

INFLUENCIA DE LAS TENSIONES RESIDUALES EN LA CORROSION BAJO
TENSION DE ACEROS EUTECTOIDES

Ana M^a Lancha y Manuel Elices
E.T.S. de Ing. de Caminos, Canales y Puertos
Universidad Politécnica de Madrid. España

RESUMEN. -

Este trabajo presenta la influencia que tiene en la corrosión bajo tensión de aceros eutectoides, la posible existencia de una zona plástica creada durante la prefisuración de las muestras por fatiga, según los valores del factor de intensidad de tensiones aplicados. Los ensayos de corrosión bajo tensión se han realizado a velocidad de deformación constante, siendo el medio agresivo disoluciones cloruradas de hidróxido cálcico.

ABSTRACT. -

The influence in stress corrosion tests of residual stresses induced during fatigue precracking has been ascertained. Eutectoid steel samples have been tested using the constant strain rate technique. The aggressive environment was a solution of $\text{Ca}(\text{OH})_2 + \text{NaCl} + \text{HCl}$.

1.- INTRODUCCION

En la actualidad se está utilizando con éxito el ensayo a velocidad de deformación constante (SSR, Slow Strain Rate Test) para estudiar experimentalmente la corrosión bajo tensión de aceros de alta resistencia [1-6], siendo las probetas fisuradas el tipo de muestras más empleado empleado por permitir la aplicación de las técnicas de la Mecánica de la Fractura.

Para la prefisuración de las muestras es útil la experiencia que existe en los ensayos de tenacidad de fractura y conviene cumplir varios requisitos para garantizar una zona plástica al final de la fisura relativamente pequeña [7]. Así, debe asegurarse que la distribución de cargas sea simétrica respecto al plano de la entalla, y que el factor de intensidad de tensiones máximo aplicado en la fisuración no supere el 60% del valor crítico de K , K_{IC} , según normas vigentes [8,9].

Sin embargo, aún cumpliendo las condiciones anteriores, se ha comprobado en este trabajo que en aceros eutectoides se puede crear una región plastificada en el filo de la fisura de fatiga, que influye en su comportamiento posterior frente a la corrosión bajo tensión, en medios agresivos de hidróxido cálcico con adiciones de cloruro sódico y ácido clorhídrico.

Este problema no parece que haya sido investigado hasta el momento, pues no se conocen antecedentes en la bibliografía. Únicamente existen referencias sobre la corrosión bajo tensión de aceros similares en condiciones electroquímicas parecidas a las empleadas en este trabajo [2,4,5].

2.- METODO EXPERIMENTAL

El material utilizado es un alambrcn de 12 mm de diámetro, con un tratamiento de patentado a 960°C y enfriamiento en baño de plomo. Este tipo de acero es la materia prima necesaria para la fabricación de alambres y cables empleados en la técnica del hormigón pretensado, en minería y en construcción naval.

Su composición química y sus características mecánicas se presentan en las tablas I y II respectivamente.

TABLA I - Composición Química

C	Mn	Si	P	S	Cr	Al	Cu
0,74	0,70	0,20	0,016	0,023	0,01	0,01	0,01

TABLA II - Propiedades Mecánicas

Módulo de elasticidad (GPa)	Límite* elástico (GPa)	Tensión máxima (GPa)	Alargamiento bajo carga máxima (%)	Estricción (%)
191,1	0,73	1,18	8,0	30

(*) $\sigma_{0,2}$

La microestructura que presenta este alambroón patentado es de perlita fina, no teniendo las diferentes colonias perlíticas una orientación preferente (Fig. 1). El espaciado interlaminar es aproximadamente $0,1 \mu\text{m}$, y las colonias de perlita tienen un tamaño medio de unas $10 \mu\text{m}$.

Las probetas utilizadas en los ensayos de corrosión bajo tensión son cilíndricas fisuradas. Se obtuvieron generando a partir de una entalla, una fisura transversal por fatiga.

Antes de ensayar las muestras se prepararon como se describe a continuación. Primero se lijó su superficie al agua con varios papeles de esmeril, siendo el último utilizado el de grano 600, y se lavaron con agua desionizada y alcohol químicamente puro. A continuación se realizaron unas entallas laterales, para localizar las fisuras de fatiga, con una cortadora de disco de diamante a baja velocidad, limpiándose posteriormente con metil-etil-cetona en un vibrador ultrasónico. Una vez fisuradas se lacaba toda su superficie, excepto media banda transversal de 5 mm de altura en torno a la fisura.

Para este estudio de la influencia de las tensiones residuales en la propagación de las fisuras, era necesario conocer con exactitud el valor máximo del factor de intensidad de tensiones que se había aplicado en la fisuración, lo que implicaba conocer en todo momento la profundidad de la fisura que se iba generando por fatiga, para un intervalo de cargas impuestas determinado. Por tal motivo, la fisuración se realizó utilizando un método de medida basado en la variación de la rigidez de la probeta al crecer la fisura. La curva rigidez del alambre-profundidad de fisura (Fig. 2) se obtuvo ensayando hasta rotura probetas con profundidades de fisura diferentes, y calculando la rigidez de cada una, es decir, el cociente entre la carga aplicada (P) y la apertura de la fisura medida con el extensómetro (ΔL). Este cociente es constante en la fase elástica inicial del proceso de carga, y está biunívocamente relacionado con la profundidad de la fisura, la cual se determina por medición directa en la superficie de fractura (véase Fig. 2).

La profundidad total de la prefisura, entalla más fisura, varió entre 3,8 y 4,2 mm. Los valores de $K_{m\acute{a}x}$ aplicados en la fisuración oscilaron entre el 25% y el 80% K_{IC} . K_{IC} es el valor crítico del factor de intensidad de tensiones que se obtiene con este tipo de probetas cilíndricas fisuradas utilizando la expresión propuesta por Astiz y Elices [10], y puede considerarse como un parámetro representativo de la tenacidad de estos alambres [11,12].

La magnitud elegida como referencia del efecto de la corrosión bajo tensión es la carga de rotura. En la Fig. 3 se presenta la relación experimental entre la carga de rotura P_R y la profundidad de fisura a , obtenida en ensayos a tracción axial y velocidad de deformación constante.

Los ensayos se han realizado en una célula de corrosión con tres electrodos, a potencial constante y controlado mediante un potencióstato. El electrodo auxiliar era de rejilla de platino, y el de referencia de calomelanos saturado. Los medios agresivos han sido disoluciones acuosas de 1 g/l $Ca(OH)_2$ + 0,1 g/l NaCl, con distintas adiciones de HCl según el pH deseado, preparadas con agua desionizada y reactivos de pureza analítica.

El método de ensayo consistía en deformar crecientemente las muestras, en una máquina de ensayos mecánicos, a tracción axial hasta rotura, partiendo de una tensión inicial igual a cero. Las experiencias se han realizado a la velocidad de deformación de $8,3 \times 10^{-8}$ m/s.

3.- RESULTADOS Y DISCUSION

Los resultados obtenidos en los experimentos a velocidad de deformación constante, con muestras cilíndricas fisuradas bajo distintos valores de $K_{m\acute{a}x}$ se presentan en las Figs. 4, 5 y 6.

Se observa una mayor sensibilidad a la corrosión bajo tensión si $K_{m\acute{a}x}$ disminuye, y una mayor resistencia cuando $K_{m\acute{a}x}$ aumenta. En todo el intervalo de potenciales explorado, la influencia de $K_{m\acute{a}x}$ es del mismo orden de magnitud, ya que se obtienen curvas paralelas.

Antes de analizar el efecto de las tensiones residuales que se crean según varía $K_{m\acute{a}x}$, se comentará brevemente el aspecto general de todas las curvas que aparecen en las figuras citadas anteriormente.

La característica común a los tres valores de pH es la existencia de dos regiones de potencial que conducen a la rotura por corrosión bajo tensión, separadas por otra zona de potenciales donde el fenómeno es menos intenso. Esta separación ocurre siempre próxima a la línea de desprendimiento de hidrógeno del sistema H_2/H_2O , por lo que se denomina régimen catódico de fractura al que ocurre a potenciales más negativos, donde el proceso electroquímico más importante es la producción

de hidrógeno, y régimen anódico al que tiene lugar a potenciales más elevados, situados en la zona de inestabilidad del hierro del diagrama de Pourbaix del sistema Fe-H₂O.

Para algunos autores [2,4,5] esta relación que existe entre los regímenes y el diagrama de Pourbaix del hierro, sugiere la posibilidad de que la corrosión bajo tensión transcurra por dos mecanismos distintos. Así, en la región catódica, parece atribuible el fenómeno a la fragilización por hidrógeno, ya que aumenta la intensidad de la corrosión bajo tensión cuando menor es el potencial (consecuencia de un mayor aporte de hidrógeno al metal por la mayor facilidad de producirse electroquímicamente). En la región anódica no está tan claro el mecanismo causante de la fractura, aunque parece estar vinculado a un proceso de disolución anódica, por la relación entre las condiciones electroquímicas que lo provocan y las regiones del diagrama de Pourbaix donde se produce ataque del hierro.

Centrando ya la discusión en la influencia de las tensiones residuales, microscópicamente se han encontrado diferencias en la zona final de la fisura de fatiga según el factor de intensidad de tensiones aplicado durante la prefisuración. Así, para $K_{m\acute{a}x} = 28\% K_{IC}$, la propagación se inicia por cuasiclivaje directamente al final de la fisura previa, no presentando ésta ninguna singularidad, Fig. 7, mientras que para valores de $K_{m\acute{a}x}$ elevados, aparece al final de la fisura de fatiga una zona de rotura dúctil como la que se puede ver en la Fig. 8, obtenida para un $K_{m\acute{a}x} = 80\% K_{IC}$, y ambas fotografías para pH=12,5 y -400 mV. Lógicamente estas características que se acaban de exponer dependen únicamente de las condiciones de fisuración y son independientes de los parámetros electroquímicos de ensayo.

La consecuencia más importante de los hechos expuestos anteriormente es la evidencia de una zona plastificada (zona de rotura dúctil), relacionada con las tensiones residuales de compresión que se producen cuando la fisuración transcurre a $K_{m\acute{a}x}$ elevados. Esta región actúa constriñendo el filo de la fisura e impide que los mecanismos causantes de la corrosión bajo tensión inicien la propagación de la grieta.

4.- CONCLUSIONES

- 1.- En los ensayos realizados a velocidad de deformación constante con probetas fisuradas, se ha puesto de manifiesto la susceptibilidad del material ensayado a la fisuración por corrosión bajo tensión, estableciéndose una buena correlación entre las condiciones electroquímicas que producen la fractura y el diagrama de Pourbaix del hierro.
- 2.- Se ha comprobado el efecto de las tensiones residuales de compresión, creadas durante la prefisuración de las muestras por fatiga, sobre la propagación de fisuras de aceros eutectoides en medios clorurados de

hidróxido cálcico. Cuando la fisuración transcurre a valores elevados del factor de intensidad de tensiones, se induce una región plastificada que provoca un efecto de cierre de la fisura, impidiendo o retardando la propagación de la grieta por corrosión bajo tensión.

- 3.- Por último, como recomendación para el desarrollo de nuevos experimentos, indicar que antes de comenzar cualquier estudio sobre fisuración por corrosión bajo tensión, conviene analizar en detalle la posible creación y repercusión de tensiones residuales de compresión, pues no basta el asegurarse que el $K_{máx}$ en la prefisuración es menor del 60% K_{IC} que exige la normativa para los ensayos de tenacidad de fractura.

5.- REFERENCIAS

- [1] Ugiansky, G.M., Payer, J.H., "Stress Corrosion Cracking. The Slow Strain Rate Technique", ASTM STP 655, 1979.
- [2] Parkins, R.N. et al, Corros. Sci., 22, 5, p. 379, 1982.
- [3] Parkins, R.N., "Fundamental aspects of stress corrosion cracking", R.W. Staehle, A.J. Forty, D. Van Rooyen, Eds., NACE-Houston, 1969.
- [4] Caballero, L., Elices, M., Corrosión y Protección, XVII, No. 1, p. 15, 1969.
- [5] Caballero, L., "Corrosión bajo tensión en aceros eutectoides trefilados y en aceros hipoeutectoides, térmicamente tratados", Tesis Doctoral. Facultad de Ciencias Físicas, Universidad Complutense de Madrid, 1985.
- [6] Lancha, A.M., "Influencia del trefilado en la corrosión bajo tensión de aceros eutectoides", Tesis Doctoral, Facultad de Ciencias Químicas, Universidad Complutense de Madrid, 1987.
- [7] Elices, M. "Curso de Mecánica de la Fractura", Publicación de la E.T.S. de Ingenieros de Caminos de Madrid, 1985.
- [8] ASTM E399-78, "Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic-Materials", ASTM, Filadelfia, 1978.
- [9] BS 5447, "Methods of test for plane strain fracture toughness (K_{IC}) of metallic materials", British Standards Institution, 1977.
- [10] Astiz, M.A., Elices, M., "On the application of stiffness derivative method to two and three dimensional fracture problems", Proc. 2nd. Int. Conf. Numerical Methods in Fracture Mechanics, Swansea, U.K., 1980.
- [11] Astiz, M.A. et al., "Numerical and experimental analysis of cracked cylindrical bars", VI Conferencia Europea de Fractura (ECF6), Amsterdam, p. 65, 1986.
- [12] Elices, M., "Fracture of steels for reinforcing and prestressing concrete", Cap. 5 de Fracture Mechanics of Concrete, G.C. Sih y A. DiTomaso, Eds., Martinus Nijhoff Publ., La Haya, 1984.

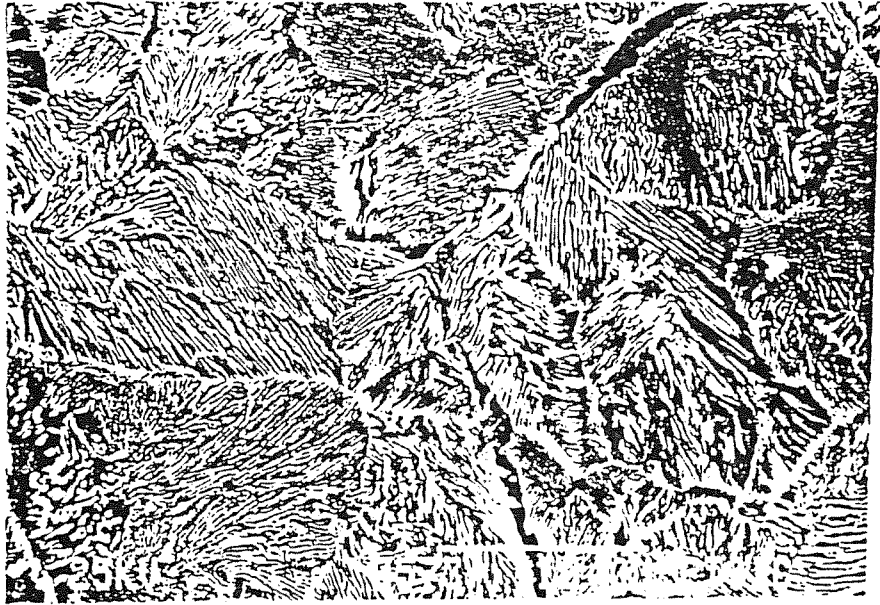


Fig.1.- Microestructura del material utilizado.

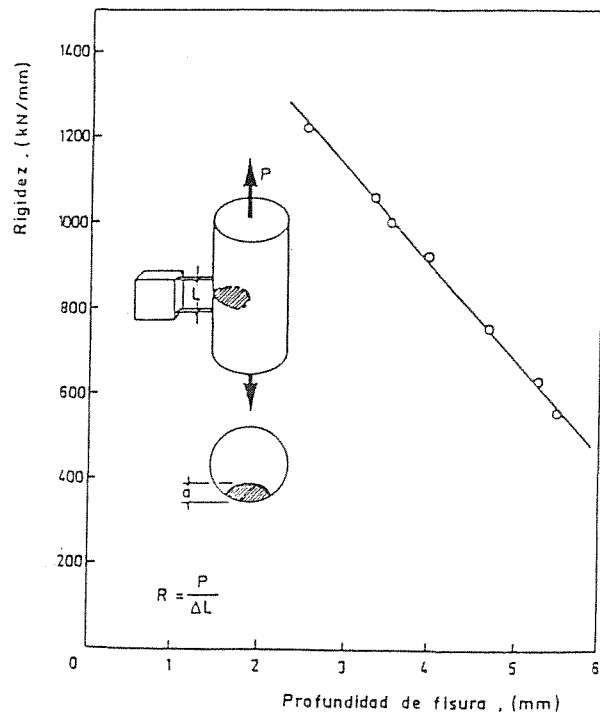


Fig.2.- Relación entre la rigidez y la profundidad de fisura

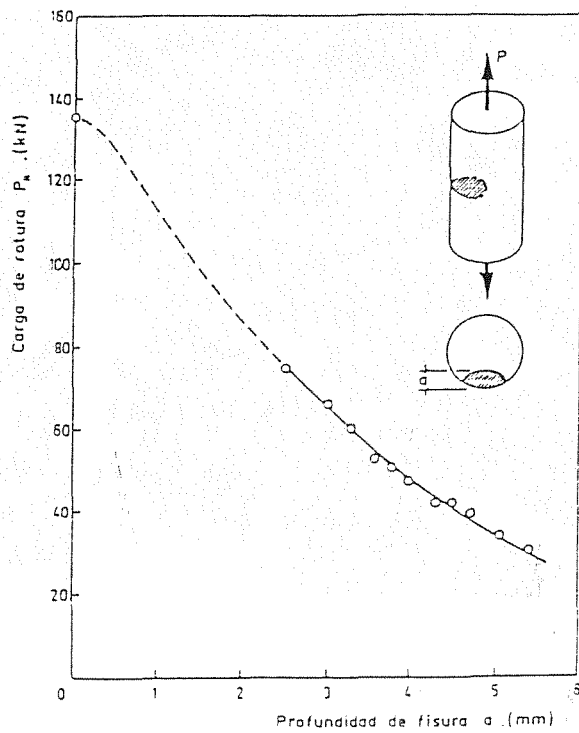


Fig.3.- Efecto de la profundidad de fisura sobre la carga de rotura.

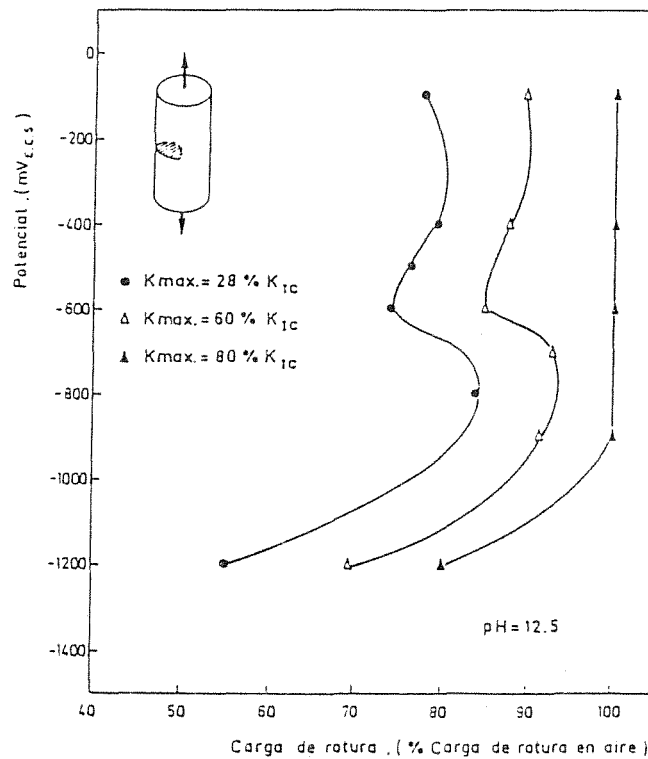


Fig.4.- Influencia de las tensiones residuales en el medio de pH=12,5

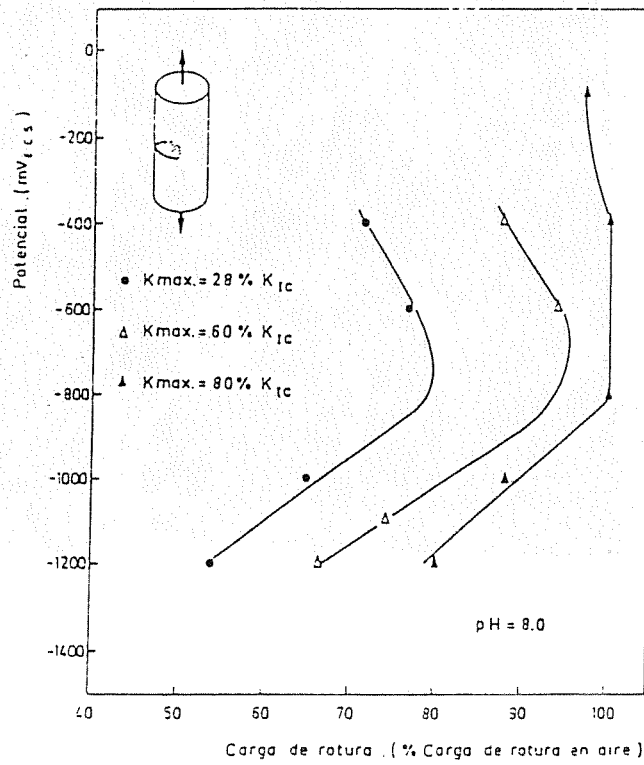


Fig.5.- Influencia de las tensiones residuales en el medio de pH=8,0

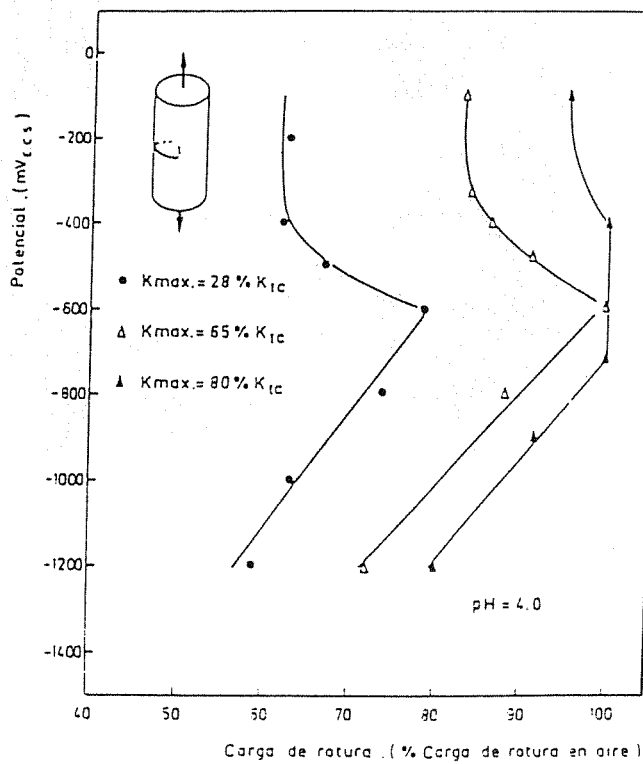


Fig.6.- Influencia de las tensiones residuales en el medio pH=4,0

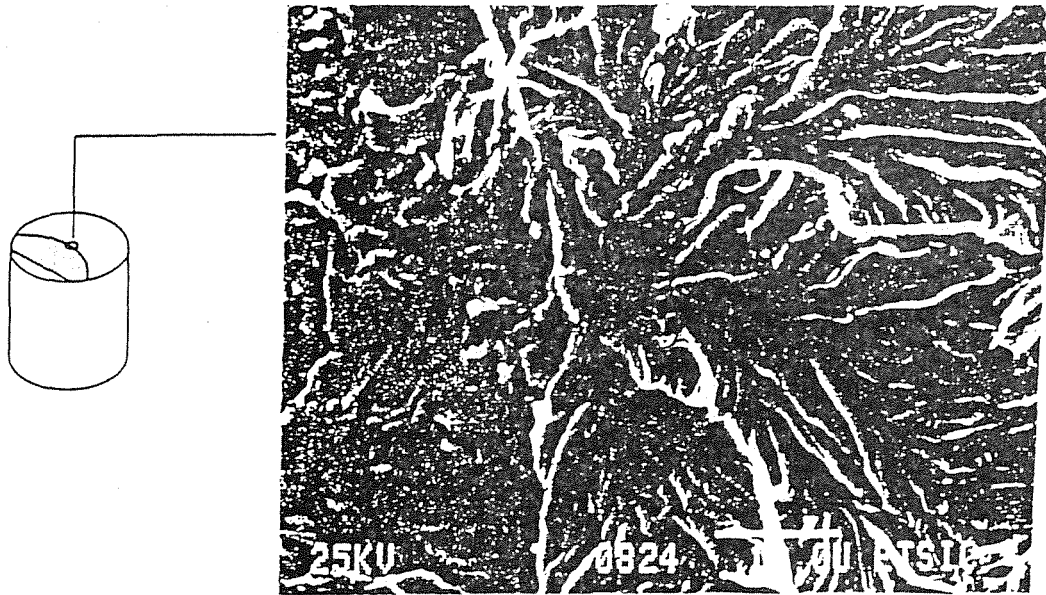


Fig.7.- $K_{\text{máx}}$ de fisuración = 28% K_{Ic}

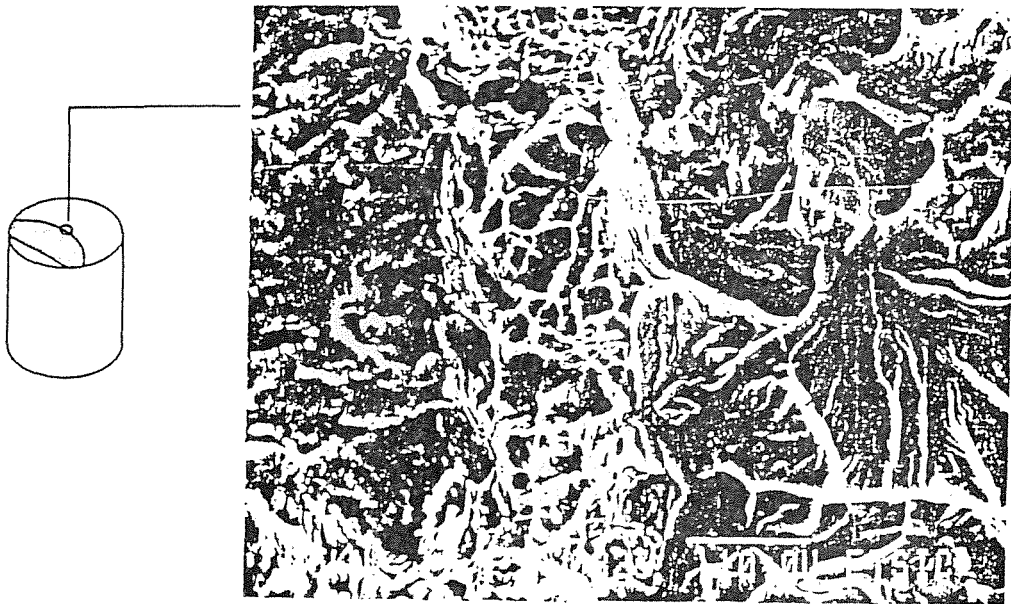


Fig.8.- $K_{\text{máx}}$ de fisuración = 80% K_{Ic}