

04.72.01

C.N.E.A. Biblioteca	
ARCHIVO PUBLICACIONES	
Nº 3	AÑO 1972

TE 16/83

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

GERENCIA DE TECNOLOGIA

MICROFRACTOGRAFIA  
ELECTRO ~~FRAC~~TOMICROGRAFIA POR TRANSMISION Y BARRIDO  
DE SUPERFICIES DE FRACTURA Y FATIGA

E. VASSALLO Y J. C. CRESPI

Para ser presentado a las V JORNADAS METALURGICAS de la S.A.M., setiembre 1972

BUENOS AIRES  
1972

TE 16/83

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

GERENCIA DE TECNOLOGIA

MICROFRACTOGRAFIA  
ELECTRO ~~FRAC~~TOMICROGRAFIA POR TRANSMISION Y BARRIDO  
DE SUPERFICIES DE FRACTURA Y FATIGA

E. VASSALLO Y J.C. CRESPI

Para ser presentado a las V JORNADAS METALURGICAS de la S.A.M., setiembre 1972

BUENOS AIRES  
1972

**"ELECTRO MICROFRACTOGRAFIA POR TRANSMISION Y POR  
BARRIDO DE SUPERFICIES DE FRACTURA POR FATIGA"**

**E. A. Vasallo\* y J. C. Crespi\*\***

**\* Departamento SATI de la CNEA**

**\*\* Departamento de Metalurgia de la CNEA**

**presentado a las  
V JORNADAS METALURGICAS  
de la S. A. M.  
Septiembre 1972**

## "ELECTRO MICROFRACTOGRAFIA POR TRANSMISION Y POR BARRIDO DE SUPERFICIES DE FRACTURA POR FATIGA"

E. A. Vassallo y J. C. Crespi

### RESUMEN

Sobre probetas de acero tipo IRAM/600/1010 y 1050 sometidas a ensayos de fatiga de bajo número de ciclos en que la deformación total se mantiene controlada, se llevaron a cabo observaciones electro microfractográficas con el objeto de conocer los micromecanismos de fractura actuantes.

### INTRODUCCION

La información que se puede obtener de la observación de una superficie de fractura es muy importante desde que ésta representa la senda de menor resistencia del material.

Desde 1722, año en que el científico francés De Reaumur realizó el primer trabajo de esta naturaleza, hasta hace aproximadamente veinte años, la observación se realizaba a simple vista o con la ayuda del microscopio óptico. El empleo de este último, trae aparejados los inconvenientes que surgen de sus limitaciones: pequeña profundidad de foco y bajo poder de resolución.

El advenimiento del microscopio electrónico, y debido fundamentalmente a su gran profundidad de foco y alto poder de resolución, permitió la clarificación de conceptos ya existentes y el desarrollo de otros nuevos en el campo de la fractura de materiales.

El empleo del microscopio electrónico en la observación de superficies de fractura, recibe el nombre de "Electro microfractografía" (EMF).

Actualmente, la EMF es utilizada en análisis de rutina en un sinnúmero de laboratorios además de emplearse con éxito en el análisis de fallas en servicio.

No es objetivo de este trabajo discutir la utilidad de esta técnica, ya que la bibliografía existente al respecto es de por sí suficientemente elocuente. (1, 2, 3)

El presente trabajo tuvo por finalidad adquirir experiencia propia en el empleo de la EMF y en el conocimiento de las virtudes y limitaciones del microscopio electrónico de transmisión (MET) y el microscopio electrónico de barrido (MEB), para su posterior aplicación al análisis de fallas.

Las superficies de fractura estudiadas resultaron de probetas de acero tipo IRAM/600/1010 y 1050 sometidas a ensayos de fatiga de bajo número de ciclos, en los que la deformación total se mantiene controlada, cuyos resultados fueron presentados en la III Conferencia Interamericana de Tecnología de Materiales<sup>(4)</sup>.

## METODOLOGIA EXPERIMENTAL

### Acero tipo IRAM/600/1010 y 1050

#### Metalografía óptica

Se tomaron probetas de cada material en los sentidos normal y transversal con respecto al eje de la tensión, que corresponden respectivamente al sentido de laminación. Dichas muestras fueron pulidas hasta diamante de 1 micrón y fueron atacadas en el caso del 1010 con nital 2% y en el caso del 1050 con picral 2%.

En la Fig. 1 se observa la microestructura del 1010 en el sentido de laminación. En la fig. 2 se observa la microestructura del mismo material transversal al sentido de laminación.

Las Figs. 3 y 4 muestran la microestructura del acero 1050 en cortes transversal y normal con respecto al eje de la tensión y al sentido de laminación.

De la observación metalográfica surge que el acero 1010 es un acero laminado sin recocer cuyo tamaño de grano corresponde a un ASTM N° 8.

El acero 1050 corresponde a un acero laminado y recocido cuyo tamaño de grano es ASTM N° 6, en la porción de la muestra observada.

## ACERO TIPO IRAM/600/1010

### ELECTRO-MICROFRACTOGRAFIA

#### Microscopía electrónica de transmisión en réplicas de dos etapas<sup>(5)</sup>

En el microscopio electrónico de transmisión, un haz electrónico es difractado por una fina película que reproduce la superficie que se desea observar o por una película delgada del material mismo. Los electrones así difractados atraviesan una serie de lentes y llegan finalmente a una pantalla sensible.

Como los electrones pueden atravesar espesores de material de sólo algunos cientos de  $\text{\AA}$ , la observación no se puede hacer en forma directa, debiéndose recurrir a réplicas de la superficie de fractura. El presente trabajo se realizó con réplicas de dos etapas, cuya preparación se realizó de la siguiente forma:

1<sup>o</sup>) Se pinta la superficie de fractura con barniz de acetato de nitrocelulosa disuelto en acetato de butilo. Una vez seco, la película de réplica resultante es retirada de la superficie de fractura.

2<sup>o</sup>) Sobre la cara de la réplica que reproduce la superficie de fractura se deposita a  $10^{-5}$  Torr, una capa de algunos cientos de  $\text{\AA}$  de carbón y platino. El platino permite el sombreado de los distintos desniveles de la superficie en el microscopio, y el carbón es el nexo de unión de las distintas partículas de platino. Pueden ser utilizados otros metales como el paladio, pero el platino es el más utilizado por presentar las siguientes ventajas:

Es estable dentro del microscopio.

Luego de evaporado, posee tensiones residuales mínimas, lo que evita el ondulado de la réplica debido a tensiones residuales del metal del sombreado.

Inercia química.

3<sup>o</sup>) Se disuelve con acetato de butilo en reflujo el barniz de réplicas.

4<sup>o</sup>) La réplica de carbón y platino se corta en porciones de aproximadamente  $4\text{mm}^2$  y se monta en una grilla de 200 mesh.

Por último, la grilla se introduce en el microscopio para realizar la observación.

Como la observación se realiza por medio de una réplica, se deben conocer aquellas características que pertenecen a la réplica y no a la superficie de fractura. Dichas características se denominan artificios, y para una correcta interpretación de la observación deben conocerse todos los posibles artificios, que en forma general pueden ser debidos a:

Rotura de la réplica primitiva.

Rotura de la réplica final

Plegado de la réplica final.

Presencia de residuos resultantes de la disolución incompleta de la réplica primitiva en la réplica final.

Poca fidelidad de la réplica final.

Raspado de la réplica primitiva contra asperezas de la superficie de fractura cuando la película del plástico es removida de dicha superficie.

Las figuras 5, 6 y 7 corresponden a una probeta sometida a 820 ciclos en tracción compresión con deformación controlada  $\pm 1\%$  con deformación media nula, correspondiendo dichas figuras a superficies de fractura dúctiles transgranulares.

En la figura 5 se ven líneas de deslizamiento cíclico (entre flechas) en una superficie que probablemente es de hoyuelos (dimples) y marcas de rueda (tire tracks) (a).

La figura 6 muestra estriaciones de fatiga (a) marcas de rueda (b) y una fisura secundaria (c). En la figura 7 se observan estriaciones muy débilmente delineadas (a).

Las figuras 8, 9 y 10 son las superficies de fractura resultantes de una probeta ciclada hasta 260 ciclos en tracción compresión en paso incremental con deformación controlada. Aquí también se desprende de todas las figuras que se trata de superficies dúctiles transgranulares.

En la figura 8 se observan distintas placas de estriaciones (abcdef). Estriaciones no muy claramente delineadas pueden ser vistas en el centro de la figura 9 (a).

La figura 10 muestra estriaciones acompañadas de líneas de deslizamiento cíclico.

#### Microscopía electrónica de barrido<sup>(5)(7)</sup>

En el microscopio electrónico de barrido, un haz electrónico finamente focalizado incide sobre un punto de la superficie de la muestra. La interacción entre los electrones y el sólido da lugar a una variedad de señales.

La señal resultante es usada para controlar la brillantez de un tubo de rayos catódicos. Para obtener señales luminosas el haz electrónico es barrido -al igual que en una pantalla de televisión- sobre la superficie de la muestra por dos pares de bobinas de deflexión electromagnéticas. Debido a que el barrido del tubo de rayos catódicos está sincronizado con el barrido del haz electrónico, las señales son transferidas punto a punto y se obtiene un mapa de señales del área barrida. Cambios en la brillantez representan cambios de una propiedad particular dentro del área barrida de la probeta.

Las figuras 11 a 16 fueron obtenidas de la superficie de fractura de una probeta sometida a 820 ciclos en tracción compresión con deformación controlada.

Las figuras 11, 12 y 13 muestran estriaciones en superficies de fractura dúctiles transgranulares, observándose también hoyuelos. La figura 12 fue tomada en la zona recuadrada de la figura 11.

En la figura 14 se observa una superficie aplanada con marcas de rueda, coincidentes con la dirección de propagación de la fisura, fisuras secundarias (entre flechas horizontales), trazas de abrasión, (entre flechas verticales) y de-

presiones en las que se observan hoyuelos.

La figura 15 muestra una superficie con hoyuelos alargados (a, b) fisuras secundarias y trazas de abrasión (c).

Por último la figura 16 muestra a alta magnificación la apariencia de los hoyuelos alargados (a, b) y hoyuelos equiaxiados (c) en la zona de fractura final.

Las figuras 17 a 20 corresponden a la superficie de fractura de una probeta que rompió después de 720 ciclos en tracción compresión con paso múltiple. Todas ellas corresponden a superficies de fractura dúctiles transgranulares.

La figura 17 muestra trazas de abrasión en la zona de iniciación.

En la figura 18 se observan marcas de rueda, fallas secundarias, trasas de abrasión y hoyuelos.

En la figura 19 se observan inclusiones (en las flechas), estriaciones y hoyuelos.

La figura 20 fue tomada en la zona recuadrada de la figura 19. En ésta se observan estriaciones poco definidas y hoyuelos.

#### ACERO TIPO IRAM 600/1050

##### Microscopía electrónica de barrido

Las figuras 21 a 28 fueron obtenidas de la superficie de fractura de una probeta ciclada en tracción compresión con deformación controlada que rompió a 669 ciclos.

La figura 21 muestra trazas de abrasión y estriaciones (entre flechas).

En la figura 22 se observan hoyuelos y en la parte central una zona de fractura perlítica. La figura 23 fue tomada en la zona recuadrada de la figura 22. La distancia entre placas de cementita es de 0.3 micrones.

Si se trabaja a baja magnificación es fácil confundir la fractura perlítica laminar con estriaciones.

La figura 24 es una vista de alta magnificación de estriaciones situadas en una zona cercana distanciadas un micrón. Compárese con la figura 23 y nótese la diferencia entre ambas características.

En la figura 25 se pueden observar estriaciones en una zona de fractura perlítica.

La figura 26 fue tomada en la misma zona y muestra en detalle estriaciones en fractura perlítica.

La figura 27 fue tomada en una zona intermedia, entre la zona de fatiga y la zona de fractura final permite observar la apariencia clásica de rosetas sobre el lado de la fractura final (desde el centro hasta el borde derecho de la figura). Sobre el lado opuesto se observan hoyuelos equiaxiados. En el interior de las rosetas se pueden observar escalones (a), bordes de desgarramiento (b) y ondulaciones (c), detalles característicos de fractura en rosetas.

La figura 28 muestra hoyuelos equiaxiados en el fondo de alguno de los cuales puede verse la inclusión que les dió origen, bandas de deformación en las paredes y además, zonas de fractura perlítica laminar y fractura perlítica apanelada (a).

Las figuras 29 a 34 se obtuvieron de la superficie de fractura de una probeta ciclada en tracción compresión rota a 260 ciclos en paso incremental. Dichas figuras muestran que se trata de la coexistencia de superficies de fractura semifrágiles (rosetas) y dúctiles (hoyuelos).

En la figura 29, correspondiente a la zona de iniciación se observan zonas de rosetas, hoyuelos, fractura perlítica y estriaciones.

La figura 30 muestra estriaciones en una zona de fractura perlítica.

La figura 31 obtenida en la zona de fractura final muestra fractura perlítica laminar, fractura perlítica apanelada y hoyuelos.

La figura 32 también obtenida en la zona de fractura final muestra una superficie de fractura semifrágil en rosetas.

En la figura 33 se observan porciones de rosetas, fractura perlítica laminar y hoyuelos con las partículas que les dieron origen.

La figura 34 muestra una porción de una roseta a alta magnificación.

#### Microscopía electrónica de transmisión

Las figuras 35 a 40 corresponden a una probeta ciclada en tracción compresión en paso incremental hasta 260 ciclos.

Las figuras 35 y 36 corresponden a la zona de fractura por fatiga, representando ambas superficies de fractura perlítica interceptadas por estriaciones. Hacia el lado izquierdo de la figura 35 puede observarse la transición de fractura perlítica a fractura en rosetas.

La figura 37 muestra una zona de fractura perlítica laminar.

La figura 38 muestra una superficie de fractura perlítica apanelada.

Las figuras 39 y 40 corresponden a una superficie de fractura por clivaje en las que se puede observar distintos escalones formando ríos (river patterns), indicados por las pequeñas flechas horizontales y verticales.

## DISCUSION

El empleo de microscopía electrónica de transmisión presenta las siguientes desventajas:

La preparación de réplicas es una técnica muy delicada que requiere un tiempo de preparación largo, además de la experiencia que debe tener la persona que las realice.

Por otro lado, las réplicas suelen presentar artificios que es necesario conocer para la correcta interpretación de la observación. El tamaño de las características de la superficie de fractura puede variar en la réplica dentro de un rango de cuatro veces más o menos.

En el microscopio electrónico de transmisión, sólo se puede trabajar a altas magnificaciones, lo que impide la observación global de algunas características.

Un origen de errores en la interpretación es la apariencia bidimensional de las características en el MET.

Un ejemplo de ello es la figura 37 la que corresponde a una superficie de fractura perlítica, pero dado que no se aprecia la profundidad que presentan los bordes se pueden confundir con estriaciones. La única posibilidad en este caso es el empleo de estereo-pares, lo cual insume un tiempo considerable.

Se tenía conocimiento de que no existían en esa probeta estriaciones de esas características en base a las observaciones realizadas con el MEB.

El microscopio electrónico de barrido presenta la ventaja de dar idea de las depresiones y protuberancias sin el empleo de estereo-pares, además de la posibilidad de realizar las observaciones directamente sobre la muestra, lo que evita la preparación de réplicas y los artificios que éstas traen aparejados.

Los micromecanismos de fractura que dan origen a las características observadas son discutidos en el apéndice.

La detección de estriaciones fue difícil debido a que éstas estuvieron presentes sólo en algunas porciones de las superficies observadas, siendo su cantidad muy inferior al número de ciclos a rotura.

Las marcas de rueda estuvieron presentes sólo en el caso del acero 1010, no existiendo en las superficies de fractura de las probetas de acero 1050.

Cuando se trabaja a bajas magnificaciones (500X) es fácil confundir superficies de fractura perlítica laminar con estriaciones, las cuales pueden ser bien diferenciadas a partir de 2500 aumentos.

## CONCLUSIONES

Tanto en el IRAM/600/1010 como en el 1050 fue difícil detectar estriaciones bien definidas, especialmente en el segundo en el que pueden confundirse las zonas de fractura perlítica laminar con estriaciones.

En particular en el caso del IRAM 600/1010 si bien no se observaron gran cantidad de estriaciones, existen numerosas marcas de rueda y trazas de abrasión, características ambas de procesos de fractura por fatiga en tracción compresión.

Para la observación de superficies de fractura es más adecuado el empleo del MEB, fundamentalmente porque permite trabajar a bajas y altas magnificaciones (de 20 x a 150000 x) y porque evita el empleo de réplicas (21).

## AGRADECIMIENTOS

Los trabajos de microscopía electrónica de barrido se hicieron en el CONICET, agradeciéndose la gentil colaboración del Sr. Natalio de VICENZO.

Se agradece también la lectura y discusión del trabajo a los ingenieros M. SARRATE y D. I. VASSALLO.

Apéndice

"MICROMECHANISMOS DE FRACTURA QUE DAN LUGAR  
A LAS CARACTERISTICAS OBSERVADAS"

### Hoyuelos<sup>(8)(9)(10)</sup>

Los hoyuelos son originados por el agrandamiento y coalescencia de microporos ó superficies libres originadas en el interior del material bajo tensiones debido a la diferencia entre las propiedades plásticas y elásticas entre la matriz y precipitados incoherentes ó plásticas y elásticas entre la matriz y precipitados incoherentes ó inclusiones.

De acuerdo con su morfología los hoyuelos se pueden clasificar en equiaxiados y alargados.

La formación de hoyuelos equiaxiados (Fgs. 27-28-31) tienen lugar en materiales fracturados bajo tensiones uniformes de tracción; el proceso de formación, es el esquematizado en la figura 41.

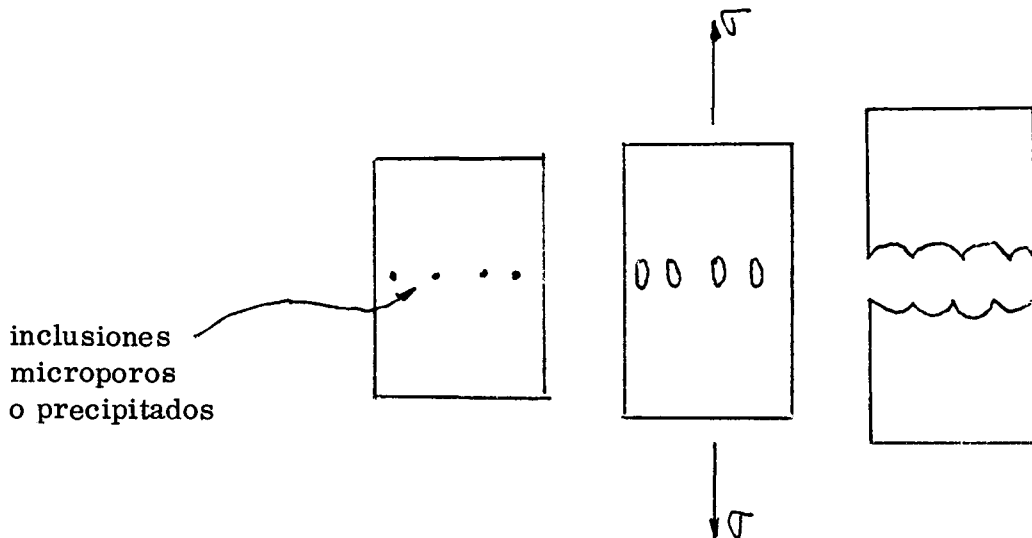
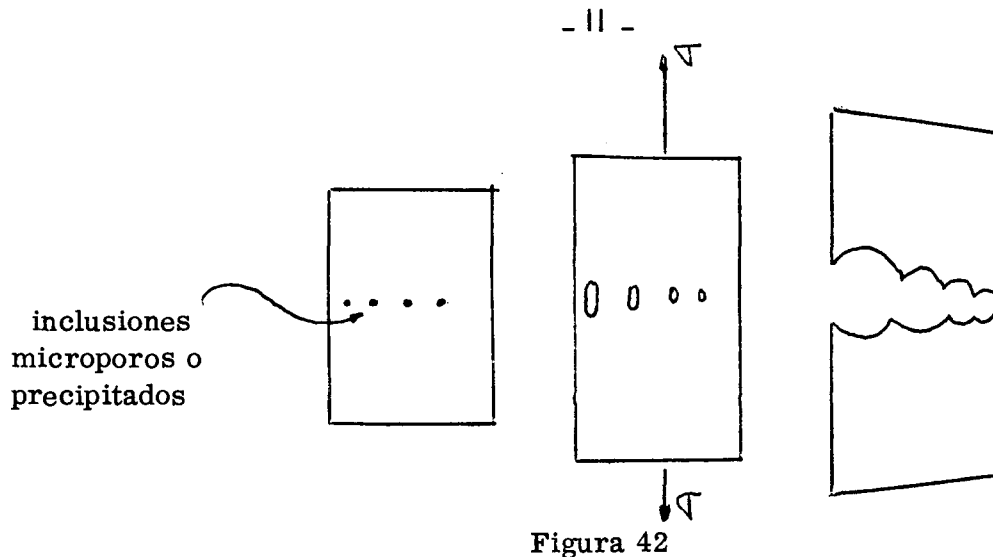


Figura 41

Como se puede observar en el esquema, las superficies de fractura resultantes son imágenes especulares una con respecto a la otra.

En el caso en que las tensiones de tracción no estén uniformemente distribuidas en todo el volumen del material se forman hoyuelos alargados (Figs. 11-12-13-16-22) cuyo proceso de formación se esquematiza en la figura 42.



En este caso, ambas superficies de fractura también son imágenes especulares una con respecto a la otra.

Por último, si las tensiones actuantes son de corte, también se originan hoyuelos alargados, pero la característica distintiva en este caso es que una superficie de fractura es el negativo de la otra.

El valor de la deformación plástica en los hoyuelos es cientos ó miles de veces mayor que el registrado para el mismo material en un ensayo de tracción a rotura, lo cual implica que la deformación superficial no es representativa de la deformación interna.

Sin embargo, los hoyuelos no implican alta ductilidad en el sentido de alta resistencia al impacto o a la tracción. Estos en general aparecen igualmente en materiales dúctiles y frágiles, no existiendo, ó existiendo en una cantidad ínfima en metales puros, en particular monocristales.

Por último, la morfología de los hoyuelos está influenciada por: el fibrado del material en caso de que éste exista, por ejemplo, en materiales trabajados en frío sin recocer; y la profundidad se encuentra afectada por el tamaño del poro ó partícula que lo origina y la ductilidad del material, siendo una relación de incremento directo la profundidad y tamaño de los hoyuelos con respecto al incremento en el tamaño del poro ó partícula y de la ductilidad del material.

Fractura en rosetas: (11)(12)(13)

Este tipo de fractura es denominada quasi-cleavage en la literatura americana debido a que sus facetas planas recuerdan realmente superficies de fractura por clivage, pero, dado que las sendas de fractura no tienen ningún tipo de relación con la estructura cristalográfica existente debajo de ella, y dada su morfología es más correcto llamar a este fenómeno fractura en rosetas.

Las rosetas (Figs. 27-29-32-33-34-35) son producidas por la formación y crecimiento de numerosas fisuras situadas aproximadamente en un plano y con un común origen.

El proceso de formación de una roseta es esquematizado en la figura 43.

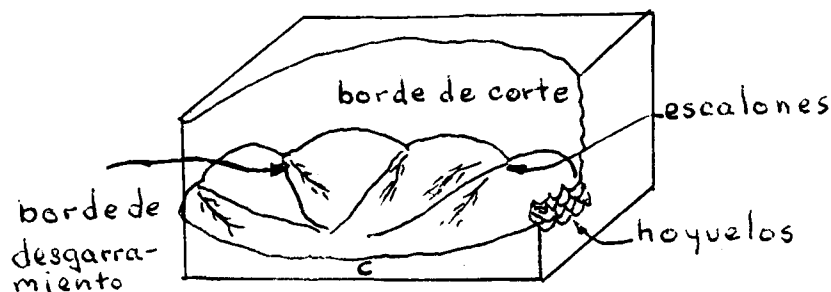


Figura 43

Numerosas fisuras tienen origen en c y avanzan en forma radial hasta ser interceptadas por un borde de corte. Las zonas de cohesión remanentes entre las sendas de las fisuras originadas en c, rompen por sobrecarga dando lugar a la formación de escalones concéntricos y a bordes de desgarramiento (tear ridges).

Es usual encontrar entre rosetas vecinas pequeñas zonas de hoyuelos. Las rosetas representan una modalidad de fractura semifrágil.

Marcas de rueda y trazas de abrasión<sup>(14)(15)(16)</sup>

Estos detalles superficiales son característicos de materiales fracturados por fatiga en tracción compresión.

Las trazas de abrasión (Figs. 14-15-17-18) tienen origen en el raspado de ambas superficies de fractura por asperezas situadas en las mismas durante la parte compresiva del ciclo de fatiga.

Las marcas de rueda (Figs. 5-6-14-18) también tienen lugar durante la parte compresiva del ciclo de fatiga. Su origen son partículas sueltas entre las superficies de fractura, que pueden ser carburos, inclusiones ó partículas del metal mismo, las que marcan improntas en ambas superficies de fractura cuando éstas son presionadas una contra otra.

Fractura perlítica:<sup>(17)</sup>

La fractura perlítica laminar (Figs. 22-23-25-26-30-35-36) tiene lugar en la decoesión entre láminas de ferrita y cementita, siendo un proceso de fractura semifrágil. Existe otra modalidad de fractura perlítica llamada apanelada (Figs. 16-28-38)) y en la que la perlita fractura en hoyuelos. Este tipo de fractura perlítica es totalmente dúctil.

Estriaciones:<sup>(18)(19)</sup>

De acuerdo con Laird las estriaciones (Figs. 6-8-9-12-24-25) tienen lugar durante el estado II de crecimiento de fisuras por fatiga.

Las estriaciones se forman debido al proceso de enromado plástico (plastic blunting process) del extremo de la fisura.

Un esquema de dicho proceso es mostrado en la figura 44 en cinco puntos su cesivos del loop de histéresis.

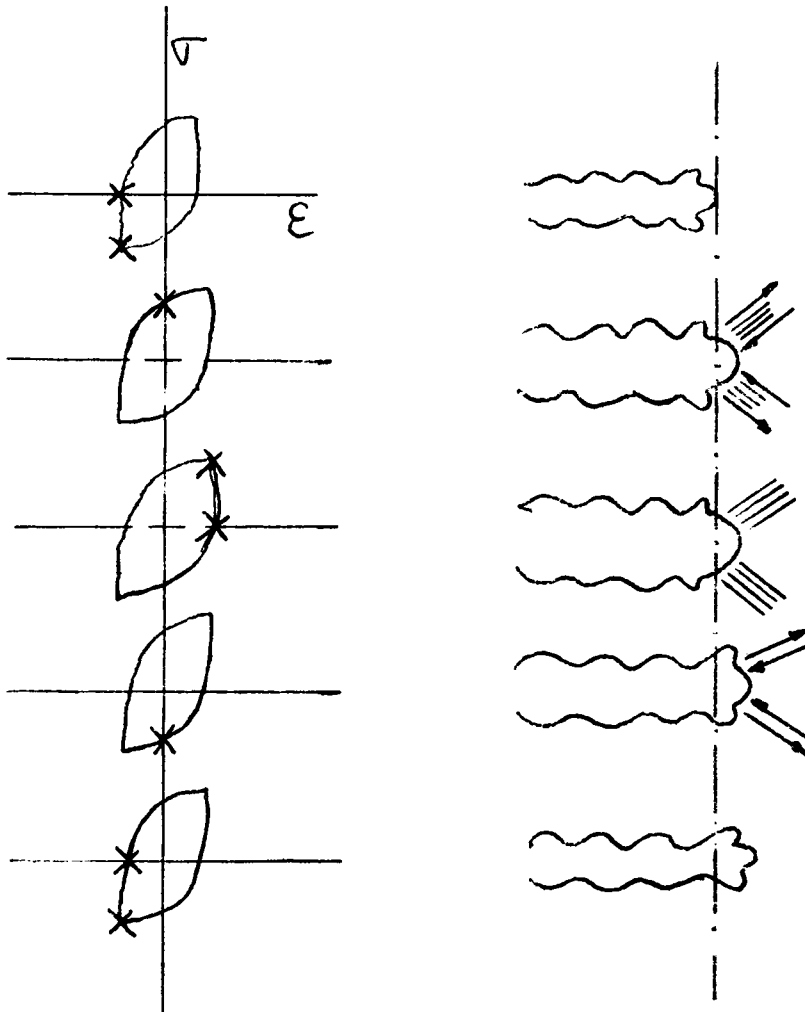


Figura 44

Durante la parte tensil del ciclo de fatiga, una gran deformación plástica en el extremo de la fisura causa deslizamiento localizado en los planos de corte máximo. Con la máxima tensión, se produce fluencia en la extensión de la zona plástica. Con el reverso de la tensión ambas caras de la fisura son presionadas una contra otra, produciéndose deslizamiento en sentido inverso al del semiciclo de tracción, pero menor al que tiene lugar durante este último.

La mayor parte del deslizamiento durante el ciclo de compresión ocurre sobre nuevos planos, produciéndose un repliegue del extremo de la fisura. De esta manera el perfil de la fisura en los sucesivos semiciclos de tracción y compresión, configura las estriaciones.

Clivage: <sup>(20)</sup>

El clivage (Figs. 39-40) es una modalidad de fractura en la que la fisura avanza por alguna familia definida de planos cristalográficos, que son los menos densamente empaquetados.

El mecanismo de formación de las características superficiales de este proceso puede ser explicado en base a la figura 39.

Las grandes flechas indican la dirección de propagación de la fisura y un límite de grano.

Cuando la fisura pasa de un grano (a) a otro (b) para seguir avanzando por la misma familia de planos cristalográficos, debe modificar su dirección con la variación de la orientación en el nuevo grano. Para ello se reinicia en varios puntos. Las distintas zonas así fracturadas se unen rápidamente formando numerosos pequeños escalones (entre flechas verticales) y por último algunos grandes escalones (entre flechas horizontales). La unión de los escalones da origen a los ríos.

Finalmente, existe una sola fisura (c) que continúa creciendo hasta encontrarse nuevamente con otro grano.

Los escalones se unen río arriba, lo que indica la dirección de propagación de la fisura.

BIBLIOGRAFIA

- 1) J. L. MC CALL. "Electron Fractography - Tools and Techniques, ASTM - Paper No. 38 - 1967.
- 2) A. J. BROTHERS and S. YUKAWA. "Engineering Applications of Fractography" - Materials and Processes Laboratory - Power Generation Division - General Electric Company - 1967.
- 3) D. A. RYDER. "The elements of Fractography" - Advisory Group for Aerospace Research and Development (Agard-AG-155-71).
- 4) J. C. CRESPI y J. C. Di PRIMIO. "Caracterización de Metales para resistir Fatiga de bajo número de ciclos" - Trabajo presentado en la III Conferencia Interamericana de Tecnología de Materiales - Hotel Gloria - Río de Janeiro-Brasil, 14-17 Agosto de 1972.
- 5) C. D. BEACHEM. "Microscopic Fracture Processes" - Fracture - Ed. H. Liebowitz - Vol. 1 - Chapter 4 - pag. 243-349. Academic Press - 1968.
- 6) G. W. KAMMLOTT. "Some Aspects of Scanning Electron Microscopy" - Surface Science 25 (1971), 120-146.
- 7) D. E. Mac DONALD and W. A. WOOD. "Applications of the SEM to Study of Mechanisms of Metal Fatigue". Fourth Annual SEM Symposium III Research Institute - (Part I) - 1971.
- 8) K. SCHMITT-THOMAS, H. KLINGELE and A. WOITSCHECK. "The micro-morphology of Metallic Fractures" - Prakt. Metallogr., 1970, 7 - 10), p. 538-560.
- 9) C. D. BEACHEM. "Microscopic Fracture Processes" - Fracture - Ed. H. Liebowitz - Vol. 1 - Chapter 4 - pag. 243-349. Academic Press - 1968.
- 10) JEAN PLATEAU. "Introducción a la Fractura" CNEA - Depto. Metalurgia, 1966.
- 11) K. SCHMITT-THOMAS, H. KLINGELE and A. WOITSCHECK. "The micro-morphology of Metallic Fractures" - Prakt. Metallogr., 1970, 7-10), p. 538-560.
- 12) C. D. BEACHEM. "Microscopic Fracture Processes" - Fracture - Ed. H. Liebowitz - Vol. 1 - Chapter 4 - pag. 243-349. Academic Press - 1968.
- 13) K. L. MAURER, R. ROSEGGER - "Electronmicroscope Investigations of Fatigued Heterogeneous Metals" - Prakt. Metallogr. 1971, 8 (10), p. 573-586.

- 14) K. L. MAURER, R. ROSEGGER. "Electronmicroscope Investigations of Fatigued Heterogeneous Metals" - Prakt. Metallogr. 1971, 8(10), p. 573-586.
- 15) C. D. BEACHEM. "Microscopic Fracture Processes" - Fracture - Ed. H. Liebowitz - Vol. 1 - Chapter 4 - Pag. 243-349. Academic Press - 1968.
- 16) K. SCHMITT-THOMAS, H. LINGELE and A. WOITSCHECK. "The micro-morphology of Metallic Fractures" - Prakt. Metallogr, 1970, 8(10), p. 538-560.
- 17) K. SCHMITT-THOMAS, H. LINGELE and A. WOITSCHECK. "The micro-morphology of Metallic Fractures" - Prakt. Metallogr, 1970, 7(10), p. 538-560.
- 18) CAMPBELL LAIRD. "The influence of metallurgical structure on the mechanisms of Fatigue Crack propagation" - Fatigue Crack Propagation", ASTM STP 415, p. 131-168.
- 19) J. C. GROSSKREUTZ. "The Mechanisms of Metal Fatigue (II)" - Phys. Stat. Sol. (b) 47, 359 (1971).
- 20) C. D. BEACHEM. "Microscopic Fracture Processes" - Fracture - Ed. H. Liebowitz - Vol. 1 - Chapter 4 - p. 243-349 - Academic Press - 1968.
- 21) Om. JOHARI. "Comparison of TEM and SEM of Fracture Surfaces" - Journal of Metals - June 1968 - p. 26-32.

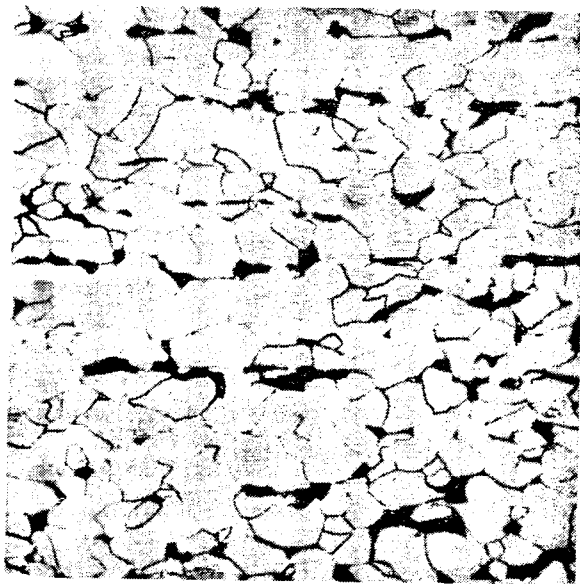


Fig 1

200x

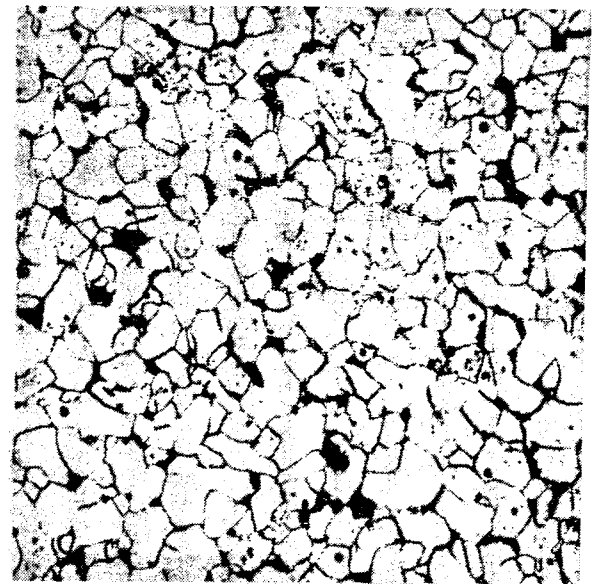


Fig 2

200x

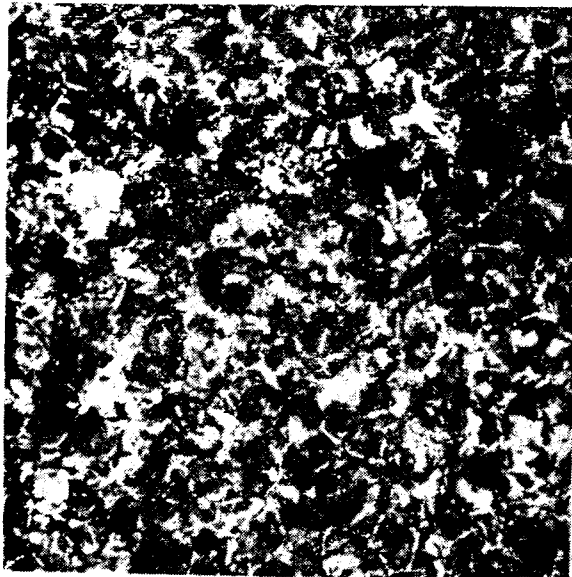


Fig 3

100x

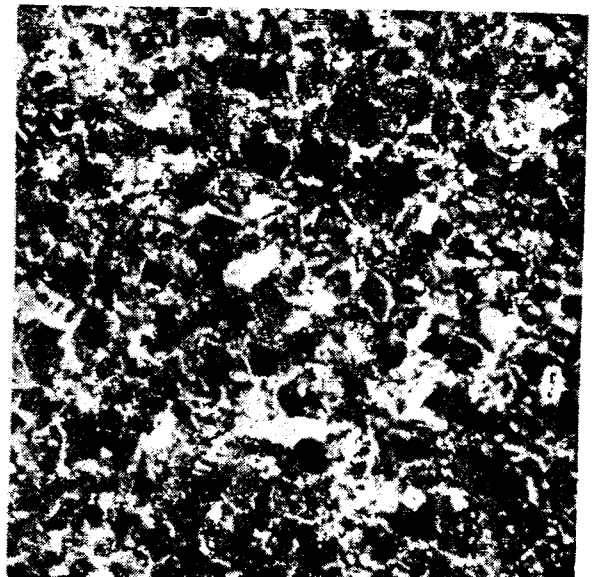


Fig 4

100x

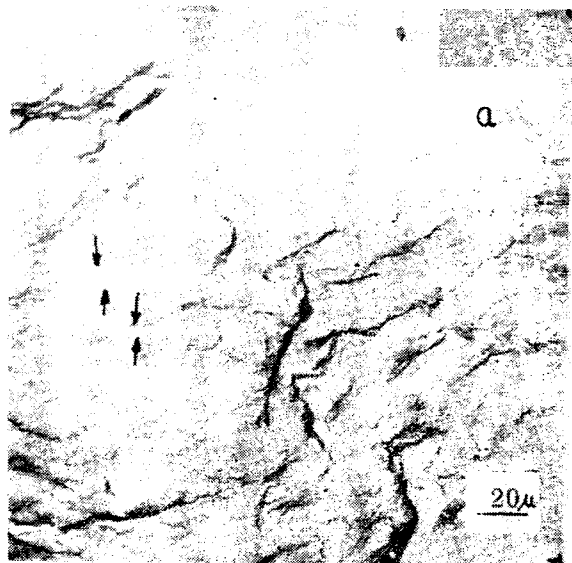


Fig 5

4000x

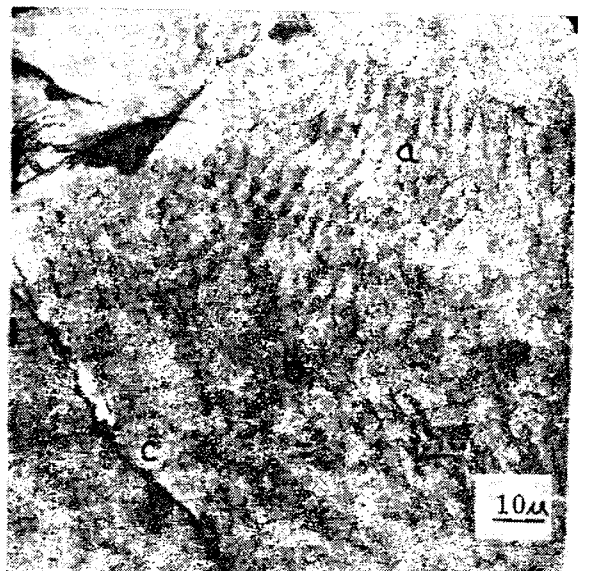
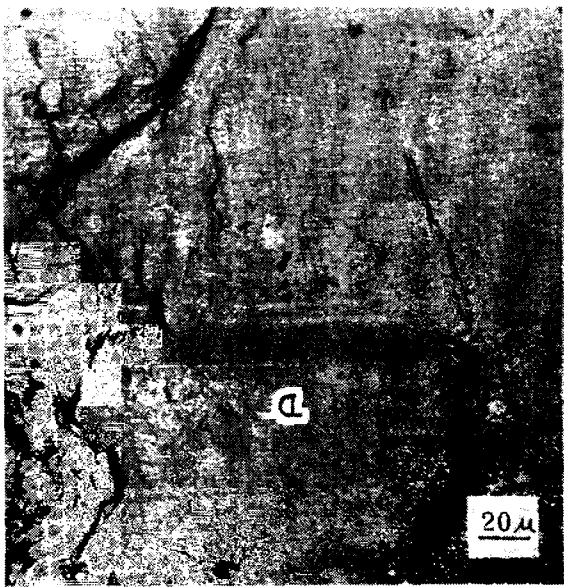


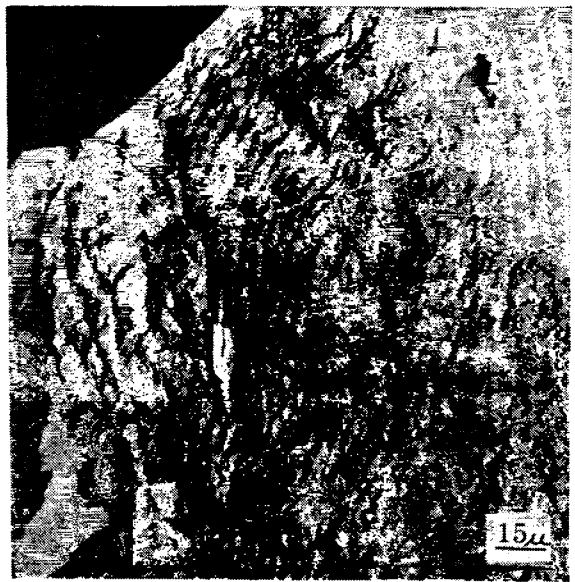
Fig 6

8000x



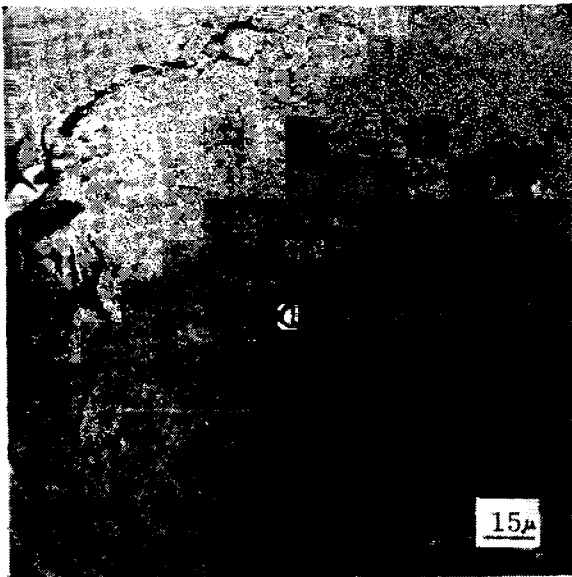
3000x

Fig 7



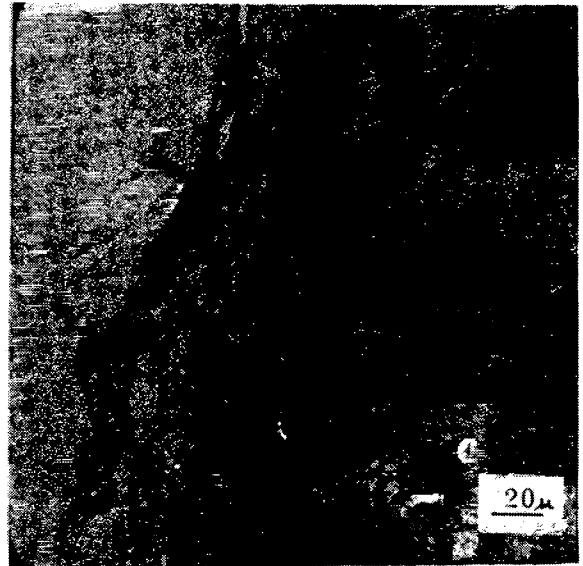
4000x

Fig 8



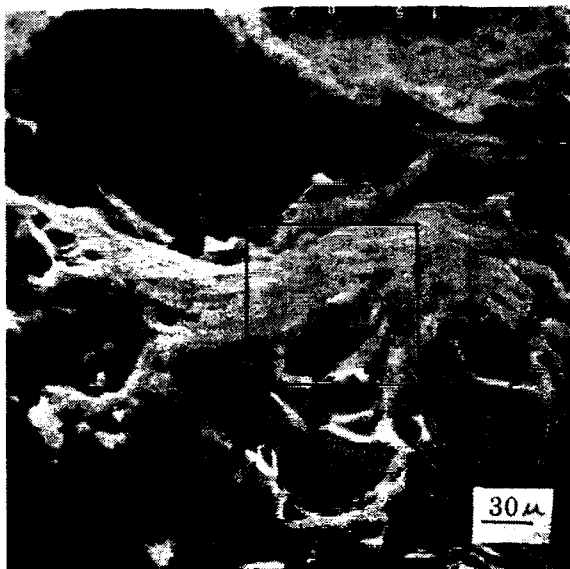
4000x

Fig 9



3000x

Fig 10



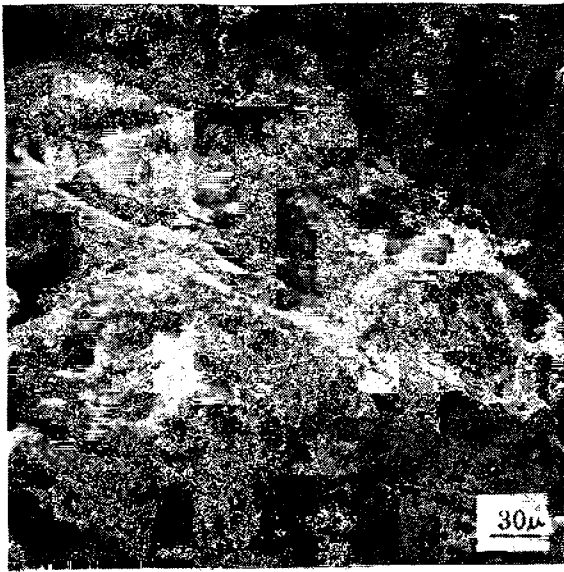
2250x

Fig 11



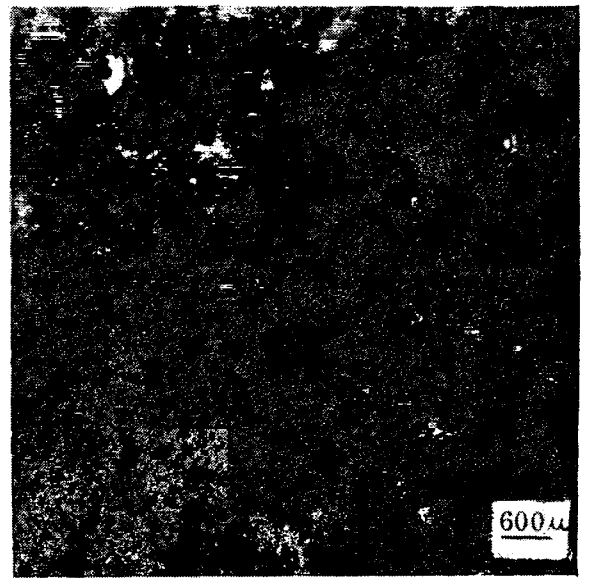
7500x

Fig 12



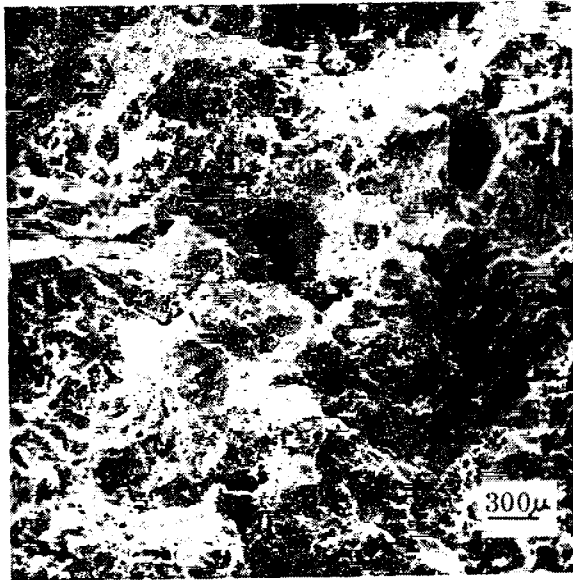
2250x

Fig 13



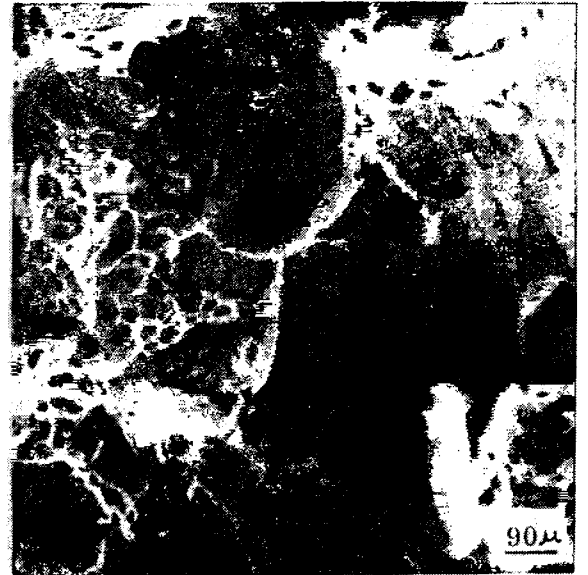
113x

Fig 14



225x

Fig 15



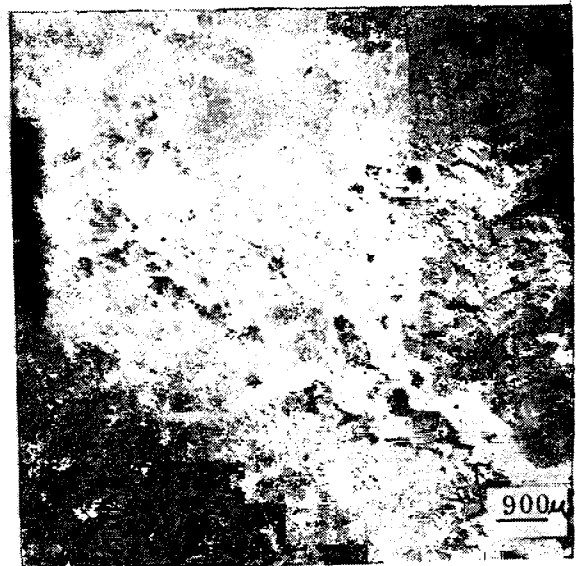
750x

Fig 16



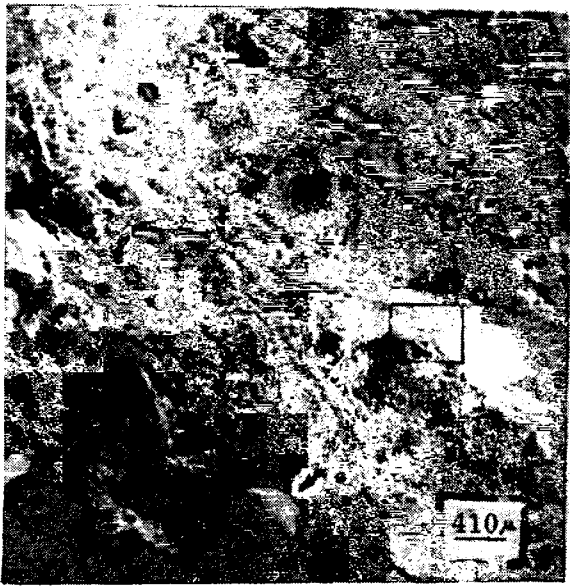
2250x

Fig 17



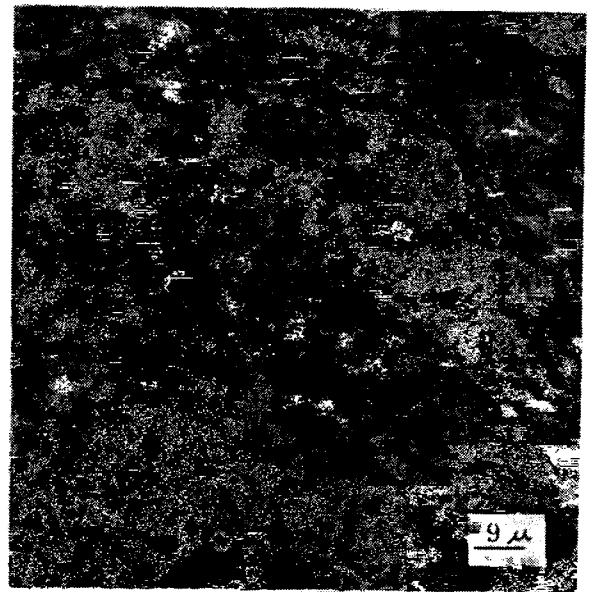
75x

Fig 18



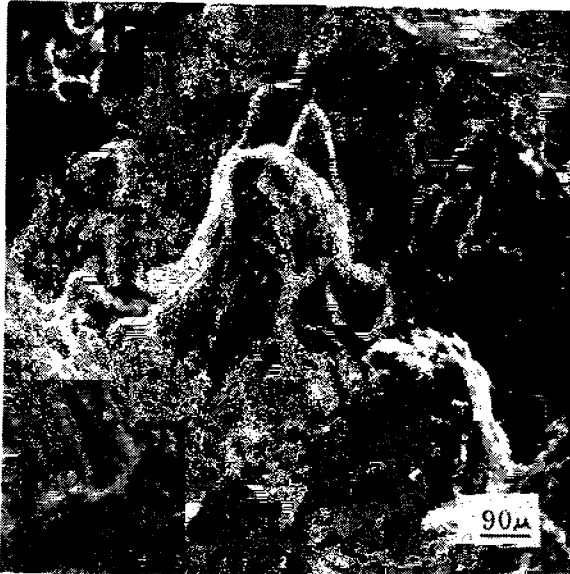
165x

Fig 19



7500x

Fig 20



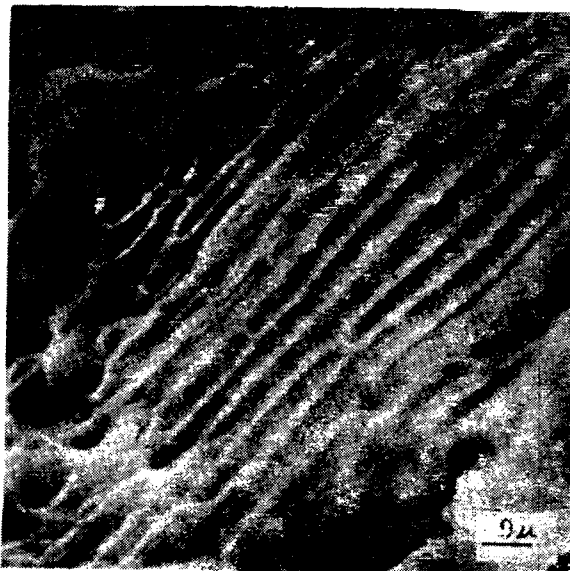
750x

Fig 21



2250x

Fig 22



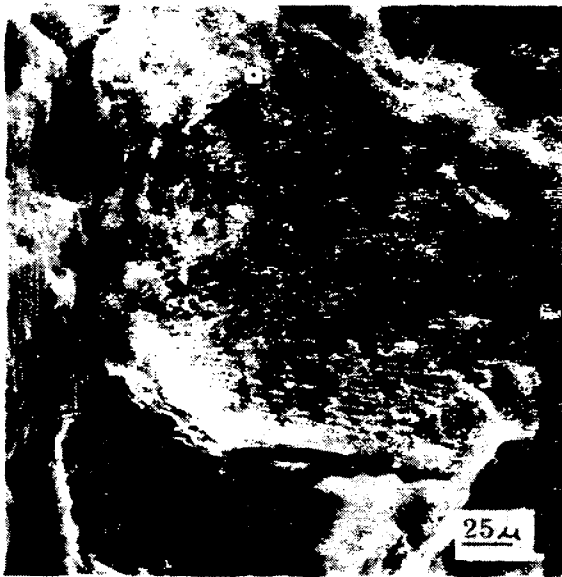
7500x

Fig 23



7500x

Fig 24



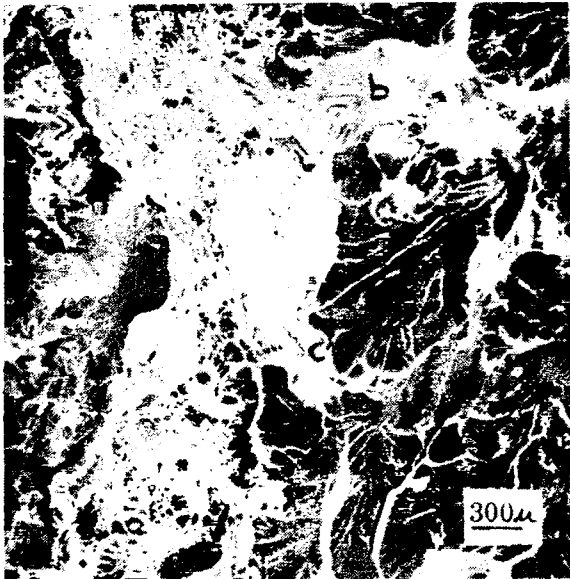
3375x

Fig 25



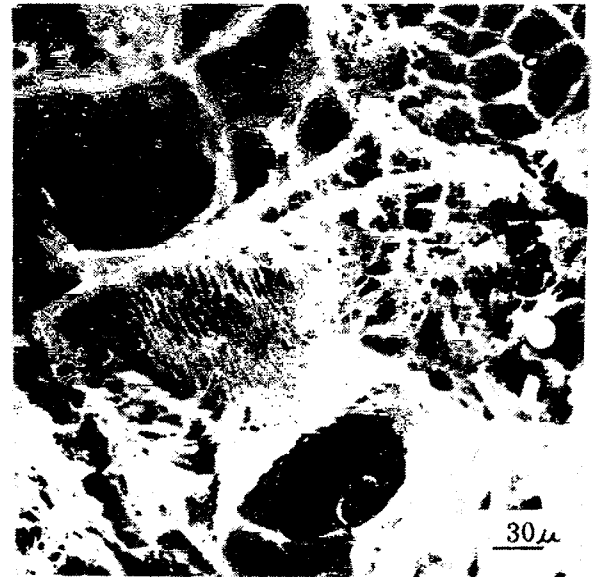
7500x

Fig 26



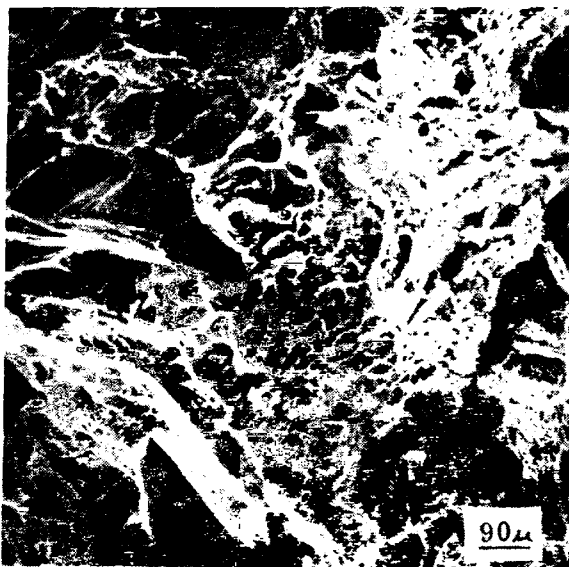
225x

Fig 27



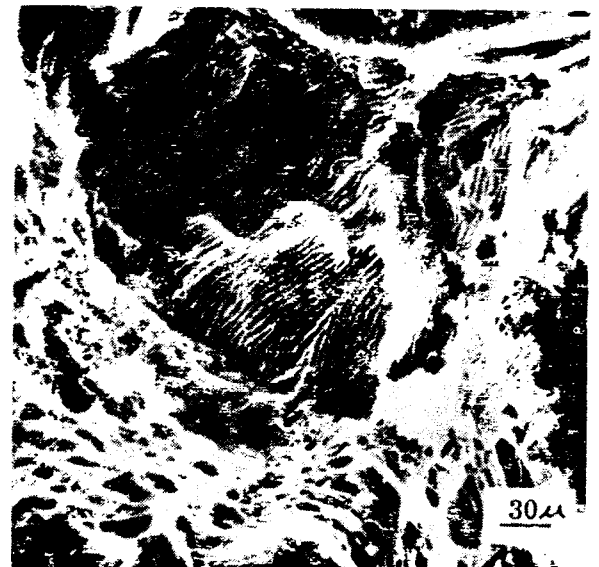
2250x

Fig 28



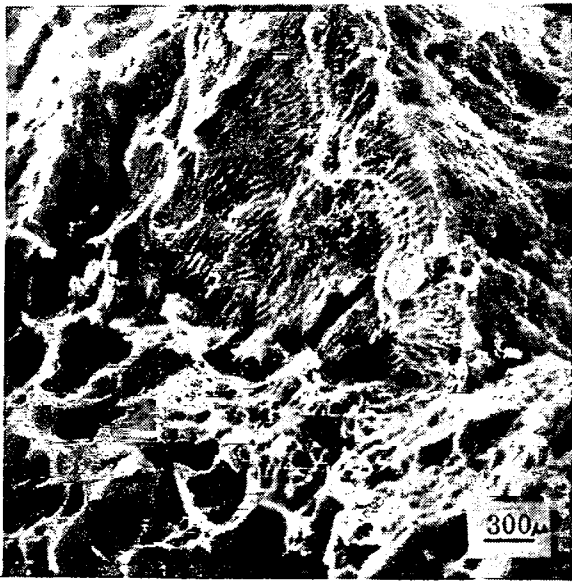
750x

Fig 29



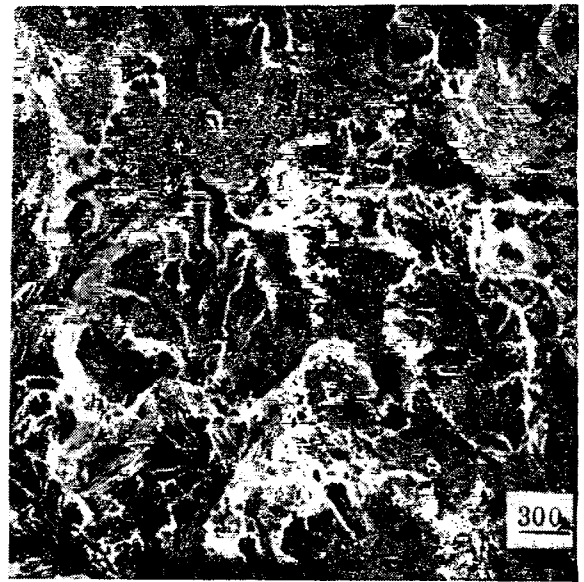
2250x

Fig 30



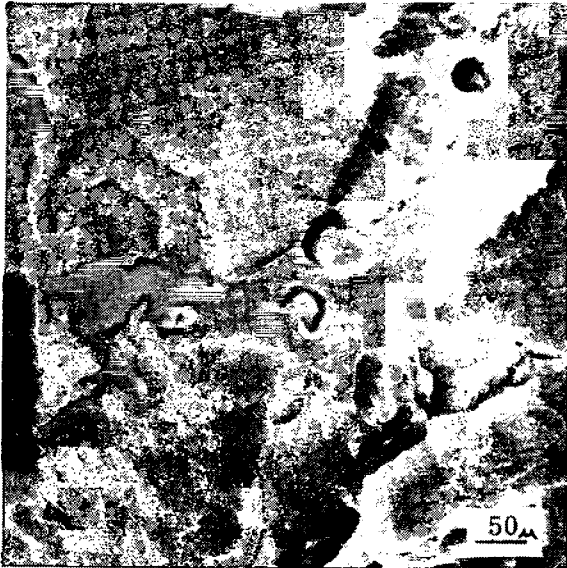
225x

Fig 31



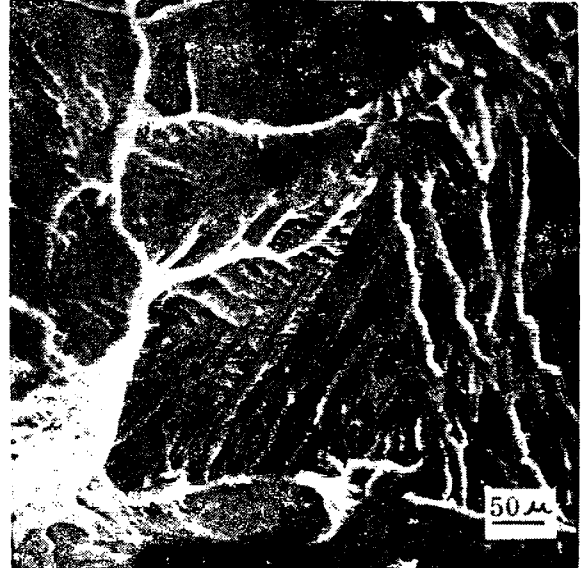
225x

Fig 32



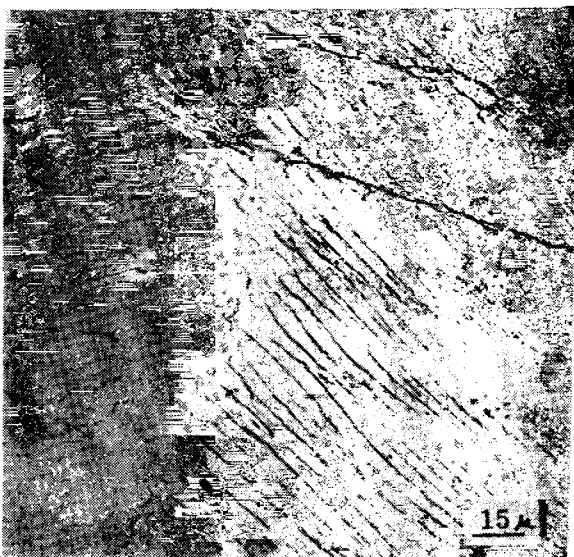
1875x

Fig 33



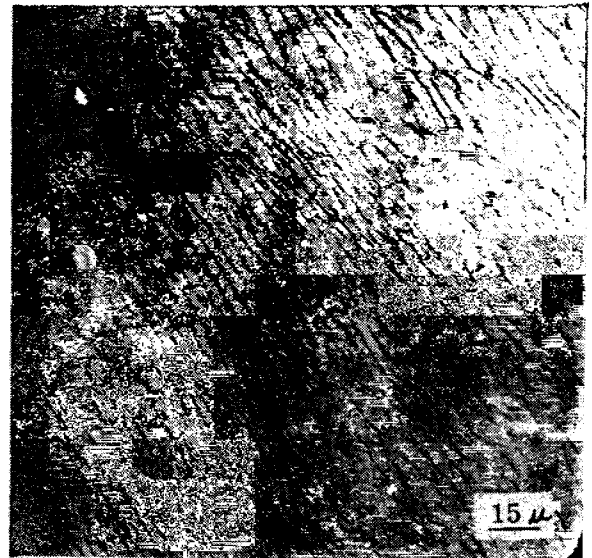
1875x

Fig 34



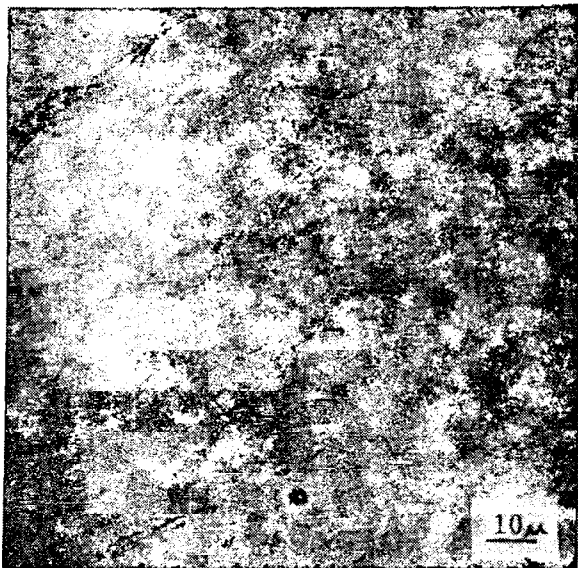
4000x

Fig 35



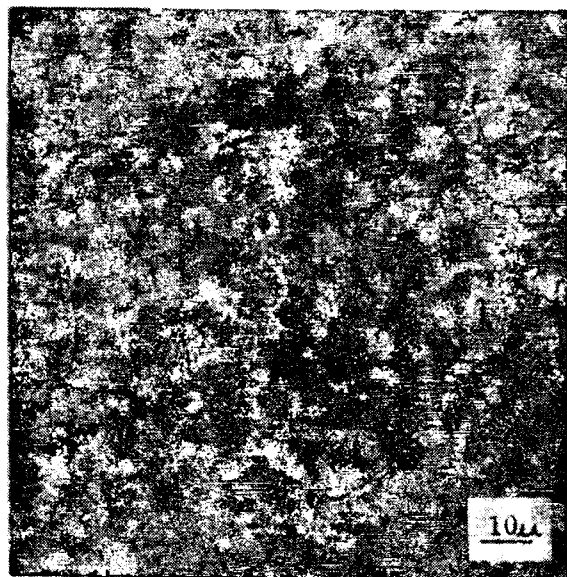
4000x

Fig 36



6000x

Fig 37



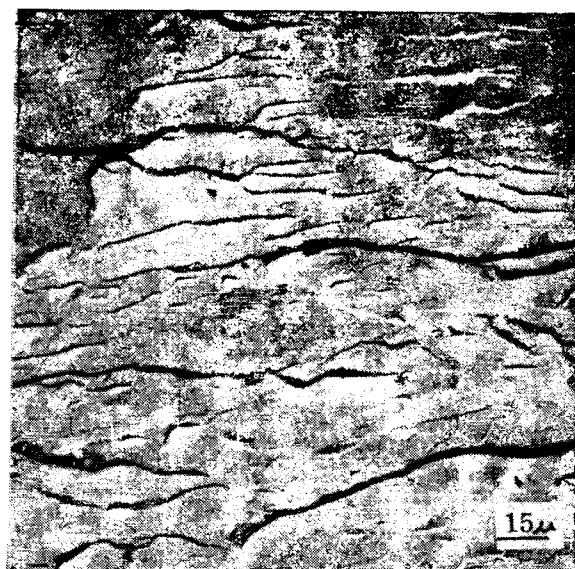
6000x

Fig 38



4000x

Fig 39



4000x

Fig 40