica:

Mediante un cierto número de hipótesis (deformación plana) la teoría rígido-plástica permite establecer de una manera simple algunos resultados importantes.

Se supone que el frente de la fisura y el campo de las líneas de deslizamiento, en el frente de la fisura tienen el aspecto representado sobre la figura 20. Esto es una primera aproximación ya que esta forma no es rigurosamente compatible por la hipótesis rígido-plástica.

Es entonces posible calcular las tensiones en la zona deformada. La tensión normal al plano de la fisura i-ría de A a B, del valor $2k$ al valor $2k \left(1 + \frac{\pi}{2}\right)$, k representa la tensión

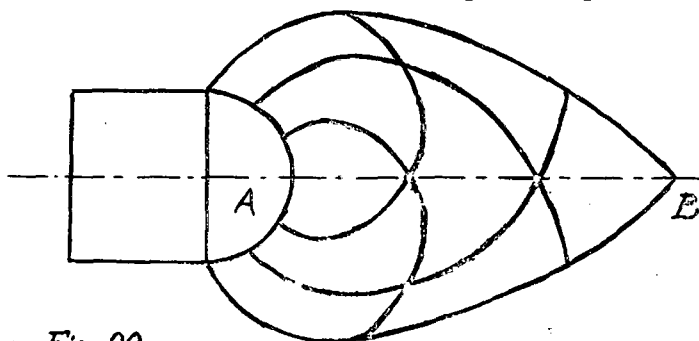


Fig. 20

de corte crítica.

Más allá de B en la zona rígida se puede mostrar que la tensión disminuye. En consecuencia la tensión normal es máxima en B: el factor de concentración de tensiones es muy pequeño (2,57); es independiente del radio de la fisura.

Se ve entonces hasta qué punto en las hipótesis hechas la presencia de una zona deformada en la parte alta de la fisura puede disminuir la concentración de las tensiones con respecto al caso del sólido elástico, y esto cualquiera sea la agudez de la fisura.

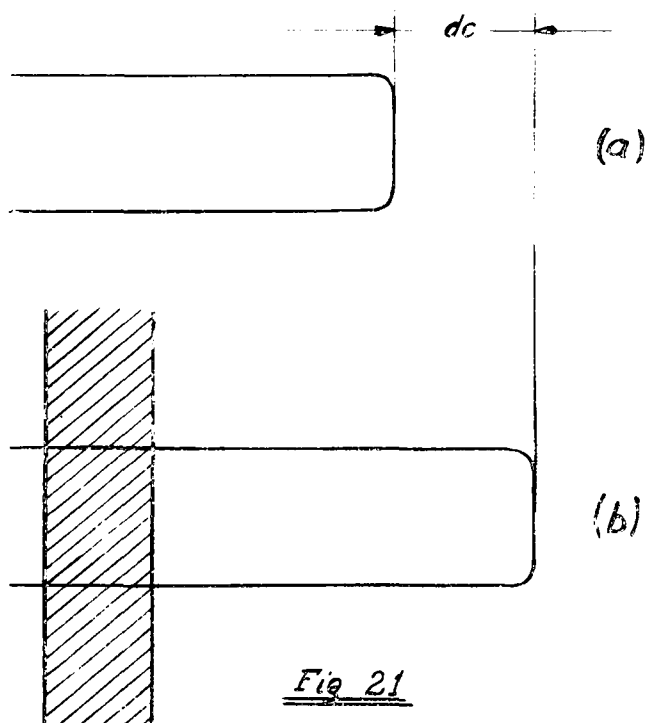
2.3.2. Fórmula de Griffith

Se puede, como en el caso de un sólido elástico, calcular una condición suficiente para la propagación de una fisura, comparando los incrementos de energía cuando el ancho de la fisura aumenta de dc :

la energía superficial varía de:

$$W_s = 4 \cdot \gamma_e \cdot dc$$

El trabajo de las fuerzas elásticas W_e es el que corresponde al pasaje del estado (a) al estado (b) de la figura 21 es decir al pasaje de una columna de materia de espesor



pesor de del estado bajo tensión, a un estado sin tensión. Si se admite que la acción de la fisura de ancho $2c$, se hace sentir a una distancia c de una parte y de otra de la fisura, se obtiene:

$$W_e = \frac{\alpha c dc \sigma^2}{E}$$

y las condiciones de propagación se escriben:

$$W_e = W_s$$

$$\sigma = \sqrt{\frac{4 \cdot \gamma_e \cdot E}{\alpha c}}$$

Conviene bien señalar que el razonamiento que viene de hacerse no exige ninguna hipótesis en lo que se refiere a la zona deformada plásticamente en

Fig 21

el frente de la fisura. Se supone solamente que las condiciones de deformación y de tensiones en el frente de la fisura no varían cuando la fisura progresa la cantidad dc .

Así la fórmula de Griffith sigue siendo válida en el caso en que hay relajación plástica en el frente de la fisura, con la condición de tomar en consideración la energía superficial efectiva γ_e .

Observación 1:

En el caso de la teoría rígido-plástica se puede evaluar la energía superficial γ_e estimando la energía superficial de uno de los labios de la fisura ($\gamma_e dc$).

Esto corresponde al trabajo de la fuerza $k dc$ que desplaza su punto de aplicación la distancia ρ , que es el radio de la fisura:

$$\gamma_e = k \cdot \rho$$

Para un valor de γ_e de 10^5 dynas/cm, que es la estimación que se ha hecho anteriormente, y para un valor de k del orden de 50 kg/mm^2 se obtiene:

$$\rho = 0,2 \mu$$

No existe evaluación experimental del radio del frente de una fisura de clivado pero el valor precedente parece ser bastante razonable.

Observación 2:

Todo lo que precede se aplica muy bien a la fractura por clivado pero puede ser extendido al caso de la fractura de aspecto dúctil cuando ésta sobreviene luego de una deformación plástica macroscópica pequeña.

2.3.3. Teoría de las dislocaciones

Friedel ha estudiado la relajación plástica del frente de una fisura a partir de la teoría de las dislocaciones.

Admite que, en los materiales que tienen varios sistemas de deslizamiento, se tendrá en el frente de una fisura una región de radio R bastante importante en la cual las tensiones plásticas habrán sido más o menos totalmente relajadas (figura 22).

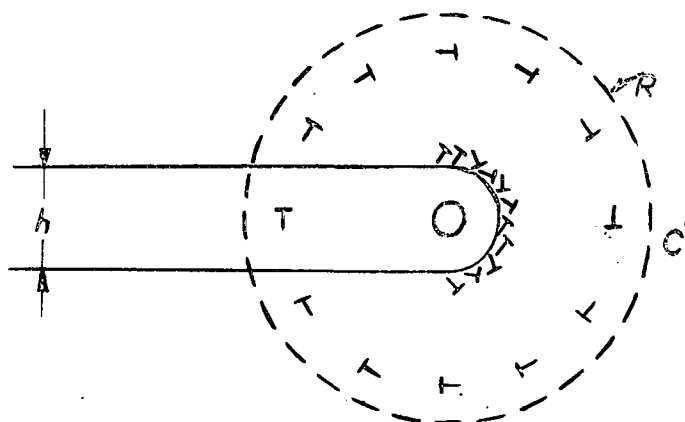


Fig. 22

En consecuencia las fisuras tienen bordes paralelos, salvo en la proximidad de los labios.

Las porciones c' de los mismos bucles que están lejos de la fisura tienen un vector de Burgers total igual a h . Cada una de las porciones c' no "siente" las tensiones elásticas de la fisura, que han sido relajadas, sino solamente las tensiones que resultan de las otras porciones similares c' . Las porciones c' son entonces empujadas a una distancia R de la fisura, distancia tal que su repulsión mutua sea igual al límite elástico σ_c del material.

Así, en este modelo simple, la relajación plástica reemplaza la dislocación grande en el frente de la fisura por una distribución regular de dislocaciones a lo largo de un cilindro de radio R , siendo conservado el vector de Burgers total.

Se encontrará las consecuencias deducidas del estudio de este modelo en "Fractura" (Swampscott). Una de las más interesantes se relaciona a la variación de R en función de la dimensión C de la fisura. De acuerdo a la teoría, R debe variar como la raíz cuadrada de C . Esto ha sido verificado experimentalmente por Tetelman que ha seguido la propagación de fisuras por penetración de hidrógeno en una aleación Fe-Si.

En resumen, el estudio de la propagación de una fisura hace aparecer dos casos extremos:

a) Aquél en que la propagación se hace de manera elástica bajo una tensión σ dada por:

$$\sigma \approx \sqrt{\frac{\gamma \cdot E}{C}}$$

La tensión en el frente de la fisura es igual a la cohesión teórica; la energía superficial γ es la de una superficie libre no deformada, del orden de 1000 ergs/cm²; el radio del frente de la fisura es más o menos igual al radio atómico.

b) El de las fisuras plásticas, para las cuales la propagación puede hacerse solamente si:

$$\sigma \approx \sqrt{\frac{\gamma_e E}{\pi C}}$$

La tensión en el frente de la fisura es 2 a 3 veces superior al límite elástico o a las cargas de ruptura; γ_e es de un orden de magnitud muy superior a γ , por lo menos para los policristales.

Este último caso es el de los metales frágiles, en general, pero no es fácil precisar si para las condiciones de ensayo particularmente severas, no pueden aparecer casos intermedios entre (a) y (b).

Irwin y sus colaboradores han hecho numerosos trabajos que tienen por finalidad la determinación de γ_e a partir de muestras para las condiciones geométricas de las cuales han establecido fórmulas del tipo de la fórmula de Griffith.

Se podría esperar en efecto que γ_e representa una característica del material y que su determinación constituye una medida válida de la resistencia a la fractura frágil. Pero si bien es exacto que γ_e es una magnitud útil de conocer cuando se desea apreciar el riesgo de fractura frágil para un material dado es muy importante notar que γ_e depende en efecto, de todas las condiciones experimentales y en particular de las dimensiones de la muestra. Además la superficie de fractura de una chapa presenta a menudo zonas de diferente naturaleza (clivado, aspecto dúctil normal, aspectos de corte). La medida de γ_e da un valor medio relativo a estas diferentes zonas.

En la práctica la determinación de γ_e puede permitir la comparación de diversos materiales desde el punto de vista de su resistencia a la fractura frágil. Presenta igualmente un interés en el análisis de las fracturas ocurridas en servicio permitiendo, por ejemplo, determinar luego del accidente el nivel de las tensiones, si la dimensión de la iniciación es conocida.

A título de ejemplo citaremos algunos valores de γ_e obtenidos de la bibliografía:

Aleaciones de aluminio del tipo duraluminio: del orden de 10^8 ergs/cm².

Aceros de alta resistencia: 10^6 ergs/cm².

Aceros resistentes en caliente (piezas forjadas cromo-molibdeno-vanadio)
 10^7 a 10^8 ergs/cm².

Es necesario comparar estos valores a los valores siguientes ya citados anteriormente:

Energía Superficial por una superficie no deformada: 10^3 ergs/cm².

Energía superficial de un clivado monocristalino de Fe-Si: 10^4 ergs/cm².

Energía superficial de un clivado policristalino de Fe-Si: 10^5 ergs/cm².

2.3.4. Influencia de la velocidad de propagación

En el caso del sólido elástico, hemos examinado la influencia de la velocidad de propagación introduciendo un término de energía cinética en las condiciones de propagación.

En el caso en el cual hay deformación plástica en el frente de la fisura, es necesario considerar además la influencia de la velocidad sobre la relajación plástica: es necesario un cierto tiempo para activar las fuentes de dislocaciones en la zona vecina del frente de la fractura, donde las tensiones son elevadas, y resulta en consecuencia que la relajación plástica es tanto más grande cuando la velocidad de propagación es más pequeña. Se puede mostrar que resulta así una velocidad crítica por debajo de la cual la fisura no puede propagarse más, por lo menos por clivado.

a) Consideremos (Friedel) el caso en el cual la relajación resulta de la activación de fuentes preexistentes no bloqueadas. La tensión, en el pasaje del frente de la fisura, debe actuar durante un tiempo Δt suficiente para que las fuentes entren en funcionamiento. La distancia de las fuentes vecinas es del orden de l_F , paso del reticulado de Frank. El tiempo para que una fuente actúe es:

$$\Delta t = \frac{l_F}{C}$$

C es la velocidad del sonido.

Durante este tiempo, la fisura ha recorrido la distancia

$$x = v \cdot \Delta t = \frac{v \cdot l_F}{C}$$

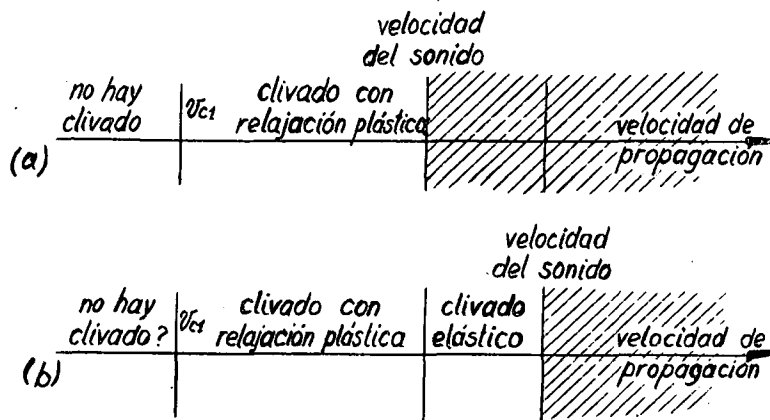
donde v es la velocidad de propagación de la fisura. Es necesario que esta distancia sea inferior a l_F para que haya relajación plástica, en consecuencia que v sea inferior a C. Como esta condición está siempre realizada, hay siempre relajación plástica hasta en los materiales en los cuales preexisten dislocaciones no bloqueadas.

b) Por el contrario, si las dislocaciones son bloqueadas la velocidad de producción de los bucles es pequeña; ella varía según una ley de la forma $e^{-U/kT}$ y existe una velocidad crítica por encima de la cual la propagación se hace de manera elástica.

c) En el caso de un material que no contiene dislocaciones preexistentes ha sido imaginado un mecanismo de formación de dislocaciones a partir del frente de fisura y este mecanismo ha sido analizado por Gilman: conduce igualmente a una velocidad crítica para la relajación plástica.

En conclusión, los fenómenos pueden ser esquematizados de la manera siguiente:

a) Materiales en los cuales las fuentes pueden ser fácilmente activadas: (fig. 23).



b) Materiales sin dislocaciones preexistentes o por lo menos sin fuentes fáciles de activar.

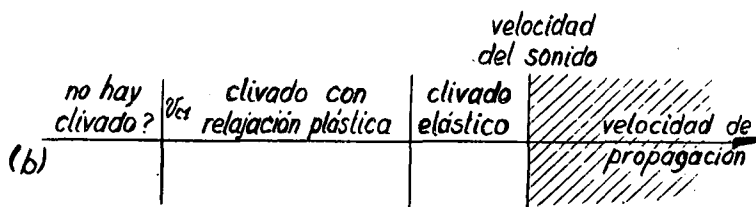


Fig. 23

Los valores de las velocidades críticas que corresponden a mecanismos activados varía con la temperatura; en consecuencia por eso se produce la transición del aspecto de propagación observado cuando la temperatura disminuye en los metales que pueden romperse por clivado.

2.4. Iniciación de las fracturas frágiles

Hemos visto que en los cuerpos en los cuales existen fisuras pre-existentes (lo que es más o menos el caso de los vidrios) la iniciación de la fractura frágil puede hacerse a partir de estas fisuras cuando la concentración de las tensiones en el frente de la fisura alcanza la cohesión teórica.

En los metales, por el contrario, aún en el caso en el cual preexistan algunas fisuras, el frente de éstas está fuertemente alterado, y cuando se coloca el material bajo carga, las tensiones locales en el frente de la fisura no son de un orden de magnitud superior al límite elástico.

Existen numerosas pruebas experimentales de la dificultad que puede existir para reiniciar una fisura preexistente.

Notemos a ese respecto que aparecen dificultades importantes en el estudio experimental de la propagación de las fracturas por clivado y que una fisura por más fina que sea no constituye una entalladura infinitamente aguda: es necesario no olvidarlo cuando se desean interpretar los resultados de los ensayos, de los que existen numerosos tipos y en los cuales se utiliza para favorecer la iniciación de una fisura, una entalladura muy aguda, un trazo de sierra, o una fisura de fatiga, por ejemplo.

En general, en la práctica, no hay fisuras que posean las dimensiones críticas en los metales. Hemos visto, por otra parte, que aún si existieran no sería posible continuarlas bajo las tensiones que permiten la propagación de una fisura en movimiento.

Un hecho experimental importante es el siguiente: la fractura por clivado en los materiales usuales se hace en general luego que ha comenzado la deformación plástica.

En los metales cúbicos centrados las tensiones correspondientes pueden ser el límite elástico superior, pero también pueden ser más débiles porque se sabe que existe una microdeformación que se origina para tensiones mucho más débiles.

Las principales pruebas de este hecho son las siguientes:

- Las curvas de variación de la carga de ruptura en función de un parámetro experimental (temperatura, velocidad de carga, tamaño de los granos) están a menudo en las regiones en que el clivado no está precedido de ninguna deformación plástica macroscópica, en la prolongación de las curvas relativas al límite elástico obtenido en la región en la cual hay deformación macroscópica.
- Siempre en la región en la cual no hay deformación plástica macroscópica la tensión de fractura es igual al límite elástico determinado en un ensayo de compresión.
- En los aceros dulces, la formación de las bandas de Luders se acompaña de ondas sonoras. Esta propiedad ha permitido mostrar que, a -200°C las fracturas por clivado se producen en el momento en el que se forma la primera banda de Luders.
- En los materiales que no contienen dislocaciones (whiskers) la tensión de fractura es anormalmente elevada. Ya que el clivado está precedido por cierta cantidad de deformación plástica, se ha buscado mostrar cómo esta deformación plástica puede producir las tensiones locales elevadas necesarias para la iniciación de la fractura: los teóricos han imaginado cierto número de mecanismos que se examinarán a continuación.

2.4.1. Modelo de Zener

Zener ha sido el primero en indicar que una deformación plástica heterogénea puede producir tensiones suficientes para alcanzar la cohesión teórica e iniciar la fractura por clivado.

Ha supuesto que esta deformación plástica podría estar constituida por un apilamiento de dislocaciones contra un obstáculo (límites de granos o bandas de deslizamiento).-

El modelo ha sido desarrollado por Cottrell (1949) (7), Eshelby, Frank y Nabarro

(1951) (8), que han calculado las tensiones de corte en el frente de un apilamiento de dislocaciones. Luego Koelker (1952) ha mostrado que existen en la cabeza del apilamiento tensiones de tracción cuyo orden de magnitud es el mismo que el de las tensiones de tracción cuyo orden de magnitud es el mismo que el de las tensiones de corte. Por último Mott (1953) (9), Stroh (1959) (10) y Petch (1957) (11) han precisado la aplicación de estos resultados al caso de los metales.

Daremos solamente el siguiente cálculo muy breve que se aplica al caso de una fisura formada por coalescencia de n dislocaciones de vector de Burgers b (Fig. 24). Sea τ la tensión de corte aplicada sobre el plano de deslizamiento considerado, de longitud l .

Se tiene:

$$\frac{\tau}{\mu} = \frac{n b}{L}$$

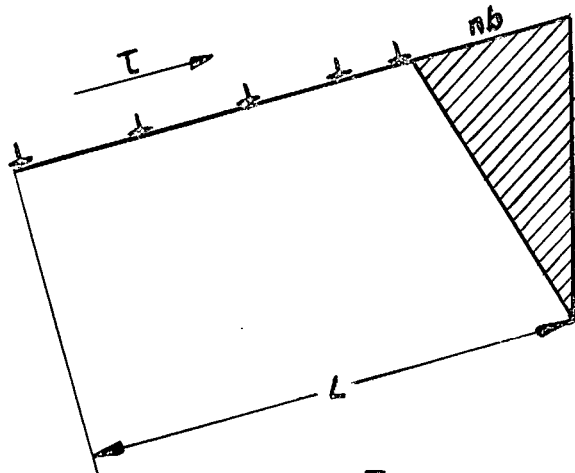


Fig 24

Escribamos que la fractura se produce si el trabajo de las tensiones exteriores equilibra la energía gastada para la creación de superficies nuevas:

$$\tau \cdot n \cdot b \approx 2 \gamma$$

resulta:

$$\tau \approx \sqrt{\frac{\mu \gamma}{L}}$$

Esta fórmula es parecida a la ecuación de Griffith; en consecuencia, un apilamiento de dislocaciones es equivalente, desde el punto de vista de la iniciación del clivado, a una fisura elástica.

Hace aparecer una longitud crítica a partir de la cual puede haber iniciación del clivado. Este último punto ha sido verificado experimentalmente por Johnston, sobre bicristales de óxido de magnesio. Luego de haber bloqueado por un tratamiento térmico conveniente las dislocaciones presentes, Johnston ha introducido nuevas dislocaciones mediante improntas de dureza hechas a una distancia L del límite de grano. Luego ha verificado que la tensión de fractura era proporcional a $L^{-\frac{1}{2}}$.

Por otra parte, si se admite que L es igual a la dimensión de los granos, se ve

que la tensión de fractura (o más vale, el exceso de esta tensión sobre la cara de frotamiento de las dislocaciones, debe variar como $d^{-\frac{1}{2}}$ (ley de Petch). Esta ley está verificada por la experiencia, pero de manera bastante imprecisa.

Un trabajo reciente, debido a Armstrong y Shep (13) tiene en cuenta las fuerzas imágenes de apilamiento de dislocaciones con respecto al obstáculo. Llega a la conclusión que la tensión de fractura varía como d^{-n} con $\frac{1}{3} < n < \frac{1}{2}$. Es difícil sa-ber cual de las dos leyes es la justa pero de cualquier manera es interesante hacer notar que Baldwin (13) ha mostrado que se tiene sobre todo para muchos metales una variación del límite elástico en $d^{-1/3}$. Se ha visto el paralelismo que existe frecuentemen-te entre el límite elástico y la tensión de fractura.

A pesar de las verificaciones experimentales indicadas, que son todas indirectas, existe un cierto número de objeciones al modelo de Zener:

- se imaginan mal las barreras que deben resistir a las tensiones del orden de mag-nitud de la cohesión teórica, sobre todo en los monocristales que no tienen una carga de ruptura más elevada que los policristales, sino lo contrario.
- jamás se han observado apilamientos del tamaño necesario (algunos centenares de dislocaciones).
- las líneas de deslizamiento se forman más por desviación de los deslizamientos (cross-slip) que por acción de las fuentes de Frank y Read.

Estas dificultades han llevado a los teóricos a imaginar otros modelos.

2.4.2. Mecanismo de Cottrell (fig. 25)

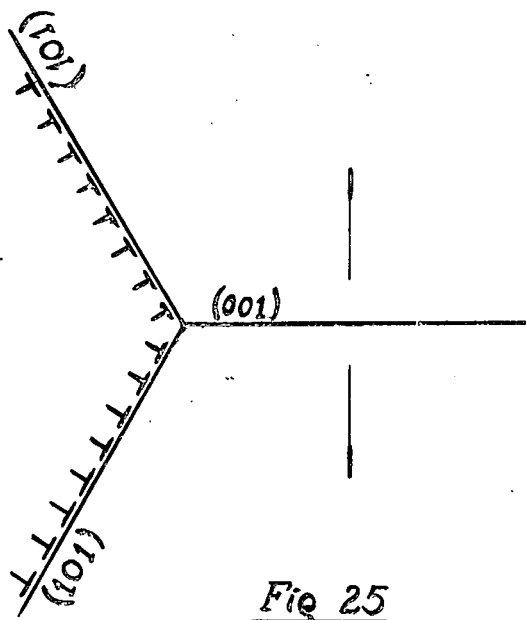


Fig 25

Cottrell ha sugerido la formación de fisuras por las coalescencia en un plano (001) de las dislocaciones que se propagan en los planos (110). Dicho de otra manera se tendría la reacción:

$$\frac{a}{2} \begin{bmatrix} \bar{1} & \bar{1} & 1 \end{bmatrix} + \frac{a}{2} \begin{bmatrix} 111 \end{bmatrix} \rightarrow a \begin{bmatrix} 001 \end{bmatrix}$$

La dislocación resultante, que es deslizante, no se desplazará ya que no hay esfuerzos de corte en su plano de deslizamiento ulterior y si numerosas dislocaciones de este tipo coalescen, habrá formación de una fisura. Es necesario notar,

por otra parte, que Carrington, Hall y McLean han observado efectivamente dislocaciones $\{001\}$.

Sin embargo, Stroh ha puesto en duda la estabilidad de las dislocaciones de Cottrell y ha mostrado que deberían descomponerse bajo la influencia de las tensiones causadas por el apilamiento de dislocaciones mucho antes que la tensión necesaria para la formación de una fisura ha sido alcanzada. Este último punto ha sido estudiado más en detalle por Terasaki, que ha calculado la energía de activación para la descomposición de una dislocación de Cottrell.

Terasaki ha llegado a las conclusiones siguientes:

- en el caso del modelo precedente las dislocaciones $\{001\}$ formadas por la relación propuesta cesan de ser estables si el número de dislocaciones apiladas en cada plano de deslizamiento es superior a 13.
- en el caso en el cual se tiene una dislocación $\{001\}$ y un solo apilamiento, el número crítico es de 150.

Se puede mostrar que en los dos casos este número es insuficiente para que se inicie una fisura.

Sin embargo Terasaki ha mostrado, por otra parte, estudiando la fractura de probetas monocristalinas de Fe, que, para ciertas orientaciones de estas probetas el único mecanismo de iniciación posible, entre los propuestos por los teóricos, es el de Cottrell.

Finalmente ha mostrado también que la descomposición es menos probable si se tienen apilamientos de pequeño número de dislocaciones en planos vecinos y que se pueden obtener así las tensiones elevadas normalmente al plano (100).

2.4.3. Mecanismo de Friedel-Orowan (fig. 26)

En lo que se produce en particular si un sublímite de grano está cortado en dos por el pasaje de una dislocación

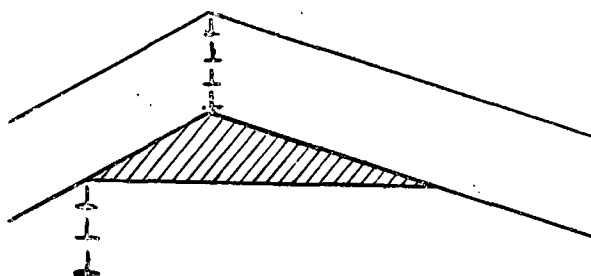


Fig. 26

o de una serie de dislocaciones. Este mecanismo se observa frecuentemente en los metales hexagonales. Si un sublímite de grano presenta una extremidad en el interior de un grano, hay en ese punto tensiones de tracción elevada que pueden provocar un clivado si el ángulo de desorientación es superior a 50° .

2.4.4. Maclas

Se sabe que a temperaturas suficientemente bajas la deformación por deslizamiento deja lugar a la deformación por maclado. A partir de 1926 O'Neill ha comprobado que la fragilidad en frío ocurre con la formación de maclas mecánicas y ha sugerido que las maclas podrían ser las causas de la fractura.

Desde entonces muchas publicaciones contradictorias han sido efectuadas sobre este tema. Esto proviene del hecho de que las observaciones son difíciles porque durante la propagación de la fractura por clivado, se forman frecuentemente maclas mecánicas; la observación en la vecindad de la fractura, de maclas mecánicas no es entonces la prueba que ellas juegan un papel en el comienzo de la fractura.

Sin embargo en monocristales Honda ha podido demostrar que las fisuras de clivado toman nacimiento en la intersección de dos maclas, si el eje de la deformación es cercano de la dirección $[100]$ y las intersecciones de las maclas paralelas a $[110]$. Honda ha podido demostrar que en ese caso las maclas actúan como barreras una para la otra. Terasaki ha precisado que en la intersección el arreglo de las dislocaciones es muy análogo al que se produce en la intersección de dos bandas de deslizamiento.

Hahn, Averbach y Cohen han mostrado que, cuando la temperatura de ensayo disminuye se forman solamente en un cierto dominio de temperatura fisuras que se propagan solamente en un solo grano.

Establecieron que la proporción de granos fisurados y la proporción de granos maclados pasan las dos por un máximo, pero esos dos máximos no coinciden. Han obtenido en conclusión que, por lo menos en un cierto rango de temperatura, no hay relación entre maclado y fragilidad.

En las aleaciones Fe-C se observa que, por debajo de 150°C , las bandas de Luders contienen a veces numerosas maclas. Cuando se continúa la deformación, ocurre una fractura por clivado en los únicos casos en que efectivamente hay maclas mecánicas en las bandas de Luders.

Una manera de acción de las maclas diferente ha sido propuesta por Sleeswyk que ha descrito la relajación plástica que se produce en el frente de nacimiento de las maclas mecánicas y ha mostrado la existencia de dislocaciones "emisarias" que se propagan delante de ese frente sobre el plano (112) paralelo al plano de hábito de la macla: estas dislocaciones resultan de la disociación de las dislocaciones de macla en los límites de grano no coherentes.

Entre dos dislocaciones emisarias de dos series de planos $[112]$ diferentes, puede haber una reacción análoga a la reacción de Cottrell.

La configuración de la dislocación $[110]$ que resulta puede ser estable y conducir por coalescencia a fisuras de clivado que serían así una consecuencia indirecta del maclado.

La geometría de este modelo, así que de otros modelos análogos ha sido estudiado en detalle por Sleeswyk y por Terasaki.

Señalemos en particular los mecanismos representados esquemáticamente por la figura

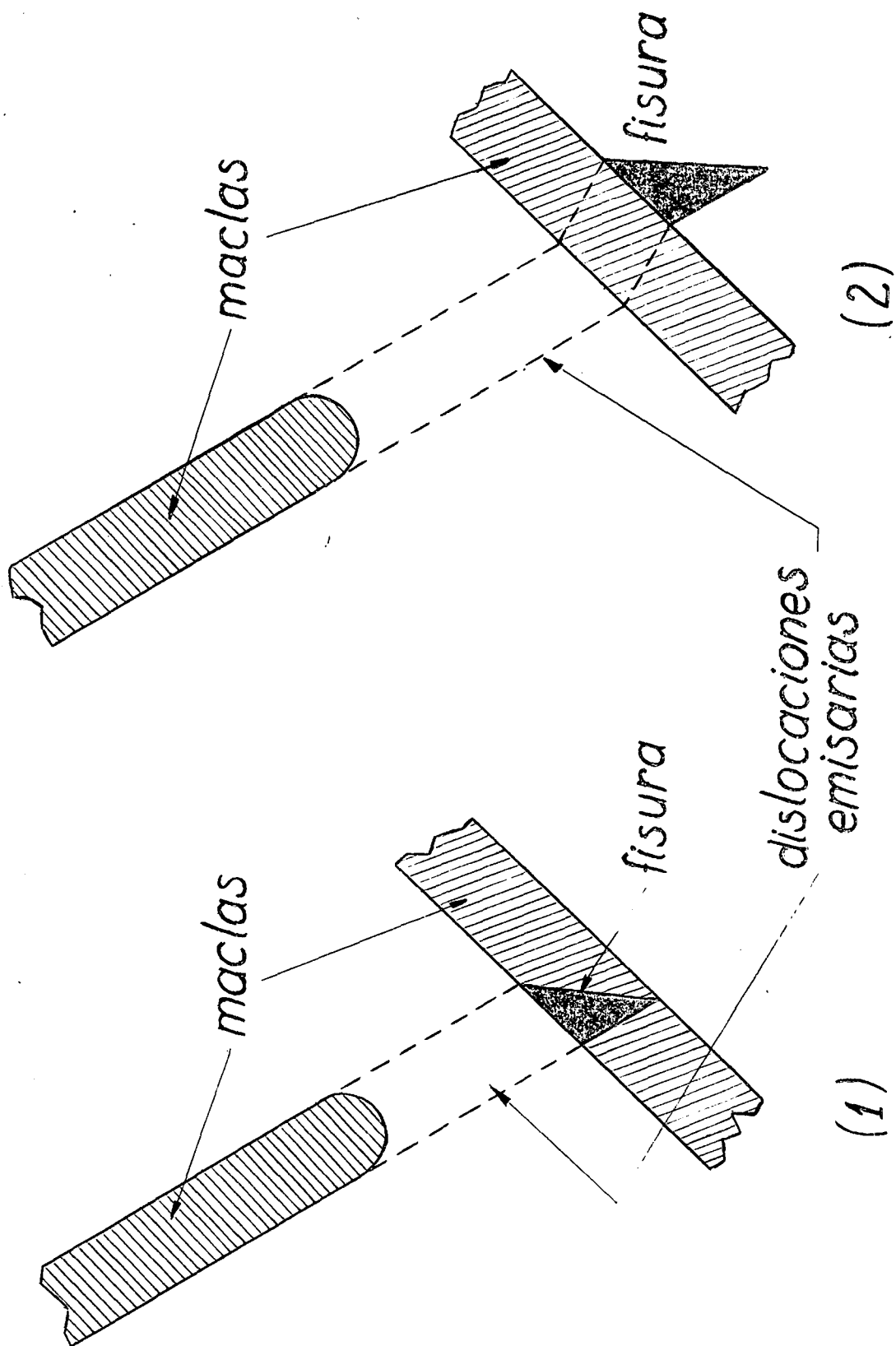


Fig. 27

27, de los cuales el segundo ha sido efectivamente observado por Honda.

2.4.5. Conclusión:

Venimos de pasar revista a un cierto número de modelos que permiten obtener localmente, a partir de la deformación plástica (dislocaciones o maclas) las tensiones elevadas necesarias para la iniciación de los clivados. Hemos indicado aquéllos mecanismos que han sido directa o indirectamente confirmados experimentalmente. Es necesario decir que, considerando las dificultades que estas determinaciones experimentales comportan, tales confirmaciones son relativamente raras. Sin embargo, las que existen muestran que existe un cierto número de modos de iniciación posibles que deben poder actuar competitivamente en los policristales.

Es necesario señalar que hemos considerado el caso de un material que tiene una sola fase. Si no es así, los límites entre las fases pueden desempeñar un papel análogo a los límites de grano y además las fisuras pueden comenzar en las partículas particularmente frágiles contenidas en una matriz más dúctil. Es lo que ocurre en los aceros en los que las inclusiones y los carburos contribuyen ciertamente en algunos casos a la iniciación de la fractura frágil (ver capítulo siguiente). Por otra parte hemos buscado precisar solamente los mecanismos que permiten alcanzar localmente la cohesión teórica. Esto es una condición necesaria para la iniciación de una fisura, pero no suficiente. Es necesario todavía que la fisura así formada en condiciones elásticas en el sentido del párrafo 1 anterior, pueda desarrollarse suficientemente a pesar de la relajación de las tensiones que se producen rápidamente conforme a lo que hemos dicho en el párrafo 3. Este problema complejo del desarrollo de un comienzo de fractura hasta que alcance la longitud crítica no parece haber retenido la atención de los teóricos.

3. FRACTURAS DE ASPECTO DUCTIL

3.1. Generalidades. Fracturas con cúpulas que comienzan sobre precipitados e inclusiones

Los metales y aleaciones técnicas contienen a menudo inclusiones o precipitados que modifican las características metálicas y desempeñan un papel importante en la fractura, sobre todo en la fractura de aspecto dúctil. Este papel ha sido puesto en evidencia por TIPPER (1), que ha observado en los aceros dulces luego del límite elástico, agujeros que nacen a partir de las inclusiones. Estos agujeros crecen a medida que la deformación progresa y se reúnen hasta conducir a la fractura.

La observación de la superficie de fractura en microscopio electrónico ha mostrado el aspecto característico de la superficie de fractura de aspecto dúctil, y ha permitido constatar hasta qué punto este modo de fractura es general (2). Hemos visto que una superficie de fractura de aspecto dúctil se presenta cualquiera que sea el lado desde el que se la examine, como una yuxtaposición de "cúpulas" en el fondo de las cuales se observa a menudo un precipitado o una inclusión. Se puede ahora imaginar que la formación de una fisura dúctil comporta los siguientes estados que intervienen sucesivamente durante la deformación:

- 1 - Formación de fisuras a partir de las partículas presentes en el metal.

2 - Crecimiento a partir de esta fisura de agujeros que se alargan en el sentido de la deformación.

3 - Ruptura de los pedúnculos de metal que separan los agujeros.

El mecanismo mediante el cual los pedúnculos que separan los agujeros se rompen no ha sido perfectamente aclarado: se ha pensado que se ha producido una estricción de estos pedúnculos (3) (4) y la observación de la superficie de fractura dúctil en estereoscopia en microscopio electrónico está muy de acuerdo con esta hipótesis. Sin embargo, según algunas observaciones hechas por ROGERS (5) de manera poco precisa, la forma de decohesión final de los pedúnculos está al sesgo respecto al eje de tracción y esto no es compatible con la hipótesis de la estricción interna. Puede entonces ocurrir que intervenga una decohesión por corte paralelo a un plano de deslizamiento, como se ha observado en los monocristales.

3.2. Otro modo de fractura dúctil

Dado el mecanismo de las fracturas de aspecto dúctil, es interesante examinar de un lado como se produce la fractura en un metal que no contiene ni inclusiones ni precipitados y por otra parte, si, en todas las fracturas de aspecto dúctil, el comienzo de las fisuras que dan nacimiento a las cúpulas de producción sobre las inclusiones.

El aluminio puro, que no contiene partículas extrañas se rompe luego de una estricción de 100%: no hay hablando propiamente, superficie de fractura. Sin embargo es un metal particularmente blando, y no se puede afirmar que este resultado sea general. Se puede preguntar si los agujeros no pueden formarse, en ciertas condiciones, como consecuencia de concentraciones de tensiones locales debida a la deformación plástica. De esa manera COTTRELL (4) ha pensado en los apilamientos de dislocación para producir las tensiones necesarias al comienzo de las cúpulas. Otros mecanismos pueden ser imaginados.

Es necesario señalar por último las experiencias de BRIGDMAN (6) que ha obtenido una estricción de 100% en un acero con 0,45%C bajo una presión de 27.000 atm. Uno puede pensar que bajo una presión hidrostática elevada agujeros que conducen a la fractura de aspecto dúctil no pueden formarse.

3.3. Carácter general de las fracturas de aspecto dúctil

La fractura de aspecto dúctil ha sido observada para metales muy variados (2) (5) (7): aluminio, aleaciones livianas, cobre, eutéctico cobre-cromo (8), titanio, hierro, aleaciones y aceros inoxidables, aceros templados y revenidos, etc. Se encuentran asimismo en los de aluminio de alta resistencia (9) en los aceros a alta resistencia, en los aceros martensíticos con endurecimiento estructural, etc. A menudo ocurre luego de una deformación plástica importante, y se propaga bastante lentamente pero ocurre a veces que se produce luego una deformación macroscópica despreciable y su velocidad de propagación puede alcanzar centenares de metros por segundo: dichos aspectos frágiles de la fractura dúctil se encuentran sobre todo en los metales (aleaciones livianas o aceros) de alta resistencia cuyo desarrollo ha sido importante estos últimos años. Es probablemente la razón por la cual la fractura de aspecto dúctil que habían sido poco estudiadas hasta ahora, concentran más y más la atención de los investigadores.

3.4. Ensayos esquemáticos destinados a reproducir el mecanismo de la fractura de aspecto dúctil

Varios tipos de ensayos han sido efectuados con el fin de reproducir de manera esquemática ciertos estados de la fractura de aspecto dúctil.

a) Un material ha sido preparado por sinterizado de polvo de hierro y de partículas de alúmina esféricas de 20 a 40 micrones de diámetro. La superficie de fractura dúctil está compuesta de agujeros yuxtapuestos bien visibles a la lupa binocular y frecuentemente, en el fondo de los agujeros, aparecen en claro una partícula de alúmina. Este aspecto es análogo al que se observa para la fractura dúctil de los metales usuales, por lo común en este último caso los agujeros son generalmente mucho más pequeños de manera que es necesario hacer observaciones en el microscopio electrónico.

b) Al fin de reproducir en gran escala la formación de una cúpula a partir de una inclusión esférica, se ha preparado una probeta de tracción en aluminio refinado, que contiene una bolilla de acero de 3 mm de diámetro centrado sobre el eje de la probeta. Luego de la fractura se ha observado el agujero profundo que se formó a partir de la bolilla de una manera complejamente análoga a los agujeros debido a las inclusiones de alúmina en el caso del hierro alúmina. La fractura se ha producido por estricción del metal que separa este agujero de la superficie exterior de la probeta.

c) Cuando las inclusiones son más numerosas, la estricción se produce entre los agujeros formados a partir de las partículas vecinas. Para ver como se efectuaba esta estricción, se han preparado probetas de aluminio, en la cual las fisuras debidas a las inclusiones han sido esquematizadas por agujeros o por hilos de tungsteno.

Los resultados obtenidos en estos ensayos están de acuerdo con los mecanismos propuestos para explicar los fenómenos que intervienen en una escala más fina.

3.5. Diversos aspectos de las cúpulas

a) sobre las superficies de fracturas de aspecto dúctil, se puede observar, por la microfractografía, diversos tipos de cúpulas que corresponden a tipos de fracturas ligeramente diferentes. La reunión de los agujeros que se desarrollan alrededor de las partículas pueden efectuarse de varias maneras.

1 - La decohesión se hace normalmente a la dirección del esfuerzo aplicado; las cúpulas son entonces equiaxiales (esquema de la figura 28) cualquiera que sea el lado de la fractura que se considere.

2 - En otros casos la fractura se produce en una zona de corte localizado según el mecanismo representada en la figura 29. Las cúpulas son entonces alargadas y tienen direcciones opuestas sobre las dos caras de la fractura.

3 - Cuando la deformación macroscópica que acompaña la propagación de la fractura es grande (fractura por desgarramiento), se obtiene igualmente cúpulas alargadas, pero que presentan la misma orientación sobre las dos caras de la fractura. Figura 30.

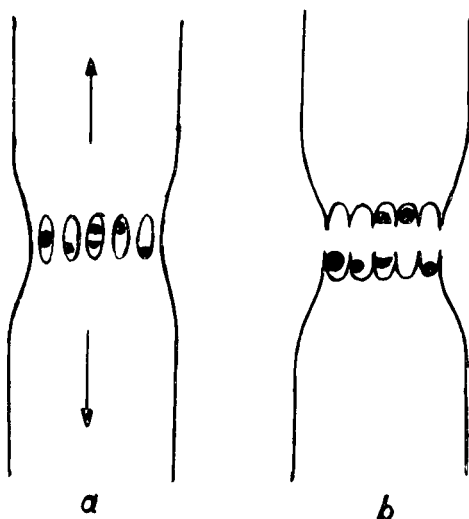


Fig. 28

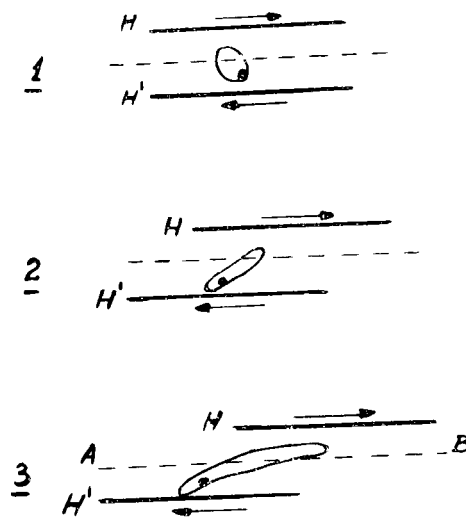


Fig. 29

b) Fractura de aspecto dúctil en las probetas de ensayo

En el ensayo de tracción, cuando la fractura se produce en forma de copa y cono, el fondo de la copa se compone generalmente de cúpulas equiaxiales, mientras que los bordes están constituidos por cúpulas alargadas, resultado de la localización de la deformación al final de la propagación de la fractura

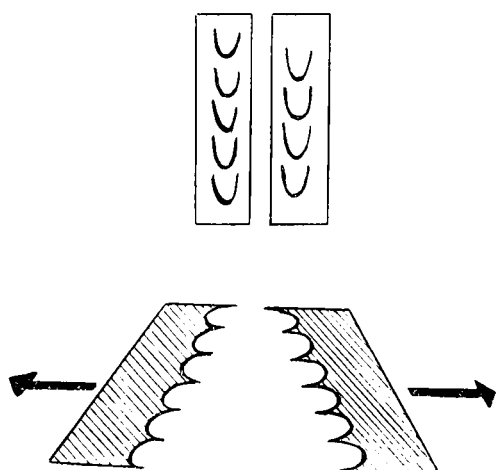


Fig. 30

Esta localización está siempre ligada a una velocidad de deformación elevada, e interviene en ella probablemente el fenómeno de corte adiabático descrito por ZENER y HOLLOMON (11). Esta interpretación está de acuerdo con los ensayos de PUTTICK (12) que ha logrado reducir la zona de borde de la cúpula utilizando una máquina de tracción muy rígida

De la misma manera, las probetas de resiliencia donde la fractura es de aspecto dúctil, la zona central está generalmente compuesta por cúpulas equiaxiales, mientras que los biselados laterales

poseen cúpulas alargadas.

3.6. Estudio de la formación de fisuras alrededor de las inclusiones o precipitados

Las fisuras y los agujeros que se forman a partir de las inclusiones durante la deformación y que conducen a la fractura de aspecto dúctil según el mecanismo descrito más arriba, pueden observarse haciendo un corte metalográfico en el metal deformado. Particularmente se efectúan en la zona de estricción de probetas de tracción.

A pesar que las tensiones y las deformaciones en la superficie de una probeta no sean idénticas a las del interior de la misma, es interesante examinar, en la superficie de una probeta pulida, la formación de fisuras alrededor de las inclusiones durante la deformación.

Los ensayos efectuados han mostrado que según los casos las fisuras se forman en la interface entre las inclusiones y la matriz o por fractura de las inclusiones.

a) Método experimental

Se ha utilizado un aparato destinado a la observación de la superficie de probetas planas durante la deformación. Comprende esencialmente una máquina de tracción y un microscopio metalográfico dispuesto justo debajo de la probeta fijada horizontalmente. Durante la deformación de las probetas, se toman micrografías de diversas zonas a intervalos regulares y se anota la cantidad de deformación correspondiente. Se puede así constituir una serie de fotografías que muestran la evolución de una zona determinada en función del alargamiento medio de las probetas.

Luego de la fractura es posible hacer un corte micrográfico de la probeta. Se puede así comparar las fisuras formadas en el interior de la probeta con las observadas en la superficie y ver la magnitud de los agujeros que se desarrollan a partir de las partículas en la vecindad inmediata de la superficie de fractura, en la zona de estricción. Esta parte de la probeta corresponde a una cantidad de deformación superior a 15%. Se constata que los agujeros tienen sensiblemente la misma forma pero que son más grandes que en la superficie, puede ser en razón de la triaxialidad de las tensiones.

b) Resultados e interpretación

La mayoría de los ensayos se han efectuado sobre un material hierro-álumina obtenido por sinterizado de polvo de hierro y de partículas esféricas de alumina de 20 a 30 μ de diámetro. Este material, en razón de la forma de las inclusiones es fácilmente medible.

Se señala a menudo que las líneas de deslizamiento aparecen primeramente alrededor de las partículas y que se desarrollan más en esa zona que en el resto de la probeta: las partículas de alumina provocan concentraciones de tensiones locales, que originan una deformación localizada superior a la deformación media de la matriz de hierro. En todos los casos las fisuras se observan en la interface entre las partículas y la matriz. Ellas son visibles para cantidades de deformación muy pequeñas (más o menos 0,2%).

El alargamiento de las fisuras ha sido medido en función del alargamiento de la probeta. Se puede admitir que no hay cohesión en la interface entre la inclusión y la matriz. Para tener en cuenta el cambio de forma de la fisura cuando prosigue la deformación, es necesario introducir un factor de concentración de la deformación, c . Supongamos que las fisuras son elipsoides de revolución (figura 31) de los cuales designaremos el eje paralelo a la dirección del esfuerzo $\underline{BB'}$ por $2b$ y los ejes perpendiculares a esta dirección por $2a$, estas dos cantidades representan valores promedio, Si $\underline{\epsilon}$ es el alargamiento relativo a $\underline{BB'}$ y $\underline{\epsilon}$ la deformación del material, c puede definirse como la relación $d\epsilon_b/d\epsilon$ y es razonable que tome la forma:

$$c = 1 + k_1 \frac{a^2}{b^2}$$

k_1 , es una constante.

Se deduce:

$$b^2 = a^2 \left[(1 + k_1) e^{2\epsilon} - k_1 \right]$$

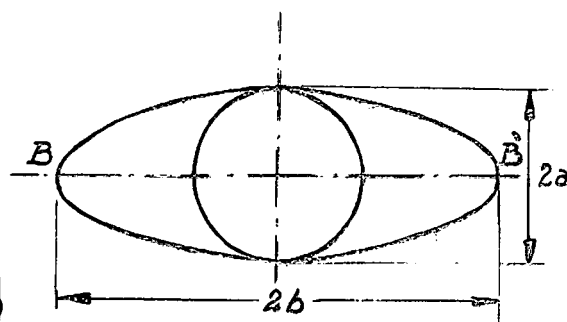


Fig. 31

Si se admite que esta fórmula puede aplicarse a los agujeros que se forman en la superficie del metal, a condición que se observen secciones aproximadamente medias, se puede buscar su verificación experimental.

Se consta efectivamente que en general se tiene una relación lineal entre b^2/a^2 y $12/10^2$.

Se puede deducir el valor del coeficiente k_1 : el valor medio encontrado es de 1,7.

Como conclusión de estos diversos ensayos, se puede decir que durante la deformación se forman a nivel de los precipitados y de las inclusiones, agujeros y fisuras sea por decohesión en la interface entre la partícula y la matriz, sea por clivado de la partícula misma. En la superficie estas fisuras se hacen visibles para una cantidad de deformación que es a menudo muy pequeña, pero que a veces puede ser elevada. Es probable que en ciertos casos aparezca solamente en la zona de estricción de las probetas, en un momento en el cual la observación de la superficie mediante el microscopio óptico no es posible.

3.7. Relación entre la densidad de las inclusiones y la ductilidad

a) Resultados experimentales

Hasta ahora hay pocas indicaciones precisas sobre las relaciones existentes entre la ductilidad del metal (macroscópica) y la presencia de estas partículas.

Un estudio muy interesante sobre el papel de las partículas en la fractura ha sido efectuado por JOHNSTON, STROKES y LI (13), en el caso de un material no metálico: el cloruro de plata contiene inclusiones de alúmina de 5 a 7 micrones. La preparación ha sido hecha a partir de una mezcla de polvos comprimida, extrudada a 370°C. Ensayos de tracción y ensayos

de resiliencia han sido hechos sobre estas probetas. Retendremos de este estudio los resultados siguientes que pueden interpretarse y se admite que la fractura dúctil se produce por un mecanismo análogo al descripto para los metales:

- la estricción es una función decreciente de la proporción de partículas de alúmina (ensayos de tracción a la temperatura ambiente).
- en los ensayos de impacto, el nivel de resiliencia por encima de la temperatura de transición es tanto más pequeño cuando la proporción de partículas de alúmina es más grande.
- para ciertas proporciones de alúmina, puede obtenerse una fractura fibrosa en una probeta de resiliencia, a una temperatura inferior a la temperatura de transición del material puro.

En lo que se refiere a los metales que no presentan la fractura frágil, es necesario señalar un estudio sistemático de EDELSON y BALDWIN (14) que han introducido en cobre, por sinterizado de polvos partículas de una segunda fase que era de cromo, alúmina, molibdeno, hierro, aluminio, silicio o grafito. Los autores han hecho variar, de un ensayo a otro, la dimensión, la proporción y a veces las formas de las partículas. Han igualmente utilizado cobre que contenían agujeros obtenidos por sinterizados imperfectos. Sobre estos materiales, han efectuado ensayos de tracción, y nos contentaremos con indicar los principales resultados relativos a la ductilidad, que se presentan sobre la figura 32.

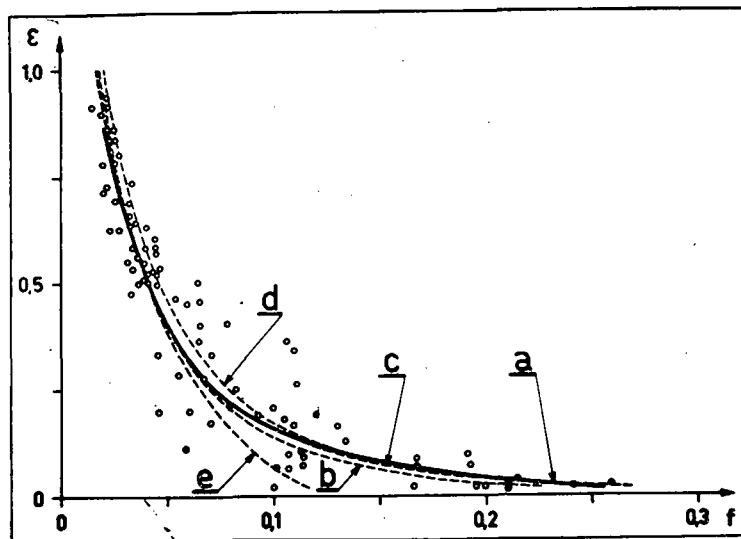


Fig. 32

b) Cálculo del alargamiento a la fractura

Consideremos una probeta de tracción que contiene partículas esféricas de radio medio a_0 , y en la cual la fractura ocurre por el mecanismo que conduce a ruptura de aspecto dúctil. Hay sucesivamente, durante la deformación:

Se ve que, teniendo en cuenta la dispersión de las medidas, la deformación a la fractura es solamente de la "fracción en volumen" de la segunda fase presente en la matriz.

Los autores no han examinado al microscopio la naturaleza de la superficie de la fractura de las aleaciones preparadas, pero se puede pensar que se trata de fracturas de aspecto dúctil.

La conclusión a la cual han llegado puede ser, por otra parte, encontrada por cálculo, a partir de hipótesis simples.

1) Formación de fisuras al nivel de las inclusiones. Nos colocaremos en el caso, frecuente en la práctica, en el cual el alargamiento del conjunto para el cual aparecen estas fisuras es despreciable. Supondremos además, en el caso en el cual la fisura se produce por fractura de inclusiones, que son perpendiculares al eje de la probeta y que tiene la forma de elipsoides de revolución (figura 32) de las cuales asignaremos el eje de revolución $\underline{BB'}$ paralelo al eje de la probeta por $\underline{2b}$ y los ejes perpendiculares a esta dirección por $\underline{2a}$.

En el caso en el cual la decohesión se produce en la interfase entre la inclusión y la matriz, admitiremos que la fisura inicial tiene la forma de un agujero esférico de radio a_0 .

2) Modificación de forma de estas fisuras que conducen a la formación de agujeros alargados en la dirección de la deformación. Esto resulta de una cierta concentración de la deformación que hemos analizado anteriormente: si $\underline{\epsilon_b}$ es el alargamiento relativo de $\underline{BB'}$ y $\underline{\epsilon}$ la deformación del material, la relación

$$c = \frac{d \underline{\epsilon_b}}{d \underline{\epsilon}} \quad \text{es superior a 1, y es de la forma}$$

$$c = 1 + k_1 \frac{a^2}{b^2}$$

Se deduce la ley de variación de $\underline{b}$ en función de $\underline{\epsilon}$:

$$b^2 = \frac{2 k_1 \cdot a_0^2}{3} \cdot e^{-\underline{\epsilon}} \left[e^{3(\underline{\epsilon} - \underline{\epsilon}_0)} - 1 \right]$$

Si las dimensiones transversales de la inclusión sufra la misma deformación que el metal que las rodea y si no son afectadas por el efecto de concentración ($a = a_0 e^{-\underline{\epsilon}/2}$) (caso α) y

$$b^2 = k_1 a_0^2 \left[e^{2(\underline{\epsilon} - \underline{\epsilon}_0)} - 1 \right]$$

si la inclusión es rígida ($a = a_0$) (caso β)

En el caso en que la fisura inicial se forma por fractura de la inclusión, $\underline{b}$ es igual a 0, lo que da $\underline{\epsilon} = 0$ por lo tanto $\underline{\epsilon}_0 = 0$.

Por el contrario, si la fisura inicial resulta de una decohesión en la interfase entre el precipitado y la matriz, $\underline{b}$ es igual a a_0 para $\underline{\epsilon} = 0$ lo que da

$$\underline{\epsilon}_0 = -\frac{1}{3} \text{Log} \frac{3 + 2 k_1}{2 k_1} \quad (\text{caso } \alpha)$$

$$\underline{\epsilon}_0 = -\frac{1}{2} \log \left(\frac{1 + k_1}{k_1} \right) \quad (\text{caso } \beta)$$

c) Estricción interna de los pedúnculos que separan los agujeros, que intervienen cuando éstos son suficientemente alargados. Admitiremos que esto se produce para un valor crítico k_2 de la relación b/L en el cual L es el recorrido libre medio entre las partículas, en la dirección perpendicular al eje del esfuerzo, cuando el metal ha sufrido la deformación ϵ . Admitiremos, lo que corresponde a la experiencia, que el alargamiento de conjunto de la muestra, como en estos fenómenos de estricción interna, es despreciable.

En estas condiciones, siendo L_0 el recorrido libre medio en el metal no deformado y f la "proporción en volumen de inclusiones"; teniendo en cuenta las relaciones

$$\frac{L_0}{a_0} = \frac{2}{3} \left(\frac{1-f}{f} \right)$$

válidas para las partículas esféricas, y $D = D_0 e^{-\epsilon/2}$, D es la distancia media entre los centros de las partículas, la fractura se produce por el alargamiento ϵ_R definido por la relación:

$$(1) \epsilon_R = \epsilon_0 + \frac{1}{3} \log \left[1 + \frac{2}{3} \frac{k_2^2}{k_1} \cdot \left(\frac{1-f}{f} \right)^2 \right] \quad (\text{caso } \alpha)$$

o por

$$(2) \epsilon_R = \epsilon_0 + \frac{1}{2} \log \left[1 + \frac{k_2^2}{k_1} \left(\frac{2}{3} \frac{1+2f}{f} \cdot e^{-\frac{\epsilon \cdot R}{2}} - 2 \right)^2 \right] \quad (\text{caso } \beta)$$

Se ve que ϵ_R no depende del número y de la dimensión de partículas, sino solamente del parámetro f .

Si, utilizamos los valores de ϵ_0 definidos anteriormente, podemos comparar estas ecuaciones con los resultados experimentales de EDELSON y BALDWIN (14). Se muestra en la figura 32:

- los puntos obtenidos experimentalmente por sus autores y la curva experimental promedio que han trazado
- la curva (b) correspondiente a la iniciación de las fisuras por fractura de inclusiones deformables obtenidas por la fórmula (1) de más arriba para $\epsilon_0 = 0$ y $k_2^2/k_1 = 0,0095$, valor determinado para que las curvas (a) y (b) coincidan para $\epsilon = 0,5$ ($f = 0,041$)
- la curva (c) relativa al comienzo de las fisuras por fractura de inclusiones no deformables. La fórmula (2) anterior ha sido aplicada para $\epsilon = 0$ y $k_2^2/k_1 = 0,012$, valor determinado como en el caso precedente.

Las diferencias entre los resultados calculados en los casos (α) y (β) son muy pequeños con respecto a la dispersión de las medidas. La comparación entre estos dos casos

debería, por otra parte, ser hecha para el mismo valor de k_2^2/k_1 . Si, por ejemplo, se admite el valor 0,012 se obtiene para el caso (A) valor de ϵ_R un poco más elevado que son también llevados sobre la figura 32 (curva d). No tenemos resultados que permitan hacer una comparación con la experiencia.

- la curva (e), para el caso de la iniciación de fisuras en la interfase entre la matriz y las inclusiones esféricas deformables (σ para el caso de agujeros esféricos). Resulta de las fórmulas (1) y (2) para $k_2^2/k_1 = 0,016$ (valor determinado para que $\epsilon = 0,5$ para $f = 0,041$) y $k_1 = 1,7$ valor estimado para las medidas en superficie (para inclusiones rígidas).

Es necesario notar que los cálculos precedentes son válidos únicamente si la deformación en las zonas que separan los agujeros es grande en el momento en el cual la condición $h/L = k_2$ es válida: no es así en el caso de la iniciación de fisuras en la interface entre la matriz y las inclusiones esféricas (o en el caso de agujeros), cuando la densidad de las inclusiones (o de los agujeros) es elevada: es necesario todavía un alargamiento de conjunto notable para que la estricción pueda producirse, y el alargamiento de fractura es superior al valor ϵ_R dado por las ecuaciones anteriores.

Valor de k_2 : los resultados experimentales que vienen de examinarse han permitido determinar el valor de la relación

$$k_2^2/k_1 \quad \text{que es cercano a } 0,01.$$

Con el valor de 1,7 adoptado para k_1 , se obtiene

$$k_2 = 0.13$$

Se habría podido encontrar para k_2 un valor más elevado, pero es necesario no olvidar que L es el valor del recorrido libre medio y que es a partir de partículas próximas unas de otras que se forman una fisura que conduce a la fractura.

Se ve así que la teoría precedente por rudimentaria que sea está de acuerdo con los hechos experimentales.

Sin embargo, los resultados obtenidos por EDELSON y BALDWIN son muy dispersos, y no es fácil usarlos para probar con precisión una teoría. Es por esta razón por la cual ensayos sistemáticos han sido llevados a cabo sobre el material de hierro - alúmina obtenido por sinterizado y del cual hemos hablado anteriormente. Los resultados obtenidos han permitido precisar algunos puntos de la teoría. (a aparecer en la Revue du Metallurgie, 1966).

4. FRACTURAS INTERGRANULARES

4.1. Generalidades

Diversos tipos de fractura intergranular

La fractura intergranular es el modo normal de decohesión cuando la deformación tiene lugar en caliente, como por encima de una temperatura crítica, llamada temperatura de equi-

cohesión que no corresponde por otra parte a una noción física bien definida, y que no puede ser medida con mucha precisión: La transición entre los tipos de fractura que intervienen a baja temperatura y la fractura intergranular en caliente no está en general bien definida. Examinaremos primero el caso de las fracturas intergranulares que se producen a baja temperatura: son fracturas prematuras, aunque ellas puedan ocurrir luego de deformaciones del metal más o menos grandes. Aunque no sean escasas se puede considerar que no constituyen el modo habitual de decohesión en frío de los metales y aleaciones metálicas.

Así los metales muy puros no presentan fragilidad intergranular a baja temperatura, excepto cuando han sido deformados en caliente. Se puede entonces decir que la fragilidad de los límites de grano está generalmente relacionada con la presencia de impurezas en el metal y admitir que es la segregación de estas impurezas en los límites de granos la causa de esta fragilidad.

La segregación intergranular puede presentarse bajo diversas formas, según que la formación de precipitados sea en los límites, o solamente, en el límite o en su vecindad inmediata, átomos extraños en proporción mayor que en el interior de los granos: en este último caso, se habla a menudo de "adsorción intergranular".

Conviene señalar que es fácil poner en evidencia los precipitados intergranulares, sea por los métodos micrográficos, usuales, sea gracias a la microfractografía que permite, cuando hay decohesión, ver los precipitados intergranulares en la superficie misma de los límites de grano.

Si las réplicas que sirven a estos exámenes son réplicas con extracción es posible, además, definir la estructura de precipitados intergranulares por difracción de los electrones o de rayos X, y además determinar su composición mediante la microsonda de Castaing.

Por ejemplo, la composición química de los carburos de tipo $M_{23}C_6$ que precipitan durante el revenido en los aceros austeníticos al níquel y al cromo han sido estudiados de esta manera (15).

A pesar que la existencia de los fenómenos de adsorción intergranular es poco discutida, las pruebas experimentales de esta existencia son poco numerosas y su puesta en evidencia es difícil. Esto es debido, probablemente, a que el espesor de las zonas en las cuales se efectúa la segregación es a menudo de un orden de magnitud demasiado pequeño para que puedan ser detectadas por los métodos experimentales de los que disponemos actualmente. Resulta en consecuencia, si la fragilidad intergranular es frecuentemente atribuida a fenómenos de segregación en los límites de grano, que esto no es nada más que una hipótesis. Se ha podido sin embargo, en algunos casos, obtener la prueba indirecta de una relación entre la fragilidad y la segregación intergranular. Insistiremos sobre este problema en particular.

Hemos visto que el microscopio electrónico revela dos aspectos principales sobre las superficies de fracturas intergranulares obtenidas a alta temperatura:

- superficie de fractura con cúpulas análogas a la superficie de fracturas dúctiles inter-cristalinas, pero localizadas en los límites de grano como consecuencia de la presencia de los precipitados en ellos.

- superficie de fractura de aspecto frágil, en el sentido que el aspecto de fractura no permite en general el detectar una deformación que acompaña la propagación de la fractura. Se considera generalmente que las fracturas de este tipo son la consecuencia de fenómenos de adsorción intergranular.

Así, al haber dos tipos diferentes de segregaciones intergranulares corresponden dos grandes clases de fracturas intergranulares a baja temperatura que vamos a examinar sucesivamente.

4.2. Fracturas intergranulares debidas a la presencia de precipitados en los límites de granos

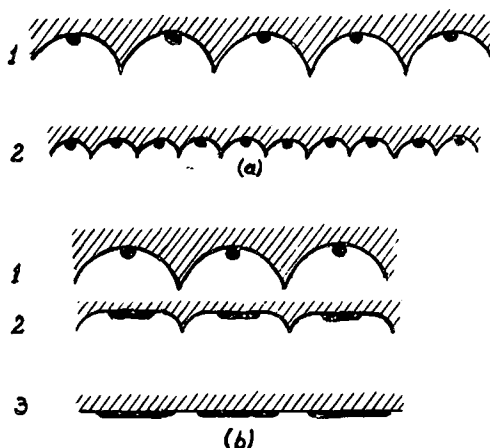
4.2.1. Mecanismo

Hemos estudiado, en el capítulo precedente, la fractura de aspecto dúctil, de la que puede decirse que es debida a la reunión de agujeros, los que se inician o nacen sobre un precipitado o una inclusión contenida en el metal. Si los precipitados, en lugar de estar repartidos en el interior de los granos, están localizados en los límites de grano, la fractura puede propagarse a lo largo de éstos por un mecanismo análogo a la de la fractura de aspecto dúctil: se tiene entonces una especie de fractura intergranular dúctil.

El aspecto de la superficie de fractura de este tipo depende de la dimensión y de la repartición de los precipitados en el límite de granos: cuanto mayor sea el número de precipitados por unidad de superficie, más grande es el número de las cúpulas y más pequeño el espesor de las zonas deformadas, a lo largo del límite, para la propagación de la fractura; así la energía gastada para esta propagación disminuye cuando la densidad de las partículas aumenta.

Por otra parte, cuando la dimensión de los precipitados crece de tal manera que cubre

una fracción apreciable de la superficie del límite, el aspecto de la superficie de fractura se hace progresivamente más frágil, la fractura progresa a lo largo del límite de granos sin deformación importante. La figura 33 presenta esquemáticamente la sección de superficies de fracturas intergranulares producidas por precipitados repartidos en diferentes formas en el límite de grano. Se ve que hay dos modos de decohesión para los cuales la energía de propagación de la fractura es pequeña. Corresponde a los esquemas a₂ (numerosos precipitados finos) y b₃ (precipitados extendidos).



Representación esquemática, en corte, de las superficies de ruptura intergranulares
a) Precipitados de las mismas dimensiones, más o menos numerosos.
b) Precipitados de distintas dimensiones en igual número.

Fig. 33

Las fisuras que nacen al nivel de los precipitados, son semejantes al caso de las fracturas dúctiles transcristalinas, sea de una fractura de los precipitados, sea de una decohesión en su interfase con la matriz. Durante este último caso, se concibe que la forma de los precipitados y sus espesores puedan jugar un papel importante, ya que la agudez de la fisura formada depende directamente de ello.

Es necesario señalar por otra parte que hay otros factores aparte de la cantidad, la forma y la dimensión de los precipitados pueden desempeñar un cierto rol en el mecanismo de la fractura intergranular, en particular la composición química en la zona vecina de los límites de grano y sobre todo, las condiciones del ensayo que conducen a la fractura.

4.2.2. Análisis de algunos casos de fragilidad intergranular en los aceros inoxidables austeníticos

En los aceros inoxidables que no tienen muy bajo un tenor de carbono, se produce en una zona de temperatura comprendida entre 600 y 900°C, una precipitación de carburo de cromo, sobre todo en los límites de granos. Esta precipitación puede tener como consecuencia la aparición de una sensibilidad a la corrosión intergranular y una fragilidad intergranular en frío. Es en esta segunda manifestación en la cual nos propondremos seguir la evolución en función de la duración de los tratamientos isotérmicos efectuados generalmente a 750°C, en diferentes aceros inoxidables austeníticos.

a) Acero que contiene 19% Cr, 9% Ni y 0,07% C

La variación del alargamiento de fractura en función del tiempo de mantenimiento a 750°C está indicado en la figura 34.

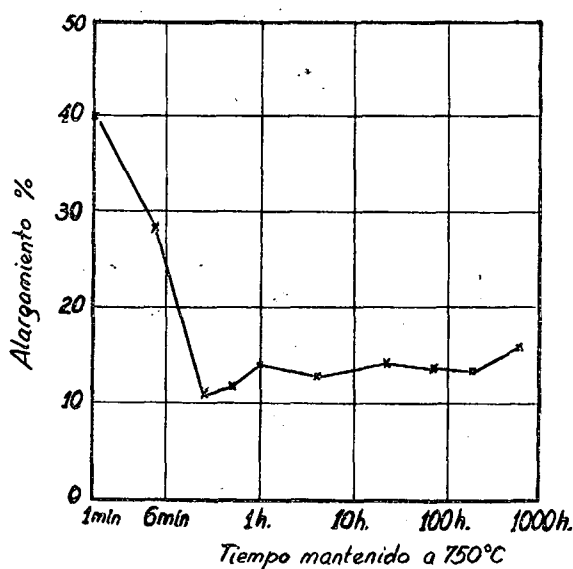


Fig. 34

Las observaciones microfractográficas muestran que a medida que la dimensión de los precipitados en el grano del límite crece, el alargamiento de fractura disminuye. Para los tiempos de mantenimiento más largo, aparecen precipitados intracristalinos de carburo de cromo, que parecen tener poca influencia en el mecanismo de la fractura. Así el papel mecánico de los precipitados intergranulares alcanza para explicar la evolución de la ductilidad observada en el acero estudiado.

b) Acero que contiene 18% de cromo, 9% de níquel y 0,09% de C

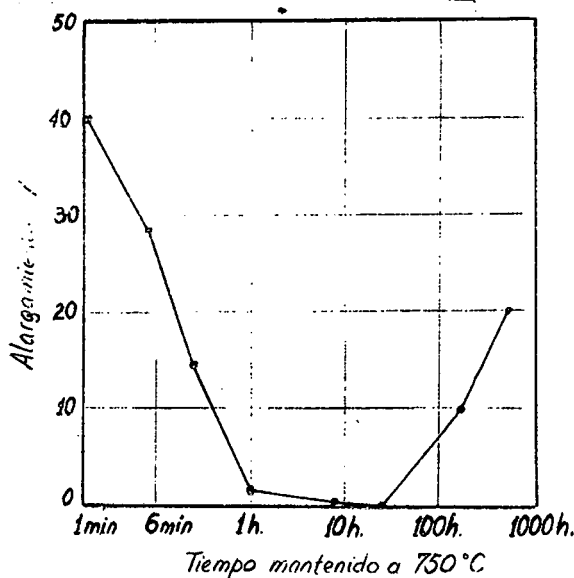


Fig. 35

La figura 35 representa la evolución del alargamiento de fractura en función del tiempo de revenido. Los alargamientos obtenidos son menores que en el caso precedente, lo que se explica, en forma parcial por lo menos, por el tenor en carbono, un poco más elevado en este caso.

Se observa que si los precipitados intergranulares son muy finos (tiempo de revenido corto) la fractura es intracristalina y se produce a partir de inclusiones contenidas en el metal; si los precipitados intergranulares son bastantes grandes (tiempo de revenido más largo), conducen a la fractura por una deformación más pequeña que aque-

llas para la cual las inclusiones producirían la fractura, y el aspecto es intergranular.

Los aspectos de fracturas obtenidas para tiempos más largos muestran que no hay evolución notable de la dimensión de los precipitados: el rol mecánico de éstos no alcanza entonces para explicar las variaciones de ductilidad.

Otro fenómeno que quizás pueda intervenir es la transformación de fase α en la zona vecina a los límites de grano, consecuencia indirecta de la precipitación. Se sabe (16) que en un cierto estado de la precipitación del carburo de cromo, la zona vecina al precipitado tiene una composición anormal: está notablemente empobrecida en cromo y ligeramente enriquecida en níquel. En todos los casos se supone que está empobrecida en carbono. Resulta de todo esto que estas zonas pueden ser inestables y transformarse en martensita, sea durante el enfriamiento que sigue al revenido, sea durante el ensayo de tracción.

Los espectros de polvo magnético muestran que así sucede en las probetas de acero estudiadas, para los tiempos de revenido comprendidos entre 2 y 24 horas. Para tiempos más cortos o más largos, aparece la fase α durante la deformación, pero ésta no se encuentra de manera preferencial en los límites de grano.

Se puede admitir que para tratamientos de poca duración, las zonas empobrecidas no tienen una extensión suficiente como para que la fase α se forme y que para las duraciones más largas, la velocidad de precipitación es muy pequeña y no hay zonas heterogéneas a lo largo de los límites de grano.

En la probeta que presenta la fase α en los límites de grano, como ésta es más dura que la matriz, puede aumentar la fragilidad intergranular: así pueden explicarse los bajos valores de la ductilidad correspondientes a los tiempos de revenido comprendidos entre 1 y 50 horas y el aumento de la ductilidad para tratamientos más largos.

La evolución de la ductilidad en función del tiempo de tratamiento puede entonces explicarse por la acción mecánica de los precipitados junto con el rol que desempeña la martensita que se forma a lo largo de los límites de grano para los tratamientos de duraciones intermedias.

c) Aceros que contienen 25% de cromo, 18% de níquel y 0,09% de carbono.

Dos tipos de tratamientos térmicos han sido aplicados: por una parte, como los casos precedentes, un temple al agua a partir de 1200°C, seguido de un revenido a 750°C; por otra parte un tratamiento isotérmico que comprende luego del mantenimiento a 1200°C, un mantenimiento a 750°C sin enfriamiento intermedio, a la temperatura ambiente.

Para estos dos tipos de tratamientos, las condiciones de germinación de los precipitados intergranulares son diferentes: los gérmenes son mucho menos numerosos como consecuencia del tratamiento de temple escalonado, y en consecuencia, los precipitados son mucho más extendidos en el

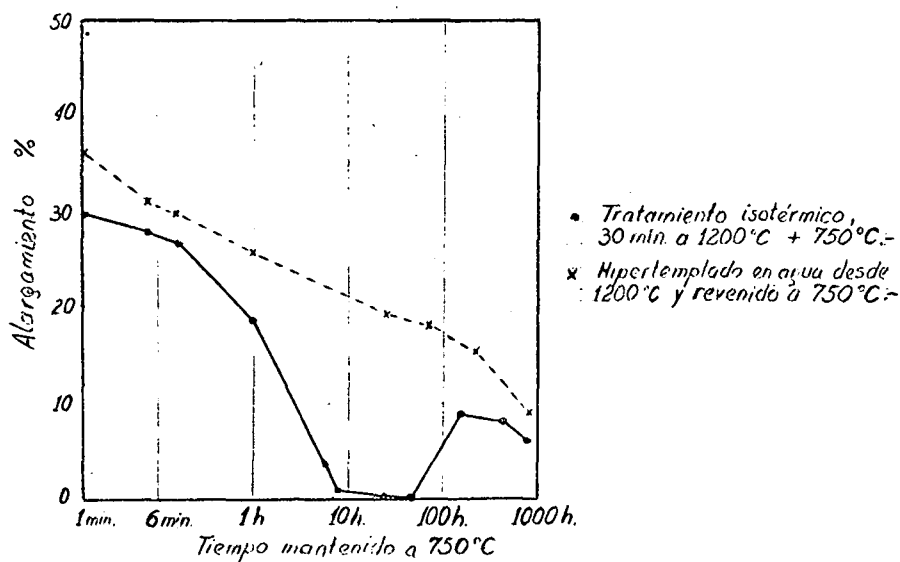


Fig. 36

plano de los límites y tienen muy frecuentemente formas dendríticas. Los resultados que conciernen al alargamiento de fractura están indicados en la figura 36.

Como podría esperarse, los alargamientos son más pequeños cuando las muestras han sufrido un tratamiento de temple escalonado.

El examen de las microfractografías muestran además que se observan, en el caso de estas muestras, una coalescencia de los precipitados para la duración de los

tratamientos que sobrepasan las 50 horas: esto no es sorprendente ya que su forma es muy irregular. Esta coalescencia puede explicar el aumento del alargamiento de fractura observada.

Por otra parte, para los tiempos de mantenimiento superiores a 150 horas, aparece, cualquiera que sea el tipo de tratamiento térmico, plaquetas de fase α en la matriz. Estas plaquetas son muy frágiles; se rompen primero longitudinalmente, luego cuando la deformación de la matriz continúa, las plaquetas se rompen transversalmente. Estos aspectos se encuentran sobre la superficie de fractura que entonces no son más intergranulares.

4.2.3. Conclusiones

Los ejemplos citados como la microfractografía permite poner en evidencia la influencia de diferentes factores que son el origen de la fragilidad intergranular.

La presencia de precipitados en los límites de granos es el más importante de estos factores, y el rol mecánico de estos precipitados es preponderante; sin embargo, pueden intervenir igualmente factores secundarios susceptibles de acentuar la fragilidad intergranular del metal (martensita en los límites de granos) o de substituir a ésta por otro tipo de fragilidad (aparición de fase).

Este análisis no pretende tener en cuenta todos los factores que intervienen en la fragilidad intergranular: así, las modificaciones de composición que acompaña la precipitación, sean transitorias o no, modifican las propiedades plásticas de la matriz, y sin ninguna duda, las condiciones en las cuales aparece la fractura.

4.3. Fractura intergranular frágil

4.3.1. Fragilidad intergranular en hierro y en aceros dulces

Las superficies de fracturas frágiles de los aceros extra dulces comprenden generalmente ciertas zonas poco extendidas, en las cuales la decohesión se hace a lo largo de los límites de granos: la superficie es regular, sin ningún accidente análogo a los ríos y lenguetas observadas sobre los clivages; se señalan solamente algunas asperezas que corresponden probablemente a pequeñas inclusiones: la forma del límite de su vecindad es bastante característica; ello se debe probablemente al hecho de que la inclusión ya estaba presente en el momento en el cual el límite ha cesado de desplazarse y que tenía tendencia a ser obstáculo a su desplazamiento. Ocurre algunas veces que las zonas de decohesión intergranular de los aceros extra-dulces presentan estrías características que serán estudiadas más adelante.

En la superficie de fractura frágil de los aceros dulces, la presencia de zonas de decohesión intergranular indica que la resistencia a la decohesión a lo largo de los límites y la resistencia al clivado son bastantes vecinas unas de otras.

En efecto, se puede modificar la relación de estas resistencias y obtener una proporción de decohesión a lo largo de los límites mucho más grande que aquellos observados en los aceros extra-dulces correa: se obtiene este resultado en particular bajando el tenor de carbono por un tratamiento en hidrógeno húmedo. Las aleaciones hierro oxígeno presentan igualmente este tipo de fragilidad que ha sido objeto de numerosos estudios. J.R. LOW y R. G. FEUSTEL (17) han mostrado que una muy pequeña adición de carbono (50ppm) alcanzan para hacer desaparecer la fragilidad intergranular en un acero dulce previamente decarburado.

W. P. REES y P. HOPKINS (18) han examinado las condiciones de tratamiento térmico para las cuales aparecen este tipo de fragilidad; es más marcado para un mantenimiento a una temperatura comprendida entre 600 y 700°C. De BEAULIEU (19) ha estudiado la fragilización de un hierro industrial en el hidrógeno, luego de la deformación, y constado que esta fragilidad intergranular puede estar ligada a la formación de microfisuras seguida de la deformación de óxidos en los límites de grano.

J. H. WESTBROOK y D. L. WOOD (20) han efectuado las medidas de microdurezas en un acero extra dulce fragilizado por decarburación; luego sobre el mismo metal recarburado, han constatado un máximo de dureza en los límites de grano, para el estado de fragilidad solamente, como lo indica la tabla siguiente:

Material	Dureza sobre el límite de grano	Dureza en el centro de los granos	Aspecto de la ruptura -196°C
Acero extra dulce esfervesciente (0,05%C)	89,0	89,8	Clivado
El mismo acero descarburado (C < 0,01%)	89,7	71,5	Intergranular
El mismo metal recarburado (0,005%C)	90,9	88,0	Clivado

Es conveniente señalar que WESTBROOK y WOOD han utilizado mucho la microdureza para poner en evidencia fenómenos de segregación intergranular en numerosos materiales intermetálicos: la adsorción en los límites de grano se traduce a menudo por un aumento de la dureza análoga a la observada en el caso precedente. Estos autores han concluido que la fragilidad intergranular de los aceros extra-dulces podría ser la consecuencia de una adsorción intergranular de átomos de oxígeno.

Si es así, se debe obtener para tratamientos térmicos efectuados en la zona inferior de la región en la cual se produce la fragilización, una precipitación intergranular; es lo que ha podido ser observado sobre las aleaciones Fe-O tratadas a 600°C. pero no ha sido posible identificar de manera precisa los precipitados intergranulares.

4.3.2. Fragilidad intergranular de un níquel técnico (21)

El examen por fractografía en un microscopio óptico y un microscopio electrónico de la superficie de fracturas de un níquel industrial que presenta una fragilidad intergranular particularmente marcada nos ha mostrado que los límites de granos, en lugar de ser lisos, están cubiertos de especies de estrías o de peldaños de escalera más o menos regulares, como puede observarse en la figura 8. La fractura se produce sin deformación notable, y puede pensarse que las estrías reflejan la forma misma del límite de grano en la probeta sin romper. Es lo que confirma el examen, sea por microscopía óptica, sea por microscopía electrónica de los cortes micrográficos del metal no deformado.

Las condiciones de aparición de las estrías y de la fragilidad intergranular en el níquel del cual hablamos, han sido estudiados sistemáticamente. La composición de este metal es la siguiente:

C: 0,02%, Mn: 0,01%, Cr: 0,002%, S: 0,005%, P: 0,002%, Fe: 0,08%, O₂: 0,003%

i) Influencia de la velocidad de enfriamiento

Luego del enfriamiento en el horno a partir de 1050°C los límites son estriados y por ensayos de impacto a temperatura ambiente, el metal se rompe de manera frágil. La deformación de la probeta antes de la fractura es muy pequeña. El examen macroscópico de la superficie de fractura muestra que ésta es enteramente intergranular. Diremos que el metal está en estado fragilizado.

Por el contrario, luego de un templado a partir de la misma temperatura, los límites aparecen lisos sobre un corte micrográfico y la fractura es dúctil, aún luego de un ensayo de impacto a -196°C (estado no-fragilizado).

Precisemos que el resultado así obtenido de las relaciones entre la fragilidad intergranular y la presencia de límites estriados es general: para todos los tratamientos térmicos indicados y en los que seguirán vale: si la fractura es dúctil los límites aparecen lisos, mientras que, si la fractura sigue los límites de grano, la microfractografía revela allí, por lo menos en ciertas regiones, estrías que a veces son muy finas.

ii) Reversibilidad del estado estriado

Para saber si el estado fragilizado y estriado corresponde a un estado de equilibrio y para determinar el dominio de temperaturas en el que aparece, durante el enfriamiento lento, han sido efectuados tratamientos isotérmicos seguidos de temple: muestras fragilizadas y muestras no-fragilizadas se han llevado durante 6 horas a temperaturas escalonadas entre 450°C y 1350°C luego de templadas al agua.

En esas condiciones, cualquiera que sea el estado de partida, el metal es dúctil si la temperatura de tratamiento es superior a 800°C aproximadamente. Las muestras tratadas a 750°C tienen todas un aspecto de fractura intergranular, pero en el ensayo de impacto, a 20°C, la fractura se produce luego de una deformación importante. Las muestras tratadas entre 500°C y 700°C son muy frágiles. Solamente, los tratamientos efectuados a 450°C no modifican el estado del metal, la muestra fragilizada permanece frágil y la muestra no-fragilizada permanece dúctil.

Parece entonces que, cualquiera sea el estado de partida, se obtiene, por mantenimiento isotérmico, luego del templado, un estado que no depende de la temperatura de tratamiento y en el cual el metal es dúctil y con los límites de grano lisos para las temperaturas de tratamiento elevadas; y es frágil y con los límites de granos estriados para los tratamientos a temperaturas inferiores a aproximadamente 800°C. A 450°C, la duración no ha sido probablemente suficiente para que el estado de equilibrio pueda ser alcanzado.

iii) Evolución del aspecto de los límites durante los tratamientos isotérmicos

Por otra parte, se han efectuado microfractografías sobre las fracturas de todas las probetas frágiles y en particular la evolución del aspecto de la fractura en función del tiempo de mantenimiento a 650°C.

De una manera general, si el alargamiento de fractura es superior a 10 o 12%, algunos límites de grano están muy deformados y muestran numerosas bandas de deformación y líneas de deslizamiento, pero no es difícil sin embargo distinguir las estrías preexistentes a la deformación. Por el contrario, para el alargamiento más pequeño, se observa solamente, sobre ciertos límites de grano, líneas de deslizamiento.

Dejando de lado estas líneas de deformación, las observaciones efectuadas se resumen a continuación.

La proporción de las superficies intergranulares que presentan estrías visibles por micrografía electrónica crece con el tiempo de mantenimiento a una temperatura dada.

El aspecto y dimensión de las estrías se modifican en función de tiempo de mantenimiento a una dada temperatura. A 650°C, para tiempos inferiores a aproximadamente 24 horas, las estrías presentan dos sistemas de facetas; muy finas para un tiempo de tratamiento correspondiente al primer mínimo del alargamiento, y ellas aumentan de longitud en función del tiempo de mantenimiento. Las aristas de estas facetas no son más paralelas a una dirección fija, pero las facetas de uno de los sistemas, que presentan sobre la micrografía un color uniforme, parecen paralelas a un plano cristalográfico determinado. Es lo que confirma la medida del ángulo de la línea de deslizamiento a veces visible sobre las facetas: examinando un gran número de fotografías, se ha podido mostrar que, si la superficie de las facetas paralelas está poco inclinada sobre el haz de electrones, este ángulo es, según el límite de grano observado, muy vecino, sea de 90°, sea de 60°. Se deduce que el plano cristalográfico de las facetas pueden ser el (100) o el (111) de la red de uno de los dos granos adyacentes.

Para tiempos de mantenimiento superiores o iguales a 40 horas, aparecen sobre los límites zonas estrías que presentan 3 sistemas de facetas cuyas direcciones parecen todas cristalográficas. figura 8. Al mismo tiempo que estas modificaciones en las formas de las estrías, se observa sobre los límites de grano precipitados cuyas dimensiones son del orden de 0,2 μ y cuyo número aumenta bastante regularmente, en función del tiempo de mantenimiento a 650°C, sin llegar a hacerse muy importante. Estos precipitados no han sido identificados de manera segura.

Por otra parte, para los tiempos de mantenimientos más largos utilizados a 650°C (168 y 312 horas), se ve que aparecen sobre las estrías, en ciertas regiones localizadas, una precipitación fina.

iv) Analogía entre las estrías intergranulares y ciertos fenómenos superficiales ligados a la oxidación

Las estrías intergranulares que revela la microfractografía sobre los límites del

níquel estudiados aquí se parecen mucho a los que aparecen sobre las superficies de metales previamente pulidos, al comienzo de la oxidación en caliente, bajo una pequeña presión parcial de oxígeno.

La formación de estas estrías de oxidación sobre la superficie metálica y en particular, sobre las aleaciones hierro cromo, han sido estudiadas por J. BENARD y J. MOREAU y sus colaboradores (22), (23), (24). Estos autores han mostrado que, para una presión parcial de oxígeno fijada de la mezcla "hidrógeno - vapor de agua" utilizada, se puede obtener, cuando la temperatura crece, los fenómenos superficiales siguientes: a baja temperatura, hay un desarrollo de gérmenes de óxido de cromo Cr_2O_3 a la superficie de metal. Simultáneamente, aparecen estrías sobre las regiones que no están todavía recubiertas por el óxido. Si el tratamiento oxidante se prolonga suficientemente los cristales de óxido se extienden hasta recubrir completamente la superficie del metal. Por debajo de una temperatura bien definida, que corresponde a la disociación del óxido de cromo, los gérmenes de óxido no se desarrollan más, pero el conjunto de la superficie se cubre de relieves estriados muy acusados. Por último por debajo de otras temperaturas más elevadas e igualmente bien definidas, la superficie de metal queda especular, para cualquier duración del tratamiento.

En comparación con hechos experimentales lo relativo a las estrías intergranulares del níquel, se ve que no hay solamente analogía entre las fracturas, sino también que las condiciones de aparición de las estrías superficiales y de las estrías intergranulares: unas y otras se forman solamente si la temperatura no es demasiado elevada, y, a baja temperatura, está acompañada por la formación de una nueva fase (precipitado intergranular u óxido superficial).

Por otra parte, la evolución del aspecto de las estrías, durante su formación a temperatura constante, es igualmente análoga. En la superficie, sobre ciertos cristales, se desarrollan primeramente dos sistemas de facetas, de los cuales uno solamente es paralelo a un plano cristalográfico; pues las zonas no cristalográficas se reorganizan, lo que da nacimiento a un aspecto en el cual las facetas son paralelas a tres direcciones cristalográficas.

Estas observaciones son completamente semejantes a las que hemos hecho sobre la evolución de las estrías intergranulares.

Por último, los planos cristalográficos que aparecen más frecuentemente en las estrías superficiales son para la plata (25) (26) y el cobre (27) cuya red es como la del níquel, cúbica de caras centradas, los planos (111) (100): siendo estos planos los que han sido puestos en evidencia sobre las estrías intergranulares.

4.4. Hipótesis de una adsorción en los límites de granos

La difracción electrónica ha indicado que no hay capas de óxido en la superficie del metal estriado, por este motivo J. BERNARD y J. MOREAU han dado la explicación siguiente para la aparición de estrías superficiales en la atmósfera oxidante: se formaría en la superficie del metal una capa de oxígeno adsorbida químicamente que provocaría una disminución de la energía superficial, sensible sobre todo para ciertos planos cristalográficos de bajos índices.

Un mecanismo que hace intervenir la difusión superficial permitiría entonces un reordenamiento de la superficie que conduciría a una configuración de más baja energía en la cual

estos planos cristalográficos serían puestos en evidencia.

La analogía de las estrías intergranulares y de las estrías superficiales, que se manifiestan no solamente en el aspecto, sino también en la geometría y en las condiciones de formación, lleva a una interpretación semejante. En el caso de los límites de grano, habría absorción intergranular de átomos en solución en la matriz, lo que traería como consecuencia, la disminución de la energía interfacial sensible sobre todo para los planos cristalográficos densos de una de las dos redes adyacentes.

Sea A_0 , la energía interfacial para la unidad de superficie del límite de grano antes de la adsorción.

A_i , la energía interfacial por unidad de superficie, luego de la adsorción, de una cara cuya orientación está definida por el parámetro (i) .

Si es posible reemplazar el área S_0 del límite de grano inicial por facetas o caras, de áreas S_i y de orientación (i) que:

$$\sum S_i A_i < \sum S_0 A_0$$

La reorganización de límite de grano correspondiente conduce a una ganancia de energía. Aparecerán estrías en consecuencia si la temperatura es bastante elevada para que la agitación térmica permita los movimientos de átomos necesarios, ya que la difusión intergranular debe jugar aquí probablemente un papel preponderante.

Hemos indicado anteriormente las analogías entre los fenómenos de adsorción superficial e intergranular. Conviene sin embargo subrayar algunas diferencias importantes:

a) En el caso de la adsorción superficial, y en las condiciones experimentales usuales, la atmósfera es prácticamente ilimitada. Por el contrario, en el caso de la adsorción intergranular, la cantidad de átomos eficaces en solución en el metal pueden no ser suficientes para permitir cubrir por adsorción la superficie intergranular, o para permitir la formación de un precipitado intergranular visible análogo a los gérmenes de óxido que se forman a baja temperatura en la superficie del metal.

b) Los movimientos de los átomos que demandan la formación de relieves de la misma amplitud son mucho más reducidos en el caso del límite de grano, que en el caso de los fenómenos superficiales porque hay metal de una parte y de la otra del límite de grano. Esto explica porqué las estrías intergranulares pueden aparecer para tiempos de mantenimiento bastante cortos.

Habiendo sido conducidos como lo hemos mostrado, a emitir la hipótesis de una adsorción intergranular, hemos procurado precisar la naturaleza de los átomos adsorbidos en los límites de grano.

La comparación de la composición química del metal estudiado y del níquel que provienen de otras fusiones no ha clarificado este aspecto.

4.5. Relaciones entre la presencia de límites de granos estríados y la fragilidad intergranular

Hemos visto que, dentro de los límites de los ensayos efectuados, y con la sensibilidad de los medios de observación utilizados, las estrías aparecen al mismo tiempo que la fragilidad intergranular.

Si las estrías están ligadas a fenómenos de adsorción en los límites de grano, se puede pensar que el aumento de la fragilidad de los límites de grano es en parte la consecuencia del efecto siguiente: las superficies nuevas que se forman por fisuración en los límites de grano, tienen debido a la presencia de una capa adsorbida, una energía menor. Resulta en consecuencia la disminución de la tensión crítica más allá de la cual la extensión de una fisura de longitud dada está acompañada de una ganancia de energía, aplicando la teoría de Griffith.

Otros factores geométricos de la deformación pueden intervenir para causar las tensiones elevadas que llevan como consecuencia a la fractura.

5. FRACTURAS POR FATIGA

5.1. Deformación por Fatiga

Las sollicitaciones alternadas producen un tipo de deformación particular que se traduce en el metal por un arreglo de dislocaciones diferentes de los observados luego de un ensayo "estático". De la misma manera, las bandas de fatiga que se observan son diferentes de las bandas de deformación estáticas.

En lo que se refiere a las dislocaciones, se puede decir, de una manera general, que un metal que ha sufrido un ensayo de fatiga contiene numerosos lazos probablemente creado por el movimiento alternativo de dislocaciones de hélices que presentan "muescas" (28). La densidad de estos lazos no es regular: están ubicados en zonas irregulares, alargadas, muy diferentes de las células que se observan a menudo en un material que ha sido sometido a una deformación uniaxial.

Las bandas de deformación observadas en la superficie son difíciles de relacionar con los aspectos precedentes: aparecen de manera localizada en ciertos granos, a veces rectilíneas, tienen más a menudo forma ondulada según que haya uno o varios sistemas de deslizamientos activos. Estas ondulaciones son algunas veces tan finas que ellas son visibles solamente con el microscopio electrónico que revela en el interior de estas bandas numerosos deslizamientos desviados.

La existencia de este tipo de deslizamiento es uno de los caracteres importantes de la deformación por fatiga. La facilidad con la cual se producen explica porqué la deformación es más localizada que en un ensayo estático.

Se comprende igualmente que el endurecimiento por deformación sea particularmente pequeño en un ensayo de fatiga.

Así, cuando la deformación se prosigue, tiene tendencia a quedar localizada en bandas de fatigas formadas al principio, y aparecen relieves muy marcados que se amplifican a veces para dar nacimiento a las extrusiones y a las intrusiones, por un mecanismo por el cual diversas hipótesis han sido emitidas pero que no parecen hasta ahora perfectamente aclarado. Las intrusiones son equivalentes a microfisuras del tipo de las puestas en evidencia por Hempel mediante el microscopio electrónico en el caso del acero dulce (29).

5.2. Superficies de fracturas por fatiga

Las superficies de fracturas obtenidas por fatiga presentan igualmente aspectos particulares que se encuentran sobre metales de estructura cristalográfica diferentes; el más típico es el de la figura 37 sobre la cual se observan estrías más o menos paralelas. Este aspecto, primeramente observado por Zapffe y Worden en el microscopio óptico (30), es característico de la superficie de fractura por fatiga, que permite de esa manera identificarlas.

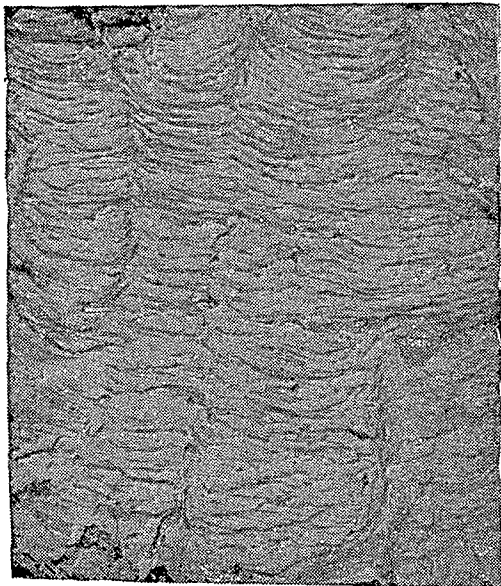


Fig. 37

Según la rotura sea examinada, y sobre una misma rotura según el lugar observado, las estrías son más o menos regulares y más o menos definidas. No están en general, presentes sobre toda la extensión de las roturas: en ciertos lugares se observan superficies sin relieve muy marcado, que son siempre fáciles de distinguir de las zonas sin brillo que corresponden a una detereoración de la superficie luego de pasar el frente de la fractura. Esta superficie mate interviene inevitablemente en los ensayos de fatiga, luego de la fractura de la probeta, si la máquina utilizada tiene una gran inercia. Pero ocurre también que una falta de brillo se produce asimismo durante la propagación de la fisura: es el caso, frecuente, cerca de la superficie, para las probetas de flexión rotativa.

5.3. Generalidades del aspecto de las estrías sobre las rupturas por fatiga

Las estrías han sido observadas sobre las superficies de fractura en numerosos aceros, ferríticos y austeníticos, de aleaciones livianas, de cobre. Su aspecto no es sistemáticamente diferente según los metales considerados, pero parece que se puede decir de una manera general, para los metales cúbicos de caras centradas, que hay más zonas estríadas en las roturas de aleaciones en las cuales la energía de falla de apilamiento es grande.

Por otra parte, sobre una misma probeta, las zonas estríadas corresponden a los granos o parte de granos donde varios sistemas de deslizamiento están activados.

5.4. Relación entre las estrías y el frente de propagación de las fisuras

Si se señala la orientación de las estrías con respecto a la dirección de propagación, se pueden dar cuenta que no son en su conjunto perpendiculares unas a otras: este resultado puede obtenerse a partir de microfractografías o, más simplemente, en microscopio óptico en ciertos casos favorables en el cual las roturas permanecen planas. Este resultado conduce a pensar que las estrías representan posiciones sucesivas del frente de propagación.

Esta interpretación está confirmada por el aspecto de las estrías en la proximidad de las inclusiones: permite decir que se forman delante, del frente de fractura, pequeñas decohesiones iniciadas en las inclusiones y que se juntan posteriormente con la fisura principal.

Por otra parte, comparando el espaciado de las estrías sobre las microfractografías que provienen de diversos ensayos durante los cuales se había evaluado la velocidad de propagación de las fisuras, se ha podido dar cuenta que la separación de las estrías es tan o más grandes cuando la velocidad de propagación de la fisura es mayor.

Este resultado puede obtenerse igualmente examinando la superficie de fractura de una probeta única ensayada bajo ^{carga} constante: a medida que la fisura progresa, la tensión aumenta y la velocidad de propagación crece.

Midiendo la velocidad de propagación de una fisura de una probeta de resiliencia tipo UF, en acero dulce, solicitada a flexión repetida y a momento constante, se podría mostrar que el pasaje de una estría a otra corresponde cuanto más a algunos ciclos: en efecto, en este caso, el frente de propagación de las fisuras es sensiblemente rectilíneo y perpendicular a las caras laterales de la probeta, de manera que se puede evaluar fácilmente la profundidad de la fisura por su longitud aparente sobre las caras laterales; se puede por otra parte medir, sobre una fractografía, el espaciado de las estrías.

Este resultado ha sido precisado por FORSYTH (31) que ha mostrado muy bien que cada estría corresponde a un ciclo examinando las roturas de las probetas sometidas alternativamente a un cierto número de ciclos (una decena) bajo carga elevada, luego de un cierto número de ciclos sobre carga más pequeña se puede observar sobre la fractura series de 10 estrías del mismo aspecto, correspondientes a la carga fuerte, separadas por zonas de aspecto diferente, correspondientes a la carga más débil.

5.5. Festones

Las estrías dibujan a menudo festones cuya convexidad está dirigida en el sentido de la propagación. Los puntos de unión de los festones están groseramente alineados perpendicularmente al frente de fractura y a la dirección de las estrías.

Algunas veces poco marcadas, estas líneas tienen más a menudo un relieve acentuado; responden entonces a un escalón sobre la superficie de fractura, que se forma por el desgarramiento, luego de la unión de la zona vecina en el cual las fisuras progresan en promedio en los planos paralelos, pero ligeramente separado uno con respecto a los otros. La deformación

local importante que exige este desgarramiento frena la propagación de la fisura, lo que explica la forma de los festones. Los escalones precedentes son entonces un poco análogos a los ríos observados sobre la superficie de fractura por clivado. Una confluencia semejante a la de los ríos se observa también algunas veces.

5.6. Relación entre las estrías, los límites de grano y las bandas de deformación

Sobre las microfractografías de las superficies de fractura por fatiga, no se ven los límites de grano ni ninguna discontinuidad en el aspecto de las estrías que puedan corresponderle. Para conocer la posición de los límites de grano con respecto a las estrías hemos atacado la superficie de una fractura por fatiga de acero dulce, suficientemente para revelar los límites de grano, pero bastante poco para que las estrías subsistan. Los resultados obtenidos muestran que los límites de granos influyen poco sobre la forma de las estrías.

Este resultado puede ser comparado con una observación relativa a las bandas de fatiga: como las estrías, estas bandas aparecen a menudo continuas o casi continuas al pasaje de los límites de granos. Hemos visto que el examen de microscopio electrónico de la banda de fatiga revela la presencia de numerosos deslizamientos desviados, lo que explica que sus direcciones no coinciden necesariamente con las de las líneas de deslizamiento y que pueden franquear los límites de grano sin desviación importante.

La observación de la propagación de las fisuras de fatiga sobre láminas delgadas muestran que las fisuras avanzan en las bandas de deformación, que se trata de bandas formadas delante del frente de la fisura en razón de las tensiones elevadas que allí existen, o en bandas formadas anteriormente durante el ensayo. En las bandas de fatiga que contienen numerosos deslizamientos desviados, a los cuales están ligados, según hemos visto, numerosas microfisuras. Las fisuras toman estas microfisuras y se comprende así que existe una cierta relación entre los deslizamientos desviados, las estrías de la superficie de fractura, y, más generalmente, la propagación de la fractura por fatiga.

Por otra parte, las zonas lisas sobre las roturas corresponderían a las bandas de deformación en la cual interviene un solo sistema de línea de deslizamiento: se trata entonces de decohesiones según los planos de deslizamiento.

5.7. Influencia del trabajado sobre el aspecto de la fractura por fatiga de aceros dulces

Cuando se efectúa, antes de un ensayo de fatiga, un trabajado del metal, el aspecto de la superficie de fractura se modifica. Los resultados que siguen son relativos a probetas de tracción-compresión en los aceros dulces, que han sido sometidos, antes de la fatiga a un alargamiento de tracción de 5, 10 ó 15%.

Sin deformación previa, la zona de fractura o la propagación se produce lentamente durante la fatiga y más o menos normalmente al eje de la probeta.

Luego de una deformación de 5 ó 10%, esta zona queda macroscópicamente plana, pero su plano forma con el eje de la probeta un ángulo generalmente comprendido entre 45° y

60°. Por último luego de una deformación de 15%, la superficie de la fractura de fatiga presenta un relieve muy marcado, sin orientación general neta.

Los aspectos observados por microscopía electrónica evolucionan de manera continua cuando la deformación previa aumenta. Para una deformación previa del 5% se constata que las estrías son menos regulares, más contorneadas y menos largas que para un metal no deformado. Este efecto, es más acentuado para deformación de 10%. Por otra parte, el aspecto general presenta un relieve más marcado y las zonas sin estrías son más irregulares.

Por último, cuando la deformación previa alcanza al 15%, la evolución precedente prosigue: el aspecto general es todavía más tormentado y se ven aparecer formas redondeadas que recuerdan las cúpulas de las fracturas dúctiles y nacen sobre las inclusiones o precipitados. En ciertas regiones, muy localizadas, se observan aún cúpulas francas.

Los aspectos descriptos son comparables a los de la superficie de fractura de probetas que han sido sometidas a una deformación notable durante el ensayo de fatiga, sea que esta deformación sea debida a la naturaleza de la sollicitación (tensión ondulada) o a la del metal estudiado (austenitas por ejemplo).

5.8. Comienzo de las fisuras por fatiga

El comienzo de las fisuras de fatiga se produce en general en los metales duros que contienen partículas o inclusiones, a partir de estas partículas, sobre todo en aquellas que están situadas un poco por debajo de la superficie.

Por el contrario, en los metales blandos, las inclusiones no parecen desempeñar un papel importante en la iniciación de las fisuras. Si se forman alrededor de las inclusiones agujeros (donde parecen jugar como si fueran cascabeles), el efecto de entalladura es lo suficiente reducido como para que el comienzo de la fisura no se produzca, debido a la gran capacidad de deformación del metal. Se hace sobre todo en superficie, a partir de las bandas de deformación, por unión de las fisuras que allí se forman. Se comprende entonces cual puede ser la importancia del estado de superficie sobre la duración debida en fatiga.

Es de notar por último que los límites de granos y los límites de macla, en ciertos materiales, juegan igualmente un papel importante en el comienzo de la fisura por fatiga.

6.1. REFERENCIAS - partes 1 y 2

- (1) P.A. JACQUET y E. MANCARELLI - CRAS (1959), 248, 405-408.
Rev. Met. (1959), 56, 129-142.
Mém.Scient. Rev. Mét. (1960), 57, 4, 241.
- (2) AZAM. CEA. Comunicación privada, 1957.
- (3) R.L. SCOTT y A.TURKALO - Proc. ASTM (1957), 57, 536.
- (4) G.HENRY y J. PLATEAU - Revue du Nickel (mayo-junio 1963), 28.
- (5) SMITH y J. NUTTING - Brit. J. Appl. Phys. (1956), 7, 214.
- (6) J. PLATEAU, G. HENRY y C. CRUSSARD - Rev. Univ. des Mines (octubre 1956),
pag. 543.
- (7) A.H. COTTRELL - Progress Metal Physics (1949), 1, 77.
- (8) J.D. ESHELBY, F.E. FRANCK y F.R.N. NABARRO - Phil.Mag. (1951), 42, pag.
351.
- (9) N.F. MOTT - Proc. Royal Soc. A (1953), 220, 1.
- (10) A.N. STROH - Proc. Royal Soc. A (1954), 223, 404.
- (11) N.J. PETCH - Progress Metal Physics (1954), 5, 1.
- (12) ARMSTRONG y SHEP - Acta Met. (1965), 13, 759.
- (13) W.M. BALDWIN - Acta Met. (1958), 6, 139.

6.2. REFERENCIAS - partes 3, 4 y 5.

- (1) C.F. TIPPER - Metallurgia (enero 1949), 39, pag. 133.
- (2) J. PLATEAU, G. HENRY y C. CRUSSARD - Rev. Univ. des Mines (1956), 12, 10, 543.
Rev. de Mét. (1957), 54, 200.
Métaux, Corrosion et Industries (1958), 33, 141.
Fracture, Swampscott (1959), pag. 524.
- (3) K. E. PUTTICK - Phil. Mag. (1959), 4, 44, 964.
- (4) A.H. COTTRELL - Fracture, Swampscott (1959) pag. 33.
- (5) H.C. ROGERS - Trans. AIME (1960), 218, 498.
General Electric Report 62-RL-3117 M (1962).
- (6) P.W. BRIDGMAN - Studies in large plastic flow and fracture-McGraw Hill 1952.
- (7) C.D. BEACHEN - Trans. Quaterly ASM (sept. 1963), pag. 318.
- (8) R.W. HERTZBERG y R.W. KRAFT - Trans. AIME (1963), 227, 580.
- (9) J. PLATEAU, C. CRUSSARD, J. FAGUET, G. HENRY, M. WEISZ, G. SERTOUR y R. ESQUERRE - Rev. Métl. (julio 1958), 55, 679.
- (10) C. CRUSSARD et al. - Fracture, Swampscott (1959) pag. 524.
- (11) C. ZENER y J.H. HOLLOMON - J. Appl. Phys. (1944), 15, 22.
Trans. ASM (1949), 32, 11.
- (12) K.E. PUTTICK - Phil. Mag. (1960), 5, 759.
- (13) J.L. JOHNSTON, R.J. STOKES y C.H. LI - Trans. AIME (1962), 221, 792.
- (14) B.I. EDELSON y W.M. BALDWIN - Trans. Quaterly ASM (marzo 1962), 65, 230.
- (15) J. PHILIBERT, G. GENRY, M. ROBERT y J. PLATEAU - C.R. Acad. Sci. (20/2/1961), 252, No. 9, 1320.
- (16) G. GENRY, J. VOELTZEL, J. PLATEAU y C. CRUSSARD - Mém. Scient. Rev. Mét. (abril 1962), 59, 241, 254.
- (17) J.R. LOW y R.G. FEUSTEL - Acta Met. (1953), 1, 185.
- (18) W.P. REES y P. HOPKINS - J.I.S.I. (dic. 1962), pag. 403-409.

- (19) DE BEAULIEU - Rev. de Mét. (1958), 55, pag. 495-499.
- (20) J.H.WESTBROOK y D.L.WOOD - Nature (1961), 192, 1280.
- (21) G.HENRY, J.PLATEAU, X.WACHE, Mlle.M.GERBER, I.BEHAR y C.CRUSARD
Mém. Scient. Rev. Mét. (sept. 1959), 56, pag. 417-426.
- (22) J.MOREAU y J.BENARD - J.Inst. Metals (1954), 83, 87.
- (23) J.MOREAU, J.BENARD y J.PLATEAU - Zeit.Elektroch (1957), 61, 59.
- (24) J.BENARD, J.MOREAU y F.GRONLUND - C.R.Acad.Sci.(1958),246, 756.
- (25) J.MOREAU y J.BENARD -C.R.Acad. Sci. (1959), 248, 1658.
- (26) A.J.W.MOORE - Acta Met. (1958), 6, 293.
- (27) J.MOREAU - C.R.Acad.Sci. (1958),246, 2476.
- (28) R.L.SEGAL, P.G.PARTRIDGE y P.B.HIRSCH - Phil. Mag. (1961), 6, 1493.
- (29) M.HEMPEL - Int. Conf. on Fatigue of Metals - London, sept. 1956.
- (30) C.A.ZAPFFE y C.O.WORDEN - Trans. ASM (1951), 43, 958.
- (31) P.J.E. FORSYTH - Crack propagation Symp. - Cranfield, sept. 1961
Acta Met. (julio 1963), pag. 11.