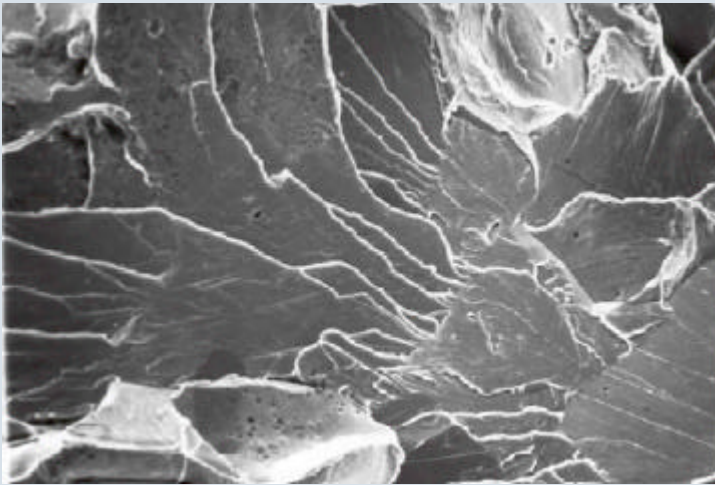




# REVISTA SAM

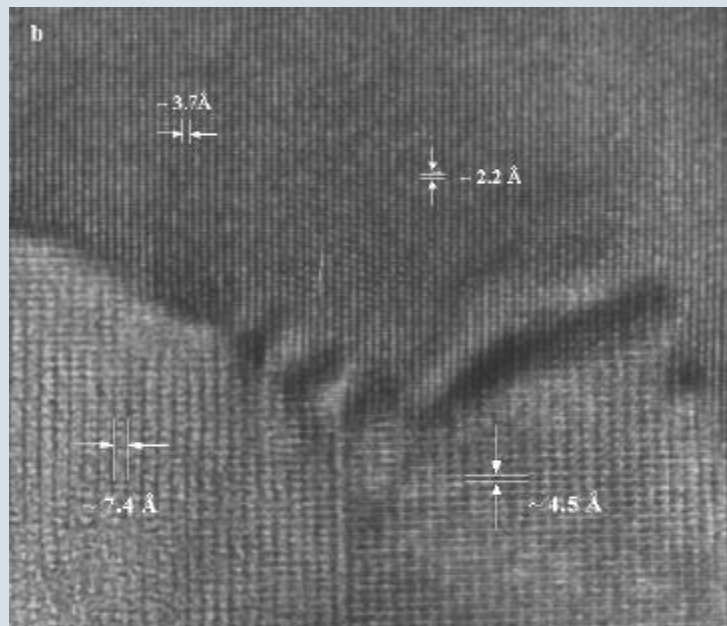
Publicación de la Asociación Argentina de Materiales

**NUESTRO HOMENAJE A UN GRAN  
METALURGISTA:  
ING. JORGE ALBERTO MAZZA**



**FRACTOGRAFÍA  
ELECTRÓNICA : SU  
CONTRIBUCIÓN AL  
ANÁLISIS DE FALLAS**

**APROXIMACION AL  
MUNDO SORPRELENTE  
DE LOS  
NANOMATERIALES**



Septiembre 2004 - Volumen 1 - N° 2

[www.materiales-sam.org.ar](http://www.materiales-sam.org.ar)

Registro N°ISSN 1668-4788



# **FRACTOGRAFÍA ELECTRÓNICA : SU CONTRIBUCIÓN AL ANÁLISIS DE FALLAS**

**Dr. M Ipohorski**

Comisión Nacional de Energía Atómica  
Centro Atómico Constituyentes  
Departamento Materiales  
Laboratorio de Microscopía Electrónica

**RESUMEN****FRACTOGRAFÍA ELECTRÓNICA : SU CONTRIBUCIÓN AL ANÁLISIS DE FALLAS**

M.Ipohorski (\*)

El objetivo del presente trabajo es resumir brevemente la contribución de la fractografía electrónica al análisis de fallas. Las micrografías electrónicas de barrido permiten observar las superficies de fractura a altas magnificaciones, son actualmente disponibles en todo laboratorio de materiales, y constituyen una herramienta muy valiosa para científicos e ingenieros de la ciencia de los materiales. Se describen las principales características de las superficies de fractura dúctil, frágil e intergranular, tal como se observan en un microscopio electrónico de barrido. Se analiza también la contribución de la fractografía electrónica al estudio de superficies de fatiga.

**ABSTRACT****CONTRIBUTION OF ELECTRON FRACTOGRAPHY TECHNIQUES TO FAILURE ANALYSIS**

The aim of the present work is to give a brief overview of the contribution of electron fractography to failure analysis. Scanning electron micrographs involving higher magnification observations of the fracture surface, currently available in a research laboratory, make these techniques an useful tool to scientists and materials science engineers. Main characteristics of ductile, brittle and intergranular fracture surfaces, as observed in the scanning electron microscope, are described. The contribution of electron fractography to the study of fatigue surfaces is also analysed.

(\*) Departamento Materiales, Laboratorio de Microscopía Electrónica, Centro Atómico Constituyentes, Comisión Nacional de Energía Atómica.

---

## FRACTOGRAFÍA ELECTRÓNICA : SU CONTRIBUCIÓN AL ANÁLISIS DE FALLAS

**M.Ipohorski**

El objeto final de un análisis de falla es la determinación de las causas de rotura de un componente en servicio y la manera de evitarla en el futuro, sea mediante un nuevo diseño de la pieza o el reemplazo del material utilizado originalmente. En esta nota se intenta resumir brevemente la contribución de la fractografía electrónica a este problema general. Aunque la causa de la rotura final de un componente es una tensión excesiva aplicada, esta sobrecarga se produce como consecuencia de otros factores que son justamente los que deben identificarse en el análisis de la falla. Por ejemplo, la sobrecarga final puede ser el resultado de la disminución de la sección efectiva del componente por un proceso previo de fatiga o corrosión.

La observación de la superficie de fractura puede proporcionar información sobre los siguientes parámetros que caracterizan la rotura de un componente en servicio :

- ◆ Mecanismo de propagación de la fisura
- ◆ Fractotenedad del material
- ◆ Configuración de las tensiones actuantes
- ◆ Medio químico
- ◆ Origen de la fractura

Una fractografía es tanto más útil cuanto mayor sea la información que permita obtener. El análisis resulta particularmente efectivo si se puede determinar el punto origen o comienzo de la fractura.

Un análisis fractográfico comienza con una observación visual de las características de la superficie de fractura [1]. Se pueden obtener así los primeros indicios de las causas de la nucleación de la fisura, mecanismo y dirección de la propagación, y eventualmente se puede tener alguna estimación de la magnitud de las cargas actuantes. Pero es el análisis de la superficie a mayores aumentos, como los que proporciona el microscopio electrónico de barrido, el que permite la caracterización del proceso microscópico de propagación de la fisura, identificando así las cavidades típicas de la rotura trasgranular dúctil, las facetas de clivaje de una rotura frágil, las superficies de corrosión bajo tensiones o las estrías típicas de un proceso de fatiga.

Las técnicas fractográficas pueden aportar también información sobre la fractotenedad del material del componente fracturado. La fragilidad o ductilidad del material quedan en general reveladas en la superficie de fractura. Una aleación más bien dúctil presenta una superficie de fractura con las cavidades características (dimples), pero un material más bien frágil rompe preferentemente por un mecanismo de clivaje trasgranular. En el caso general estos modos de fractura aparecen mezclados, pero la proporción relativa de los distintos tipos es indicativa de las propiedades fractomecánicas del material.

Una observación fractográfica también permite estimar cualitativamente la magnitud de

las tensiones actuantes. Por ejemplo, una pequeña zona de fatiga en el inicio de la rotura y una extendida zona de fractura final rápida indica grandes tensiones de trabajo. Inversamente, una zona extendida de propagación por fatiga y una pequeña zona de rotura final indican tensiones más bien bajas.

También, la fractura de un componente puede estar muy relacionada con el medio químico activo al cual estuvo expuesto durante el servicio. En un proceso de iniciación de rotura por corrosión, la superficie contiene partículas que se observan claramente en una micrografía electrónica. Eventualmente la composición de estas partículas puede determinarse por técnicas de microanálisis dispersivo en energía (EDS-EDAX). La densidad de los productos de corrosión también puede indicar el sentido de propagación de la rotura, puesto que es mayor en las zonas cercanas al origen, expuestas durante más tiempo a la acción del medio corrosivo.

La determinación del sitio donde se originó la fractura es el objetivo principal, si bien no el único, de un análisis de falla. Por ejemplo, si en una micrografía electrónica puede identificarse que la falla comenzó en el interior del componente, en una inclusión o inhomogeneidad de la microestructura material, es claro que deberá utilizarse un material de mejores características. En cambio, si se establece que la rotura comenzó sobre un punto de la superficie del componente, se deberá aumentar la resistencia superficial mediante un tratamiento adecuado, o mejorar el maquinado para disminuir las imperfecciones que puedan generar una iniciación de fisura.

En algunos casos las observaciones en el microscopio electrónico de barrido confirman las predicciones basadas en una primera observación óptica de bajo aumento. Pero en otros casos las micrografías a mayores aumentos son imprescindibles para determinar las causas de una rotura, como es el caso de la observación de estrías de fatiga.

En la mayoría de los casos las técnicas fractográficas aportan una valiosa información sobre las causas de una rotura, pero deben utilizarse otros métodos de análisis para completar un análisis de falla que permita un adecuado reemplazo del componente.

Las técnicas fractográficas electrónicas comenzaron a utilizarse poco después del desarrollo de los primeros microscopios electrónicos por transmisión (1933-40). Dado que en este tipo de microscopios solamente era posible observar imágenes electrónicas de láminas muy delgadas, las primeras observaciones de rasgos topográficos superficiales necesitaban de la preparación previa de réplicas de carbono de la superficie analizada. Esta réplicas reproducían en las variaciones de su espesor la topografía de la superficie de fractura. A pesar de algunas dificultades experimentales que presenta el proceso de preparación de buenas réplicas, éstas presentan todavía algunas ventajas. Por un lado, las réplicas son fácilmente transportable, y por otro lado, permiten el estudio de superficies de grandes componentes.

Pero desde la década de 1960, fue el desarrollo del microscopio electrónico de barrido el que permitió la observación directa de las superficies de fractura con resoluciones de unos 10 nm. Los microscopios de barrido modernos ya permiten obtener resoluciones presentan además una amplia profundidad de foco, una característica privativa de este tipo de instrumento, que permite la obtención de micrografías “en foco” de superficies muy

espaciales mejores que unos 4 nm, y la observación tanto de grandes zonas a aumentos tan bajos como 10 x, como el análisis inmediato de zonas previamente seleccionadas hasta aumentos de unos 50000 x. Las imágenes de microscopía electrónica de barrido irregulares como son normalmente las de rotura de componentes en servicio. También presentan un efecto tridimensional muy marcado que permite identificar fácilmente elevaciones o depresiones en una única micrografía electrónica.

## FRACTURA DÚCTIL

La fractoténacidad de un material está relacionada con su capacidad de deformar plásticamente y absorber energía durante el proceso de fractura por el mecanismo de deslizamiento de dislocaciones. Esta deformación plástica puede variar con cada microestructura y estado de tensiones, pero en todos los casos presenta una superficie de fractura fácilmente reconocible mediante las técnicas fractográficas modernas. Ópticamente se caracteriza por una superficie más bien opaca, y observada a mayores aumentos en un microscopio electrónico, está caracterizada por pequeñas depresiones o cavidades (dimples) que son la resultante de la coalescencia de microcavidades iniciadas alrededor de inclusiones, partículas o discontinuidades que originan una concentración de tensiones y un aumento local de la deformación plástica. Durante el proceso de deformación las microcavidades existentes crecen bajo las tensiones existentes en el extremo de la fisura. Finalmente las paredes o ligamentos que separan estas microcavidades se rompen, resultando una superficie de fractura con depresiones semiesféricas o semielipsoidales denominadas simplemente “cavidades” ver Fig.1.

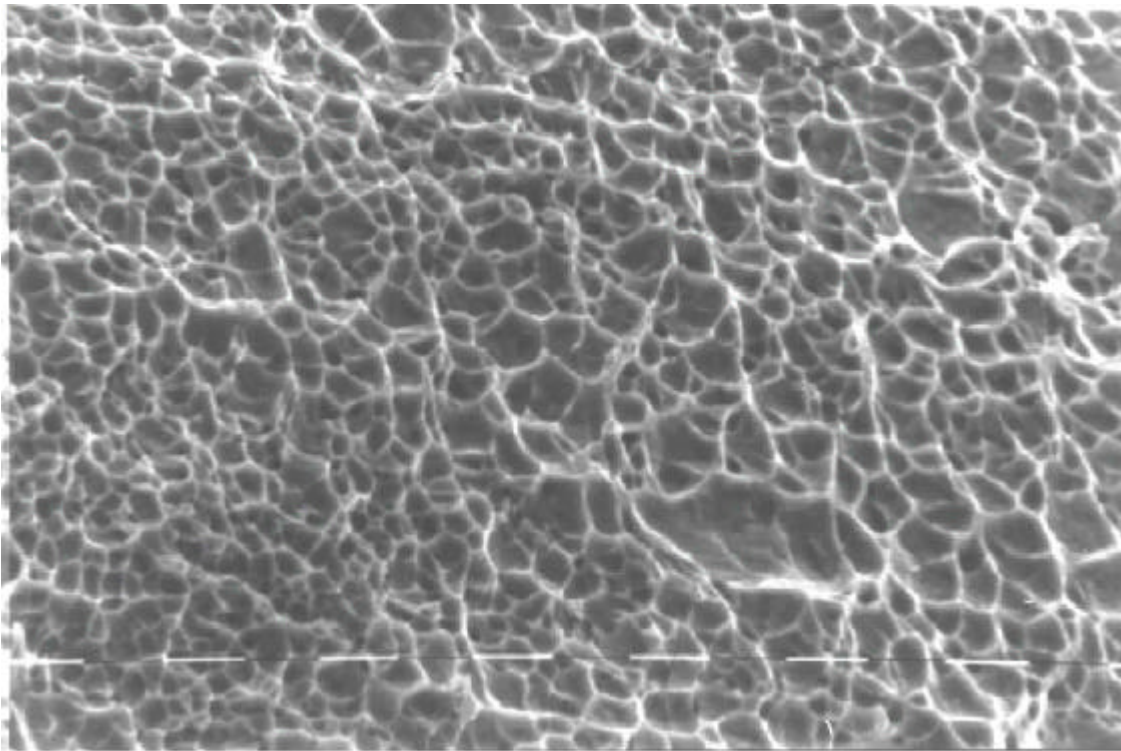


Fig.1 – Fractura dúctil de un acero de bajo carbono. Se notan las cavidades (dimples) que son la resultante de la coalescencia de microcavidades iniciadas alrededor de inclusiones, partículas o discontinuidades que originan una concentración de tensiones y un aumento local de la deformación plástica. Escala : 10  $\mu$ m.

Tanto el diámetro como la profundidad de las cavidades depende del número de sitios donde se puedan iniciar las microcavidades originales, y por supuesto de la plasticidad de la matriz. Una aleación que contenga un gran número de partículas dispersas presentará una mayor densidad de cavidades que un metal puro sin aleantes. En este último caso existen menos sitios de nucleación de microcavidades y en la superficie de fractura se observan entonces menos cavidades pero de mayores dimensiones. En un acero estructural es común observar una cavidad grande originada por una inclusión rodeada de una distribución de cavidades más pequeñas resultante de microcavidades nucleadas alrededor de pequeños precipitados, Fig.2. La forma y profundidad de estas cavidades depende del tamaño y distribución de las microcavidades originales, de la tensión aplicada (tracción, corte, desgarramiento) y por supuesto de la fractoténacidad del material. Así por ejemplo cuando la fractura se produjo por tracción simple, las cavidades son equiaxiadas, como se muestra en la Fig.1. Cuando la fractura se produce por tensiones de corte, como en todo borde dúctil a  $45^\circ$  de la superficie principal de rotura, las cavidades son más bien parabólicas y tienen sentidos opuestos en las dos superficies. En un desgarramiento por tracción las cavidades son también elongadas pero tienen el mismo sentido en ambas superficies y apuntan hacia el origen de la rotura. En este caso es inmediata la determinación del origen de la falla.

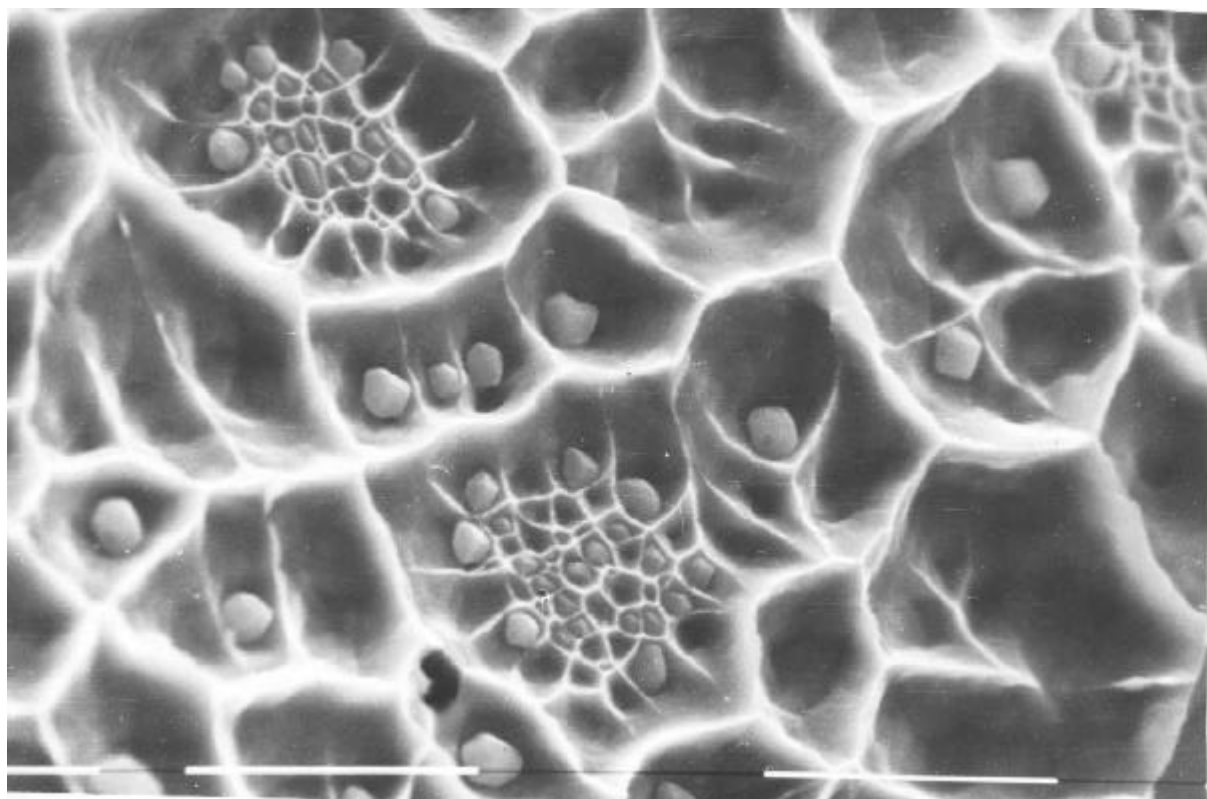


Fig.2 – Fractura dúctil a alta temperatura de un acero estructural. Una aleación que contiene un gran número de partículas dispersas presenta una mayor densidad de cavidades que un metal puro sin aleantes.  
Escala : 10  $\mu\text{m}$ .

## FRACTURA POR CLIVAJE

El clivaje es el mecanismo responsable de la mayoría de las roturas rápidas. Se produce por la separación de planos cristalográficos bien definidos, característicos de cada estructura. Por ejemplo en la mayoría de los metales cúbicos de cuerpo centrado los planos de clivaje son de la familia  $\{100\}$ . En materiales policristalinos las superficies de fractura originadas por clivaje están constituidas por facetas planas, cada una de ellas correspondiente a una familia de planos de clivaje de los granos cristalinos. La alta reflectividad óptica de estas facetas es la que caracteriza macroscópicamente una fractura frágil.

Pero la presencia de clivaje no indica necesariamente una alta fragilidad del material. Algunos materiales dúctiles pueden presentar superficies de clivaje bajo sollicitaciones de tracción. Las condiciones necesarias para una rotura por clivaje dependen del material particular y del tipo de carga. En general puede ocurrir clivaje bajo altas tensiones triaxiales, altas velocidades de deformación, y por supuesto a temperaturas por debajo de la transición dúctil-frágil.

Se observa clivaje en metales y aleaciones bcc y hcp. Es más difícil una rotura por clivaje en materiales fcc dada la multiplicidad de sistemas de deslizamiento y la gran movilidad de dislocaciones. Pero en algunos casos pueden aparecer facetas con los rasgos característicos del clivaje en una fractura inducida por un ambiente corrosivo.

Desde el punto de vista cristalográfico, y dado que la separación se produce según planos cristalográficos, debería esperarse una superficie con facetas totalmente planas como resultado de una fractura por clivaje. Pero las distintas imperfecciones cristalinas, precipitados, bordes de grano, influyen sobre la propagación de una fisura por clivaje y alteran entonces la regularidad de las facetas. Resulta así una superficie característica con rasgos fractográficos fácilmente identificables en una micrografía electrónica, Fig.3.

En efecto, una rotura por clivaje avanza por medio de la propagación simultánea de fisuras sobre planos paralelos entre sí, correspondientes a una misma familia cristalográfica. Cuando estas fisuras se superponen o se acercan suficientemente, se unen a través de un escalón, A medida que se propaga la fisura los escalones se unen para formar escalones más pronunciados. Observado en el microscopio electrónico, el conjunto se asemeja al de los ríos de una cuenca, y por ello se denominan "ríos de clivaje" (river patterns). Un conjunto de ríos dentro de un grano cristalino corresponde entonces a los escalones entre planos de clivaje pertenecientes a una misma familia cristalográfica. Estos escalones son normalmente planos de clivaje secundario y su altura está relacionada con el ángulo que forma el eje de tracción con los planos de clivaje del grano considerado.

Cuando la fisura alcanza otro grano cristalino, cambia la geometría de los nuevos ríos. En el caso de un borde de bajo ángulo, los escalones pueden continuar en el segundo grano. Pero si la desorientación es mayor, normalmente se forman escalones nuevos. Los ríos de clivaje pueden también originarse en dislocaciones de hélice. En estos casos la altura del escalón aumenta a medida que se propaga la fisura.

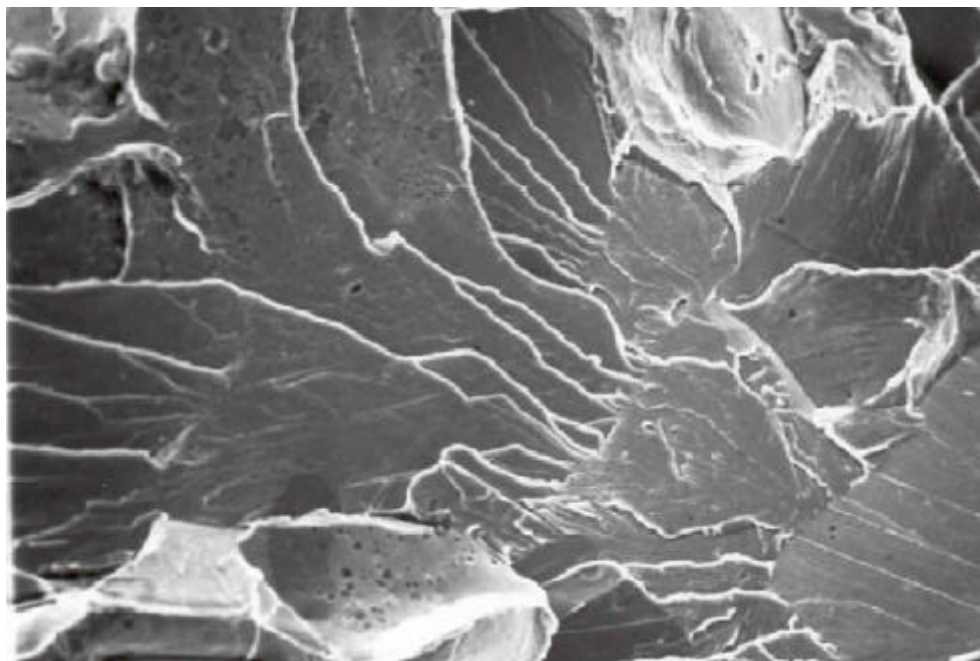


Fig.3 – Fractura por clivaje. Se pueden observar los característicos “ríos de clivaje” (river patterns). Un conjunto de ríos dentro de un grano cristalino corresponde a escalones entre planos de clivaje pertenecientes a una misma familia cristalográfica. Los ríos convergen según el sentido de propagación en cada grano cristalino. Escala : 10  $\mu\text{m}$ .

La formación de escalones se debe entonces a uno o más de los siguientes factores

- ◆ intersección del plano principal de clivaje con dislocaciones de hélice
- ◆ fisuración secundaria
- ◆ deformación y estrechamiento entre dos ramificaciones de la fisura principal

Dado que son varios los procesos que afectan la formación de escalones, se observa una gran variedad de formas de escalones y ríos de clivaje. Los escalones formados por fisuración secundaria aparecen claramente definidos. Pero escalones asociados a una gran deformación local, aparecen más gruesos y menos definidos. La microestructura del material también influye en la forma de los ríos. En un acero de bajo carbono con estructura perlítica las fisuras se propagan en los planos de clivaje de la ferrita bcc a través de las colonias de perlita. Pero en un acero con estructura de martensita revenida se observan pequeñas facetas de clivaje de dimensiones correspondientes a las de las agujas martensíticas (cuasiclivaje).

Los escalones y los ríos son así característicos del proceso de fractura por clivaje. Una

primera observación de estos rasgos permite determinar la dirección local de propagación de la rotura, dado que los ríos convergen en la dirección de propagación en cada grano cristalino. Pero es necesario tener en cuenta que la dirección local no coincide necesariamente con la dirección macroscópica de propagación de la rotura. En granos vecinos pueden existir direcciones no paralelas, indicando que la propagación en un medio cristalino se produce a través de la fractura simultánea de granos individuales en distintas direcciones. La resultante de estas fracturas es la que constituye el frente de propagación de la rotura macroscópica.

Muchos materiales de alta resistencia fracturan por otro mecanismo, compuesto principalmente por clivaje con alguna coalescencia de microcavidades, denominado cuasi clivaje, Fig.4. Este es el caso de aceros martensíticos templados y revenidos donde la superficie de fractura frágil muestra también facetas, pero no tan definidas como en los casos de clivaje mencionados. Las primeras observaciones de este tipo de fractura no pudieron identificar a estos planos como de clivaje, aún cuando se observaron algunos ríos característicos. Actualmente está comprobado que las facetas corresponden a planos cristalográficos del tipo  $\{100\}$ . Además en el proceso de rotura por cuasi clivaje, la fractura se origina dentro de las facetas, existiendo entonces una diferencia con el mecanismo de clivaje en el cual la separación de planos se origina en los bordes de los planos. El cuasi clivaje puede observarse también en materiales que normalmente no tienen planos activos de clivaje, en aceros inoxidables austeníticos, en la fractura bajo medios corrosivos, o bajo estados de tensión triaxial.

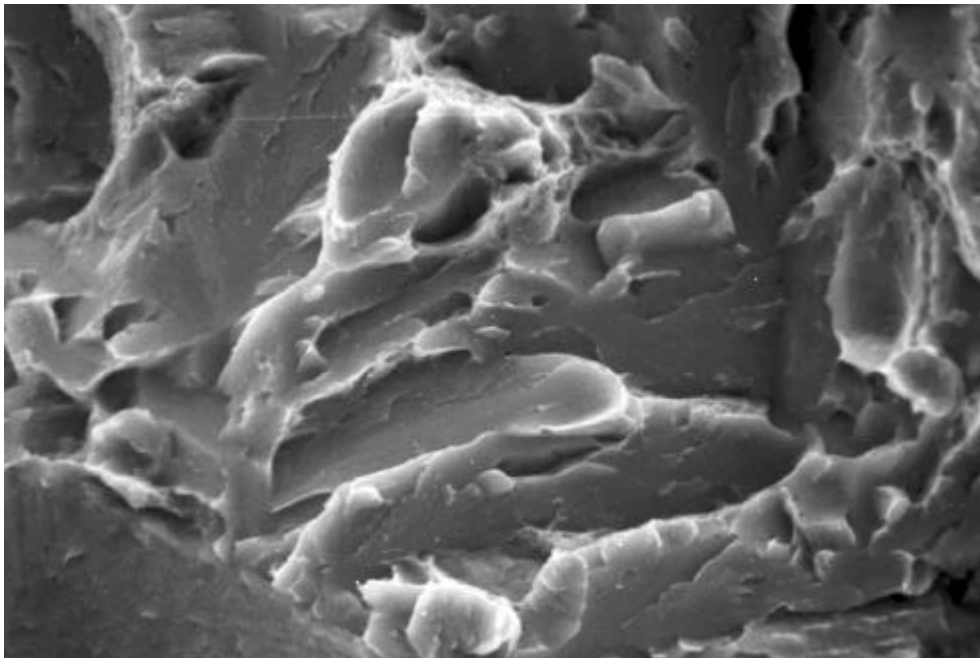


Fig.4 - Aspecto típico de una superficie de cuasi clivaje de un acero martensítico templado y revenido. En el proceso de rotura por cuasi clivaje, la fractura se origina dentro de las facetas. Las dimensiones de las pequeñas facetas corresponden a las de las agujas martensíticas. Escala : 10  $\mu\text{m}$ .

Una característica del mecanismo de rotura por cuasi clivaje es que la fractura se va produciendo por delante del frente de la fisura principal. Las facetas producidas se van uniendo luego por desgarramiento y coalescencia de microcavidades. Es de destacar que en una rotura por clivaje no se observan estos bordes de desgarramiento entre los ríos de clivaje.

## FRACTURA INTERGRANULAR

Macroscópicamente la fractura intergranular se presenta como una superficie brillante, pero con un brillo menor que la fractura por clivaje. La fragilización intergranular de un metal puede ocurrir como resultado de un conjunto de procesos que afectan directamente el límite de grano y que convierte a estas zonas en la zona más débil de toda la estructura cristalina. En estos casos la fisura se nuclea y se propaga rápidamente a lo largo de las superficies intergranulares. En una micrografía electrónica, la morfología de las superficies de fractura resultantes es fácilmente identificable por el aspecto facetado que revela las formas exteriores de los granos cristalinos. En la Fig.5 se muestra un ejemplo típico de fractura intergranular donde se puede observar la forma de los granos del material, así como algunas regiones de fractura dúctil. También se observan fisuras secundarias, que corresponden a la descohesión de granos en planos perpendiculares a la superficie de la rotura principal.

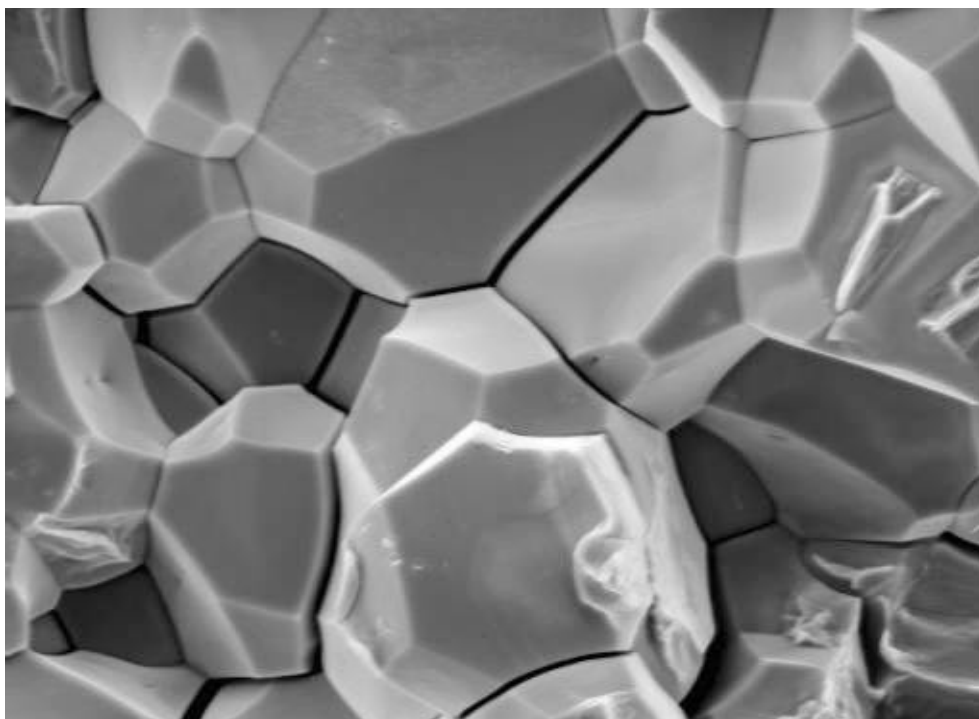


Fig.5 – Fractura intergranular de una muestra de titanio traccionado en una solución de yodo en metanol. Se notan claramente los distintos granos descohesionados, la forma de los granos del material, así como algunas pequeñas regiones de fractura dúctil. También se observan fisuras secundarias, que corresponden a la descohesión de granos en planos perpendiculares a la superficie de la rotura principal. M = 500 x. Atención : S.B.Farina y G.S.Duffó.

De acuerdo a la morfología específica de la superficie de los granos, se pueden distinguir dos casos típicos. Cuando la fractura se produce por descohesión de los granos cristalinos y la superficie de grano es totalmente lisa sin evidencias de deformación plástica, se trata de una fractura intergranular frágil. Es el caso típico de fragilización por hidrógeno, o por segregación de un producto frágil que fractura sin dejar marcas propias. Las superficies de grano son totalmente lisas salvo alguna inclusión o precipitado grueso, sin rastros de otros productos que puedan asociarse con el proceso de fractura.

En otros casos la superficie de fractura muestra evidencias de un mecanismo de nucleación y crecimiento de microcavidades asociados a una precipitación intergranular, dando lugar a la formación de pequeñas microcavidades que cubren la superficie del grano. Este modo de fractura se denomina fractura intergranular dúctil. Existen muchos materiales en los que la fractura está asociada a precipitación intergranular. En ellos la fragilización por precipitación en borde de grano depende de diversos factores microestructurales, tamaño de grano, forma y distribución de precipitados, características de la interfase. A mayor densidad de precipitación, menor es el tamaño y profundidad de las microcavidades.

## **FRACTURA POR FATIGA**

La fractura originada por una tensión cíclica es una falla común en componentes estructurales. El avance de una fisura por este proceso, denominado fatiga, deja normalmente marcas concéntricas centradas respecto del punto de iniciación de la rotura, fácilmente reconocibles en una micrografía de bajos aumentos, Fig.6. Una observación a mayores aumentos en el microscopio electrónico de barrido, muestra conjuntos de líneas paralelas que se denominan estrías de fatiga. Estas estrías se observan tanto en probetas de laboratorio como en componentes fallados en servicio. Las técnicas fractográficas permitieron analizar las características principales de las estrías en metales fcc, bcc y hcp, y en polímeros amorfos. Se pudo así comprobar que existía una correlación específica entre las estrías observadas en la superficie de fractura y el número de ciclos de fatiga a los que fue sometida la muestra de laboratorio o el componente fallado. Se demostró que cada ciclo de carga da origen a una estría, y que la distancia entre estrías depende fuertemente de la amplitud de la tensión. También se pudo comprobar que las marcas observadas macroscópicamente corresponden a etapas definidas de la propagación de la fisura con un número apreciable de ciclos de carga en cada una, y que efectivamente cada estría corresponde a la propagación del frente de fisura durante un ciclo. También se pudo comprobar que no siempre un ciclo de carga origina una marca visible. La visibilidad de las estrías depende de la ductilidad del metal y de la tensión aplicada en cada ciclo. Las estrías son más notorias en aleaciones de mediana dureza, y poco definidas e irregulares en metales dúctiles como el aluminio. En metales de alta dureza son más bien difusas y difíciles de reconocer. La microscopía electrónica mostró además que las estrías son cóncavas en las dos superficies de fractura, y que no necesariamente su normal es coincidente con la dirección de propagación macroscópica.

La propagación de una fisura por el mecanismo de fatiga se produce en varias etapas, según cuales sean las tensiones aplicadas, las propiedades mecánicas del material y la geometría de la probeta o componente. La etapa de iniciación se extiende sobre una pequeña porción del total de la superficie de fractura. Si el nivel de tensiones cíclicas es bajo, en esta etapa inicial la extensión de la fisura es pequeña, aunque puede corresponder a un tiempo

apreciable de la vida del componente. En esta etapa la fractura es originada por la repetición cíclica de los mecanismos de deslizamiento del material. No se observan en general estrías de fatiga en esta etapa. Cuanto mayor es la amplitud del ciclo de fatiga, mayor es la extensión de la fisura correspondiente a esta etapa.

La etapa siguiente es la de propagación de la fisura bajo condiciones de deformación plana, y se caracteriza por la formación de estrías. Estas aparecen en zonas relativamente planas, normales a la máxima tensión de tracción, y están separadas entre si por bordes de desgarramiento.

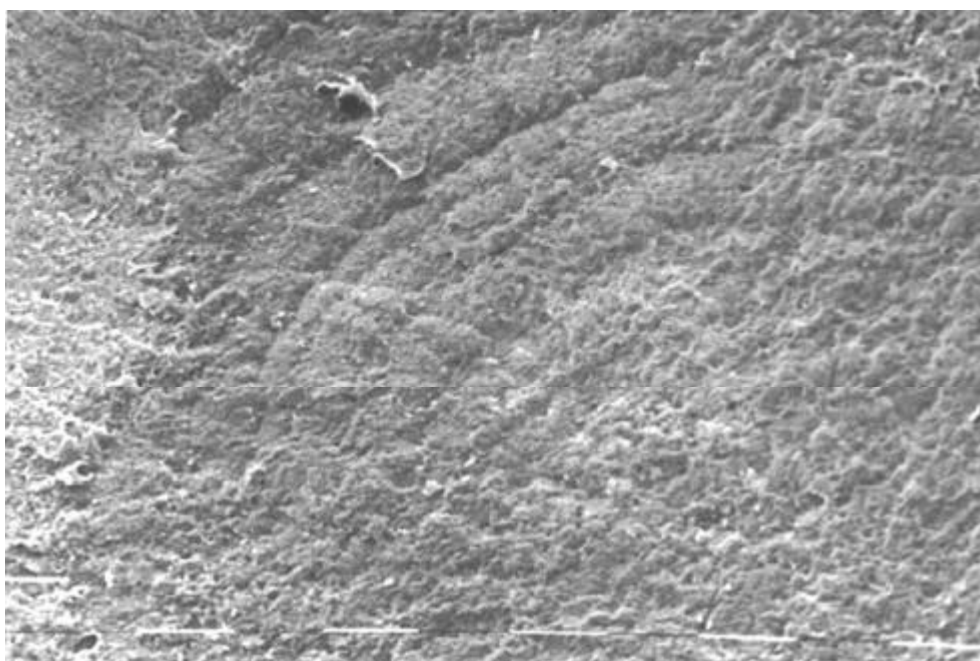


Fig.6 - Micrografía electrónica de bajo aumento correspondiente a una superficie fracturada por un mecanismo de fatiga. Se observan las características marcas de playa (beach marks) que indican sucesivas etapas del proceso de rotura. Estas marcas permiten identificar el punto origen de la fractura, en este caso la zona inferior derecha de la micrografía. Escala : 100  $\mu\text{m}$ .

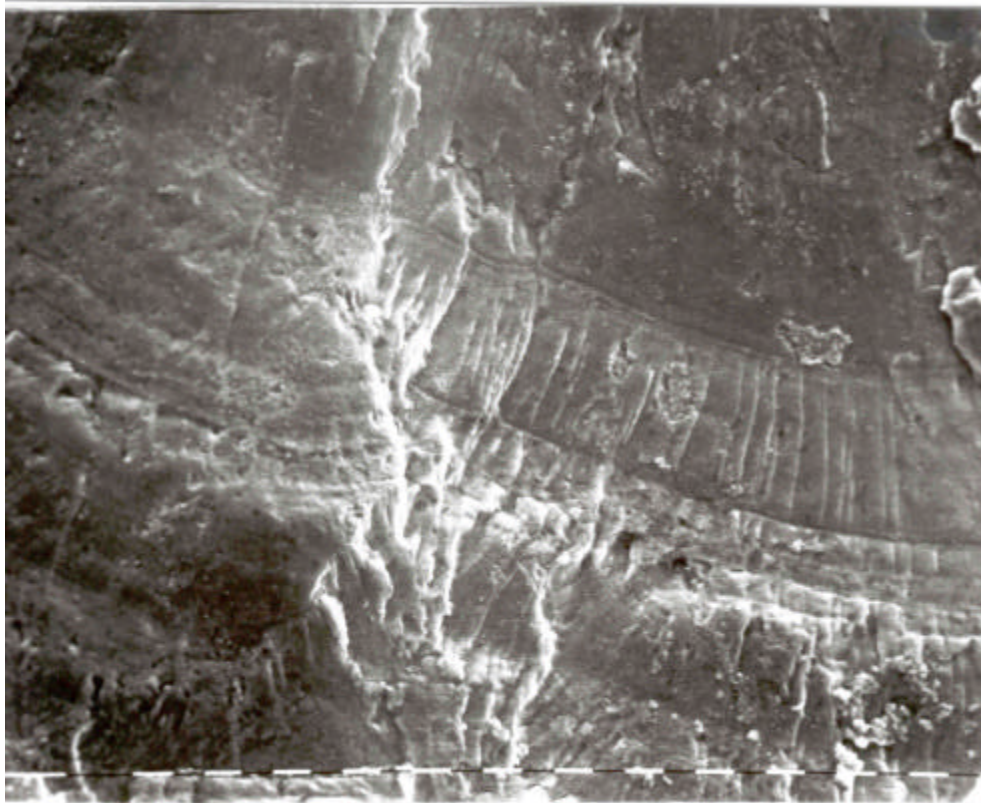


Fig.7 – Detalle de una superficie de fractura por fatiga, observada en el microscopio electrónico. Se notan las características marcas de playa o nivel (beach marks). Escala : 10  $\mu\text{m}$ .

En fatiga de alto ciclo las estrías están más juntas y son más definidas. En cambio, las estrías de fatiga de bajo ciclo son más bien anchas, espaciadas y no siempre son continuas. En aleaciones de alta resistencia es difícil observar estrías, aunque el mecanismo de rotura haya sido por fatiga.

#### Aspectos macroscópicos de una superficie de fractura por fatiga

La superficie de fractura de un componente fallado por fatiga es generalmente plana, sin evidencias de grandes deformaciones plásticas macroscópicas. Puede ser normal o estar orientada a  $45^\circ$  respecto de la tensión aplicada. Si el espesor de la muestra es grande respecto de las dimensiones de la zona plástica en el extremo de la fisura, la fractura se propaga en un plano normal a la tensión aplicada. Cuando la zona plástica es comparable al espesor de la muestra, la fisura se propaga en un plano orientado a  $45^\circ$  de la tensión aplicada y de la superficie libre.

En el caso de componentes que demoraron un tiempo apreciable para fracturar por el mecanismo de fatiga, se observan las características marcas de playa (beach marks) que corresponden a distintos períodos de propagación de la rotura, Fig.7. En efecto, durante una detención temporaria de la rotura, la superficie fracturada hasta ese momento puede oxidarse o corroerse, dando origen así a marcas concéntricas, visibles normalmente a simple vista, que indican la manera intermitente en la que se produjo la rotura por fatiga. Una variación en la magnitud de las cargas cíclicas actuantes, también puede originar estas marcas macroscópicas.

## Aspectos microscópicos de una superficie de fractura por fatiga

Las estrías de fatiga pueden presentar distintas formas, según el medio en el cual se propagó la fisura, Fig.8. Las estrías de tipo frágil son las que se observan en medios agresivos, y en cambio en medios inertes las estrías son de tipo dúctil.

Las estrías se forman como resultado de la distribución de tensiones en el extremo de la fisura. En el caso de polímeros no existe restricción cristalográfica para la deformación, y la formación de estrías está determinada por las tensiones existentes. En el caso de materiales cristalinos existe una restricción en cuanto a los posibles planos de deslizamiento, y entonces se forman estrías solamente cuando el sistema de deslizamiento está convenientemente orientado respecto de las tensiones actuantes. Si el grano cristalino está orientado desfavorablemente, las estrías no aparecen o están poco definidas.

A partir de la observación de las estrías de fatiga se puede obtener valiosa información sobre los parámetros que caracterizan la propagación de la fisura. En primer lugar, como cada estría representa la posición del frente de la fisura en cada etapa de la fractura, interesa conocer la relación entre la velocidad de propagación con alguna magnitud que represente el estado de tensiones en el extremo de la fisura. Para cargas constantes el espaciado entre estrías aumenta con la longitud de la fisura. De la misma manera, existe una relación directa entre el espaciado entre estrías y la amplitud de la carga.

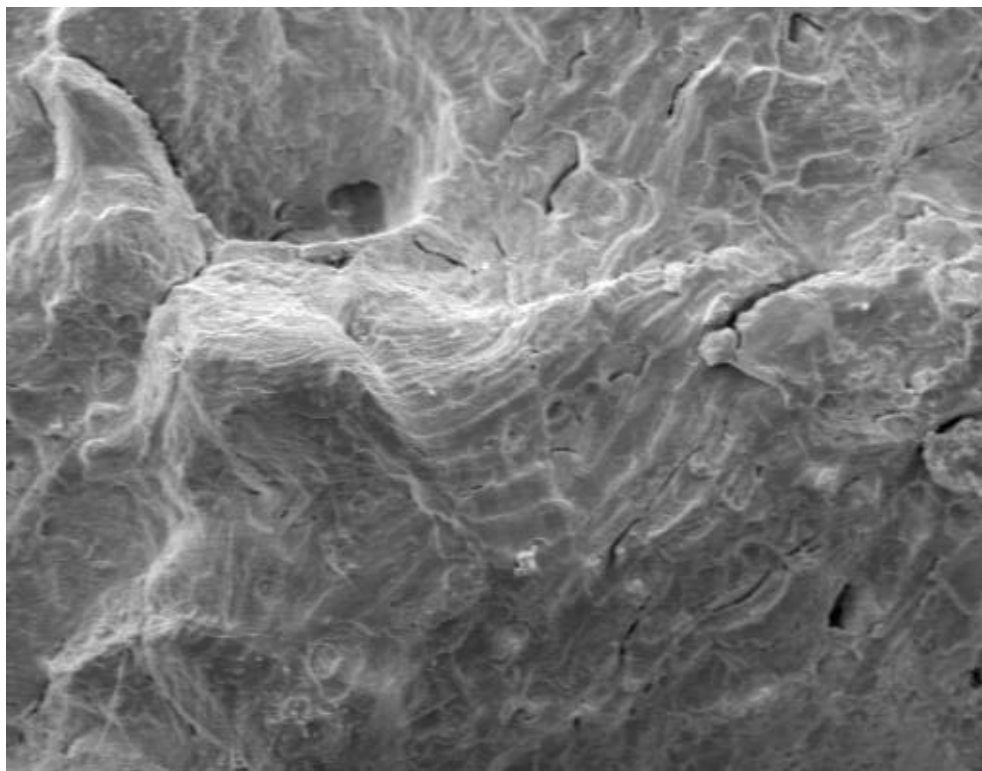


Fig.8 – Estrías características de una superficie de fractura por fatiga. Cada estría representa la posición del frente de la fisura en cada etapa de la fractura. Para cargas constantes el espaciado entre estrías aumenta con la longitud de la fisura. De la misma manera, existe una relación directa entre el espaciado entre estrías y la amplitud de la carga. M = 1600 x.

Dado que el factor de intensidad de tensiones ( $K$ ) que caracteriza el estado de tensiones en el extremo de la fisura [2], depende de la tensión y de la extensión de la fisura, es de esperar una dependencia directa entre la velocidad de propagación y la máxima variación de tensiones durante cada ciclo de fatiga. Experimentalmente se encontró un acuerdo razonable entre las velocidades de propagación medidas macroscópicamente y las velocidades microscópicas determinadas a partir del espaciado entre estrías. También está establecido que el espaciado entre estrías depende del valor máximo del factor de intensidad de tensiones mencionado.

Los efectos de un medio corrosivo sobre el comportamiento de los materiales frente a la fatiga son conocidos desde hace varias décadas. El efecto de un medio agresivo es más apreciable al comienzo del proceso, cuando el factor de intensidad  $K$  es más bien bajo. Las velocidades locales de propagación aumentan apreciablemente, hecho de suma importancia pues una parte apreciable de la vida útil de un componente corresponde a estas primeras etapas. En las últimas etapas de la propagación de una fisura, correspondientes a altos factores de intensidad  $K$ , son los factores mecánicos los que dominan el proceso, y los efectos del medio agresivo son aquí mínimos.

Es necesario tener en cuenta que algunas características de una superficie de fractura pueden confundirse con estrías de fatiga. Pueden existir ondulaciones debidas a una gran deformación plástica (ripples) que a primera vista parecen estrías, o también si la tensión cíclica aplicada tiene una componente de compresión, se suelen observar marcas de frotamiento [1,3]. Éstas ciertamente indican un mecanismo cíclico, pero no corresponden a estrías de fatiga.

El objeto de esta breve nota ha sido entonces mostrar cómo el análisis de la superficie a mayores aumentos, como los que proporciona el microscopio electrónico de barrido, permite la caracterización del proceso microscópico de propagación de la fisura, y es por lo tanto una valiosa contribución al problema complejo de un análisis de fallas. Se han mostrado así ejemplos típicos de cavidades de rotura trasgranular dúctil, facetas de clivaje de una rotura frágil, superficies de corrosión bajo tensiones y estrías características de un proceso de fatiga.

## Referencias

1. ASM Handbook, Formerly Ninth Edition, Metals Handbook, Volume 12, Fractography, ASM International, The Metals Information Society, 1987.
2. Mecánica de Fractura, Luis A.de Vedia, Proyecto Multinacional de Investigación y Desarrollo en Materiales OEA-CNEA, Programa Regional de Desarrollo Científico y Tecnológico OEA, Buenos Aires 1986, CNEA-AC 13/86.
3. Fractografía – Aplicaciones al Análisis de Falla, M.Ipohorski, R.J.Acuña, Informe CNEA 490, Buenos Aires, 1988.