

122
2ej.



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO

FACULTAD DE INGENIERIA

USO DE LA FRACTOGRAFIA PARA EL ANALISIS DE LA FRACTURA EN MATERIALES DE INGENIERIA

Contiene un diskette de
3 1/2 y una Lupa.

TESIS PROFESIONAL
QUE PARA OBTENER EL TITULO DE:
INGENIERO MECANICO ELECTRICISTA
P R E S E N T A :
EFREN SANCHEZ LOPEZ



DIRECTOR DE TESIS:
M. EN C. ARTURO BARBA PINGARRON

MEXICO, D. F.

FEBRERO 1992

TESIS CON
FALTA LE ORIGEN



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas Tesis Digitales Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS © PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis está protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

TABLA DE CONTENIDO.

	Páginas.
-PRESENTACIÓN.	4-9.
-INTRODUCCIÓN.	10-16.
-ANTECEDENTES HISTÓRICOS.	16-24.
I.-RECOPIACIÓN DE ANTECEDENTES, SELECCIÓN DE DATOS Y EJEMPLOS.	25-37.
A.-Historia de servicio.	26-29.
B.-Consideraciones básicas en el análisis de fallas.	30-37.
II.-INSPECCIÓN VISUAL.	38-48.
A.-Fotografías de fracturas.	39-40.
B.-El aspecto de la falla.	41-48.
III.-PRUEBAS NO DESTRUCTIVAS.	49-54.
A.-Inspección por partículas magnéticas.	50-51.
B.-Inspección por líquidos penetrantes.	51-52.
C.-Inspección electromagnética o de corrientes parásitas.	52-53.
D.-Método de inspección ultrasónica.	53-54.
E.-Radiografías.	54.
IV.-PRUEBAS MECÁNICAS.	55-67.
A.-Limitaciones de la prueba de tracción.	57-58.
B.-La fractura dúctil.	59-60.
C.-Fractura frágil.	61.
D.-Fracturas por fatiga.	62-63.
E.-Efecto de una muesca.	64-67.

V.-SELECCIÓN, IDENTIFICACIÓN, PRESERVACIÓN Y/O	
LIMPIEZA DE TODOS LOS ESPECÍMENES.	68-77.
A.-Cuidado de fracturas metálicas.	68-71.
B.-Limpieza de fracturas metálicas.	72-74.
C.-Apertura de grietas secundarias.	75-76.
D.-Corrosión en superficies de fractura.	77.
VI.-EXAMEN MACROSCÓPICO Y ANÁLISIS.	78-94.
A.-Relación del mecanismo de fractura con el tamaño, forma y sección transversal de la pieza.	82-83.
B.-Discontinuidades primarias de fractura que son reveladas por fractografía.	84-85.
C.-Defectos.	86-94.
VII.-EXAMEN MICROSCÓPICO.	95-101.
A.-Revestimientos especiales.	98-99.
B.-Deformación adelante y durante la fractura.	99.
C.-Características de la superficie de fractura.	100-101.
VIII.-SELECCIÓN Y PREPARACIÓN DE SECCIONES METALGRÁFICAS.	102-104.
IX.-EXAMEN Y ANÁLISIS DE SECCIONES METALGRÁFICAS.	105-108.
A.-Uso de la fractografía para análisis de fallas.	106.
B.-Estudio de la trayectoria de crecimiento de las grietas.	107-108.
X.-ANÁLISIS QUÍMICO.	109-114.
A.-Análisis de superficies y depósitos.	112-113.
B.-Pruebas sencillas de identificación de metales.	114.
XI.-ANÁLISIS DE LOS MECANISMOS DE FALLA.	115-117.

XII.-DETERMINACIÓN DE LOS MECANISMOS DE FRACTURA.	118-179.
A.-Coalescencia de microhuecos.	118-121.
B.-Clivaje.	122-125.
C.-Lengüetas y maclas (tongues and microtwins).	126.
D.-Origen de la fractura por clivaje.	126-127.
E.-Cuasiclivaje.	128-130.
F.-Desgarre (tearing).	131.
G.-Fracturas por fatiga.	132-137.
H.-Fractura intergranular.	138-143.
I.-Fractura resultado de un medio ambiente químico.	144-172.
J.-Grietas por corrosión bajo tensión.	144-155.
K.-Corrosión-fatiga.	156-157.
L.-Fracturas de alta temperatura.	158-160.
M.-Fragilización por hidrógeno.	161-162.
N.-Daño por hidrógeno en tubos de caldera.	163-170.
Ñ.-Fragilización por metales líquidos y sólidos.	171-172.
O.-Fallas indicativas de mecanismos mixtos.	173-179.
XIII.-PRUEBAS ESPECIALES.	180-181.
XIV.-ANÁLISIS DE LA EVIDENCIA, FORMULACIÓN DE CONCLUSIONES, Y REPORTE POR ESCRITO.	182-185.
-ESTEREOGRAFÍA.	186-190.
-GLOSARIO DE FALLAS MECÁNICAS.	191-201.
-FOTOGRAFÍAS.	202-256.
-CONCLUSIONES.	257-262.
-BIBLIOGRAFÍA.	263-264.

PRESENTACIÓN.

El análisis de falla, durante años, ha sido un proceso desarrollado de diversas maneras, influenciadas principalmente por la experiencia de las personas encargadas de estos trabajos.

Por lo tanto es importante que cada una de las áreas cuya función, es la de analizar fallas, defina un procedimiento general.

La ocurrencia de fallas en la industria, puede tener diversos orígenes, entre los cuales se pueden mencionar: Desviaciones en el proceso de fabricación, diseño inadecuado, condiciones operativas excedidas, etc.. Por lo tanto, la función del análisis de falla es definir cual de las etapas es la generadora de esa falla.

El concepto falla industrial abarca un sin número de casos, pero la característica mediante la cual podemos reconocerla es aquella que hace ineficiente o incapacita a una máquina (o parte de) para cumplir aquella función para la que fue diseñada.

Las fallas pueden ocurrir de muchas formas, tales como: Deterioro o erosión de una superficie, distorsión de la forma, pérdida de dureza de un metal trabajando como herramienta, pérdida de la elasticidad de un resorte, cavitación en turbinas, fatiga superficial en engranes, desgaste en los soportes de rodamientos, desgaste por fricción en bandas transportadoras, termofluencia en las hélices de turbinas de gas, corrosión galvánica en medios líquidos, ataque químico en recipientes que contienen ácidos, pandeo en miembros largos, daño por radiación en plantas nucleares y laboratorios, choque térmico en temple y muchos otros que no son

contemplados por el momento.

Si consideramos los millones de piezas metálicas que están en servicio, es razonable suponer que algunas fallarán prematuramente; sin embargo, aunque el número de fallas de un componente dado sea pequeño, son importantes porque pueden afectar el prestigio del fabricante en cuanto a confiabilidad. En algunos casos, sobre todo cuando la falla causa lesiones o muerte, origina costosos litigios. Los fabricantes de automóviles, por ejemplo bajo el estímulo de las instituciones protectoras del consumidor en algunos países, se ven obligados a devolver a la fábrica millones de vehículos para corregirles un defecto de diseño o para someterlos a tratamiento térmico, aun cuando el número real de fallas sea mínimo.

Estudios formales de maquinas herramienta, y para minería, motores diesel, engranes carburizados y endurecidos para camiones de gran tonelaje, etc., mostraron que el 38% de las fallas se originaron por problemas de la superficie (formación de pequeños agujeros, descascamiento, trituración y rayado), 24% de fatiga por flexión, 15% por impacto, y 23% por otras causas. De un análisis detallado de las fallas hecho por compañías que trabajan con acero, fabricantes de automóviles y de equipo eléctrico, casi el 50% de las fallas puede atribuirse a defectos de diseño, mientras el resto se distribuye a problemas de producción y de servicio.

Por lo tanto, para determinar la verdadera causa de falla, el investigador debe tener en cuenta la acción interrelacionada del diseño, la fabricación, las propiedades del material, el ambiente y las cargas de servicio. La causa generalmente quedará incluida

en una de las categorías esbozadas en la lista anexa. Las soluciones apropiadas pueden incluir rediseño, cambio de material o proceso (o ambos), control de calidad, protección contra el ambiente, cambios en los programas de mantenimiento, o restricciones en las cargas aplicadas durante el servicio.

Tomando en cuenta todo lo anterior, el objetivo de este trabajo es:

Proponer una metodología que pueda ser de utilidad a quienes se inician en el análisis de fallas, y que con el conocimiento de las causas que las originan, ayuden a tomar las acciones pertinentes de prevención de dichas fallas, y generar también un manual de fractografías que puedan servir como referencia para la correcta interpretación de imágenes.

Clasificación de las causas que producen fallas:

I.-Fallas debidas a procesamiento defectuoso.

- 1.-Imperfecciones debidas a composición defectuosa (inclusiones, impurezas que fragilicen la pieza y material equivocado).
- 2.-Defectos que se originan durante la manufactura de lingotes o piezas de fundición, segregación, interior defectuoso, porosidad, cavidades centrales por contracción durante la solidificación e inclusiones no metálicas.
- 3.-Defectos debidos al trabajo (dobleses, costuras, fisuras internas y discontinuas, grietas por fragilidad y exceso de deformación local).
- 4.-Irregularidades y errores debidos al maquinado, esmerilado o estampado (ranuras, quemaduras, rasgaduras, escamas, fisuras y fragilización).
- 5.-Defectos debidos a la soldadura (porosidad, acanaladuras, fisuras, tensión residual, falta de penetración, presencia de fisuras bajo los puntos de soldadura y zonas afectadas por el calor).
- 6.-Anomalias debidas al tratamiento térmico (sobrecalentamiento, quemadura, presencia de fisuras por temple, crecimiento de grano, excesiva austenita retenida, descarburización y precipitación).
- 7.-Imperfecciones debidas al endurecimiento superficial (carburos intergranulares, núcleo suave y ciclos térmicos erróneos).
- 8.-Defectos provocados por tratamientos térmicos superficiales (decapado, electrodepósito, revestimiento, difusión química y fragilización por hidrógeno).
- 9.-Ensamble descuidado (mal acoplamiento de las piezas, polvo o

abrasivo atrapado, esfuerzo residual, ranuras o una pieza dañada, y otras causas).

10.-Fallas en la línea de separación en fundición, fallas en forja y otras debidas a deficientes propiedades transversales.

II.-Fallas debidas a consideraciones de diseño defectuoso
o mala selección del material.

1.-Falla dúctil (exceso de deformación, elástica o plástica y fractura por desgarre o corte).

2.-Fractura frágil (debida a imperfecciones o concentración de esfuerzos de intensidad crítica).

3.-Falla por fatiga (cargas cíclicas, deformación cíclica, calor cíclico, fatiga por corrosión, por contacto durante el rodamiento, y por rozamiento).

4.-Fallas provocadas por alta temperatura (termofluencia, oxidación, fusión local y deformación).

5.-Fracturas estáticas retardadas (fraglización por hidrógeno, fraglización cáustica y lento crecimiento de imperfecciones estimuladas por el ambiente).

6.-Concentración de esfuerzo, inherente al diseño.

7.-Inadecuado análisis de esfuerzos, o imposibilidad de efectuar un cálculo racional de esfuerzos de una pieza compleja.

8.-Error al diseñar con base en propiedades estáticas tensiles, en lugar de las propiedades significativas del material que miden la resistencia de tal forma que sea lo más próxima al modo de falla.

III.-Fallas debidas al deterioro durante
las condiciones de servicio.

- 1.-Aplicación de cargas excesivas o imprevistas.
- 2.-Desgaste (erosión, daño superficial por fricción, ranuras y cavitación).
- 3.-Corrosión (incluyendo ataque químico, corrosión bajo tensión, fatiga por corrosión, dezincificación, grafitización de hierro fundido y contaminación por la atmósfera).
- 4.-Mantenimiento inadecuado o mal dirigido, reparación impropia (soldadura, esmerilado, maquinado en frío, etc.).
- 5.-Desintegración debida a ataque químico de metales líquidos o sólidos, así como la electrodeposición a temperaturas elevadas.
- 6.-Daño por radiación (algunas veces se debe descontaminar para examinarse, lo cual puede destruir parte de la evidencia vital para encontrar la causa de falla), varía con el tiempo, la temperatura, el ambiente y la dosificación.
- 7.-Condiciones accidentales (temperaturas anormales de operación, vibración severa, vibraciones sónicas, impacto, desgaste, choque térmico, etc.).

INTRODUCCIÓN.

Recursos para la realización del análisis de falla.

Es necesario que el grupo de análisis cuente como mínimo con lo siguiente:

1.-Respaldo documental, en lo que se refiere a estándares, códigos o normas y especificaciones técnicas que cubran los materiales, productos y equipos susceptibles de analizar.

2.-Un laboratorio que tenga capacidad de realizar como mínimo lo siguiente:

Análisis químico de metales.

Análisis metalográfico.

Exámenes no destructivos tradicionales.

Pruebas mecánicas de materiales.

3.-Equipos de cómputo con programas de análisis y facilidades de simulación.

Metodología.

I.-Recopilación de antecedentes, selección de datos y ejemplos.

II.-Inspección visual.

Esta actividad es importante, porque nos da la pauta para los análisis posteriores. Debemos intentar definir el "aspecto de la falla" auxiliándonos, si es posible con lentes de 10 a 50x.

Para la definición del "aspecto de falla" podemos mencionar la siguiente orientación:

Fractura instantánea: Dúctil (por sobrecarga) o frágil.

Fractura progresiva: Fatiga, corrosión, erosión, termofluencia.

III.-Pruebas no destructivas.

Si como resultado de la inspección visual, no es posible definir categóricamente la causa de la falla, es importante realizar antes de otras actividades las pruebas no destructivas que completen la información necesaria, para el esclarecimiento de las causas de falla.

Algunas de las pruebas no destructivas típicas son:

-Líquidos penetrantes colorantes y/o fluorescentes.

-Partículas magnéticas.

-Ultrasonido.

-Radiografía.

Cada una de estas pruebas tiene su aplicación específica pero en términos generales se puede decir:

-Líquidos penetrantes colorantes y fluorescentes.

Su aplicación es para detectar defectos superficiales, fundamentalmente en superficies maquinadas.

-Partículas magnéticas.

Se aplica principalmente para detectar defectos superficiales e internos con la condicionante de que el material pueda ser magnetizable; las superficies pueden ser maquinadas o no.

-Ultrasonido.

Su aplicación está destinada a detectar defectos internos, en cualquier material que tenga propiedades para transmitir el sonido; principalmente materiales metálicos.

-Radiografía.

Se aplica para definir defectos internos de los materiales, principalmente en procesos de soldadura o fundición.

Muchas veces las pruebas no destructivas se omiten porque la fractura es obvia sobre todo en fallas cuya localización es tal que no podemos dudar del resto del material.

En otros casos no se realizan porque el material no lo requiere.

IV.-Pruebas mecánicas.

Las pruebas mecánicas de rutina realizadas son:

-Dureza, impacto, fatiga, tracción y compresión.

Hasta aquí no trabajamos con las superficies de fractura propiamente dichas (excepto en la parte II), sino más bien con los componentes de falla, es un trabajo "grueso"; en ocasiones involucra un sin fin de componentes y cada uno puede comprender muchas partes, depende de la magnitud de la fractura (falla de aviación o de un componente de máquina).

Cuando el estudio implica pocos elementos o un grupo de trabajo ya predispuesto, se traslapan los pasos, puesto que un grupo aprovecha la investigación de otro y así se complementan en avances simultáneos. Se pueden reclasificar las fracturas en cada paso.

En muchos casos este paso se omite por falta de material, o porque no se pueden fabricar las probetas estándar que se requieren para tal fin.

V.-Selección, identificación, preservación y/o

limpieza de todos los especímenes.

-Selección. En este paso la tarea importante es separar las fracturas sobre todo en casos de accidentes catastróficos (aviación, ferroviarios, industriales) en primarias y secundarias.

-Identificación. En esta etapa sólo tienen importancia las fallas

primarias, éstas son las que producen la falla y pueden dar lugar a subsecuentes, por ejemplo en colisión.

-Preservación y/o limpieza. Todas las fracturas deben pasar por este proceso, de especial interés son las fallas no propagadas y las fracturas primarias.

VI.-Examen macroscópico y análisis.

Esta etapa enmarca el análisis de las superficies de fracturas primarias y secundarias y otros fenómenos además de corroborar los antecedentes.

VII.-Examen microscópico.

Esta tarea es de laboratorio especializado, porque trabajamos con zonas "grandes", en ocasiones el origen de la fractura no está localizado por lo que al introducir la zona al microscopio se magnifica el área, en ésta es donde reconocemos todos los mecanismos que ocurrieron durante la fractura, analizando las áreas cercanas a la superficie y centrales, pero que tal vez sólo fueron una consecuencia de la falla primaria.

VIII.-Selección y preparación de secciones metalográficas.

Análisis metalúrgico.

Dentro de este análisis, se pretende conocer dos cualidades importantes de la falla, la primera, es la morfología de ésta, es decir determinar con mayor resolución el inicio, crecimiento y ruptura final del componente fallado; la segunda es la definición de la microestructura y/o la red cristalina dependiendo de los recursos del laboratorio, con el objeto de conocer, si las propiedades mecánicas se afectaron, por precipitación de carburos, transformaciones de fase, dislocaciones, contaminantes metálicos,

etc..

Asimismo, de este análisis, es posible determinar el tipo de corrosión a que estuvo sometido el componente fallado, con respecto al ataque químico, si fue en el límite de grano, selectivo, etc..

Además de la metalografía tradicional, se usan dos técnicas.

IX.-Examen y análisis de secciones metalográficas

-Metalografía tradicional.

-Metalografía de superficie continua. Se analiza la sección de fractura, con diferentes ampliaciones.

-Metalografía por secciones transversales. Ésta nos da un perfil más limitado, pero da elementos para discernir la relación de carga.

X.-Análisis químico.

Estas técnicas generalmente son empleadas para confirmar o determinar sin lugar a dudas el tipo de material, así como el grado al que corresponde; y de esta manera, verificar si el material utilizado es el adecuado para el servicio al que está expuesto.

Se pueden emplear entre otras las técnicas siguientes:

-Análisis químico vía húmeda.

-Emisión por espectroscopía.

-Cromatografía de gases.

-Espectroscopía electrónica de Auger.

-Difracción de rayos x.

-Difracción de electrones.

Además es posible reconocer y confirmar el tipo de material que no

forma parte de la matriz, tipo de corrosión, análisis de muestras (recolectadas en la parte II) de medio ambiente y restos.

XI.-Análisis de los mecanismos de falla.

XII.-Determinación de los mecanismos de fractura.

Esta es la parte más atractiva puesto que nos provee de información acerca de la causa precisa de falla; y en el caso particular de la tesis, esta etapa de investigación y análisis es de suma importancia porque nos delinea mecanismos de fractura específicos.

XIII.-Pruebas especiales.

Si aún con las pruebas y análisis realizados, no es posible determinar la causa de la falla, será necesario, definir pruebas adicionales que permitan el descubrimiento del mecanismo de falla, afortunadamente estas pruebas adicionales, se requieren en casos excepcionales, entre ellas se pueden mencionar.

-Modelado mediante mecánica de fractura.

-Utilización de métodos de interferometría holográfica.

-Diseño de experimentos.

-Análisis experimental de esfuerzos.

-Simulación por métodos numéricos (elemento finito, etc.).

XIV.-Análisis de evidencias y resultados de las pruebas.

Esta etapa es la más importante en el proceso de análisis de falla, por lo que se deberá, previo al análisis de resultados, organizarse adecuadamente la información recopilada de cada uno de los eventos realizados, de tal manera que nos eviten confusiones y se relacionen unos con otros hasta llegar al conocimiento del origen del mecanismo de falla.

Elaboración del informe.

El informe deberá contener en la primera página el objetivo, conclusión y recomendaciones de manera resumida, para que las personas que estén involucradas en el suceso, se enteren de forma rápida de la causa y de las medidas que se deben tomar para evitar se repita la falla.

Posteriormente, deberá resaltarse la secuencia del análisis de falla, tal como se llevó a cabo, y deberá describir, como cada evidencia o resultado de prueba va definiendo y/o descartando las hipótesis que en un principio se habían estipulado.

Al término de este paso, deberán incluirse las conclusiones y recomendaciones, producto del estudio mencionado.

Por último se debe incluir un capítulo de anexos, en los que se incluirán los registros de todas las evidencias y resultados de pruebas desarrolladas.

ANTECEDENTES HISTÓRICOS.

El término Fractografía fue acuñado en 1944 y describe la ciencia del estudio de las superficies de fractura, aunque fracturas y superficies de fractura han sido estudiadas y examinadas por cientos de años como parte del arte de la metalurgia.

Los dos principios de la fractografía en beneficio de la metalurgia son: a) Es una importante herramienta en el análisis de falla y b) El aprovisionamiento de nueva información observando el micromecanismo de fractura y la estructura interna de fallas en estado sólido.

Experiencias prehistóricas con fracturas.

Controlar la fractura es uno de los anhelos más grandes del hombre. Con la producción de herramientas en la Edad de Piedra se dan formas iniciales para controlar la fractura, así por ejemplo, los hombres de esta época lograron un gran avance con la invención de la punta.

Fractografía en los siglos XVI al XVIII.

Los conocimientos de la apariencia de la fractura fueron usados como cualidad del metal cuidadosamente guardados durante este período. Vannoccio Biringuccio hizo una discusión sencilla en "De la Pirotechnia", publicado en 1540. Él describe el uso de la apariencia de la fractura como una medida de las cualidades debidas a impurezas metálicas y no metálicas. Corto tiempo después, en 1556, Georgius Agricola publicó el famoso "De Re Metálica".

En 1627 reporta Louis Savot, siguiendo procesos recomendados por Biringuccio, como controlar las características en las campanas grandes, él recomienda observaciones del tamaño de grano en las muestras, que sirve como guía para el ajuste de la composición, controlando la resistencia al impacto. Poco después, Mathurin Jousse describe un método de selección de cualidades del hierro colado y acero, basado en la apariencia de las fracturas.

Aunque el microscopio fue inventado en el siglo XVII, no fue sino hasta 1722 que se usó para la fractura de metales. El primer reporte fue de Reaumur quien publicó un libro conteniendo

ilustraciones de macrografías y micrografías en superficies de fractura en hierro colado y acero. Más tarde (1750) Gellert en Alemania describe la fractura característica en metales y no metales, mencionando el uso de las pruebas de fractura para distinguir entre aceros forjados y hierro fundido. La prueba fue también aplicada para efectos de carburación y alta temperatura.

Fractografía en el siglo XIX.

Con el desarrollo de la metalografía como una herramienta en metalurgia, el interés de la fractografía disminuyó, el uso de la inspección visual de fracturas como un medio de control cualitativo continuó pero pocos investigadores se interesaron en la exploración de las características de la fractura en el microscopio y otras publicaciones metalúrgicas la ignoraron. Percy, un prolífico autor en conceptos metalúrgicos, describió en 1875 seis tipos generales de patrones de fractura. Adolf Martens (por quien toma el nombre la martensita) se introduce en el estudio de metales con nuevas superficies de fractura puliendo y atacando la sección, viendolos al microscopio. Él publicó sus primeros hallazgos en Alemania en 1878, e ilustró con grabados a mano reproducciones meticulosas a lápiz, concurrendo en muchas figuras y micrografías en otras. En el campo de la macrografía Martens observó las superficies de fractura por tracción, torsión, compresión, y fatiga, hace la descripción topográfica de estas superficies, observando la diferencia entre marcas toscas radiales

y finas. La influencia del tratamiento térmico en la apariencia de las fracturas del acero se investigaron sistemáticamente por D.K.Chernoff. Más tarde en 1858 Johann Augustus Brinell (el padre de la dureza Brinell) publicó un resumen de esta investigación, el trabajo fue caracterizado por H.M. Howe como representativo "del más importante estudio de fractura alguna vez hecho". La clásica fractura de copa y cono en tracción fue descrita por B.Kirsh en 1889. Él postuló el concepto de propagación de la grieta que se usa hasta nuestros días. El arte de la micrografía fue olvidado hasta bien entrado el siglo XX, después se empieza a enseñar y a reconocer en las Universidades, usando técnicas primitivas.

Fractografía de 1900 a 1939.

La macrografía continua como expediente estabilizador, y no como medida primaria de control y evaluación de cualidades, en la fabricación sólo se usa la prueba de "muesca y fractura". Las categorías de macrofractura son desarrolladas en este período por Reaumur y Brinell, y permanecieron esencialmente sin cambios cuando fueron recopiladas por Tiemann en 1919. En Suecia Jernkontoret desarrolló pruebas especiales de fractura en 1930, y B.F. Shepherd poco después produce estudios de endurecimiento estándar conocido como la prueba P-F. Pero las pruebas especiales de Jernkontoret y la prueba P-F tienen el propósito de cuantificar la austenita, tamaño de grano, dureza, y formabilidad de aceros calmados. Las pruebas de fractura también se estandarizaron para

uso en la cuantificación de propiedades de fundiciones y aleaciones no ferrosas. Una de estas técnicas utilizadas implica el uso del microscopio.

Los estudios primitivos de superficies de fractura presentan algunas arbitrariedades pero hacen significativas contribuciones particulares.

Redescubrimiento de la micrografía.

El redescubrimiento de la micrografía en 1939 se da por la investigación de Carl A. Zapffe observando el posible papel de la dilución de hidrógeno generando laminillas tipo y fisuras por la fragilización del acero. Esta curiosidad despertó interés por la fractura en el acero con muestras ordinarias de fractura y después los que contenían hidrógeno. Esto impulsó a examinar las superficies brillantes en el microscopio, se suprimieron porque los lentes de los objetivos se dañaban al contacto con las agudas puntas de la grieta. Sin embargo, la reflexión de los objetivos "ojo de pescado", nos dan la oportunidad de ver la forma de las hojas a espejo, por lo que Zapffe se animó a utilizar el microscopio. Él fue premiado por sus cuidadosas aproximaciones en la fabricación de ojos de pescado y flash en el ocular del lente, señalado el escudriñamiento lateral de la fractura, expuesta en una faceta de reflexión, así, disminuyó la zona fuera de foco en el eje óptico del instrumento. Todo movimiento lateral se eliminó, el objetivo se bajó cuidadosamente y se logró un agudo foco. Así

Zapffe vio una imagen cristalográfica primaria de grietas y probables obstrucciones (causado por el sistema cúbico de los cristales del hierro colado) y obstáculos lineales, los huecos de gases atrapados en el metal fueron también explorados. La inspección cuidadosa fue posible gracias a el espécimen propicio de objetivo. Fotografías de fractura de gran ampliación fueron posibles por lo que una nueva aproximación a la micrografía se abrió.

Más tarde trabajó con aceros inoxidables, dando así una oportunidad de explorar las características de la superficie de fractura frágil. Esta investigación, expandida inclusive a otros metales como base de la generalización de la técnica, fue publicado en 1945.

Técnicas de micrografía.

Las técnicas empleadas por Zapffe en su trabajo primitivo con las fracturas a la luz del microscopio fueron similares en muchos aspectos a las usadas hoy. En pruebas de laboratorio, la primera consideración fue la producción de superficies relativamente planas. Obtenidas dichas facetas fue fácil indicar si el espécimen se rompió induciendo clivaje a lo largo de algunas direcciones cristalográficas. En especímenes con estructura cúbica centrada en el cuerpo y cristales hexagonales compactos, cuatro condiciones se utilizaron, solas o en combinación, previendo el propósito de la investigación. Estos fueron: a) Impacto a baja temperatura, b)

Impacto de alta velocidad, c) Restricción multiaxial y d) Fragilización por hidrógeno.

Posicionando el espécimen en el microscopio para observación (esto se hizo con cuidado), por dos procesos:

a) Poniendo la metalografía en escena, y permitiendo un movimiento horizontal en foco.

b) Seleccionando las caras con características favorables y ajustando la orientación del espécimen hasta obtener una buena reflexión.

Aplicaciones de micrografía.

El análisis de falla es el área donde se encuentra la aplicación más importante de la fractografía.

La fractografía es una fuente de información para el conocimiento de las fallas. Por ejemplo, a través de la micrografía se puede definir la temperatura de transición frágil-dúctil como resultado del incremento de una velocidad de carga aplicada. La estructura asociada con la propiedad llamada tenacidad es discernible en fractografía, cambios en la concentración de impurezas e impurezas binarias y la segregación ha sido estudiada en molibdeno, y tungsteno, así como en los aceros inoxidable ferríticos fragilizados a 475C (887F). Otros aspectos encontrados, incluyeron marcas por fatiga, evidencia de fragilización por hidrógeno, defectos en cristales "cultivados", y en las pruebas de alta temperatura con dislocaciones e inclusiones.

Objetivos de la investigación de fallas.

Una investigación y subsecuente análisis puede determinar la causa primaria de una falla, y basándonos en esta determinación, se puede tomar una acción correctiva para prevenir fallas similares subsecuentes.

Frecuentemente, necesitamos evaluar la importancia de las causas que contribuyen a la falla; se pueden desarrollar nuevas técnicas experimentales, y/o estudios en un campo no familiar de la ingeniería o ciencia, no explorada. Una compleja investigación causal, como las que se realizan en accidentes de aviación normalmente requiere el servicio de expertos en diversas ramas de ingeniería y ciencias físicas, así como metalúrgicas.

Pasos de un análisis.

Aunque la secuencia está sujeta a variaciones que dependen de la naturaleza de falla específica, los principales pasos que comprende la investigación y el análisis de una falla son como sigue:

- 1.-Recopilación de antecedentes, selección de datos y ejemplos.
- 2.-Examen preliminar de la parte rota (examen visual y se guardan los registros).
- 3.-Pruebas no destructivas.
- 4.-Pruebas mecánicas (incluyendo dureza y prueba de tenacidad).
- 5.-Selección, identificación, preservación y/o limpieza de todos los especímenes.
- 6.-Examen macroscópico y análisis (de las superficies de fractura, grietas secundarias y otros fenómenos de la superficie).

- 7.-Examen microscópico y análisis.
- 8.-Selección y preparación de secciones metalográficas.
- 9.-Examen y análisis metalográfico de secciones.
- 10.-Análisis químico (volumen, localización, productos de corrosión en la superficie, depósitos o revestimientos, y análisis de micropruebas).
11. Análisis de los mecanismos de falla.
- 12.-Determinación de los mecanismos de fractura.
- 13.-Pruebas en simuladores de condiciones de servicio (pruebas especiales).
- 14.-Análisis de todas las evidencias, formulación de conclusiones, y un reporte escrito (incluyendo recomendaciones).

El tiempo invertido para la investigación de todas las circunstancias de una falla es tiempo bien empleado. Cuando un componente se rompe y es recibido para examen, el investigador algunas veces se inclina a preparar los especímenes inmediatamente sin desviarse de un procedimiento de investigación. Dicha actitud se debe evitar; con el fin de ahorrar tiempo y esfuerzo, se deben revisar los antecedentes de falla y las fallas generales, por lo que se iniciará con un procedimiento más informativo.

Si el análisis de falla de algunos componentes es parcial o imposible, en estas circunstancias, algunos datos y ejemplos pueden recolectarse de otros campos de la ingeniería o por otras personas con conocimientos afines. El campo de falla reportado en una hoja o lista de revisión se puede usar para garantizar que toda la información relativa a la falla se recolectó.

I.-RECOPILACIÓN DE ANTECEDENTES,

SELECCIÓN DE DATOS Y EJEMPLOS.

Recolección de antecedentes y selección de especímenes.

Inicialmente, la investigación se puede enfocar directamente hacia el conocimiento de todos los detalles que permitan relacionarlos con la falla, recopilar la información aprovechable relativa a la manufactura, procesos e historia de servicio de los componentes de falla o estructura, y la reconstrucción lo más precisa posible de la secuencia de eventos y cargas hasta llegar a la falla. La recolección de datos, antecedentes e historia de fabricación de los componentes se usa para obtener las especificaciones, y englobar todos los aspectos del diseño. Los datos relacionados con la manufactura y la fabricación se pueden agrupar en:

a)Procesos mecánicos, que incluyen, formado en frío (cold forming), estricción (stretching), pandeo (bending), maquinado (machining), pulido (polishing) y esmerilado (grinding).

b)Procesos térmicos, que incluyen detalles de formado y deformaciones en caliente; tratamientos térmicos, soldadura, y

c)Procesos químicos, que proveen detalles de la limpieza, electrorrevestimiento y aplicación de revestimiento por mezclas químicas o difusión.

A. Historia de servicio.

Obtener la historia completa de servicio, con detalles tiene prioridad en la ocurrencia de falla, por la simplificación del análisis en ésta se le da especial atención a los detalles del medio ambiente, tales como cargas (normales y anormales), variación en la temperatura, y operación en medio ambiente corrosivo. En otros casos, sin embargo, los registros completos de servicio no se pueden obtener, forzando el trabajo de análisis a través de los fragmentos de servicio. Cuando los datos están disgregados, se necesita de análisis, para deducir las condiciones de servicio. Mucho depende de la habilidad y del buen juicio, porque una ponderación falsa en la deducción puede ser más dañina que la ausencia de información.

Es necesario comparar los componentes que se encontraron contra similares que no fallaron, para determinar si la falla ocurrió por las condiciones de servicio o fue el resultado de un error en la manufactura.

Por ejemplo, si un tubo de caldera falla y se sospecha que el calor fue la causa, además si la investigación revela una estructura esferoidal en el tubo del evaporador (que puede ser indicativa de sobrecalentamiento en servicio), entonces la comparación con otro tubo, lejano a la región expuesta a alta temperatura, nos confirmará si los tubos fueron surtidos en condición esferoidal. Como otro ejemplo, en el examen de un perno mostrando fractura por fatiga que es típica en la aplicación repetida de esfuerzos cíclicos, generalmente, es necesario también examinar la tuerca y los otros componentes asociados con el perno

para detectar errores de maquinado, o de uso. Los componentes asociados pueden provocar una carga que no sea axial durante el servicio, que no pueda estabilizar un perno largo. También, en fallas que involucran corrosión, o corrosión-fatiga (corrosion-fatigue), una muestra del fluido que ha estado en contacto con el metal, o de algún depósito que se haya formado, se requiere para análisis.

CONDICIONES ANORMALES. En suma, para desarrollar la historia general de los componentes de una falla, es importante tomar en cuenta las condiciones anormales o algunos eventos no previstos en servicio que puedan contribuir a las causas de falla, y también determinar o evaluar si las reparaciones recientes que han ocurrido afectaron y cuanto. Es necesario averiguar si la falla ocurrió en un lugar separado de la investigación, o si ha ocurrido en otra pieza, en la estructura o en otra similar. En el examen de rutina de fractura frágil, es importante conocer el tiempo del accidente o falla, si la temperatura prevaeciente fue baja, y si se puede medir el cambio de carga que lo provocó. Cuando se descubren fallas de cigüeñales, es generalmente deseable medir el cambio de cargas, y si existe algún desalineamiento, en cualquiera de los cojinetes de la máquina.

Posiblemente la precaución más importante que se debe observar en el análisis es la posición de cada una de las piezas y de los restos que puedan recolectarse de cualquiera de ellas. Tales registros normalmente requieren de un extenso número de fotografías, la preparación del diseño, la toma y tabulación de mediciones apropiadas, de cada pieza.

Después es necesario hacer un inventario para garantizar que todas las piezas o fragmentos están representados en el sitio del accidente. Una investigación de un accidente aeronáutico implica un gran inventario, incluyendo el número de motores, alas, tren de aterrizaje y el fuselaje. Obviamente, esto es esencial para establecer si las partes del avión estaban a bordo cuando éste estalló. Un inventario, cuidadoso, frecuentemente es invaluable. Por ejemplo una investigación completa de un accidente de aviación se resolvió fácilmente por la experiencia de los investigadores oficiales cuando se observó que una porción de ala no estaba en los restos. Este fragmento se localizó con evidencia de fatiga, y por esto aconteció la fractura. Asumiendo que todas las partes de los componentes y los despojos están en el sitio, es importante establecer si el sistema de control estaba en orden cuando ocurrió el accidente.

Un accidente aéreo, implica no solamente revisiones del sistema de control sino también de las tomas de fuerza de las que depende su operación. Obviamente, en un accidente catastrófico de aviación, algunos sistemas de control se rompen como resultado del accidente, y se dedica mucho tiempo a los exámenes de sobrecarga que producen fractura por impacto. Éstas pueden segregarse cuidadosamente en fracturas por impacto y otro tipo de fallas que ocurren antes. El problema por lo tanto, empieza en el análisis de la secuencia.

El problema más común que se encuentra en el análisis de restos es el establecer la secuencia de crecimiento de las grietas, así como la determinación del origen de la grieta inicial. Usualmente, la

dirección del crecimiento se puede detectar por las marcas en la superficie de la misma, tales como marcas chevron (ver la fig. 1). La secuencia típica de grietas se muestra en la fig. 2, donde A y B representan las grietas que se intersectan en un punto, y la grieta B se produce en la dirección indicada por la flecha. Aquí la secuencia de crecimiento de las grietas es claramente distinguible. Obviamente, la grieta A ocurre primero que la grieta B porque la presencia de la grieta A sirve de tope a la grieta B. Este método secuencial se llama el procedimiento de unión T y es una técnica importante en el análisis de restos.

Si los fragmentos no están en contacto unos con otros, nos podemos ayudar con un cuidadoso "ajuste" de los fragmentos de cada componente que se rompió. Cuando se ensamblan, se puede indicar la secuencia en la que ocurrió la fractura.

B. Consideraciones básicas en el análisis de fallas.

La causa básica de fractura es el esfuerzo (aplicado, residual o combinado) que excede la capacidad de carga de la pieza. Este esfuerzo puede producirse por interacción de muchos factores complejos, todos necesitan evaluarse frente a las causas de fractura que pueden ser exactamente determinadas. Algunas preguntas que pueden abordarse con respecto a la naturaleza, historia, funciones y propiedades de la pieza fracturada, y la manera con que estos interaccionan con otras partes, se enlistan como sigue:

CARGAS, MATERIAL, CONFORMADO, Y MEDIO AMBIENTE.

CARGAS: En el diseño de la pieza, la carga está correctamente anticipada en base a su naturaleza, velocidad y magnitud ? Es una carga repetitiva o cíclica? Cuál fue la dirección del esfuerzo principal relativo a la forma de la pieza? Estuvieron presentes esfuerzos residuales indeseables y un nivel de esfuerzo elevado?

TIPO DE CARGA: El diseño de una pieza anticipa un modo específico de carga en servicio. Si las cargas no fueron como las especificadas, esto debe ser asentado en el estudio de la fractura. Mucho puede aprenderse de la observación del tipo y magnitud de esfuerzo aplicado por la inspección de la fractografía. Obviamente, si el tipo de esfuerzo que causó la fractura es radicalmente diferente del tipo que fue anticipado, se puede requerir un cambio de tratamiento en el servicio o un nuevo diseño.

MATERIAL: Se usó la aleación recomendada? Las propiedades mecánicas estuvieron en el nivel esperado? Las superficies o discontinuidades internas pueden contribuir a la falla? La microestructura corresponde a lo descrito?

MATERIAL DE LA PIEZA. Algunas cuestiones pueden ser contestadas por fractografía; otras requieren técnicas adicionales, tales como pruebas mecánicas, análisis químico, análisis por difracción de rayos x, imágenes por catodoluminiscencia, espectroscopía Auger, etc..

Cuando estas investigaciones se ejecutan por equipo auxiliar en cualquiera de los dos microscopios, electrónico de barrido (MEB) o de transmisión (MET), puede considerarse el uso de procedimientos fractográficos.

Los materiales frágiles o dúctiles se pueden tratar con fractografía. En general, una aleación dúctil se fractura por coalescencia de microhuecos y separación intergranular, esto es una simplificación (muchas fracturas despliegan una mezcla de fallas), pero éstas pueden ser las premisas básicas.

Exámenes metalográficos de secciones normales a la superficie de fractura descubren la naturaleza de la microestructura y si el tratamiento térmico fue satisfactorio. Si ocurre subsecuentemente un sobrecalentamiento, la micrografía revela el efecto de esto. Si los límites de grano contienen películas frágiles que contribuyen a la fractura intergranular, una micrografía puede mostrarlo. Las fractografías de gran ampliación pueden mostrar si se trató de un metal "limpio", porque se pueden ver las inclusiones. Las micrografías pueden también revelar inclusiones, pero nos darán

más información relativa a las formas, porque los procesos de fractura normalmente contienen inclusiones en la cavidad original. Si la segregación de elementos o fases ocurre, las fractografías, algunas veces, detectan el patrón de segregación como una desviación del acomodo normal o de una falla distintiva. El grado de identificación dependerá de los patrones de segregación. Si los patrones son extremadamente finos, éstos necesitan, muchos requerimientos para el uso de metalografías y análisis químico electrónico con microsonda. Los estudios de la superficie de fractura revelarán discontinuidades de los procesos que se dieron antes y durante el proceso de fractura. Las grietas formadas antes o durante el tratamiento térmico se distinguen normalmente de la superficie expuesta durante la propagación, por el óxido o capas producto de la corrosión en la superficie de la así llamada fractura por tratamiento térmico.

La naturaleza exacta de las fracturas, a través de los límites de grano, depende de las zonas que fueron calentadas después de que se originó la grieta, durante el tratamiento térmico (o formado en caliente) y si la grieta fue penetrada por líquidos o gases de corrosión durante el servicio. Con observaciones, a priori de la superficie de fractura se reconocen fácilmente.

Las uniones son también fuentes de grietas, pueden ocurrir cerca de o en la superficie de unión del metal, o pueden formarse en la zona afectada por el calor del metal base. Si ésta fue formada a temperatura ambiente es probablemente, semejante al final, en cuanto a la apariencia de la fractura. Si esto ocurre después de que la pieza se calienta (en la unión), las películas de óxido

pueden verse en la superficie de estas grietas. Las fracturas que son completamente internas pueden escapar a la oxidación. El examen fractográfico localizará todas las aberturas, y grietas oxidadas, pero se identificarán mejor por examen metalográfico a lo largo de las secciones transversales de la unión y la zona afectada por el calor en el área de estudio entre la fractura y la unión, como en el ejemplo siguiente.

Ejemplo: La soldadura y tratamiento térmico inapropiado de un eje de acero 4340 da como resultado la siguiente falla (figs. 3, 4, 5 y 6).

El principio de la fractura está en un depósito de soldadura (fig. 3) en un eje de acero 4340 y se propaga a lo largo de la sección del eje. El examen de las réplicas por MET de la porción cercana a la unión muestra que la fractura fue intergranular (fig. 4). El gran endurecimiento de la zona afectada por el calor (fig. 6), revelado por la presencia de martensita, lo cual posiblemente genera pequeñas grietas que sirven como iniciación de la fractura. La fractura a lo largo del eje fue frágil, se confirmó por evidencias fractográficas de clivaje (fig. 5) en toda el área, fuera del depósito de soldadura. La temperatura ambiente de la fractura fue de cerca de 10C (50F). Los análisis espectrográficos indicaron que la composición del acero estuvo dentro de los límites especificados. Sin embargo, las mediciones de dureza, las pruebas de impacto de Charpy, y el examen metalográfico confirman la condición frágil del acero, e indican que no fue templado en las condiciones especificadas, y la presencia de zonas de dureza adyacentes a la zona afectada por el calor de la soldadura (fig.

6); provee evidencia de que el tratamiento térmico posterior a la unión fue omitido.

CONFORMADO: Está la pieza completa, con todas las dimensiones pertinentes y requerimientos de las especificaciones? Tiene la pieza suficiente espesor para soportar la carga interna? La pieza tiene radios suficientemente grandes? Tiene un claro adecuado entre las partes interactuantes? Se deformó alguno de los contornos durante el servicio? Tiene evidencia de daños mecánicos?

SUPERFICIE Y CONFORMADO DE UN ELEMENTO. Las sobrecargas pueden producir una notable distorsión en una pieza. Si en el escrutinio visual y con estereoscopios de bajo poder, podemos notar la distorsión, se debe incluir en el examen como evidencia. Sin embargo, esto proveerá pruebas de sobrecarga solamente si la pieza es dúctil y los esfuerzos relativamente bajos. Con piezas hechas de aceros de alta resistencia (high strength steels), que se prueban en condiciones de sobrecarga, el límite de diseño es más difícil de establecer.

Se requiere una cuidadosa búsqueda en la superficie exterior del área adyacente a la fractura para determinar la raíz del esfuerzo específico que está presente y el tipo de mecanismo que puede iniciar la fractura.

Una simple muesca, grieta o profunda raspada, frecuentemente es el resultado de un golpe por descuido después de la instalación, y puede iniciar la fractura. Si es una muesca "chata", puede considerarse inocua y sin influencia. Por otro lado, si posee algunas marcas agudas y ángulos entrantes, éstos constituyen sitios de concentración de esfuerzos, que frecuentemente causan el

inicio de la fractura. En esta situación, el remedio obvio es más cuidado en los procesos de manejo y mejor inspección.

Las marcas de maquinado son otra fuente de concentración de esfuerzos. Una placa (fillet) maquinada con pequeños radios en la superficie pueden ser un excelente ejemplo de bajo grado de maquinado, y se reconoce como un sitio de iniciación de fractura por fatiga. Las zonas agudas con marcas de maquinado pueden iniciar fracturas de fatiga plana (fatigue fractures even).

MEDIO AMBIENTE: Se expuso esta pieza a un medio ambiente corrosivo o temperaturas excesivas, altas o bajas? Se pidió que la superficie se protegiera? Se alteraron las propiedades, la pieza se afectó por la alteración? Se presentó una interacción (por ejemplo, galvánica) entre el material de la parte afectada y los componentes adyacentes?

MEDIO AMBIENTE QUÍMICO Y TÉRMICO. Las fracturas de una pieza en servicio se asocian frecuentemente con el tipo de medio ambiente al que fue expuesta. El medio ambiente químico activo incluye agua, brisa marina, agua salada, soluciones ácidas, soluciones alcalinas, metal fundido y algunos metales sólidos.

El medio ambiente térmico que afecta las propiedades del metal y las fracturas incluyen la exposición a bajas temperaturas (criogénicas, por ejemplo) y altas temperaturas.

Si la fractura resulta de corrosión, la superficie de la pieza probablemente contendrá productos de corrosión, y algunas fractografías revelan ésta presencia. Esta composición puede determinarse por análisis (químico húmedo, microsonda electrónica (electron microprobe), difracción de rayos x, espectroscopía de

rayos x, difracción electrónica, o espectroscopia Auger). Si ocurre agrietamiento por corrosión bajo tensión (stress corrosion cracking), la fractura es frecuentemente intergranular y la cantidad de productos de corrosión será más grande mientras más cerca del origen de fractura se encuentran y mínimo en la región final. La ausencia de productos de corrosión visible no es necesariamente prueba de que la fractura no se ocasionó por corrosión bajo tensión. Las secciones metalográficas y los exámenes pueden complementar la evidencia adicional concerniente a la corrosión a lo largo de los límites de grano y la dependencia de fracturas secundarias.

Una pieza expuesta a hidrógeno puede fragilizarse. El agrietamiento por corrosión bajo tensión, y la fragilización por hidrógeno producirán en ocasiones fractura intergranular, idealmente con mucha limpieza, (frecuentemente, la fragilización por hidrógeno puede localizarse así o ésta puede no detectarse). En aceros de alta resistencia, por ejemplo, los dos tipos de fractura son parecidos por lo que es imposible distinguirlos.

Usualmente, las fracturas a temperaturas criogénicas se caracterizan por clivaje extremadamente frágil. La presencia de planos delgados de clivaje con lengüetas (tongues) en la superficie de la fractura normalmente dúctil, se pueden interpretar como una fractura de baja temperatura. Sin embargo, si se enfrían algunas piezas en nitrógeno líquido y son regresadas a temperatura ambiente, no sufrirán grietas subsecuentes en la austenita retenida por dicho tratamiento. El calentamiento de la pieza a una temperatura anormalmente alta produce ciertos cambios

que pueden reconocerse por fractografías, como el óxido de las superficies y de alguna grieta, alabeo, ablandamiento del acero tratado térmicamente, y fusión parcial localizada de segregación química. La determinación de las causas de fractura en estas circunstancias requerirán una comparación de la fractografía en las condiciones de servicio para las que fueron originalmente diseñadas.

II.-INSPECCIÓN VISUAL.

Examen preliminar de la parte fallada.

La parte fallada, incluye todos los fragmentos que serán sujetos a un examen visual después de cualquier limpieza. También, la suciedad y restos que se encuentren proveen evidencias provechosas en el establecimiento de las causas de falla o en la determinación de los primeros eventos de la falla. Por ejemplo, los trazos de pintura en la superficie de falla pueden proveer evidencia de una fractura, tal evidencia se puede notar y recolectar.

Inspección visual.

El examen preliminar se puede empezar con una inspección visual sin más ayuda. La vista depende de los focos de acción, ya que los expertos aprovechan las condiciones de iluminación cualquiera que sean, y de la habilidad para examinar áreas grandes rápidamente, para detectar cambios de color y textura. Algunas de estas ventajas se pierden cuando usamos la óptica y la electrónica óptica. Una particular atención se debe dar a la superficie de la fractura y a las partes de ésta que reporten indicios de condiciones anormales o abusos en el servicio. Todas las fallas importantes deben anotarse, incluyendo dimensiones, se deben comparar, tanto en planos como contra una pieza en buen estado o a través de la fotografía. Se debe enfatizar que el examen debe ser ejecutado por investigadores tan efectivos como sea posible porque las guías hacia la causa de falla pueden estar equivocadas, si la observación no se vigila con bastantes notas. En esta sección el microscopio de bajo poder (de 10 a 50 diámetros), de preferencia de tipo binocular, es útil.

A. Fotografías de fracturas.

Cuando se encuentra una fractura, el siguiente paso en el examen preliminar es tomar una fotografía general a fin de complementar los registros, se incluyen las piezas rotas, se anota el tamaño y condición, después se toma la fractura y se hace una cuidadosa exploración con un visor fino. El examen puede empezar con luces directas y después usando varios ángulos (luz oblicua) de iluminación de zona oscura, evaluando las características de la fractura en las que se necesite delinear y enfatizar algunas zonas. Esto también lo podemos usar para determinar qué áreas de fractura son de mayor interés y qué ampliaciones son posibles para evaluar los detalles finos. Cuando esta evaluación se completa, tenemos un procedimiento apropiado para cada fotografía, la ampliación, y la relación con otras.

Registros fotográficos.

El análisis puede decidir a través de las fotografías si los componentes fallaron o se requería otra estructura más adecuada. Una falla casi inconsecuente en una investigación preliminar, puede ser la causante de severas consecuencias; por lo tanto, un registro fotográfico completo de la investigación es importante. La fotografía provee al análisis otros puntos de vista, al retener las características y detalles de falla.

Lo más favorable es que las fotografías sean tomadas por un fotógrafo profesional usando una cámara de gran formato (4x5 pulgadas mínimo), a fin de que los detalles preliminares ampliados sean más tarde datos a los que se pueda acudir.

Para el análisis de falla, se necesitan fotografías de todo, una

cámara reflex de un solo lente, con un juego de lentes y una unidad de flash, son el mínimo indispensable para producir resultados.

Es deseable suplementar el equipo de 35mm con una cámara polaroid y lentes de acercamiento. Las cualidades de las impresiones polaroid serán de baja calidad pero cubren algunos requisitos, y la cámara de 35 mm complementada con la polaroid pueden ser adecuadas para este propósito.

Cuando se requiere un rendimiento de color adecuado, el sujeto debe ser fotografiado contra una tarjeta gris para que sirva de antecedente, y se tome como guía en el revelado y la impresión.

La selección de ejemplos se puede hacer del propio examen, especialmente si la investigación es larga. Debemos respaldar el análisis con fotografías que representen adecuadamente las características de falla para ver una evidencia adicional del daño aparente.

Es necesario considerar en este paso las responsabilidades que se generan en la toma de fotografías industriales en cuanto a patentes, transferencia de tecnología y similares que pueden contradecir alguna política particular de la empresa, por lo que es recomendable ya sea una inspección personal o de un grupo para que el objetivo no se vea obstaculizado.

B. Aspectos de las fallas que pueden ser

resueltos por fractografía.

Un examen visual de la fractura, establece que: a) Existen evidencias de abuso mecánico. b) Indicaciones de corrosión excesiva. c) Si la pieza está deformada. d) Si ésta tiene grietas secundarias obvias. e) Si el origen de la fractura puede ser fácilmente identificado, y f) Si la dirección de propagación de la grieta puede ser fácilmente reconocida.

Frecuentemente, es de mucha ayuda tener una pieza no dañada durante ésta porción del examen. El fin de este escrutinio nos permiten algunas discusiones acerca de las condiciones de servicio existentes y las anteriores a la fractura. Éste conocimiento puede entonces extenderse por un examen de la superficie de fractura a baja ampliación con un microscopio y entonces con gran ampliación con un microscopio electrónico de barrido, o con un microscopio electrónico de transmisión, metalografía (ocasionalmente) o alguna combinación de estas técnicas de examen. Un examen de baja ampliación es importante para la identificación de áreas que necesitan inspección con gran ampliación. Las fallas se recopilan en fractografías de ampliación adecuada para propósitos de reporte, y para futuras referencias o para subsecuentes manejos o secciones de evidencia necesarias para análisis.

Mucho cuidado debe tenerse en el manejo de las partes fracturadas para estudio y preparación de especímenes de fractura. Evidencias que pueden ser provechosas en el establecimiento del origen o mecanismo de fractura pueden ser fácilmente alteradas o destruidas

por negligencia en la recolección de las partes de la fractura para ejecutar el análisis de falla. El tamaño del espécimen que puede ser examinado está frecuentemente limitado, especialmente en el microscopio electrónico de barrido, y puede ser necesario seccionar la pieza fracturada. Esto necesita realizarse cuidadosamente para que la superficie de la fractura no sufra alteraciones.

Ejemplo. Alteración de fallas en la superficie de fractura por procedimientos impropios de preparación del espécimen.

Una bomba con el impulsor hecho de acero inoxidable fundido (stainless steel casting alloy) de baja resistencia (0.007% máx. C, 20% Cr, 29% Ni, 2% Mo, 3% Cu) se abrió para examen. Una sierra (para cortar metales) se usa para hacer un pequeño corte de la superficie de fractura para examen, en el microscopio electrónico de barrido. La deformación plástica y deslizamientos empiezan en la superficie de la fractura, una falla falsa (artificial) se produjo (ver la parte baja de la fig. 7). Éste defecto se puede confundir con estrías de fatiga o marcas de corrosión. El impulsor se ha usado en una bomba que maneja ácido sulfúrico. Las superficies de fractura que no son afectadas por el corte mostrado tienen huecos (ver la fig. 8) que se han producido por la corrosión de un cráter y que borra completamente las estrías que presumiblemente se han formado primero. Huecos de fondo redondo causados por cráteres de corrosión no se pueden confundir con los huecos formados por coalescencia de microhuecos.

Establecer el origen de la fractura es esencial en el análisis de falla, por la determinación de las medidas de prevención de otras

fracturas. Algunas fallas ayudan a identificar el origen de la fractura, tales como marcas fibrosas concéntricas (concentric fibrous marks), marcas radiales (radial marks), y "marcas de playa" (beach marks), y las superficies características de fractura que muestran la dirección de propagación de la grieta (y convergen, en la dirección hacia el origen), tales como marcas tipo "chevron", bifurcación de grietas, y "patrones de río" (river patterns). Todos ellos nos dan una idea para el estudio de fallas, ya que la fractura puede ser iniciada en una inclusión, un poro, una fase segregada, un punto de corrosión, una muesca de maquinado, o algún otro tipo de discontinuidad, o fue simplemente el resultado de esfuerzos internos.

En el siguiente ejemplo, la fractografía se usó para identificar el origen y mecanismo de la fractura en un acero.

Ejemplo. Fracturas que son originadas por concentración de esfuerzos en un acero 4340.

La fractura es la de un acero 4340 electrorrecubierto de cadmio (cadmium-plated 4340 steel) encontrada en un soporte de rotor, como se indica en la fig. 9. El origen de la fractura está en la esquina del rectángulo longitudinal y se extiende hasta el orificio central. El perfil de la fractura se muestra en la fig. 9. Observamos 3 claras áreas delimitadas de superficie; éstas son identificadas como áreas A, B y C en la fig. 10. La vista ampliada del área A y una porción del área B se muestra en la fig. 11. El inicio a 0.7mm de la porción de la grieta (área A), se determinó por fractografía y se ha formado por fatiga (fig.12). Las marcas longitudinales labradas con herramienta en el hueco (ver la fig.

10) se extienden en la placa. El area B, que es representativa de la mejor porción de la superficie de fractura, exhibió fractura intergranular (fig. 13). La zona del borde (shear lip zone) de esfuerzos cortantes (área C) fue así identificada por la presencia de huecos alargados. Por el propio residuo de cadmio y la forma de propagación de la fractura que ha sido intergranular, se sospecha que la fragilización por hidrógeno fue responsable de la fractura. Por otra parte, la gran cantidad de productos de corrosión en áreas intergranulares de la superficie de fractura sugiere grietas por corrosión bajo tensión (stress corrosion cracking) con el mecanismo de fractura operando a lo largo de límites de grano. La posibilidad de que la corrosión fatiga (corrosion fatigue) fuera responsable de la fractura se eliminó cuando una fractografía transversal del área intergranular reveló evidencias de estrias de fatiga. Sin embargo, el inicio de la grieta por fatiga que se ofrece como evidencia, sugiere que el propio desgaste sobrevino por cualquier mecanismo de fractura, como si el electrorrevestimiento no existiera. Desde este punto de vista, la fragilización por hidrógeno puede observarse como una causa de contribución, pero no como causa fundamental, de la fractura. El remedio o acción resultante de la investigación de fractografía incluye modificaciones al diseño del desgaste propio, propiciar la eliminación de la concentración de esfuerzos del sitio origen de la fractura por fatiga, y medidas de prevención para la fragilización por hidrógeno del acero durante el recubrimiento metálico (plating) con cadmio.

"EL ASPECTO DE LA FALLA"

Fractura instantánea: Dúctil (por sobrecarga) o frágil.

Fractura progresiva: Fatiga, corrosión, erosión, termofluencia.

Explicación breve de la apariencia física, con el objeto de que a partir de la inspección visual se puedan consolidar las hipótesis de falla.

Fractura dúctil.

Presenta generalmente adelgazamiento en la zona de falla, consistente con la dirección de aplicación de la carga; reflexión pobre de luz y de bordes cortantes.

Fractura frágil.

Presenta una falla plana, marcas "de playa" o marcas "de cremallera" indicando el origen de la falla. Las marcas son consistentes con la dirección de los esfuerzos.

Fractura por corrosión.

Presenta un deterioro general no uniforme, picaduras o surcos y cuando está aunada una fragilización, aparecen múltiples grietas. Cuando el espécimen fallado presente características de corrosión, deberá tratarse de definir, qué tipo(s) de corrosión está(n) presente(s), por lo que a continuación se dará una breve descripción de las formas de corrosión, y otras fallas comúnmente encontradas.

Corrosión general.

Se caracteriza por un ataque relativamente uniforme sobre la superficie del espécimen en estudio, sin exhibir un apreciable ataque localizado, generalmente se produce por las condiciones ambientales.

Corrosión galvánica.

Generalmente se presenta en la unión de dos o más metales con diferentes potenciales eléctricos en un mismo electrólito.

Corrosión por picadura (pitting).

De los diferentes tipos de corrosión, ésta es la más frecuentemente encontrada en procesos químicos, y se identifica por ser una corrosión extremadamente localizada y puede subdividirse en caústica o ácida.

La encontramos en los procesos químicos en donde las tuberías, bombas y demás implementos sufren picaduras, o puntos de corrosión, al inicio son completamente imperceptibles, y después de un tiempo se hacen más profundos y muestran productos de corrosión de una coloración que depende tanto del material como del proceso en sí.

Corrosión por hendidura (o en grietas).

Este tipo de corrosión, particularmente se da, cuando existen separaciones o hendiduras, entre metales o entre metal y no metal, y productos contaminantes entran en la hendidura e inician el proceso de corrosión.

Corrosión por exfoliación.

Se presenta por un ataque intergranular y se desarrolla en planos paralelos a la superficie, formando productos de corrosión que obligan a la separación del metal dando una apariencia de varias capas.

Agrietamiento por corrosión bajo tensión.

Es el resultado del efecto combinado de la corrosión, los esfuerzos de tensión y ciertos materiales específicos que influyen

considerablemente en éste tipo de falla, además del proceso de fabricación al cual fue sometido el espécimen.

Daño por erosión.

La superficie afectada por éste tipo de mecanismo, muestra zonas pulidas en las partes donde las partículas que se impactan continúan su trayectoria y excavaciones donde el ángulo de impacto es casi normal a la superficie.

Fractura por termofluencia.

Es importante aclarar, que la fractura ocurre cuando el material ha sido debilitado por la elevada temperatura a la que ha estado sometido durante un período de tiempo y que bajo estas condiciones no es capaz de soportar las cargas mecánicas aplicadas, pero para facilitar la identificación del mecanismo la llamaremos "fractura por termofluencia".

Por otro lado, presentar el aspecto físico de la termofluencia es más complicado que los otros "aspectos de falla" mencionados, dado que intervienen factores tales como la temperatura, cargas mecánicas y tiempo; pero el conocimiento de las condiciones de operación y el tipo de material nos puede orientar.

Se maneja comúnmente el siguiente criterio para tal fin:

-Aleación de aluminio	0.54 Temp. fusión (Tf).
-Aleación de titanio	0.3 Tf.
-Acero de baja aleación	0.36 Tf.
-Aceros austeníticos	0.49 Tf.
-Aleaciones base níquel cobalto	0.56 Tf.
-Materiales refractarios y aleaciones	0.4 a 0.45 Tf.

OBSERVACIONES.

1.-Es de suma importancia el documentar la inspección visual, con notas detalladas acompañadas de fotografías.

2.-El manejo y preservación de los componentes fallados, debe realizarse con excepcional cuidado, ya que en esta etapa es posible que se contaminen o se desprendan partículas importantes que puedan enmascarar la causa de la falla, por lo que se recomienda lo siguiente:

-No tocar la fractura.

-Evitar el contacto con otros componentes.

-No intentar re-unir las partes falladas.

-No usar materiales o productos protectores contra la corrosión.

-Secar hasta donde sea posible el espécimen con aire seco.

-Transportar y conservar el espécimen en un medio seco o usar productos deshidratantes de ambiente.

Para la limpieza de las muestras se siguen algunos de estos procesos.

-Debe limpiarse la muestra sólo cuando sea absolutamente necesario.

-Utilizar aire seco sobre la superficie.

-Usar pincel.

-Aplicar solventes inorgánicos.

-Utilizar ácidos diluidos o soluciones alcalinas.

-Cuando se usen solventes, ácidos o álcalis, debe conocerse si la muestra es inerte a su ataque.

III.-PRUEBAS NO DESTRUCTIVAS.

Inspección mediante ensayos no destructivos.

Muchos de los llamados métodos de inspección no destructiva no son enteramente no destructivos. El líquido penetrante usado para la detección de fracturas en algunos metales, deposita componentes ajenos en la superficie, que nos pueden llevar a una mala interpretación de la naturaleza de la fractura. La superficie de la que se sospecha posee contenidos de éste tipo, es sujeta a una limpieza y a un examen más crítico, (frecuentemente los ácidos fuertes no pueden penetrar en un lugar estrecho). Algunas detecciones de cloro en una fractura superficial de acero, que presumiblemente provee el mecanismo de fractura, en una grieta provocada por corrosión bajo tensión, se encuentran difícilmente, porque, se pierden al usar ácido clorhídrico, para limpiar esta superficie.

Pruebas no destructivas.

Las pruebas no destructivas son aprovechadas en la investigación y el análisis de falla. Entre otras, la inspección de metales ferrosos por medio de partículas magnéticas, la inspección por medio de líquidos penetrantes, la inspección ultrasónica, y electromagnética (corrientes de Eddy), inspección de conductores eléctricos, etc..

Todas estas técnicas se usan para detectar las grietas superficiales y discontinuidades. Otras pruebas no destructivas son radiografías, principalmente para fallas internas, y análisis de esfuerzos experimentales, para determinar cargas de máquina y componentes de esfuerzos que pueden causar fallas.

A. Inspección por partículas magnéticas.

Utilizando campos magnéticos localiza en la superficie y bajo ella las discontinuidades en materiales ferromagnéticos. Cuando la pieza se magnetiza, las discontinuidades transversales a la dirección del campo magnético causan una "fuga del campo" por lo que se forma otro campo en la superficie. Esta "fuga de campo" hace evidente la presencia de discontinuidades y se detecta por medio de finas partículas ferromagnéticas aplicadas sobre la muestra, algunas de estas partículas forman la figura del campo. El colector magnético de partículas forma una línea sin continuidad indicando el tamaño, forma y extensión. A menudo, un material fluorescente se combina con las partículas; así que las discontinuidades se pueden localizar fácilmente bajo luz ultravioleta. Las líneas magnéticas (o flujo) se pueden lograr así:

- a) Por el paso de una gran corriente continua.
- b) Con el uso de un yugo magnetizado.
- c) Con el uso de un espiral magnético.

El componente o pieza se desmagnetiza al final de la operación.

Entre las ventajas de la inspección por partícula magnética están las siguientes:

- 1.- Es el mejor y más confiable método para detectar grietas superficiales, especialmente, para grietas finas poco profundas y llenas de material de desecho.
- 2.- La técnica es fácil de aprender, el procedimiento es rápido, simple y no es caro.
- 3.- Las indicaciones se producen directamente en la superficie de

la pieza y la discontinuidad se dibuja magnéticamente. Este es un circuito magnético de lectura externa que se puede calibrar.

4.-Es pequeño y no tiene limitaciones de tamaño o de formas de las piezas a probar.

5.-No necesita elaborados preparativos, y los procesos de trabajo son continuos y responde a pesar de los recubrimientos de pintura y otros recubrimientos no metálicos.

Las limitaciones de la inspección de partículas magnéticas son:

1.-No es completa y confiable la localización de las discontinuidades que se encuentran bajo la superficie.

2.-El campo magnético debe estar en una dirección tal que interseque el plano principal de la discontinuidad.

3.-Se requiere cuidado para evitar el calentamiento local, de otra manera se quema la superficie en los puntos de contacto eléctrico.

B. Inspección por líquidos penetrantes.

Se usa para detectar fallas en la superficie de materiales defectuosos. Principalmente, pero no exclusivamente, en materiales no magnéticos, o en los cuales, la inspección por partículas magnéticas no se puede utilizar. La técnica involucra el esparcimiento de un líquido penetrante, con propiedades de mojado características, así que éste penetra en las pequeñas grietas y fallas del ejemplar. El exceso de líquido se limpia de la superficie, y se aplica un revelador que delata las fracturas o fallas de la superficie. El líquido es normalmente de un color brillante o contiene partículas fluorescentes que bajo la luz ultravioleta, provocan la detección de discontinuidades en el

metal.

Una de las grandes ventajas del método de líquido penetrante, es que se usa en materiales no magnéticos, su costo es bajo, es portátil, y los resultados se pueden interpretar fácilmente.

Las principales limitaciones del método de líquido penetrante son:

- 1.-Las discontinuidades deben estar en la superficie.
- 2.-La prueba se realiza en piezas que se tienen que limpiar antes y después de la prueba, porque el líquido penetrante puede corroer el material.
- 3.-Las películas superficiales pueden evitar la detección de discontinuidades.

C. Inspección electromagnética o de corrientes parásitas.

Algunas veces llamada corriente de Eddy se puede usar en todos los materiales que son conductores eléctricos. Con una espiral magnética detectando alteraciones de corriente en el sitio rodeado o cerca de la superficie, se expone a la corriente de Eddy el material por inducción electromagnética.

Las grietas o fallas cercanas causan la distorsión en la corriente, y cambia la impedancia a causa de la distorsión. El cambio que resulta en la impedancia se puede detectar en el circuito eléctrico y se puede medir. Los defectos o grietas se detectan mediante algunas deflexiones o fluctuaciones de la medida.

Las ventajas de la inspección electromagnética son:

- 1.-Detecta los defectos en la superficie y bajo ésta.
- 2.-No requiere operación especial y no se requiere habilidad.
- 3.-El proceso es adaptable a monitoreo continuo.
- 4.-Los procesos pueden ser substancialmente automáticos y esta capacidad es de mucha ayuda.
- 5.-No es necesario el contacto con la probeta (pieza).

Las limitaciones de la inspección electromagnética incluyen:

- 1.-La penetración es poco profunda.
- 2.-Los materiales a inspeccionar deben ser conductores eléctricos.
- 3.-Las indicaciones están influidas por más de una variable.
- 4.-Se requieren referencias normalizadas.

D. Método de inspección ultrasónica.

Depende de las ondas de alta frecuencia que se transmiten dentro del metal y se reflejan en alguna capa, tales como las de metal-aire, con la superficie del metal, o una capa de metal con grietas o con defecto. Sondas ondulatorias de alta frecuencia pueden detectar pequeñas irregularidades, pero éstas son fácilmente absorbidas, particularmente por los materiales de grano grueso.

Las ventajas de las pruebas ultrasónicas son las siguientes:

- 1.-Alta sensibilidad que permite la detección de fracturas minúsculas.
- 2.-Gran poder de penetración, que permite el examen de secciones gruesas.
- 3.-Exactitud en las medidas de la porción del defecto y estimación

del tamaño.

La prueba ultrasónica tiene las siguientes limitaciones:

- 1.-El tamaño, los contornos complejos y las orientaciones discontinuas, no favorables pueden presentar problemas para la interpretación del patrón de eco.
- 2.-La estructura interna no deseable (por ejemplo, tamaño de grano, estructura, porosidad, contenido de inclusiones, o fineza, (dispersión de precipitados)) pueden obstruir la interpretación.
- 3.-Se requiere una referencia estándar.

E. Radiografías.

Esto requiere el uso de rayos x o rayos gama, que se dirigen a través del ejemplar a una película fotográfica. Después de que la película ha sido revelada, se examina a trasluz. La intensidad de luz que pasa a través de la película es proporcional a la densidad del ejemplar y la longitud del camino de la radiación. Por lo tanto, las áreas iluminadas en el plano corresponden a la densidad de las áreas del ejemplar, considerando que las áreas oscuras pueden indicar una grieta o un defecto en la dirección de incidencia del haz. La mejor ventaja de la radiografía es su habilidad para detectar las variaciones internas, defectos, y que proveen marcas permanentes en películas fotográficas.

IV. -PRUEBAS MECÁNICAS.

La prueba de dureza es simple y es también la más versátil para el análisis de falla. Entre las muchas aplicaciones, la prueba de dureza se puede usar:

a) Para ayudar a la evaluación de un tratamiento térmico (comparando la dureza del componente blando que se prescribe por especificación); b) Para proveer una aproximación de la resistencia a tracción en aceros; y c) Para detectar el endurecimiento por trabajo en frío, o detectar el ablandamiento o dureza causadas por sobrecarga, por descarburización, etc.. La prueba de dureza es también esencialmente no destructiva, (excepto cuando la preparación de un espécimen de prueba de dureza lo requiere); con una prueba de microdureza basta.

Cuando es apropiado, las pruebas de tracción e impacto se llevan a cabo, si existe suficiente material para los especímenes de prueba. La determinación de la resistencia bajo condiciones planas, y los valores de tenacidad de fractura pueden también ser justificables. Se pueden hacer necesarias algunas pruebas a temperatura baja y/o ligeramente alta para simular condiciones de servicio. También, nos podemos ayudar de especímenes de prueba, después de que estos han sido sujetos a determinados tratamientos térmicos, como los del componente de falla en servicio, para determinar, cuál de estos tratamientos térmicos ha modificado las propiedades mecánicas. Por ejemplo, realizar un tratamiento térmico en acero, dentro del rango de fragilización, retenerlo por cerca de una hora, y someterlo a una prueba de impacto, esto indicará cualquier tendencia de fragilización por envejecimiento,

y la determinación de la temperatura de transición frágil-dúctil que puede usarse para analizar la fractura frágil en aceros de bajo carbono.

El análisis de falla debe ejercerse con cuidado sobre todo en la interpretación de resultados de las pruebas mecánicas; en algunos casos, el material ha sido estirado en tracción de 5 a 10% abajo de un mínimo valor especificado y puede ser la primera causa de la falla en servicio. También, se pueden mal entender las pruebas de laboratorio de pequeños especímenes que no representan adecuadamente el funcionamiento de grandes estructuras en servicio. En la fractura frágil de grandes estructuras, cuando ocurren cerca de la temperatura ambiente, las pruebas de laboratorio, de especímenes de Charpy o Izod muestran temperatura de transición bien definida a -18C (0F).

El efecto de esfuerzos de fatiga-corrosión, y pruebas de fragilización por hidrógeno, no están bien entendidas. Sin embargo, con base en la limitada evidencia aprovechable, éstas muestran que la resistencia a estos procesos de falla decrece con el incremento del tamaño del espécimen.

A. Limitaciones de la prueba de tracción.

En la investigación de fallas de servicio, la prueba de tracción no provee mucha información, porque los resultados se observan hasta que ocurre la ruptura. Encontramos algunos ejemplos de componentes blandos que se rompen como frágiles, y frágiles que generalmente muestran una conducta adecuadamente dúctil en las condiciones impuestas durante la prueba de tracción.

Los esfuerzos de tracción son esenciales durante la producción, para estar seguros de que el material cumple con los requerimientos y especificaciones. Esto es también una justificación para la prueba de tracción de componentes que han fallado en servicio, para eliminar la probabilidad de cualidades pobres del material.

La preparación de especímenes para prueba de tracción es cara y consume mucho tiempo; las cantidades de material aprovechable también pueden ser insuficientes, si se preparan solamente especímenes abajo del estándar. Cuando los aceros son importados, y no tenemos suficiente información relativa a la resistencia a la tracción aproximada, se puede obtener de la prueba Brinell o de otras pruebas de dureza alguna aproximación. Una simple curva de prueba usual muestra si un material posee una ductilidad adecuada o no.

En hierro colado y aleaciones no ferrosas son esenciales, aunque algunas indicaciones de esfuerzos de tracción se obtienen de la prueba de dureza. Los resultados de las pruebas de tracción, en especímenes de componentes que tienen fallas en servicio, muestran que los esfuerzos y la ductilidad son visiblemente menores

comparados con las pruebas que se realizaron en su fabricación. Sin embargo, las pruebas aceptadas se llevan a cabo también en especímenes especialmente destinados para éste propósito. Consecuentemente, algunas discrepancias se detectan, entre las dos por las diferencias de cantidad de forja o trabajo en caliente al que el componente y los especímenes de prueba han sido sujetos durante el curso de la manufactura, o porque la sección dura ha resultado de variaciones en la velocidad de calentamiento durante la fundición o el tratamiento térmico. Por lo tanto, tales disparidades no pueden ser interpretadas necesariamente como una indicación de que las propiedades particulares del material se han deteriorado durante el servicio.

El rol de la direccionalidad en pruebas de tracción también se pueden considerar. En los especímenes cortados transversalmente se puede esperar una baja del esfuerzo, los valores de baja elongación de este corte a lo largo del eje longitudinal, son el resultado de la dirección y de la anisotropía producidas durante el rolado y la forja.

B. La fractura dúctil.

La fractura dúctil se caracteriza por "desgarre" (tearing) del metal acompañada por deformación plástica apreciable y gasto considerable de energía. Las fracturas dúctiles en la mayoría de los casos son grises, de apariencia fibrosa (fibrous) y se clasifican en la escala macroscópica como fracturas de borde (flat-face) (cuadradas) o labios de esfuerzo cortante (shear-face).

Labios de borde (flat face) en fracturas de tracción.

En materiales dúctiles; se producen en planos de esfuerzo (que están, en secciones gruesas), con formación de cuello, y ocurrencia típica normal (perpendicular) a la dirección de carga, con algunos labios o bordes cortantes que empiezan a conformarse en la conjunción de la superficie de fractura y la superficie.

El examen microscópico de los labios de borde (flat face) en fracturas de tracción de materiales dúctiles con ampliaciones de cerca de 100 diámetros revelan huecos equiaxiales, formados por coalescencia, en la región plana de los labios (fig. 14).

Labios de esfuerzo cortante (shear-face)

en fracturas de tracción.

En materiales dúctiles se producen en condiciones de esfuerzo plano (que son, secciones delgadas o cerca de las superficies libres), con o sin cuello, y ocurre típicamente con un ángulo de aproximadamente 45 grados de la superficie. La fig. 15 muestra un tornillo de acero aleado para tornillería (bolt) que se fractura de una manera dúctil. La causa es fatiga en otra porción del ensamble. El ángulo de la superficie de fractura (aproximadamente a 45 grados) y la fina apariencia gris de la senda de grieta caracteriza la fractura de "labios de esfuerzo cortante" en materiales dúctiles. El cuello es finalmente visible en el área transversal cerca del área de fractura.

El examen microscópico de una fractura denominada de labios esfuerzo cortante (shear-face) y los esfuerzos en materiales dúctiles con ampliaciones de cerca de 100 diámetros y mayores revelan huecos alargados con los ejes longitudinales en dirección del esfuerzo cortante (fig. 16). La elongación de los huecos es producida por tensiones puntuales de esfuerzo cortante en direcciones opuestas en la superficie de fractura mate. Los huecos elongados se producen también por desgarres de tracción (tensile tearing), pero estos se distinguen de los huecos de esfuerzo cortante.

C. Fractura frágil.

Las fracturas frágiles se caracterizan por la rápida propagación de la fractura con un pequeño gasto de energía y sin apreciable deformación plástica. Las fracturas frágiles son brillantes, de apariencia granular, y son producidas en planos de esfuerzo comúnmente sin formación de cuello. Estos son tipificados por una superficie de fractura fallada generalmente perpendicular a la dirección de aplicación de la carga. Un patrón chevron se puede presentar en la superficie de fractura, y es un punto propicio para localizar el origen de fractura.

El examen microscópico de la fractura frágil revela facetas intergranulares y transgranulares. Las facetas intergranulares son superficies de grano que forman parte de la propagación de fractura a lo largo de límites de grano (fig.17). Las facetas transgranulares observadas en fracturas frágiles se producen por clivaje a lo largo de numerosos planos cristalográficos, estos crean una superficie de fractura con apariencia de "terrazza". Los niveles individuales en la superficie de la terraza están separados por escalones de clivaje que se forman por la fractura de los "ligamentos delgados" (thin ligaments) que unen los segmentos de fractura. Como resultado de esto, los escalones de clivaje convergen en la dirección local de propagación (de la grieta) en forma de patrones de río (river pattern) (ver la fig. 18).

D. Fracturas por fatiga.

Las fracturas por fatiga son el resultado de cargas cíclicas, y muestran fragilidad a escala macroscópica. Éstas se caracterizan por el incremento en la propagación de la grieta hasta que la sección transversal se ha reducido y no puede resistir la carga máxima aplicada, y se produce la fractura. Frecuentemente el progreso de la grieta de fatiga inducida por servicio normalmente es evidente por crecimientos macroscópicos, o "marcas de playa", que surgen progresivamente del origen de la fractura. En la fig. 19 se muestra una fractura por fatiga en acero aleado de una gran grúa. Un tratamiento térmico inadecuado da como resultado una resistencia insuficiente a la fatiga, y se fractura por cargas repetidas. Note que la fractura procede de la parte alta y baja del pasador, como muestran los escalones de las marcas de playa, la fractura final ocurre por esfuerzo cortante dúctil en una banda de la sección media del pasador.

La fig. 20 muestra la superficie de fractura por fatiga en un acero forjado siguiendo la pista de una grieta después de un número comparativamente bajo de ciclos de carga. El examen revela granos gruesos de acero perlítico con una fuerte descarburización en la superficie. La superficie descarburizada generalmente reduce la resistencia a la tracción y causa agrietamiento al inicio de los ciclos de tensión.

El área final es relativamente grande porque la microestructura del grano grueso perlítico tiene una pobre resistencia a la carga de impacto en presencia de grietas de fatiga.

La fractura por fatiga mostrada en la fig. 20, tiene 3 diferentes

zonas de fractura, parcialmente pulidas, contiene zonas de fatiga de origen múltiple "marcas de reten (ratchet marks)" en ciclos bajos, zonas de fatiga ásperas, y un ciclo simple en la zona final de fractura. Nos puede tentar la idea de describir la última zona como frágil porque ésta es perpendicular al esfuerzo principal de tensión; pero muestra una visible deformación plástica. Éste es un ejemplo del tipo de fractura en el que, el mecanismo de grietas por fatiga requiere sólo una pequeña sección de la superficie de fractura. En materiales resistentes sensibles a las muescas, donde la fatiga puede iniciar las grietas, ésta puede ser pequeña o casi invisible a la vista. El examen microscópico de las fracturas por fatiga también revela las estrias características. Cada estria es el resultado de un ciclo simple de carga, sin embargo, una estria no es necesariamente producida por cada ciclo. Las estrias formadas por ciclos grandes de fatiga en una aleación de aluminio 6061-T6 se muestran en la fig. 21.

Consideraciones teóricas que debemos tomar en cuenta para las pruebas mecánicas.

E. Efecto de una muesca.

La presencia de discontinuidades en un miembro estructural sujeto a estados de esfuerzo dan origen a la fractura. Las discontinuidades causadas por cambios abruptos en la superficie libre se llaman muescas, y son inherentes en algunos diseños. Entre las muescas más comunes encontramos las muescas intencionales, los filos agudos y esquinas, los huecos, ranuras de cuña (splines). La muesca también se puede producir accidentalmente por un daño mecánico, tal como un dentado, ranuras o raspaduras, o puede inducirse por el servicio o grietas preexistentes.

Algunas observaciones de la superficie de la muesca, muestran que los esfuerzos se incrementan abruptamente en la raíz. Para miembros cargados elásticamente, la magnitud del incremento de esfuerzos en la raíz, es función del tamaño, el contorno, y sobre todo de la agudeza de la muesca.

Concentración de esfuerzos.

Un método que representa el campo de esfuerzos, usa líneas para indicar la dirección de esfuerzos principales. Este método se ilustra en la fig. 22 con una muesca circunferencial en un espécimen cilíndrico sometido a tracción axial. La distribución no uniforme de esfuerzos axiales en el espécimen cargado y la concentración de esfuerzos en la raíz de la muesca se muestra por la curva marcada con σ_A en la fig. 23. El factor predominante que determina la concentración de esfuerzos es el radio de la raíz de la muesca y el diámetro de la muesca (el diámetro del espécimen con respecto a la raíz de la muesca). En condiciones de esfuerzo elástico puro, la concentración de esfuerzos en la raíz de la muesca empieza a ser demasiado alto cuando éste es aproximadamente cero. Sin embargo, cuando los esfuerzos en la raíz de la muesca exceden el esfuerzo a resistir por el metal, el flujo plástico ocurre. El flujo plástico atiende a lo abrupto de la muesca, y reduce la concentración de esfuerzos en la raíz.

Esfuerzos triaxiales.

En suma los fuertes efectos de concentración de esfuerzos, y la presencia de muescas crea un estado de esfuerzos llamado triaxial. A lo largo de la "pared" se encuentra una masa relativamente grande de metal bajo esfuerzos.

Los grandes esfuerzos en la raíz de una muesca lateral son responsables de los esfuerzos triaxiales producidos por tracción, estos son limitados por el metal esforzado. El resultado de esta limitación es que los esfuerzos laterales se generan en la raíz de la muesca. Un estado triaxial de esfuerzos es accesible cuando los esfuerzos laterales son paralelos y perpendiculares a la raíz de la muesca y existen en un plano perpendicular a la aplicación de esfuerzos de tracción. En un espécimen cilíndrico con muesca, los esfuerzos triaxiales consisten en axial, radial y circunferencial, y considerando un espécimen rectangular con muesca, también tenemos tres esfuerzos naturalmente perpendiculares, uno de los cuales está en dirección de la parte más delgada.

Como se muestra en la fig. 23 los esfuerzos radiales son cero en la superficie libre de la raíz de la muesca, pero ascienden a un valor alto en el interior del cilindro y más adelante bajan en el eje del cilindro. El esfuerzo tangencial es más alto en la raíz de la muesca que en el eje del cilindro.

Restricción plástica.

El estado de esfuerzos mostrado en la fig. 23, hace evidente la existencia de esfuerzos laterales que incrementan el esfuerzo axial con que ocurre. Esto se ilustra si asumimos que se produce (flujo plástico) y se toma un sitio con esfuerzos críticos, τ_c .

Para un cilindro con muesca en tracción, el valor del esfuerzo cortante está dado por: $\tau = \sigma_A / 2$ ec.1 donde σ_A es el esfuerzo axial. Para una muesca circunferencial en un cilindro sometido a tracción, el valor se toma como: $\tau = (\sigma_A - \sigma_R)$ ec.2 donde σ_R es el esfuerzo radial, porque τ_c , es el valor del esfuerzo cortante crítico producido. En estas condiciones, se puede ver que la existencia de esfuerzos radiales requiere un alto valor de σ_A para producir deformación plástica (yielding).

El incremento del tamaño de la muesca y la necesidad de un esfuerzo axial para producir ablandamiento, pueden expresarse como un factor de constricción plástica. En contraste con los factores de concentración de esfuerzos elásticos puros, que pueden ser extremadamente altos, el factor de constricción plástica no puede exceder un valor.

V.- SELECCIÓN, IDENTIFICACIÓN, PRESERVACIÓN Y/O

LIMPIEZA DE TODOS LOS ESPECÍMENES.

A. Cuidado de fracturas metálicas.

Quando una fractura plana y tenue está sujeta a examen de laboratorio, son importantes los pasos a seguir, para obtener la máxima información. Necesitamos describir la procedencia y ésta es independiente de las técnicas de examen que se emplean. El proceso de manipulación seguido de un reconocimiento de la superficie de fractura contiene mucha información y no debemos borrarla porque puede obstruir la correcta interpretación. El daño que puede ocurrirle durante el manejo es de dos tipos: Mecánico y químico.

Daño mecánico, puede derivarse de diversas fuentes incluyendo golpes simples con otro objeto. Esto puede ocurrir durante el desarrollo de la fractura, o en el traslado de una pieza en los alrededores o al transportarla de un lugar a otro. Debemos hacer un reconocimiento del daño usando un buen juicio, éste es el mejor camino para prevenir el daño. La fractura puede protegerse normalmente durante el acarreo con tela de algodón en la superficie pero ésta puede adherirse al material, llevándose frecuentemente parte del contenido que nos puede servir como guía primaria para la interpretación de la causa de la fractura. Se debe evitar tocar la fractura con los dedos o frotarla, esto normalmente causa daño en la superficie.

Daño químico (corrosión).- La fractura puede provenir de cualquier parte y cada laboratorio puede preferir un método particular de preservación. Dado que la identificación de un material extraño presente en la superficie puede ser importante en toda la

interpretación de las causas de la fractura, algunos laboratorios prefieren no usar revestimientos, cuando es posible, y limpiarla en seco, prefieren también usar un chorro de aire comprimido seco (para quitar las partículas extrañas del material) y entonces se procede a desecar.

Cuando es posible lavar la superficie de la fractura con agua, se puede aprovechar. Sin embargo, los especímenes contaminados con agua de mar o con fluidos extinguidores de fuego requieren un lavado completo, normalmente con agua, seguido por un lavado con acetona o alcohol. Después se colocan en un desecador o se cubren con un desecante.

Revestimientos.- Si el análisis del material extraño de la superficie no lo requiere, un método satisfactorio de preservación de la fractura y prevención de corrosión es aplicar una capa de grasa. Otra alternativa es guardar la pieza en una bolsa de plástico, con gel sílica. Se puede recubrir por atomizado o por inmersión. No se debe utilizar un recubrimiento excesivamente tenaz. El plástico frecuentemente usado se puede remover con tetracloruro de etileno. Un mínimo de laboratorios prefiere despegar lacas acrílicas porque éstas pueden removerse fácil y totalmente con acetonas. Un solvente a base de petróleo contaminado causa dificultades para remover el recubrimiento.

Los requerimientos del revestimiento son: a) Que no ataque químicamente a la fractura y b) Que pueda ser completamente removido (fácilmente). En general las lacas de nitrato de celulosa y poliuretano, que usan algunos laboratorios, no son satisfactorios, porque no se remueven fácilmente.

interpretación de las causas de la fractura, algunos laboratorios prefieren no usar revestimientos, cuando es posible, y limpiarla en seco, prefieren también usar un chorro de aire comprimido seco (para quitar las partículas extrañas del material) y entonces se procede a desecar.

Cuando es posible lavar la superficie de la fractura con agua, se puede aprovechar. Sin embargo, los especímenes contaminados con agua de mar o con fluidos extinguidores de fuego requieren un lavado completo, normalmente con agua, seguido por un lavado con acetona o alcohol. Después se colocan en un desecador o se cubren con un desecante.

Revestimientos.- Si el análisis del material extraño de la superficie no lo requiere, un método satisfactorio de preservación de la fractura y prevención de corrosión es aplicar una capa de grasa. Otra alternativa es guardar la pieza en una bolsa de plástico, con gel sílica. Se puede recubrir por atomizado o por inmersión. No se debe utilizar un recubrimiento excesivamente tenaz. El plástico frecuentemente usado se puede remover con tetracloruro de etileno. Un mínimo de laboratorios prefiere despegar lacas acrílicas porque éstas pueden removerse fácil y totalmente con acetonas. Un solvente a base de petróleo contaminado causa dificultades para remover el recubrimiento.

Los requerimientos del revestimiento son: a) Que no ataque químicamente a la fractura y b) Que pueda ser completamente removido (fácilmente). En general las lacas de nitrato de celulosa y poliuretano, que usan algunos laboratorios, no son satisfactorios, porque no se remueven fácilmente.

Otros métodos de protección de fracturas son aplicables. Por ejemplo, la limpieza con réplicas de acetato de celulosa es uno de los métodos más usuales, particularmente cuando la superficie de fractura ha sido afectada por corrosión. Una hoja (strip) de acetato de aproximadamente 1mm de espesor y de un tamaño adecuado se ablanda en acetona y se coloca sobre la superficie de fractura. El corte inicial es una cáscara de acetato duro, y la réplica se presiona contra la superficie de fractura usando un tornillo o una concha adecuada.

El tiempo de secado depende del tamaño de la réplica y del material ablandado, y esto puede estar gobernado por la textura de la superficie. No se recomiendan tiempos de secado menores a una hora, y un secado mayor es idóneo. La réplica seca se levanta de la fractura usando un escalpelo o pinzas. La réplica producida puede repetirse varias veces si la superficie de la fractura está contaminada o es mala. Cuando se obtiene una réplica buena y sin contaminación, se completa el proceso. Una ventaja de éste método es que los desechos se preservan para examen subsecuente, porque se pueden necesitar para la identificación del tipo de impurezas. No se usan adhesivos de presión directa en contacto con la fractura. Muchos otros son difíciles de remover, y se dañan porque absorben agua, y causan corrosión en la fractura.

SECCIONAMIENTO. En función de los exámenes de laboratorio, que incluyen pruebas de dureza, microscopio óptico y electrónico, el tamaño del espécimen está limitado y necesitamos removerlo del componente de falla. Es importante que en los registros, dibujos o fractografías, se tome nota de la localización del corte que se haga durante el seccionamiento. Se puede hacer cualquier corte tomando en cuenta que las superficies de fractura y áreas adyacentes a éstas no deben dañarse ni alterarse, (esto incluye la conservación de la superficie de fractura). En zonas grandes, el método común para remover los especímenes es por corte de flama, el corte se puede hacer a una distancia suficiente del sitio de fractura para que la microestructura del metal no se altere por el calor, y que ninguno de los metales fundidos por el corte se deposite en la superficie de fractura.

El corte de sierra y cortadores de rueda se pueden usar para un extenso rango de tamaños, los cortes secos son preferibles, porque los refrigerantes pueden corroer los sitios de fractura o pueden desprender el material extraño de la superficie. Se puede requerir un refrigerante, sin embargo, si el corte no se puede hacer a suficiente distancia del sitio de fractura, debe evitarse el daño térmico.

B. Limpieza de fracturas metálicas.

Usualmente, se requiere la limpieza de las zonas de fractura, particularmente cuando se use microscopio electrónico para el examen. La limpieza es con el propósito de remover las capas de protección, productos de corrosión, y los depósitos de polvo que pueden obstruir parte de la fractura o pueden hacer difícil la interpretación. Priorizando la limpieza, sin embargo, los depósitos en la superficie de la fractura pueden producir información importante acerca de la causa de la propagación de la grieta.

Numerosos productos de limpieza se han desarrollado, para cada situación particular del laboratorio o del metal. La técnica común de limpieza incluye:

- 1.-Una corriente de aire seco, con la cual se remueven algunos materiales adheridos. Una brocha blanda ayuda a remover las partículas de forma artística, con extremo cuidado para no dañar la fractura.
- 2.-Tratamiento con solventes inorgánicos por inmersión o rociado para remover el aceite, grasa o recubrimiento plástico. El removido puede ser auxiliado por agitación ultrasónica (ver el paso 4 en la lista), calentamiento del solvente, o el uso de vapores desengrasantes. Por lo general el cepillado de la fractura se evita, el solvente se colecta con un limpiador espectrográfico graduado porque, de no hacerlo así, se retarda el análisis de la superficie metálica.
- 3.-Tratamiento con medios ácidos o soluciones alcalinas (dependiendo del metal) que atacan la superficie, pero la base

debe ser esencialmente inerte. Este tratamiento se le da sólo como un último recurso porque probablemente destruya los detalles finos de la fractura, útiles en el microscopio electrónico. Ácidos como el acético, fosfórico, o bases como el hidróxido de sodio, se calientan cuando es necesario, y se usan para limpiar el acero cuando contiene impurezas. Diversas soluciones comerciales pueden usarse satisfactoriamente, pero debemos tener cuidado para que no remuevan las inclusiones de la matriz. La agitación ultrasónica (ver paso 4, abajo) puede ayudar beneficiosamente a la limpieza. Las capas de sarro y escoria pueden removerse usando citrato de amonio y una solución de oxalato de amonio. Otras recomendaciones para acero con impurezas es la inmersión de 1 a 15 minutos en una solución de ácido clorhídrico conteniendo dos gramos por litro de Hexametilén tetramina. El ácido sulfámico se utiliza también. La limpieza con ácido nítrico es mejor para impurezas de titanio y de aluminio, se deben usar sólo solventes inorgánicos.

4.-Limpieza ultrasónica. Se lleva a cabo con agua y detergentes sin agotar. Este método ha sido completamente efectivo y no daña la fractura. La agitación ultrasónica con solventes inorgánicos, con ácidos suaves o soluciones alcalinas puede usarse para remover un revestimiento terco, lodo o depósitos. Óxido o corrosión pueden removerse con buenos resultados en fracturas de acero usando simultáneamente ultrasonido y limpieza catódica en soluciones de carbonato o de hidróxido de sodio.

5.-Aplicación y desprendimiento de réplicas plásticas. Usualmente se repite de dos a 5 veces. No se debe perder plástico y debe estar suave para que se pueda remover cuando éste sea rayado. Con

mucho cuidado se agita para ver si está en toda la superficie de fractura.

Reacciones químicas, tales como oxidación, en la base del metal, se deben evitar porque parte de la fractura se destruye y al remover la capa de óxido no se tienen los detalles originales de la fractura. Ninguna fractura con daños ya sean químicos o mecánicos se restaura a su condición original así se invierta cualquier cantidad de limpieza.

C. Apertura de grietas secundarias.

Cuando la fractura primaria ha tenido una protección correcta nos provee de mucha información. Sin embargo, en ocasiones es deseable abrir alguna otra grieta secundaria para exponer estas superficies a examen y estudio. Esta grieta nos puede proveer información adicional complementaria a la que aporta el estudio de la grieta primaria.

Al abrir grietas de éste tipo para examen debemos ser cuidadosos para prevenir algún daño, principalmente mecánico. Esto puede ser efectuado abriendo un camino de dos faces normal al plano de fractura. Esta vista del corte reduce la cantidad de metal que necesitamos romper moviendo las superficies en direcciones opuestas, normales al plano de fractura.

GRIETAS SECUNDARIAS ABIERTAS. Cuando la fractura primaria se ha dañado o corroído a tal grado, que la mayoría de la información acerca de la causa de la fractura se ha borrado, es necesario abrir una grieta secundaria para exponer estas superficies a examen y estudio.

La separación final del espécimen se puede hacer por varios caminos:

a) Por medio de mordazas en los dos lados de la grieta en la máquina de pruebas de tensión, si el espécimen lo permite; b) Con la colocación del espécimen en un tornillo, marcando un camino y golpeando con un martillo sin que sufra daño la superficie de fractura; o c) Con sujetadores de tenazas, garras o tornillos y gatos separadores.

Es deseable ser diestro en distinguir entre una superficie de

fractura producida durante la apertura primaria y la separación secundaria. Esto puede efectuarse asegurandose de la diferencia entre un mecanismo de fractura y otro cuando éste se halla terminado. Dicha operación se hace a baja temperatura, evitando la condensación, porque esto puede causar corrosión en la superficie de la misma. Esto se recomienda para fracturas longitudinales donde la prioridad es la apertura. Frecuentemente las cantidades de esfuerzo que se invierten en un espécimen se pueden determinar por la medición de la separación de los dos mitades adyacentes a la fractura. Esto puede hacerse después para grietas secundarias encubiertas. La longitud de la fractura puede ser importante para el análisis de fractura por fatiga o para consideraciones de mecanismos de fractura.

D. Corrosión en superficies de fractura.

La fractografía de fracturas de servicio se dificulta cuando los materiales están expuestos a un medio ambiente corrosivo. Análisis posteriores de la superficie pueden detectarlos, y así se obtiene el detalle fino de los procesos de fractura. La fig. 24 muestra una superficie de fractura de un acero inoxidable tipo 201 trabajado en frío en un medio ambiente de severa corrosión. Las "arrugas" (ridges) paralelas en la fractografía corresponden con la condición de bandas de la microestructura. La revisión de la superficie (productos de corrosión) revela la presencia de las "picaduras" de corrosión (corrosion pits), de allí pues que la prevención e identificación de mecanismos operativos en la fractura, es esencial.

La fig. 25 muestra las evidencias de picaduras en contornos intergranulares que ocurren en aleaciones de cobre No. 360 por grietas de corrosión bajo tensión.

VI.-EXAMEN MACROSCÓPICO Y ANÁLISIS.

La apariencia macroscópica de la superficie de falla se describe en términos de reflexión de luz (brillante o gris) y en términos de textura (pulidas o rugosas, cristalinas o con apariencia de seda, granular o fibrosa). El uso de términos como frágil o dúctil que describe el esfuerzo macroscópico que se requiere para la separación y los términos labio de borde (flat-face) y labio de esfuerzos cortantes (shear-face) para describir la dirección macroscópica de fractura.

Examen macroscópico de la superficie de fractura.

El examen detallado de las superficies con un rango de ampliación de 1 a 50 diámetros se puede hacer con lentes manuales o microscopios estereoscópicos de bajo poder. Ocasionalmente, esto se puede hacer con grandes ventajas en un microscopio electrónico de barrido con pequeñas ampliaciones. Las fotografías de los especímenes requieren una cámara de grandes cualidades para una ampliación de 20, y unas macrografías de 20 a 50 diámetros, con incidencia normal (vertical y oblicua) de sistemas de luz y objetivos que se usan en metalografía estándar. Frecuentemente, un espécimen puede ser demasiado largo o demasiado ancho para el campo de metalografía, y el corte del espécimen difícil o indeseable. En éste caso, se pueden encontrar excelentes resultados con réplicas que se pueden recubrir con capas delgadas (cerca de 200 angstroms de espesor) de evaporación en vacío de oro o paladio para mejorar la reflectividad, o se pueden sombrear con un ángulo de inclinación que incremente el contraste del detalle fino. Las réplicas se pueden examinar en el microscopio de luz

incidente o de luz transmitida. Como éstas son conductoras eléctricas, se pueden examinar también en el microscopio electrónico de barrido.

La cantidad de información que se puede obtener con el examen de la superficie de fractura con baja ampliación es sorprendentemente extensa. Las consideraciones de la configuración de la superficie de fractura nos pueden dar una indicación del sistema de esfuerzos que produjo la falla. Las fallas de tracción que se producen con fractura normal al esfuerzo de máxima tracción en condiciones de esfuerzo plano presentan un "plano inclinado" ("esfuerzo cortante (slant shear)") a aproximadamente 45 grados. El término "shear lip (borde de esfuerzo cortante)" frecuentemente se usa para describir un área de fractura de un plano inclinado (slant fracture) entre un área de borde y una superficie libre. Éste término se puede evitar, porque es parecido al que denota las fracturas de plano inclinado (slant fracture) que son el resultado de esfuerzo cortante puro. El término "fractura a 45 grados" para una fractura de plano inclinado es algunas veces engañoso, porque el ángulo entre el eje principal y la superficie de fractura puede variar de éste valor. En suma, la superficie de fractura puede tener un aspecto plano curvado (curved plane). Los esfuerzos de torsión pueden producir fuertes fracturas en superficies espiral, especialmente si estos son generados por fatiga.

El examen macroscópico puede determinar usualmente la dirección de propagación de la grieta y de aquí el origen de falla. Con fracturas frágiles en forma de hojas (brittle flat fractures), la determinación depende de la extensión de las grietas

ESTA TESIS NO DEBE
SALIR DE LA BIBLIOTECA

superficiales, como en las "marcas galoneadas (chevron marks)" del tipo mostrado en la fig. 1.

Las marcas del tipo "chevron" ocurren cerca de las fracturas escalonadas con un desarrollo primario, y con un frente de grieta en expansión. En una plancha y una hoja, las marcas chevron pueden resultar de la nucleación de nuevas grietas delante de una grieta principal.

Ocasionalmente, las marcas "chevron" pueden no seguir el patrón general tanto en las grandes regiones de falla como en el origen, ejemplo de ello es la superficie de la fractura mostrada en la fig. 26; en que la fractura, es el resultado de una grieta de fatiga, iniciada a lo largo de un orificio taladrado, debido a la fricción. Cuando la grieta frontal se estanca y después de algún tiempo crece, las marcas chevron reinician normales al frente de la grieta dadas en cualquier posición, indicando la región de fractura final. Éste funcionamiento es usual; sin embargo, las marcas chevron de éste tipo se pueden analizar cuando se determina la dirección de propagación de la grieta.

Cuando las superficies muestran fractura de borde y de plano inclinado (both flat and slant fractures), se puede concluir generalmente que, la fractura plana (flat fracture) ocurrió primero. La expansión de la grieta, relaja el estado plano de esfuerzos. A la inversa, si la fractura ha empezado en la superficie libre, el área donde se localiza el origen se caracteriza normalmente por la ausencia total de fractura plana o "bordes de esfuerzo cortante (shear lip)".

En exámenes a pocos aumentos, la superficie de fractura revela

grandes regiones con textura diferente a la región de fractura final; todas las fracturas pueden mostrar estas diferencias, fatiga, esfuerzo de corrosión y fragilización por hidrógeno, etc.. La fig. 27 muestra la superficie de fractura de un tubo de acero y es un excelente ejemplo del tipo de información que se puede obtener por un examen macroscópico. En la fig. 27, las marcas chevron claramente indican el origen de la fractura, lo cual está marcado con la flecha. Esta región, diferente al resto de la fractura, no tiene "(shear lip) bordes de esfuerzo cortante". La superficie de fractura plana sugiere que el esfuerzo que causó la falla fue tracción paralela a la longitud del tubo. El origen de la fractura, en la fig. 28, muestra pequeñas grietas nucleadas con una textura diferente del resto de la superficie (remanente).

A. Relación del mecanismo de fractura con el tamaño

forma y sección transversal de la pieza.

La forma, tamaño y sección transversal de un espécimen y el comportamiento de la estructura pueden tener un gran efecto en la apariencia macroscópica y microscópica de la superficie de falla, especialmente cuando se producen esfuerzos en la raíz.

Los huecos, rincones, muescas, marcas de maquinado y, cualquier otra cosa, preexistente a las grietas activas, son factores de la fractura. Los pronunciados esfuerzos en las raíces están probablemente contenidos en partes largas, porque las grandes áreas tienen mucho volumen y área superficial.

Las dimensiones de una pieza pueden influir los mecanismos de fractura. Si la fractura se da en aceros templados y revenidos en metales cúbicos centrados en el cuerpo, el mecanismo de la fractura cambia de coalescencia de microhuecos a clivaje en el plano (100) . La causa probable del cambio es un aumento en la sección, las zonas gruesas experimentan esfuerzos triaxiales y contracciones en las zonas intermedias a la zona calentada y por lo tanto es más probable el tipo de fractura plana por esfuerzos y la propagación de la fractura en estos planos.

En un componente de metal que no se fractura por clivaje o por separación intergranular, se le puede identificar por un cambio en las fallas superficiales y por los huecos de esfuerzo cortante (shear dimples) (en una lámina delgada), hasta huecos "desgarrados" (tear dimples) (en una plancha gruesa). El cambio microscópico puede ser de una fractura totalmente inclinada a una plana por corte y perpendicular al eje de esfuerzos.

Otro cambio en el mecanismo de fractura, en una sección gruesa ocurre en componentes expuestos a medio ambiente corrosivo. Para una pieza expuesta a agua salada, el cambio de coalescencia de microhuecos a separación intergranular o a clivaje puede asociarse con un cambio en el espesor, esto es correcto si el factor de intensidad de esfuerzos es bajo.

La evidencia de fractura a lo largo de límites de grano y de impurezas significa que la carga fue aplicada en la dirección perpendicular a la del rolado. Esto es particularmente cierto por la precipitación y endurecimiento en aceros inoxidables y en la serie 7xxx de aleaciones de aluminio, que frecuentemente revelan estructuras de bandas durante el rolado o la forja. Los grandes límites de grano son paralelos a la dirección de rolado, partículas elementales y la segregación pueden aumentar la probabilidad de que se formen huecos a lo largo de estos límites de grano. Para prevenir la recurrencia de éste tipo de fracturas, la pieza se puede rediseñar orientando la dirección de carga.

B. Discontinuidades primarias de fractura
que son reveladas por fractografía.

El origen de fractura está frecuentemente relacionado con la presencia de una discontinuidad interna o superficial. La manera en que estos tipos de discontinuidades causan la fractura y el efecto de falla de superficies de fractura se describen e ilustran con fractografías.

Discontinuidades tales como traslape (laps), costuras (seams), dobleces en frío (cold shuts), grietas previas, porosidad, inclusiones, segregación, y orientación de grano infavorable en forja, frecuentemente actúan, como núcleos de fallas por fatiga o grietas de corrosión bajo tensión, porque estos incrementan esfuerzos locales y reacciones del medio ambiente. Las discontinuidades grandes reducen el nivel de esfuerzo necesario para la separación. Consideramos otras posibles causas o factores contribuyentes, así, el análisis de secciones metalográficas continuas puede mostrar que la falla pudo ocurrir directamente si la discontinuidad no se ha presentado. Las fallas que se originaron con discontinuidades metalúrgicas significativas normalmente muestran un cambio en textura, los contornos de la superficie, o coloración de la vecindad de la discontinuidad. Frecuentemente, el examen de un área sospechosa con diversas ampliaciones y en diferentes condiciones de iluminación ayudarán a determinar si una discontinuidad significativa está presente y puede proveer información acerca de ésta en cuanto al tamaño y tipo. El variar el ángulo de inclinación de la luz incidente durante el examen con un estereoscopio de bajo poder puede ser de

gran ayuda. Algunas veces, la segregación u orientación no favorable de grano puede contribuir a la fractura sin muestra evidente que pueda detectarse por examen visual directo. Cuando la indicación visual de una discontinuidad metalúrgica está presente, se debe corroborar con evidencias que se pueden obtener de otras fuentes, tales como secciones metalográficas continuas del área sospechosa o estudio de variaciones locales de composición por análisis electrónico con microsonda o espectroscopía Auger (Auger spectroscopy).

La fractura plana en el fondo de la depresión generalmente originada por una discontinuidad, no necesariamente determina el mecanismo de la fractura. Por ejemplo, la fractura de una discontinuidad gruesa, tales como un traslape por rolado (rolling lap), puede ocurrir por cualquiera de los mecanismos comunes de fractura (intergranular o transgranular).

C. DEFECTOS.

Efecto de traslapes (laps), costuras (seams) y dobleces en frío (cold shuts) en la fractura.

La superficie de la costura en la fractura por fatiga de un cigüeñal de acero 1046 se muestra en la fig. 29. Un traslape, una costura o un doblez en frío es fácil de identificar en un estereomicroscopio de bajo poder, porque el área de alguna de estas discontinuidades es distinguiblemente diferente en textura y color de la superficie de fractura remanente.

La fig. 30 demuestra la utilidad general del microscopio electrónico de barrido a baja ampliación para la identificación de discontinuidades tales como costuras y traslapes (seams and laps). La fractografía en la fig. 31 muestra un traslape que ha sido generado por rolado en la raíz de la fibra (thread roots) de un acero 300M. Ahí se observa el traslape (laps) a partir del cual se propaga una grieta de corrosión bajo tensión, que es parte del riguroso estudio. Pero las superficies del traslape (lap) (fig. 32) están excesivamente oxidados (figs. 33 y 34), y esto indica que el traslape (lap) se formó antes de que el soporte fuera tratado térmicamente (con lo que se produjo una resistencia a la tracción de 1930 a 2070 MPa (280 a 300 ksi)). Un borde en una aleación de aluminio 7075-T6 forjado se muestra en las figs. 35, y 36. Estos traslapes (laps) se formaron cuando las superficies se plegaron durante la operación de forja. Cuando el plano de pliegue (fold) fue abierto y roto, presentó anomalías deslustradas, con algunas indicaciones de productos de óxido.

Grietas (cracks).

El tamaño de una grieta y su origen son de suma importancia en el mecanismo de fractura, así como en el análisis de falla, porque esta relación con respecto a la longitud de grieta crítica da como resultado una grieta inestable. Las figs. 37 y 38 muestran la fractura de una región sometida a tracción en acero 4340. La zona marcada por la flecha indica una vieja grieta intergranular de corrosión bajo tensión rodeada por una región de huecos. La grieta no fue eliminada en el acabado final, en el que se removió cerca de 0.004 in., por lo que el proceso de crecimiento continuó durante el servicio de la pieza. Las fractografías 39 y 40 muestran una grieta por clivaje (preexistente) que sirve como núcleo para la fractura por sobrecarga en acero 300M, que ha sido tratado térmicamente y sometido a un esfuerzo de tracción de 1930 a 2070 MPa (280 a 300 ksi); la fractografía 40 muestra productos de corrosión en la superficie de fractura.

Cuando se presentan fracturas de servicio cuyo origen es un deficiente tratamiento térmico, por grietas de transformación, bajo esfuerzos, como las que ocurren en acero, la superficie normalmente será intercristalina o de textura intergranular. Si una grieta interna llega hasta la superficie (de modo que el aire u otros gases puedan penetrar), ésta generalmente se oscurece en el tratamiento térmico, después de lo cual se decolora por la exposición al medio ambiente de servicio.

El tratamiento térmico de revenido en un rango de temperatura de 204 a 538C (400 a 1000F) produce esfuerzos y colores de revenido en la superficie de la fractura abierta y en la superficie

externa. La apariencia de colores de revenido se modifica por la composición del acero, el tiempo (también con la temperatura) de exposición, la atmósfera del horno, y subsecuentemente el medio ambiente del revenido que producen el color.

La transformación incompleta o inadecuada penetración de soldadura puede producir un material discontinuo similar a una grieta. Cargas subsecuentes pueden causar el crecimiento de la discontinuidad, como en la fig. 41 que muestra un titanio comercial puro que se rompió en fatiga, por nucleación de una grieta, en el fondo de la superficie, resultado de fusión incompleta durante la soldadura.

Inclusiones.

Discontinuidades en forma de inclusiones, tales como óxidos, azufre, y silicatos, pueden ser el origen de fracturas por fatiga en miembros sujetos a cargas cíclicas. Tales inclusiones han sido identificadas como sitios de iniciación de grietas en aleaciones de aluminio y aceros por rigurosas investigaciones. Con esfuerzos bajos, estas inclusiones forman microhuecos, por fractura de la inclusión o por pérdida de cohesión en la interfase de la inclusión y la matriz. La fig. 42 muestra una superficie de fractura en una aleación de aluminio 2124-T851 que contiene grandes inclusiones (una de las cuales se muestra en la fig. 42) que inicia la fractura por microhuecos; con esfuerzos adicionales los huecos se alargan.

Las figs. 43, 44 muestran una superficie de fractura típica producida por esfuerzos planos, en pruebas de tenacidad de dos aceros templados y revenidos (quenched and tempering), con .45% de C, al níquel-cromo-molibdeno con contenido límite de azufre. Materiales de alta pureza y cuidadosos controles metalúrgicos se han usado, por lo que están libres de impurezas o inclusiones no metálicas, excepto de partículas de azufre. En las superficies de fractura del espécimen de ambos aceros tratados, predominan los huecos equiaxiales. Las superficies de fractura del acero con 0.149% de S (ver la fig. 43), contienen algunos huecos largos, poco profundos, que han sido nucleados durante los procesos de fractura por numerosas, y toscas partículas de azufre. En contraste, la superficie de fractura del acero con 0.008% de S (ver la fig. 44) muestra varios huecos algunos

pequeños que evidentemente fueron nucleados en pequeñas partículas de carburo.

La inclusión grande de la fractografía MEB en la fig. 45 fue encontrada en la superficie de fractura en estado endurecido en acero 9310 forjado que se rompió durante servicio.

Por el análisis de rayos x de las inclusiones primarias deducimos que éstas fueron un fragmento del revestimiento del ladrillo quemado o del cucharón de purga.

La fig. 46 muestra las fallas de la fractura asociada con inclusiones en acero 4340 con una resistencia a la tracción de 1790 a 1939 MPa (260 a 280 ksi). El flujo de soldadura atrapado en la unión puede reducir el esfuerzo efectivo, y puede crear problemas de corrosión con tratamientos térmicos prolongados. En una aleación de aluminio 6061, la unión de soporte fue mejorada por soldadura, y ésta conlleva algunas impurezas. El conjunto de piezas fue tratado térmicamente mediante el proceso T6 después de soldada. Este flujo de inclusiones, mostradas en la fig. 47, reduce la sección transversal de la unión, y una fractura por sobrecarga ocurre en la soldadura.

Porosidad.

La porosidad es el nombre aplicado a la condición de finos huecos o poros en el metal. Esto es más común en fundiciones y uniones (soldaduras), pero porosidades residuales de lingotes de fundición algunas veces están presentes en aceros de forja. Se pueden observar fracturas en regiones continuas de excesiva porosidad, con numerosas depresiones pequeñas (algunas veces mostrando huecos de fondo circular) o áreas con una apariencia dendrítica (dendritic). Con baja ampliación, regiones de fracturas continuas de porosidad excesiva pueden mostrarse "lodosas (dirty)" por el gran número de pequeños huecos, se ven regiones negras. Una cavidad grande en un acero fundido de 0.20% C de un eje de torno se muestra en la fig. 48. Es visible una estructura dendrítica (dendritic).

El aluminio fundido es probablemente un absorbedor de hidrógeno de la humedad atmosférica o de productos de combustión. La liberación de hidrógeno durante la solidificación puede causar que el gas forme porosidades. Una fractura de la aleación de aluminio 220-T6 para fundición con exceso de porosidades se muestran en la fig. 49. Una sección metalográfica, corte de un área adyacente a la fractura se muestra en la fig. 50. Las figs. 51, 52 muestran porosidad casual (con poros rodeados por huecos) en una fractura de una fundición de aluminio A357 de una hoja de turbina de aire. La fractura fue causada por sobrecarga por impacto.

La fig. 53 muestra un poro generado por contracción (shrinkage void) intersectado por una superficie de fractura en una fundición de aluminio A357-T6 de una caja de engranes. Los nódulos

dendríticos en el hueco indican que la cavidad fue causada por solidificación infavorable durante la fundición. La fractura fue causada por sobrecarga.

Las figs. 54 y 55 muestran fractografías MEB de la superficie de fatiga en un sitio de soldadura por puntos que se rompe durante una prueba de un espécimen de aluminio 7075-T6. El hueco en la soldadura (nuget) es claro en ambas fractografías, la senda de fractura por fatiga está favorecida por los huecos, la pieza muestra afinidad por los huecos.

La fractura mostrada en las figs. 56 y 57 revela cavidades que se han formado con gas atrapado durante la solidificación de aluminio 2014 en la unión (soldadura) del metal. Estas cavidades esféricas tienen superficies pulidas con patrones geométricos (ver la fig. 57). Las figs. 58 y 59 muestran una falla similar en la superficie de un poro en acero maraging; La unión se hizo usando acero modificado, 18%Ni, 9% Co, 5%Mo de varillas de soldadura (o alambre).

Evidencias de porosidad se encuentran algunas veces en forja. Las figs. 60, 61, 62 muestran una fractura en aluminio 2014 forjado que contiene porosidad, y muestra pequeñas y brillantes regiones escamosas. Con gran ampliación, algunas áreas de porosidad muestran patrones geométricos de escalones semejantes como los de la fig. 57, y otras áreas muestran óxido escaso.

Segregación.

Una fractura en la región de segregación muestra más cambios de frágil a dúctil que la porción de los alrededores. Las diferencias en la textura de la fractura son ligeras y por lo tanto dificultan la evaluación. Fractografías que son la evidencia de segregación se confirman por comparación de la microestructura y la composición química del material en la región sospechosa, o fuera de ésta. Una fractura en la región de segregación en una aleación de titanio Ti-6Al-4V forjada se muestra en la fig. 63. La apariencia de la microestructura adyacente a la fractura se muestra en las figs. 64 y 65.

Límites de grano discontinuos.

Los límites de grano discontinuos se forman de materiales frágiles por ejemplo, el acero maraging al 18% Ni presenta severa fragilidad si se calienta a 1093C (2000F) o mayor temperatura y se enfría en el rango de 928 a 760C (1800 a 1400F) sin suficiente trabajo en caliente simultáneo. La fragilización es de naturaleza intergranular y la fractura se presenta a lo largo del límite de grano de austenita retenida. Las superficies de especímenes con fractura dúctil (sin fragilizar) (unembrittled), tratada térmicamente en aceros maraging contiene huecos equiaxiales, pero la superficie de fractura del espécimen fragilizado es intergranular, completamente pulido y con contornos ligeramente curvados. La fig. 66 es una fractografía MET, de una réplica, de la fase segregada, con un contenido de 0.027% C y 0.001% N. La fase de segregación ha sido identificada como carbonitruro de titanio (carbonitride titanium), Ti (C,N). En la fig. 67, un acero

maraging fragilizado experimentalmente en caliente con alto contenido de nitrógeno pero bajo de carbono (0.004%C y 0.003%N) muestra evidencias de una pequeña cantidad de alguna fase fragilizante.

Orientación de grano no favorable.

La orientación de grano en una dirección no favorable puede indicarse por una fractura leñosa (woody fracture) en algunos materiales y por una fractura de borde (flat), en otros. Una región de fractura leñosa se marca con B en la fig. 68, muestra signos de fatiga en un acero 4340, en el soporte del eje de engranes de una máquina de vapor. La fractura por fatiga ocurrió en la región donde la resistencia del material fue baja, porque la carga fue aplicada cerca de la dirección perpendicular a la orientación del grano. En aluminio de alta resistencia extruido o rolado en caliente, las cargas de tracción son ocasionalmente aplicadas en dirección perpendicular a la del flujo, lo que puede causar desdoblamiento (splitting) a lo largo de las líneas de flujo.

VII.-EXAMEN MICROSCÓPICO.

La apariencia microscópica de la superficie de falla se describe en términos de las fallas microscópicas que están presentes. Por ejemplo, las fracturas por hoyuelos (dimpled rupture) o las fracturas por clivaje. A una fractura que exhibe caras separadas de grano (ver la fig. 17) algunas veces se le llama fractura "rock candy (granular)" (cuando el tamaño del grano es grande, una fractura "granular" se puede observar macroscópicamente).

Los mecanismos microscópicos de fractura incluyen separación de límites de grano (grain-boundary separation), coalescencia de microhuecos (microvoid coalescence), clivaje y fatiga. Los caminos microscópicos que sigue una grieta en un metal se pueden usar para clasificar la fractura como transgranular (por coalescencia de microhuecos, clivaje o fatiga) o intergranular (por separación de límites de grano con o sin coalescencia de microhuecos).

Dos modos cristalográficos por los que los materiales se pueden fracturar pueden ser por clivaje o esfuerzo cortante. En cristales de empaquetamiento compacto (cúbicos centrados en las caras y hexagonal compacto), el deslizamiento producido por esfuerzos cortantes puede ocurrir en algunos planos cristalográficos específicos como en el clivaje; en cristales cúbicos centrados en el cuerpo tales como los del hierro α , la fractura por esfuerzos cortantes y clivaje ocurren en planos diferentes.

El examen microscópico de las superficies de fractura, se ha llamado comúnmente micrografía (como se ha señalado).

Un microscopio óptico se puede usar para la micrografía, aunque tiene limitaciones de resolución (aproximadamente 0.5 micras).

El uso de réplicas plásticas, con o sin revestimiento metálico por evaporación, se recomienda para el microscopio óptico. Las réplicas permiten un examen detallado de regiones seleccionadas sin necesidad de cortar los especímenes. Éstas evitan riesgos de dañar la parte frontal de los objetivos del microscopio.

Una técnica auxiliar que se puede emplear con réplicas de extracción es la identificación de partículas por difracción electrónica (electron diffraction). El microanalizador del microscopio electrónico de transmisión (transmission-electron microscope microanalyzers), que se incorpora como un "minilente" que produce un haz electrónico tan pequeño como 1000 angstroms de diámetro, tiene facilidad para analizar los rayos x generados por la probeta, también se usa para la investigación de fallas.

El microscopio electrónico de barrido (MEB) se usa en fractografía, porque permite un examen directo de la superficie de fractura sin la necesidad de la réplica. Los instrumentos más modernos poseen límites de resolución de 150 angstroms o mayores; instrumentos de "primera generación", algunos de los que se usan corrientemente, tienen límites de resolución de aproximadamente 250 angstroms. En la práctica, estos límites rara vez se usan en superficies de fractura, y en consecuencia las ampliaciones de más de 10 000 diámetros son escasos. La ventaja más grande del MEB es la habilidad para examinar especímenes con baja ampliación aproximadamente 50 diámetros, y entonces la región de interés especial se somete a gran ampliación. Esto es extremadamente provechoso cuando se examinan fracturas en alambre fino o láminas delgadas que son difíciles de duplicar.

El examen de un material no conductor eléctricamente, tal como materiales no metálicos o réplicas de fracturas metálicas, necesitan revestimientos, con un metal conductor, y aproximadamente 50 angstroms de oro evaporado son suficientes para éste propósito. El uso del par estereoscópico (stereographic pair) en fractografías es valioso. El ángulo de inclinación usado en la composición estereográfica provee una correcta recreación de la topografía de la superficie de fractura. Esto requiere calibración de la inclinación en el microscopio con respecto a la longitud focal del visor estereográfico. Este proceso se puede llevar a cabo algebraica o experimentalmente. Las medidas en óptica electromagnética de pares estereográficos de una identificación de microdureza tomada del espécimen proveen los ángulos de inclinación y es un procedimiento útil para la calibración experimental.

Aunque la interpretación de micrografías requiere práctica y conocimiento de los mecanismos de fractura, sólo un pequeño número de fallas básicas, son claramente reconocibles e indicativas de un modo particular de falla. Éstas son como sigue:

- 1.-Fracturas de huecos, típicas de fallas de esfuerzos por sobrecarga de metales dúctiles e impuros (ver la fig. 69).
- 2.-Facetas de clivaje, típicas de fractura frágil transgranular de metales cúbicos centrados en el cuerpo y de metales con estructura hexagonal compacta (ver la fig. 70).
- 3.-Típica fractura frágil intergranular de aceros templados frágiles, donde la fractura se debe a segregación de una especie, a la fragilización de límites de grano, fracturas intergranulares

de corrosión bajo tensión (ver la fig. 71), o fragilización por hidrógeno.

4.-Estrías de tipo II, típicas de fallas por fatiga (ver la fig. 72).

A. Revestimientos especiales.

Los revestimientos especiales son usados en el microscopio para 3 propósitos:

a) Incrementar la reflectividad de la superficie de fractura.

b) Incrementar el contraste.

c) Permitir la medición cuantitativa del espesor de la grieta.

Por ejemplo, en algunas superficies de fractura especialmente las que tienen facetas empañadas, es difícil el examen a grandes aumentos porque la luz del microscopio tiene pobre reflexión.

La reflectividad puede aumentarse con el depósito de una capa delgada de vapores de metal pesado en la superficie a examinar. Un vapor no corrosivo, fácilmente depositado, y de alta reflectividad como el oro. El espécimen gira normalmente durante el depósito así toda la superficie queda cubierta.

Si el depósito se hace en un ángulo determinado, al girarlo se incrementa el contraste de la superficie, el material depositado construye facetas perpendiculares a la dirección de depósito, y en ángulos, perpendiculares a éste. Las fallas que de otra manera no se podrían observar, se estudian mediante éste método.

Revestimientos especiales pueden usarse para medir cuantitativamente las dimensiones de las grietas de fractura. Si un metal pesado se deposita y conocemos el ángulo con la superficie de fractura, la longitud de la sombra en una falla

puede usarse para determinar matemáticamente las dimensiones de la grieta. Por el conocimiento del ángulo de depósito, midiendo la longitud de sombra, dimensiones tan pequeñas como 50 Å pueden calcularse. Una aplicación de esta técnica en fractografía ha sido la medida de la altura de escalones de clivaje (cleavage steps).

B. Deformación adelante y durante la fractura.

La deformación plástica es una parte inherente a la fractura plana (fracture even), y por lo tanto los conocimientos de la plasticidad después y durante la fractura son útiles en la valoración.

Esto puede realizarse estudiando la deformación plástica en superficies de fractura para áreas seleccionadas con patrones obtenidos mediante tunelaje electrónico (electron-channeling pattern). (Los patrones son posibles porque en la fractura, los electrones emitidos por retrodispersión proveen un patrón espacial que es borroso si la capa de la superficie ha sido deformada pero es agudo si no ha sido deformada). Usando esta técnica, Stickler y Booker hacen exámenes a lo largo de secciones de fractura, y Newbury, Christ y Joy realizan estudios de deformación (bibliografía 2 pág.104). Esta técnica y examen de especímenes de hojas delgadas de metal son una ayuda en el estudio de la deformación microscópica asociada con los frentes de grietas. Dicha técnica requiere de cuidados especiales en la evaluación del grado de deformación alrededor de microhuecos, tales como los mostrados en las figs. 73 y 74.

C. Características de la superficie de fractura:

Muchas características pueden ser inferidas en el examen fractográfico de la microestructura del metal, así, el tamaño del grano en aceros templados y revenidos, por ejemplo, puede ser fácilmente estimado en el examen de fractura, para compararlo con la referencia estándar.

Algunas superficies de fractura despliegan patrones de fibras paralelas o concéntricas, las "arrugas" usualmente se producen por la formación de microcavidades y coalescencia de ellas. Las superficies de fractura con "arrugas" fibrosas se muestran en la fig. 75. Esto es también posible, con gran ampliación, para detectar los microconstituyentes que representan a los componentes frágiles que pueden ser responsables de la fractura. La fractura que se origina en la inclusión de un acero maraging se muestra en la fig. 76.

En el análisis fractográfico se identifican y categorizan las fracturas finas presentes en la superficie de especímenes rotos en condiciones conocidas, la diferencia de las cavidades, las marcas en el clivaje, y las "facetas intergranulares" (intergranular facets), las fallas producidas por fatiga, grietas por corrosión bajo tensión (stress corrosion cracking), fragilización por hidrógeno, y por termofluencia (creep). Éste trabajo está soportado en el conocimiento de los mecanismos de fractura, y estas indicaciones se consideran líneas distintivas que requieren de estudio detallado y clasificación. Por ejemplo, el cuasiclivaje en aceros martensíticos revenidos se conoce en el plano {100} en la matriz de ferrita y frecuentemente posee "marcas de deformación

cercanas" (deformation marks closely) parecidas a las cavidades, y así el cuasiclivaaje ha sido tomado particularmente fuera de éste grupo de clasificación.

En otras áreas los conceptos primitivos han cambiado; así continúan los estudios concernientes a la coalescencia de microcavidades. Las investigaciones de fallas usuales indican tres tipos de cavidades (equilaxiales, por esfuerzo cortante y cavidades "desgarradas") sin embargo, la comparación de réplicas muestran recientemente que son mínimo ocho diferentes (fig. 77) y que éstas pueden tomar 14 caminos de formación, dependiendo del estado de esfuerzos según el tipo de fractura.

Esto es un importante avance en la teoría porque los análisis detallados de las cavidades formados permite la reconstrucción de esfuerzos locales y del tipo de fractura.

Otro ejemplo de la importancia de las fractografías es la relativa a la constitución química y segregación que puede presentarse en la superficie de fractura. El haz de electrones del analizador de microsonda, la espectroscopía de rayos x, y la espectroscopía electrónica de Auger proveen los medios para hacer los análisis necesarios para determinar posibles causas químicas de variación en la microestructura. Algunas inclusiones en la microestructura pueden ser extraídas por las réplicas, para el examen mediante microscopio electrónico de transmisión. El éxito de tales investigaciones ha permitido entender mejor el efecto de la variación de la microestructura en las propiedades y su asociación con la fractura.

VIII.-SELECCIÓN Y PREPARACIÓN DE SECCIONES METALGRÁFICAS.

El examen metalográfico de secciones pulidas y atacadas, para microscopio óptico y para técnicas de microscopía electrónica es una parte vital para la investigación de fallas, y se pueden llevar a cabo como procedimientos de rutina.

El examen metalográfico provee a la investigación, un indicador de la clase de material de que se trate. Si están presentes algunas anomalías, posiblemente no se asocien con características indeseables que predispongan a la falla primaria. Algunas veces es posible describir la composición de la superficie o los efectos durante el servicio, tales como el envejecimiento de un acero de bajo carbono. Otros efectos durante el servicio, tales como corrosión, oxidación, y endurecimiento de la superficie por trabajo, también son revelados.

También las características de algunas grietas que pueden presentarse, particularmente durante la propagación, proveen información relativa a los factores responsables de la iniciación y el desarrollo. Solamente una visión general de la orientación puede dar la localización del origen para el análisis microscópico, porque casi todas las fallas son individuales y por tanto se deben hacer algunas consideraciones y en general se recomienda que el número de exámenes seleccionados sea suficiente. En el caso de fractura o pandeo de tubos de caldera en los que la falla está usualmente restringida a una porción, es deseable un examen de otro sitio, en una localización opuesta a la zona afectada, y también en un área lejana a la falla siempre que el tamaño del ejemplar lo permita, así, se determinará si la falla se

debió a un defecto en el material o a sobrecalentamiento, y si es de naturaleza general o localizada. La investigación revela generalmente sobrecalentamiento. Algunas veces la condición original del material se puede ascir solamente por una parte del tubo cortado algunos metros fuera de la zona afectada.

En un examen microscópico de fractura, la información más valiosa puede obtenerse de un estudio que incluya las extremidades de la fractura. En general, las zonas de fractura que son visibles a simple vista son extensas, y las grietas corroídas presentan una capa bajo el microscopio, pero las extremidades son finas y el examen de estas regiones generalmente se identifica como fractura transgranular o intergranular.

En la investigación de las fracturas por fatiga, es indispensable encontrar la región donde se originó ésta, si fue por una anomalía, tal como un defecto de unión, una zona rica en inclusiones de fundición, o una zona severamente porosa que implica una fractura de iniciación múltiple. Sin embargo, tales procedimientos no son aplicables; estos casos, son diferentes a los debidos a fracturas por inhomogeneidades locales. Las fracturas de fatiga múltiple son típicas de una forma de fricción (fretting) y de corrosión-fatiga (corrosion fatigue), con marcas superficiales, donde los orígenes son imposibles de identificar a partir de la apariencia exterior; no se observará en un examen microscópico si esto ocurrió en rolado o por efecto de lingoteo, tales como cáscaras, traslapos o costuras. En fracturas frágiles, se aprovecha el sitio para cortar donde se originó la falla, si se puede localizar con certeza, porque las fallas de fractura frágil

se asocian frecuentemente con superficies locales endurecidas por trabajo, particularmente si el acero es del tipo envejecido. La fig. 78 que muestra una sección continua de soldadura de un tubo de acero de bajo carbono, es un ejemplo de la técnica de recubrimiento metálico. La sección se bordea con un filo en la superficie de grietas producidas por corrosión bajo tensión (stress corrosion cracking) y por la parte exterior de la superficie del tubo (ambos mostrados de perfil). Ambas superficies fueron cubiertas con una capa de níquel para prevenir daños por los filos durante el pulido.

Esta sección muestra la naturaleza intergranular de la fractura y la localización relativa de la unión (a la derecha), sugiere que el calentamiento de las uniones causó éste efecto; la fuente de corrosión se desconoce.

IX.-EXAMEN Y ANÁLISIS DE SECCIONES METALGRÁFICAS.

Así como las pruebas de dureza y el examen macroscópico, el examen de secciones de metalografía con un microscopio es práctica estándar en muchos análisis de falla, por la capacidad del microscopio para revelar imperfecciones del material causadas durante el proceso; detectan los resultados de una variedad de condiciones de operación en servicio y el medio ambiente que pudo haber contribuido a la falla. Inclusiones, segregación en la microestructura, descarbonización, picaduras superficiales, tratamiento térmico impropio, martensita "blanca" no revenida (untempered "white" martensite) y corrosión intergranular, además de muchas imperfecciones metalúrgicas que se mezclan con condiciones indeseables que se pueden detectar y analizar en un examen microscópico de secciones metalográficas.

Las figs. 79 y 80 ejemplifican lo provechoso del uso de la metalografía en el análisis de falla.

La fig. 79 muestra una estructura localizada de transformación, de la capa martensítica no revenida "blanca" (untempered "white"), en la superficie de un acero de tornillería (1% C, 1% Cr) que resulta a partir de una marca de identificación en la superficie con un lápiz de arco, lo que provocó grietas que pueden ser origen de la falla por fatiga.

La fig. 80 muestra una sección de acero nitrurado de un engrane, en el que un excesivo esmerillado en la raíz de los dientes causa la falla por fatiga. En ausencia de imperfecciones metalúrgicas específicas, los exámenes de secciones metalográficas son invaluable para la investigación en función de los parámetros,

tales como, espesores de planchas revestidas, tamaño de grano, y zonas afectadas por el calor, y todas las que pueden tener relación con la causa de falla.

Las secciones metalográficas también se aprovechan junto con las técnicas metalográficas, tales como el mapeo, análisis lineal, o microanálisis mediante sonda electrónica (electron-probe microanalysis), que se emplean en el análisis de falla.

A. Uso de la fractografía para análisis de fallas.

El propósito del análisis es determinar la causa o causas de falla en una parte o componente, así como la acción propia que lo remedie, para evitar fallas similares comparándolas con otras partes o componentes. Las fallas pueden ocurrir de muchas formas, tales como deterioros o erosión de una superficie, distorsión de la forma, pérdida de dureza de un metal trabajado con herramienta, o pérdida de la elasticidad de un resorte, y muchos otros que no son contemplados. Esta parte considera las técnicas empleadas en fractografía, que pueden ayudar a la identificación de la causa de falla y sugerir pasos para garantizar que esto no suceda otra vez.

B. Estudio de trayectoria de crecimiento de las grietas.

Aunque el interés central de la fractografía es la naturaleza de la fractura, la interpretación de las fallas en diferentes estados y aspectos de los procesos de fractura son también importantes. Un estudio de estas superficies puede proveer información relevante de los procesos de fractura tales como: a) Una estimación de los esfuerzos involucrados en la fractura, b) El grado de deformación que ocurre durante la separación, y c) La cantidad de material debilitado en la trayectoria en la que sucede una fractura particular.

Las trayectorias de crecimiento de las grietas se investigan por dos procesos, uno por el examen de la superficie con varias ampliaciones continuas con las diferentes técnicas fractográficas. Este procedimiento provee el área máxima para el estudio y es una fértil aproximación en el entendimiento del crecimiento de la grieta, de interés primario. El segundo procedimiento es el estudio de secciones transversales que son normales a la trayectoria de la grieta. Aunque el segundo procedimiento provee un perfil más limitado de la trayectoria de la grieta, este uso es esencial si la importancia primaria es la relación de carga. Podemos aprender mucho con el examen de la intersección de la fractura superficial con una sección pulida y atacada en ángulo recto a la superficie de fractura.

En las figs. 73 y 74 muestran superficies de fractura por clivaje en un espécimen de acero que ha sido preagrrietado por fatiga, sometido a cargas de tracción casi hasta la fractura total a temperatura ambiente, enfriado a temperatura de hielo seco, y

fracturado, en dirección perpendicular a la tracción previa. La fig. 73 muestra la primera superficie de clivaje, que intersecta las profundas microcavidades. La fig. 74 muestra la segunda superficie de clivaje, que intersecta la primer superficie cerca de la parte alta de la visión y expone la forma y profundidad del origen de microcavidades.

En la fig. 81 se muestra otra estructura desarrollada en la sección de fractura, con poros de metal sinterizado.

X. -ANÁLISIS QUÍMICO.

En una investigación de falla, el análisis de rutina garantiza que el material es el que fue especificado y recomendado. Las desviaciones ligeras de la composición especificada probablemente no tienen la mayor importancia en el análisis de falla. En efecto, porque sólo una minoría de fallas de servicio resultan de un material inadecuado o defectuoso, es raro que el resultado del análisis químico delate ésta causa como falla. En investigaciones específicas, particularmente cuando se mezcla corrosión y corrosión bajo tensión (stress corrosion), el análisis químico de algún depósito, incrustaciones o productos de corrosión, o del medio que afecta el material con el que ha estado en contacto, se requiere para establecer la causa primaria de falla.

Cuando el análisis muestra que el contenido de un elemento en particular es ligeramente mayor que el requerido en las especificaciones, esto puede no ser concluyente de que tal desviación sea responsable de la falla. Por ejemplo, contenidos de azufre y fosforo en aceros estructurales se limita a 0.04% en algunas especificaciones, pero rara vez una falla de servicio es atribuida a un contenido de azufre ligeramente mayor. Dentro de los límites, la distribución microestructural de contribuyentes es de mayor importancia que las proporciones exactas de estos. Un análisis químico (excepto un análisis espectrográfico restringido a una región limitada de la superficie) se hace normalmente en regiones representativas de un volumen considerable de material y por lo tanto no provee indicaciones de una posible desviación local debida a la segregación y efectos similares.

También, ciertos elementos gaseosos, o intersticiales, que normalmente no se reportan en un análisis químico tienen efectos profundos en las propiedades mecánicas de algunos metales. En aceros por ejemplo, los efectos del oxígeno, nitrógeno e hidrógeno son de la mayor importancia. Por ejemplo, el hidrógeno puede inducir fragilidad, particularmente cuando se absorbe durante las uniones (por soldadura), o picaduras. El hidrógeno también es responsable de las características llamadas "halo" u "ojos de pez" en las superficies de fractura de soldaduras en acero. En estas circunstancias la presencia de hidrógeno también es debida al uso de electrodos húmedos. Estos "halos" son indicadores de ruptura local por hidrógeno molecular, que se difunde continuamente en el metal en estado atómico y son colectados bajo presión en poros y otras discontinuidades. Varios efectos debidos a la absorción de gas se encuentran también en otros materiales e impurezas.

Análisis químico de materiales.

Varias técnicas analíticas se pueden usar para determinar las concentraciones de los elementos, e identificar los componentes, impurezas, depósitos voluminosos, y tipos de medio ambiente, fluidos, lubricantes y suspensiones.

La emisión espectrográfica semicuantitativa, espectrofotometría y la espectroscopia de absorción atómica se pueden usar para determinar los metales disueltos (como análisis de impureza). El uso de métodos químicos por vía húmeda de gran exactitud es necesario para determinar la concentración de los metales presentes. Los métodos de combustión ordinarios se usan para determinar la concentración de carbono, azufre, nitrógeno, hidrógeno, y oxígeno.

Los métodos de análisis químico por vía húmeda se emplean para determinar la presencia y concentración de aniones como son Cl^- , NO_3^- y S^{--} . Estos métodos son sensibles. La difracción de rayos x identifica los componentes cristalinos en la superficie o una masa de partículas, y se puede usar para analizar productos de corrosión y otros depósitos superficiales. Los elementos secundarios y rastros que son capaces de dilución se pueden determinar por espectrografía de absorción atómica (atomic-absorption spectroscopy) en una solución.

La técnica de espectrografía por fluorescencia de rayos x (x-ray fluorescence spectrographic) se puede utilizar para análisis en materiales cristalinos y sólidos amorfos, para líquidos y gases se usa cromatografía de gases (gas chromatography).

La espectrografía infrarroja y ultravioleta se utiliza en el

análisis de materiales orgánicos. Cuando los materiales orgánicos están presentes en una mezcla compleja (tales como, solventes, grasas, caucho y plásticos), la mezcla primero se separa en sus componentes individuales por cromatografía de gases.

A. Análisis de superficies y depósitos.

Concurrentes con los muchos desarrollos en el análisis e interpretación de las fracturas por exámenes de la topografía de las superficies de fractura se ha desarrollado la aplicación de ciertas técnicas de análisis para proveer información de la composición química de los constituyentes de la superficie.

Los espectrómetros de rayos x dispersivos y no dispersivos se han usado para este propósito. Éste se emplea como un accesorio del microscopio electrónico de barrido (MEB) y permite simultáneamente ver y analizar la superficie. Esto es deseable para detectar los elementos extremadamente finos en las capas superficiales. El espectrómetro electrónico de Auger (Auger electron spectrometer), el espectrómetro Mossbauer y el espectrómetro de retrodispersión de iones (ion-scattering) también se usan.

El espectrómetro electrónico de Auger provee determinaciones semicuantitativas de elementos con números atómicos bajos. El tamaño del área examinada varía generalmente con las condiciones de prueba; ésta puede ser de 1 a 50 micras de diámetro.

El espectrómetro Mossbauer es aplicable para identificar componentes, tales como óxidos, sulfuros, nitritos y carburos en mezclas ferrosas. En exámenes con profundidad de 3000 angstroms o mayores con electrones retrodispersados (measuring back-scattered

electrons), y una profundidad tan grande como 0.0005 pulgadas cuando se emiten rayos gama y se miden.

Para análisis químico de áreas superficiales tan pequeñas como una micra de diámetro, el analizador de microsonda electrónica (electron-microprobe analyzer) se usa extensamente. La microsonda puede determinar la concentración de los elementos excepto los elementos de número atómico bajo, con un límite de detección de aproximadamente 0.1%. El área examinada con la microsonda iónica es ligeramente mayor (una visión de micras de diámetro) que los exámenes con la microsonda de rayos x. El analizador iónico de microsonda (ion-microprobe analyzer) tiene la ventaja de detectar casi todos los elementos (incluyendo elementos de peso atómico bajo) en concentraciones tan bajas como 100 ppm.

Los instrumentos discutidos se usan para el análisis directo de la superficie; se pueden usar otras técnicas para analizar materiales que se han removido de la superficie. Por ejemplo; si el material es removido de una réplica (tal vez extraída químicamente), se pueden analizar estructuralmente por difracción de rayos x o difracción electrónica. También, dependiendo de las cualidades del material extraído, algunas de las técnicas rutinarias de análisis químico se pueden usar.

B. Pruebas sencillas de identificación de metales.

Las pruebas son relativamente simples. Las pruebas químicas cualitativas se pueden usar para identificar el metal en la parte que falló, los elementos de la mezcla presente, depósitos, productos de corrosión y suciedades. Estas pruebas requieren un equipo pequeño, ninguno de los cuales son complicados o caros, y se pueden ejecutar rápidamente. La prueba puede ejecutarse en laboratorio o en campo; esto no requiere un prolongado adiestramiento en el análisis químico. Solamente requiere que la sustancia de prueba sea disuelta; ácido clorhídrico o agua regia se pueden usar para disolver las sustancias. Las pruebas para elementos metálicos tales como cromo, níquel, cobalto, hierro colado y molibdeno son normalmente logrados disolviendo pequeñas cantidades que provienen de la solución resultante con la adición de un reactivo específico en papel absorbente o en una placa de porcelana.

La producción de sitios coloreados indica la presencia o ausencia del radical metálico. Como ejemplo se pueden remover capas gruesas de la superficie del espécimen con un ácido adecuado, permitiendo un tiempo para la disolución y recolección de sitio con un eyector.

XI.-ANÁLISIS DE LOS MECANISMOS DE FALLA.

El uso de la información obtenida del examen en la región de falla, y las superficies son determinantes para el análisis del tipo de fractura. Sin embargo, una clasificación lógica y satisfactoria de las fallas y las fracturas en conjunto no existe. Por ejemplo, la extensa elongación de un espécimen de acero de bajo carbono seguido por clivaje se puede clasificar como fractura dúctil o frágil. La fractura catastrófica de baja energía de una aleación de aluminio de alta resistencia con coalescencia de microhuecos también es difícil de clasificar, porque, aunque la energía de la fractura es baja, la falla será iniciada por una grieta o pérdida de cohesión en partículas frágiles, así como el crecimiento y coalescencia de microcavidades habrán ocurrido por deformación plástica. Otra dificultad es que la fractura por clivaje, se puede iniciar por la interacción de dislocaciones, que por definición implican plasticidad.

Para los propósitos de este trabajo, las fracturas se clasificarán en términos del mecanismo de crecimiento, y la iniciación de la grieta no será asociada. Por lo tanto, la extensión de la fractura por clivaje es "frágil", por la nula deformación plástica que puede acompañarla y las fracturas formadas principalmente por coalescencia de microhuecos estarán relacionadas con "ductilidad" porque los mecanismos de crecimiento necesariamente implican deformación plástica.

La siguiente lista no está presentada en un orden especial, pero incluye todos los modos observados comúnmente en fallas mecánicas.

- 1.-Esfuerzos y/o temperaturas que induce deformación elástica.

2.-Yielding (deformación plástica).

3.-Brinnelling (penetración estática).

4.-Ductile rupture (fractura dúctil).

5.-Brittle fracture (fractura frágil).

6.-Fatigue (fatiga).

A.-High-cycle fatigue (fatiga de altos ciclos).

B.-Low-cycle fatigue (fatiga de bajos ciclos).

C.-Thermal fatigue (fatiga térmica).

D.-Surface fatigue (fatiga superficial).

E.-Impact fatigue (fatiga por impacto).

F.-Corrosion fatigue (fatiga por corrosión).

G.-Fretting fatigue (desgaste por fatiga).

7.-Corrosión.

A.-Direct chemical attack (ataque químico directo).

B.-Galvanic corrosion (corrosión galvánica).

C.-Crevice corrosion (corrosión en grietas).

D.-Pitting corrosion (corrosión por picadura).

E.-Intergranular corrosion (corrosión intergranular).

F.-Selective leaching (lixivación selectiva).

G.-Erosion corrosion (corrosión-erosión).

H.-Cavitation corrosion (corrosión por cavitación).

I.-Hydrogen damage (daño por hidrógeno).

J.-Biological corrosion (corrosión biológica).

K.-Stress corrosion (corrosión bajo tensión).

8.-Wear (desgaste).

A.-Adhesive wear (desgaste adhesivo).

B.-Abrasive wear (desgaste abrasivo).

- C.-Corrosive wear (corrosión-desgaste).
 - D.-Surface fatigue wear (desgaste por fatiga superficial).
 - E.-Deformation wear (desgaste por deformación).
 - F.-Impact wear (desgaste por impacto).
 - G.-Fretting wear (desgaste por fricción).
- 9.-Impact (impacto).
- A.-Impact fracture (fractura por impacto).
 - B.-Impact deformation (deformación por impacto).
 - C.-Impact wear (desgaste por impacto).
 - D.-Impact fretting (fricción por impacto).
 - E.-Impact fatigue (fatiga por impacto).
- 10.-Fretting (fricción).
- A.-Fretting fatigue (fricción por fatiga).
 - B.-Fretting wear (fricción-desgaste).
 - C.-Fretting corrosion (fricción y corrosión).
- 11.-Creep (termofluencia o fluencia).
- 12.-Thermal relaxation (relajación térmica).
- 13.-Stress rupture (fractura por esfuerzo).
- 14.-Thermal shock (choque térmico).
- 15.-Galling and seizure.
- 16.-Spalling.
- 17.-Radiation damage (daño por radiación).
- 18.-Buckling (pandeo).
- 19.-Creep buckling (pandeo por termofluencia).
- 20.-Corrosion fatigue (fatiga por corrosión).
- 21.-Combined creep and fatigue (combinación de termofluencia y fatiga).

XII.-DETERMINACIÓN DE LOS MECANISMOS DE FRACTURA.

A. Coalescencia de microhuecos.

Las fallas dúctiles por coalescencia de huecos se encuentran más frecuentemente cuando un metal ha sido sujeto a cargas simples o en áreas donde ha ocurrido una fractura por desgarre (tearing).

Los microhuecos normalmente se inician durante el flujo plástico en las inclusiones, particularmente con las no solubles de segunda fase (tales como carburos), en límites de grano, planos de clivaje, o en algún sitio donde se encuentre una discontinuidad en el flujo plástico o con partículas de la matriz en interfase. Como las muestras de deformación plástica aumentan, la existencia de microhuecos aumenta en regiones pequeñas próximas a bordes agudos, o membranas, separando el material y la fractura ocurre. Las superficies resultantes de la fractura, tienen numerosas depresiones como copas, o "agujeros (dimples)".

La forma de los huecos está influida por la dirección relativa de esfuerzos que están operando y hace los microhuecos grandes, como se muestra en la fig. 82. Cuando la fractura es causada por tracción simple, los huecos normalmente tienen una apariencia equiaxial, como los mostrados en la fig. 83. Cuando un deslizamiento cortante ocurre en torsión, el agujero es elongado, en forma parabólica, y a los huecos de la superficie opuesta de fractura les ocurre lo mismo en la dirección opuesta (fig.84). Una fractura que se produce por desgarre en tracción (tensile tearing) también produce huecos elongados, como los agujeros en oposición a este punto de la superficie en alguna dirección (proporcionan el origen de la fractura) como la mostrada en la fig. 85.

Con la dirección de propagación de grieta creada en un espesor

continuo como en una hoja o plano se puede determinar la orientación de los agujeros con respecto al esfuerzo cortante. Por una rápida propagación de fractura, se "abren" huecos elongados a lo largo del filo del ángulo agudo de un borde de esfuerzo cortante (ver la fig. 86) con el punto central en dirección opuesta a la propagación de la grieta. Los huecos que ocurren a lo largo de los filos de un ángulo obtuso en el borde de la fuerza cortante y en el centro de la superficie de fractura exhiben una orientación aleatoria y no pueden usarse para determinar la dirección de propagación de fractura. El filo del ángulo agudo del borde de fuerza cortante puede duplicarse (por segunda escena convencional), con la técnica de plástico carbón, en éste caso se sobrepone al filo de fractura (ver la fig. 86), seleccionando un área con el filo del perfil plano (los filos ondulatorios (edge undulations) introducen anomalías en la orientación de los huecos). Orientando la réplica con respecto a la superficie de fractura, la réplica puede cortarse de una manera que se pueda identificar la referencia en laboratorio. La orientación de los huecos abiertos en el filo de fractura pueden entonces observarse en el microscopio y determinar la dirección de fractura en términos de direcciones arbitrarias. Aunque los huecos abiertos a lo largo del filo del ángulo agudo de esfuerzos cortantes (shear lip accurately) indican con exactitud la dirección local de propagación de la grieta. Es esencial un número suficiente de pruebas individuales, determinando la ubicación y la dirección exacta de la propagación de las grietas. Cuando se aplica apropiadamente, esta técnica es confiable (y frecuentemente es la única), si no se cuenta con medios para determinar la dirección.

El tamaño de los huecos (diámetro y profundidad) muestra una dependencia con el número de sitios de inclinación de microhuecos aprovechables y la relativa plásticidad del material.

Por ejemplo, la superficie de fractura de una combinación níquel-torio, que contiene un gran número de partículas dispersas de óxido de torio (y por lo tanto un gran número de sitios de iniciación de huecos), son más numerosos y pequeños que en la superficie de níquel sin alear (ver la fig. 87). La superficie de fractura de la aleación de titanio tiene contados sitios de iniciación de microhuecos y algunos sitios exhiben huecos largos (fig.88). Algunos materiales dúctiles tienen agujeros cónicos profundos (fig.89). Las partículas grandes de segunda fase se fracturan por clivaje y tienen un pequeño efecto en el tamaño de los huecos de la matriz (fig.90), pero las pequeñas partículas que actúan como sitios de iniciación de microhuecos tienen fuerte influencia en la forma de los huecos (fig.91). El incremento de superficie libre que resulta de la nucleación de microhuecos puede ser verdaderamente grande, se desarrolla por deformación plástica (cientos de micras por ciento de elongación), provocando marcados esfuerzos, que son, ocasionalmente evidentes en los grandes huecos. Estas marcas incluyen serpenteantes escurrimientos (serpentine glide), repliegues (ripples) y estricciones (stretching). Los "escurrimientos serpenteantes" (serpentine glide) son causados por la aparición de nuevas superficies libres que resultan de escurrimientos (glide) en una serie de planos paralelos cercanos que están favorablemente orientados (figs. 92 y 93). Con esfuerzos continuos, el plano de escurrimiento es suavizado al salir y se riza (ripples) cuando se forma, como se ve

en la fig. 94. Con más esfuerzos virtualmente se borran las marcas de la superficie (ver la fig. 95); el mecanismo que causa estas fallas aparentes se llama estricción (stretching). Algunas investigaciones tienen referidas a estas fallas pulidas (smooth featureless) como si hubieran sido formadas por planos deslizados sin cohesión o por clivaje dúctil. En aleaciones de titanio, la deformación anisotrópica característica de la fase alfa cuando interactúa con la fase beta en patrones superficiales de fractura (fracture-surface patterns), se muestra en la fig. 96. La superficie de fractura indica una extremada elongación, con microestructura acicular (acicular microstructure). La longitud mínima es análoga a los huecos que se forman en aleaciones, más o menos equiaxiales, de granos deformados isotrópicamente (isotropically deforming grains).

B. CLIVAJE (cleavage).

Se produce, normalmente a baja temperatura, en una condición de esfuerzo triaxial, en la raíz de la muesca, o con un bajo grado de deformación, como por ejemplo en las cargas de impacto. Éste tipo de fractura se define como una separación que ocurre en un plano cristalográfico bien definido, entonces el mecanismo de fractura por clivaje normalmente está limitado a metales cúbicos de cuerpo centrado (bcc) o hexagonales (hcp) en ciertas condiciones; sin embargo, separaciones a largo de planos cristalográficos bien definidos han sido observadas también en metales con estructura cristalina cúbica centrada en las caras (fcc); como en aleaciones de aluminio que se fracturan al contacto con mercurio, bronce con agrietamiento por corrosión bajo tensión, y en algunas aleaciones por fatiga-corrosión. Las fracturas por clivaje muestran origen con localización cristalográfica dispersa y muchas son inhibidas, están en límites de grano con intersecciones entre planos de macla y planos de deslizamiento (twins and slip planes), inclusiones, y partículas de segunda fase.

El clivaje describe un mecanismo de fractura, éste no es siempre indicativo de ausencia de ductilidad en el material. Por ejemplo, una superficie fracturada de berilio presenta facetas de clivaje, cuando sufre una elongación del 20% durante la fractura. El clivaje puede ocurrir también en un acero de bajo carbono aplicando una tracción de aproximadamente 415 MPa (60 ksi), o la podemos encontrar como dúctil y puede mostrar coalescencia de microhuecos. Un ejemplo de clivaje en acero de bajo carbono se muestra en la fig. 97. Un estudio de la microestructura en este acero (fig.98) revela segregación de ferrita en límites de grano

de austenita retenida. Esta malla de ferrita se cree es la responsable de la fractura por clivaje. Idealmente, las fracturas por clivaje darán un aspecto de faldones (flat), o fallas superficiales, por la dependencia de la senda con respecto a la cristalografía.

Los metales de ingeniería son policristalinos y las fuerzas sobre granos individuales pueden orientarse casualmente con respecto a cualquier dirección y contienen imperfecciones. Ésta condición produce marcas en la superficie de fractura, que es distinguida y fácilmente identificada con un microscopio electrónico de transmisión. Una de las principales fallas de fractura por clivaje es una marca en la superficie llamada patrones de río (river patterns) (ver la fig. 99). Esta falla es normalmente observada dentro de un grano. Como la fractura por clivaje corre a lo largo de los límites de grano, los escalones convergen en la dirección de propagación local de fractura. Cuando la fractura por clivaje cruce un plano con falta de orientación o los alrededores están ligeramente desorientados, los escalones de clivaje son continuos a través del límite (ver las figs. 100,101). Si un grano adyacente o los alrededores presentan desorientación relativa con respecto a la grieta local, los escalones del nuevo clivaje se formarán con la propagación de la fractura a través del límite de torsión (twist boundary) (figs. 102,103). A otra falla distinta de fractura por clivaje se le conoce como "marcas de espárrago" "feather marks" (figs.102,103 y 104). Las marcas de espárrago tienen una apariencia similar a las de chevron (chevron patterns) en la dirección de fractura local. Debe notarse que la habilidad para distinguir la dirección de la fractura en la superficie de

clivaje de granos específicos no ayuda en la determinación de la dirección de la fractura macroscópica. La fractura por clivaje puede tener lugar en una separación local adelante del movimiento frontal de la grieta. La dirección local de la fractura depende básicamente de la orientación cristalográfica. Esto puede ser que no descubra totalmente la dirección macroscópica del desarrollo de la grieta.

Las "lengüetas" de clivaje (cleavage tongues) (fig.105) se observan en algunos materiales.

Esta fractura se asocia con la desviación local del plano de clivaje; las fracturas como ésta intersectan a límites deformados por macla (deformation twin) y la matriz. La superficie de macla proyectada (lengüetas (tongue)) corresponde a una depresión de igual magnitud en la superficie de fractura. Otra falla de clivaje es la de forma de "espina de pescado" (herringbone pattern), que se muestra en la fig. 106. Estas fallas de fractura han sido observadas principalmente en materiales cúbicos centrados en el cuerpo y se desarrollan como clivaje en el plano $\{100\}$ en la dirección $\langle 100 \rangle$ y a lo largo de $\{112\}$ $\langle 110 \rangle$ en interfases. Pero las lengüetas del clivaje (cleavage tongues) y la de forma de espina de pescado (herringbone patterns) se encuentran en la intersección de grietas de clivaje con maclas por deformación. En algunos materiales de ingeniería con componentes frágiles, tales como partículas intermetálicas de segunda fase, aparecen ocasionalmente, líneas de Wallner (fig. 107). Ésta falla se asume como resultado de la interacción entre la propagación del frente de grieta y esfuerzos elásticos ondulatorios en el material. Las líneas de Wallner aparecen como escalones de clivaje paralelo,

creando un patrón de rizo (rippled pattern). Estos son distinguibles de estrias de fatiga, que nunca se cruzan.

Las figs. 108, 109 y 110 proveen 3 vistas, con ampliación, de un área de fractura por impacto exhibiendo fallas que son típicas de clivaje. El plano de fractura cambia de orientación de grano en grano. Como resultado, el promedio del tamaño de grano puede medirse en la fractografía y relacionarse con el medido en una sección metalográfica. El cambio de orientación de grano en grano cerca de una bifurcación a lo largo de diferentes planos se hace caótico dentro de la grieta. Con una gran ampliación sin embargo, muchas fallas típicas de clivaje se pueden identificar. En la fig. 109, la evidencia de cambio de orientación entre el grano A y el grano B es particularmente clara por el patrón de río (river patterns) que empieza en el grano B con la interferencia. En los patrones de río, que representan escalones entre diferentes facetas de clivaje total bien definidos, estos corren de izquierda a derecha. Los escalones de patrones de río (river-patterns steps) son normalmente el resultado de clivaje a lo largo de planos de clivaje de segundo orden (second-order cleavage planes), y hacia la mínima energía de fractura. La altura de un escalón del patrón de río (the height of river-pattern steps) está más relacionada con el ángulo entre el eje de esfuerzos de tensión y la orientación del plano de clivaje dentro de un grano en particular. En pocos granos, los patrones de río pueden estar orientados con un ángulo recto entre estos y el eje de tracción, causando una propagación de la grieta fácilmente en un plano simple. Los patrones de río (river patterns) son modificados por la presencia de inclusiones y precipitados.

C. Lengüetas y maclas (tongues and microtwins).

Un segundo tipo de falla de fractura por clivaje, frecuente en hierro colado y en acero de bajo carbono, se presenta en forma de "lengüetas (tongue)". Las lengüetas se muestran en la cara de clivaje como cortes finos de metal (ver las flechas en el grano A en la fig. 111; para más detalle, ver el grano A en la fig. 112). Este pequeño borde de metal sin pulir está alineado normalmente a lo largo de direcciones cristalográficas bien definidas. Esto muestra que cada falla resulta del cruce de grietas de clivaje a través de maclas (microtwins) formadas por deformación plástica. El plano de macla (microtwins) es $\{112\}$ en un ángulo de 35 grados con el plano $\{100\}$ que es el principal de clivaje en el camino de la grieta. Por lo tanto, con la inclinación y giro del espécimen, es posible medir este ángulo y también alinearlo, así que la cara de clivaje está en ángulo recto con el haz de electrones incidente. La intersección entre el plano principal de clivaje y la lengüeta (tongues) está a lo largo de la dirección $[110]$. Por medio del ángulo entre las dos diferentes trazas $[110]$, el ángulo exacto entre el plano de clivaje y el eje del haz de electrones se puede determinar.

D. Origen de la fractura por clivaje.

Algunas de las principales características que se pueden observar en una fractura por clivaje incluyen: a) El origen de la grieta principal, b) El origen de las grietas secundarias, y c) La dirección local de propagación de la grieta. En la figs. 111 y 112, un origen está bien definido y se localiza en la letra C, con un carburo en un límite de grano. De la partícula pequeña (cerca de una micra de diámetro), se propaga la fractura a través de los

granos que están en los alrededores, por clivaje. La propagación en el grano B es típica de clivaje donde la grieta se propaga a lo largo de diferentes niveles, procede como si el grano fuera levantado en capas. Una extensa grieta secundaria de fractura, marcada como D, en la parte superior de la fig. 111, indican la presencia de una fractura normal al plano principal.

En el grano A de las figs. 111,112, abajo del origen, está definida, la lengüeta (feathered tongues), que se formó por una grieta a lo largo de la macla (microtwins). Las lengüetas se asocian algunas veces con microgrietas secundarias, e intersectan el plano principal de clivaje a lo largo de las direcciones [110]. El hecho de que las direcciones [110] no esten en ángulo recto exacto indica que las facetas de clivaje fueron orientadas con un ángulo que no es de 90 grados con respecto al eje del haz electrónico.

En la figs. 113 y 114 está otro ejemplo de la inclinación de la fractura, en una partícula de carburo (A), en la conjunción de 4 granos. Las fallas en granos adyacentes contienen lengüetas o patrones de río bien definidos. Las líneas de los patrones de río mostrados en el grano B, que emanan del origen son atribuidas a la presencia de dislocaciones de tornillo en el plano de clivaje. Las dislocaciones de tornillo dan como resultado el aumento en la altura de los escalones en el patrón de río con la propagación de la fractura. La densidad de los patrones de río puede ser identificada por la intensidad de dislocaciones y el grado de trabajo en caliente presente en el grano, en el que ocurre el clivaje.

E. CUASICLIVAJE.

Fracturas resultado de coalescencia de microhuecos o de clivaje son relativamente fáciles de identificar, y el mecanismo de separación está razonablemente entendido. Sin embargo, muchos materiales de ingeniería de alta resistencia se fracturan por cuasiclivaje, que es un mecanismo de fractura mixto formado por coalescencia de microhuecos y clivaje. En el cuasiclivaje, no hay un aparente límite entre la zona de clivaje y el área de huecos que bordea la zona de clivaje (fig. 115). Una representación esquemática de cuasiclivaje se encuentra en la fig. 116.

El mecanismo de cuasiclivaje no está bien entendido, aunque puede identificarse. Sin embargo, la ocurrencia de cuasiclivaje es común, y esta apariencia es usualmente distinguible por lo siguiente:

- 1.-La fractura por cuasiclivaje muestra el inicio dentro de las zonas en límites de grano, en contraste con la fractura por clivaje, que normalmente se inicia en el borde de la región (fig.117).
- 2.-Los escalones de clivaje (cleavage steps) muestran una mezcla de direcciones dentro de "desgarres arrugados" (tear ridges) en las áreas de los huecos adyacentes.

En aceros templados y revenidos, pequeñas zonas de clivaje mal definidas, que se inician normalmente con los carburos precipitados, están conectados por "desgarres arrugados" (tear ridges) y huecos. En un trabajo de Inoue et al y Beachem, proponen que estas zonas no se consideren un verdadero plano de clivaje (por eso el término "cuasiclivaje").

Cuando se prueba en condiciones fragilizadoras como las impuestas

por medios corrosivos o estados triaxiales, el cuasiclivaje puede ocurrir en metales en los que normalmente no se conocen planos activos de clivaje (por ejemplo en aceros inoxidables austeníticos, aleaciones de níquel y de aluminio). Una explicación es que las zonas que exhiben fallas de cuasiclivaje fracturan adelante del avance del frente de grieta; entonces, con el incremento de esfuerzo, las zonas de clivaje se extienden por desgarres (tearing) en la matriz y alrededor por coalescencia de microhuecos.

Fallas de cuasiclivaje.

En aceros que han sido templados para precipitar una red fina de partículas de carburo, se distingue el tamaño y orientación de los planos de clivaje dentro de los granos de austenita retenida. Los verdaderos planos de clivaje han sido reemplazados por "planos pequeños" y zonas de clivaje mal definidas, que normalmente se inicia en partículas de carburo o grandes inclusiones. Las pequeñas zonas de clivaje han sido referidas a planos de cuasiclivaje, porque, aunque se tienen buenas vistas de los planos de clivaje con patrones de río radiales de los sitios de inicio, no habían sido claramente identificados como planos cristalográficos. Inoue et al y Beachem han concluido que las zonas de cuasiclivaje en aceros calmados templados y revenidos se encuentran conforme a los planos {100}. Inoue et al, usando difracción electrónica en el examen de placas de martensita, encontraron que en la superficie la orientación predominante es {100} y debate que el clivaje natural perpendicular a la superficie de la placa (lath) debe ser también orientado en el plano {100}. Beachem observó que el Fe_3C produce plaquetas en los

planos {110} en las direcciones <111> en ángulos entre 45 y 90 grados con cada una. Dichos ángulos satisfacen la relación aérea {110} <111> plano habitual de intersección con los planos de ferrita {100}.

Las zonas de cuasiclívaje en la superficie de una fractura de un acero 4340 calmado templado y revenido roto, por impacto a -196C (-321F) se muestran en las figs. 118,119. La pobre definición de las zonas de clívaje están separadas por "desgarres arrugados" (tear ridges) y huecos sombreados.

El cuasiclívaje, o clívaje con microestructura compleja (complex microstructures), es más difícil de identificar que el clívaje. En los aceros de bajo carbono con perlita y ferrita, cuando la identificación es incierta, ésta es esencialmente para describir la falla de la microestructura, incluyendo el tamaño de grano de la austenita retenida (prior austenite), el tamaño de la placa de martensita, y la distribución, tamaño, espacio y fracción del volumen de partículas de carburo precipitadas durante el temple.

No se confunda el cuasiclívaje con la decohesión (falta de cohesión a lo largo de ciertos planos cristalográficos) que puede ocurrir por esfuerzos cortantes, por deslizamiento (esfuerzo cortante plástico), o por separación a lo largo de una fractura frágil, en aceros con definiciones pobres en las interfases. Este tipo de falta de cohesión ha sido referido como un plano deslizado con falta de cohesión (glide- plane decohesion).

F. Desgarre (tearing).

Los "desgarres" son designados como mecanismos de fractura local que se presentan frecuentemente por una discontinuidad en el avance de una grieta por otro mecanismo. Esto ocurre cuando pequeñas regiones son separadas por flujo plástico en el cuello (necking). El "desgarre" es frecuentemente observado cuando existen áreas pequeñas sin microcavidades remanentes atrás del frente principal de fractura. La ocurrencia del desgarre está acompañado por la formación de desgarres arrugados, que son típicamente agudos y producen brillantes contrastes en una imagen MET. Fuertes desgarres también producen agudos picos. Algunas áreas de falla se caracterizan por fallas locales como planos "deslizados" sin cohesión (glide-plane).

Los desgarres (tearing) se observan frecuentemente con "faldones (flaps)" que son parte de ellos mismos, la presencia de estos indica un agudo cambio en la topografía.

G. Fracturas por fatiga.

Las fracturas por fatiga son el resultado de esfuerzos cíclicos, cada uno de los cuales puede ser adicional al esfuerzo nominal. Aunque la fractura por fatiga de algunos metales en el laboratorio está bien establecida, resulta que las fallas de servicio no ocurren siempre de forma parecida. La dificultad estriba en que los esfuerzos de servicio tienen variaciones grandes que influyen el funcionamiento de la fatiga; esto incluye la magnitud y la frecuencia de las fluctuaciones de los esfuerzos, la presencia de un esfuerzo medio, la temperatura, el medio ambiente, el tamaño y forma del espécimen, el estado de esfuerzos, la presencia de esfuerzos residuales, el acabado final, la microestructura y la presencia de daños por fricción (fritting). Un problema adicional es que una variable puede ser más importante con respecto a un material que a otro. Por ejemplo, los metales nobles son insensibles a muchos medios corrosivos, las aleaciones de titanio son especialmente susceptible al "embarramiento" (fretting), y esfuerzo alto. Materiales de baja tenacidad, tales como aceros de alta resistencia, son más susceptibles al efecto de acabado final que los de baja resistencia.

Fallas generales de fractura por fatiga.

La mayoría del área superficial de una fractura por fatiga se forma por procesos que son dependientes del esfuerzo de tracción, por lo que el sistema de esfuerzos responsable de una fractura se puede deducir de la configuración de la fractura.

La falla macroscópica más notable de las superficies clásicas de fractura por fatiga son las marcas progresivas (también conocidas como marcas de playa o marcas de concha de almeja) que indican posiciones sucesivas de avance del frente de fractura. Están asociadas con pequeña ductilidad macroscópica y grietas de fatiga, esto puede ser una evidencia de que la fractura ha seguido planos cristalográficos específicos durante el crecimiento primario, por lo tanto da una apariencia facetada. Infortunadamente, algunas fracturas por fatiga no muestran las marcas clásicas de propagación.

Muchas fracturas por fatiga son de tipo transcristalino sin marcas bifurcadas, aunque la fatiga intercrystalina no es particularmente escasa. En una aleación de aluminio, los productos de este embarramiento (fretting) son un depósito negro y duro; en aceros, se producen sustancias parecidas a la cocoa. El producto de (frettening) rozamiento está formado por finas partículas del metal base, óxidos y óxidos hidratados.

Microscópicamente, las superficies de fatiga se caracterizan por la presencia de estrias, cada una de las cuales se produce por ciclos simples de esfuerzo. Esto no es verdadero, sin embargo, muchos ciclos de esfuerzo producen estrias; en realidad, la ausencia completa de estrias no está fuera de la fractura por fatiga. También, existe un número de fallas fractográficas que se

pueden confundir con estrias de fatiga, las líneas de Wallner, producidas por ondas de choque y fractura frontal interaccionada (ver la fig. 120); marcas de Rub; y fases microestructurales tales como la perlítica.

Estrias de fatiga.

El estudio de superficies características de fallas por fatiga con el MEB provee ciertas ventajas, y desventajas, cuando se compara con la técnica de réplica del MET. Las ventajas ofrecidas por el uso del MEB incluyen:

- 1.-Fácil identificación y evaluación del origen de la fractura, cerca de una superficie libre, en un filo, o en el fondo de una muesca o sin ella.
- 2.-Se puede obtener una mejor diferenciación entre los tipos I y II del avance de la fractura por fatiga observando toda la fractura a baja ampliación, lo que no se obtiene con el MET.
- 3.-Medidas más confiables de depresiones y velocidades de avance, que se usan en la evaluación del mecanismo de fractura, de carga o para estimación del número total de ciclos de la falla.
- 4.-Análisis cuantitativo simple de superficies de fractura resultado de coalescencia de microhuecos, de separación intergranular, y de fractura por clivaje.

La desventaja fuerte en el microscopio electrónico de barrido para la investigación de la fractura de fatiga es que las estrias de fatiga no aparecen tan definidas como en el microscopio

electrónico de transmisión. Este carácter de resolución ocurre porque una estria representa solamente una pequeña superficie removida, que se oscurece paulatinamente en la imagen electrónica. La inspección de la superficie electrorrecubierta con una película de oro-paladio, con un espesor de 100 Å, es suficiente para marcar el contraste de las estrias, con espacios tan pequeños como de 250 Å, que se miden fácilmente en el aluminio, con el microscopio electrónico de barrido. Que tiene una resolución de aproximadamente 100 Å con el cual pueden ser resueltas. Esto es deseable para revelar los detalles de la superficie dentro de todas las grietas secundarias asociadas con la ramificación de las fracturas de fatiga. Esto se puede ejecutar mejor con la orientación del espécimen en la dirección de propagación de la fractura, el colector de electrones secundarios y la penetración del haz de electrones primario a la máxima profundidad de la grieta secundaria. Las fractografías MEB muestran algunas de las fallas características de superficies de fractura por fatiga.

Avance de una grieta por fatiga del tipo I.

Se caracteriza por la iniciación y propagación en un plano simple, intentando extenderse a la superficie aproximadamente a 45 grados del eje de esfuerzos. Ésta condición se muestra con una ampliación de 600 diámetros en las figs. 121 y 122.

El origen de fractura puede deducirse de la primera imagen de la

superficie de fractura a baja ampliación de 25 a 100 diámetros. Cada grano de la superficie de fractura está a lo largo de un plano cristalográfico bien definido (ver la fig.121), que no puede ser confundido con un plano de clivaje aunque ésta tiene algo de apariencia frágil. Una fractura de tipo I nunca se extiende, hacia adentro, más que unos cuantos granos (de 2 a 5) que rodean la región del origen. Si el cambio en el estriado se presenta, se puede observar mejor con réplicas MEB.

La evaluación de un espécimen de larga vida en fatiga es un buen ejemplo para identificar claramente las características de falla de un tipo I, en una fractura de un material dado.

Avance de una grieta por fatiga del tipo II.

El paso de la condición I a la II del avance de una grieta de fatiga está caracterizado por el cambio de orientación del esfuerzo en el plano de fractura; en cada grano de uno o dos planos de esfuerzo cortante en algunos planos paralelos separados por arrugas (ridges) longitudinales. El plano es usualmente normal a la dirección de máximo esfuerzo de tracción. En la fig. 123 se muestra una transición de la condición I a la II en un espécimen de aleación de aluminio 2024-T3 de tamaño de grano grande.

Las orientaciones y niveles de cambio de facetas de grano a grano, se muestran en la fig.124, que es una vista del tipo II de avance en la grieta por fatiga en un espécimen de grano fino de aluminio 2024-T3.

Las figs. 125, 126, 127 y 128 presentan detalles de estrias de fatiga en la etapa II del avance de una grieta en aluminio 2024-T3. Con una velocidad alta de crecimiento de la grieta (fig. 128), el estriado empieza ondulante, con un frente áspero, y algunas grietas secundarias. En algunas probetas de aluminio en un medio ambiente corrosivo (agua o agua de mar), a las estrias de planos de fractura cristalográficos se les designa como "frágiles" (fig. 129). En cada grano de la fractura el cambio se asocia con fractura por corrosión.

Debido a la diferencia en orientación de grano a grano, (parte del frente de fractura que se propaga de una manera dúctil), se crean caminos alternativos (alternate patches) de estrias frágiles y dúctiles. Una elevada velocidad de crecimiento de grieta, de corrosión transgranular, está acompañada por una extensa formación de huecos alrededor de largas inclusiones. (fig. 130).

En aceros, las estrias de fatiga que son formadas por velocidades ordinarias de crecimiento de la grieta, algunas veces no están bien definidas como en el caso de algunas de las aleaciones de aluminio. Las figs. 131 y 132 muestran superficies típicas de fractura por fatiga en aceros maraging con 18% de Ni. Las estrias que se forman con bajas velocidades de crecimiento de la grieta (tan pequeñas como 5×10^{-6} pulgadas por ciclo) son difíciles de resolver y frecuentemente no pueden distinguirse de una serie de líneas dispersas y bandas sueltas asociadas a la deformación plástica, cerca de la superficie de fractura. En estas circunstancias, la medición de espacios de estrias es difícil, si no imposible.

H. Fractura intergranular.

Esta clase de fractura ocurre por separación de límites de grano y tienen una apariencia que las hace fácilmente distinguibles de otro tipo de fracturas. Sin embargo, las que muestran igual forma, muchas veces tienen causas diferentes.

Se puede describir simplemente como una separación de límites de grano, que puede ocurrir por separación catastrófica, o por separación provocada por coalescencia de microhuecos en las interfaces de los granos. Dichas fracturas son observadas como el resultado de una severa reducción de energía en el límite de grano por un mecanismo de absorción termodinámica (Gibbs). De esta forma la segregación metálica o la fusión de impurezas, puede alterar el límite de grano liberando energía. Además, la energía del límite de grano puede variar en un rango de temperatura, primero con la transición de fractura dúctil-frágil, o con la inducción de fragilidad así como con la fractura dúctil. Variaciones en la segregación en límites de grano pueden también mezclarse con los mecanismos de fractura, caracterizados por la apariencia de áreas con huecos.

La fractura intergranular se asocia generalmente con cualquiera de las dos condiciones siguientes: a) Una marcada diferencia entre las propiedades mecánicas de los límites y los granos mismos, o b) Las condiciones del medio ambiente que favorecen la propagación de fractura a lo largo de los límites de grano.

A elevada temperatura las rupturas por termofluencia muchas veces son completamente intergranulares, aunque esta apariencia puede ser alterada por deformación de los granos individuales o por la oxidación posterior en la grieta. Las deformaciones de la matriz

frecuentemente dan como resultado una notable curvatura de las caras individuales de los granos y algunas veces contribuyen al aplanado de toda la superficie de fractura.

Las impurezas debidas a segregación o al empobrecimiento de los límites de grano y la presencia de partículas de precipitados contribuyen a la fractura intergranular. En ciertas aleaciones, las fracturas resultan de agrietamiento por corrosión bajo tensión (stress-corrosion cracking) o de fragilización por hidrógeno y son fracturas intergranulares; las caras individuales pueden ser fallas relativas, exhibiendo solamente una serie de "finas arrugas desgarradas" (fine tear ridges) o marcas de líneas finas (harline marks), o éstas pueden estar caracterizadas por varios grados de corrosión por picadura (corrosion pitting) o productos de corrosión.

Las causas de fractura intergranular son: La presencia de límites, entre granos que tienen componentes débiles o frágiles, medio ambiente o factores mecánicos tales como corrosión bajo tensión (stress corrosion), daño por hidrógeno, daños por calor, y estado de esfuerzos triaxiales.

Una fractura intergranular frecuentemente se puede determinar por una inspección a baja ampliación. (Algunas veces se necesitan grandes ampliaciones para una identificación positiva, particularmente para materiales de grano fino). Las fractografías con ampliaciones clasificadas se pueden usar como guías para encontrar la causa fundamental de la separación de límites de grano.

La fractura intergranular también es el resultado de grietas por corrosión bajo tensión (stress-corrosion cracking), como las

mostradas en las figs. 133,134,135 y 136. Son frecuentemente observados productos de corrosión en las facetas de separación de grano en grietas por corrosión bajo tensión (fig. 136). Frecuentemente el mecanismo intergranular será activado en sólo una fracción de la fractura si la penetración de la corrosión bajo tensión es solamente parcial. Más allá de la penetración de la corrosión, se evidencia una fractura dúctil por coalescencia de microhuecos, mostrada en la fig. 134.

La fractura intergranular se identifica por la presencia de facetas de grano separadas y tal vez consideremos mejor el mecanismo de fractura si dichas facetas constituyen una porción estadísticamente grande de la superficie.

En fracturas interdendríticas de soldadura y fundiciones (fig.137), las fallas tienen una apariencia más redonda, pero están clasificadas como intergranulares. Las fracturas que ocurren a lo largo de granos alargados (típicas de planos de separación en forja). Patrones geométricos expuestos por una fractura a través de poros de soldadura que son típicas de la solidificación y desarrollo de una superficie libre (figs. 138 y 139).

En una fractura intergranular frágil es usual la segregación por actividad térmica de las impurezas. Exámenes típicos de fractura en que interviene la segregación, se observaron en aleaciones de tungsteno, iridio y tungsteno-renio mostrados en las figs. 140,141 y 142. En la fractura de iridio fig. 141, la segregación de fosforo se detectó con la exposición de las superficies de grano a microscopía electrónica con espectroscopía Auger. El análisis por absorción atómica muestra 5ppm de potasio en tungsteno puro (fig.140), y 50ppm de potasio en la aleación de tungsteno-renio

(fig. 142). Las concentraciones de potasio en los límites de grano son continuas y tienden a dar un camino fácil para el ascenso de los microhuecos o "burbujas (bubbles)" que son visibles en la superficie de la fractura (fig.142).

En la fragilización por hidrógeno, la fractura intergranular ocurre como la mostrada en las figs. 143,144. La fractura puede ocurrir primero con carga sostenida si el metal fue previamente fragilizado, o puede ser el resultado de la fragilización progresiva en un medio ambiente salino, con cargas de servicio. Dependiendo del medio ambiente, la superficie de fractura está obligada a relajar grandes esfuerzos o formar pequeñas cantidades de productos de corrosión.

Cuando se producen esfuerzos en los límites de grano con bajo nivel de impurezas, la matriz se fractura, y ésta puede desarrollarse por el crecimiento de microhuecos y coalescencia en algunas zonas en los límites de grano. Las superficies de fractura que resultan de éste proceso se caracterizan por numerosos huecos pequeños superimpuestos en las zonas de granos separados, como se muestra en la fig. 146. Las figs. 145 y 146 presentan dos ampliaciones, de una fractura de un ensayo de tracción en aluminio y en cobre de alta pureza, de grano basto. El examen de esta superficie de fractura con una ampliación tal que la vista es del orden de un grano simple puede interpretarse falsamente; la unión de huecos como evidencia de fractura transgranular en una fractura intergranular. Un cuidadoso examen de la superficie de fractura con un rango más extenso de ampliaciones es imperativo para la exactitud de la interpretación de la topografía de escala fina.

OBSERVACIONES.

1.-Estructuras diseñadas dentro de los estándares de esfuerzo de alto nivel pueden ser arriesgados en servicio cuando, como resultado de corrosión bajo tensión, las fracturas subcríticas crecen a tamaños críticos con niveles de esfuerzo bajo. Ciertas impurezas, en un medio ambiente corrosivo causan agrietamiento y afectan la topografía de la superficie.

2.-La separación intergranular a altos esfuerzos en aceros de alta resistencia con bajo nivel de impurezas pueden causarse no solamente por corrosión bajo tensión y fragilización por hidrógeno, sino también por esmerillado (grinding cracking), grietas de tratamiento térmico (heat-treat cracking), grietas de temple, fragilización de revenido, fragilización "azul", fragilización por metal líquido, fragilización por metal sólido (solid-metal), y fractura por sobrecarga a baja temperatura.

3.-La separación intergranular, no es el único tipo de mecanismo asociado con corrosión bajo tensión o fragilización por hidrógeno en los aceros.

4.-Cuando las grietas de corrosión bajo tensión son transgranulares, la desviación puede ocurrir a escala microscópica así que la fractura puede seguir defectos microestructurales, tales como límites de grano y de macla (twin boundaries) o planos cristalográficos específicos.

5.-Las grietas de corrosión bajo tensión (stress-corrosion cracking), corrosión-fatiga (corrosion fatigue), y fatiga sola se pueden confundir. En fracturas de corrosión bajo tensión (stress-corrosion cracking) se producen estrias aisladas que son similares a las estrias de fatiga en apariencia. La

corrosión-fatiga(corrosion fatigue) y una combinación de mecanismos de fractura, pueden dificultar la determinación del mecanismo ejecutado con un rol determinante, porque la corrosión de la superficie tras el avance del frente de la grieta puede oscurecer las estrias de fatiga y sugerir erróneamente que la fatiga no intervino.

I. Fractura resultado de un medio ambiente químico.

Fracturas por corrosión bajo tensión y
fragilización por hidrógeno.

J. Grietas por corrosión bajo tensión.

Las grietas por corrosión bajo tensión son una falla del tipo mecánico (esfuerzos aplicados o residuales) asociada a un proceso provocado por el medio ambiente (corrosivo); en el que los esfuerzos mecánicos y ataque químico combinado al inicio y durante la propagación de la grieta produce una acción sinérgica; un esfuerzo de tensión sostenido y un medio ambiente corrosivo específico, causan fallas en tiempos relativamente cortos.

Las grietas por corrosión bajo tensión (stress-corrosion cracking) son frecuentemente causadas por exposición a un medio ambiente químico suave al mismo tiempo que a esfuerzos de tracción que están por debajo de los permitidos en el material. En tales condiciones, finas grietas pueden penetrar profundamente en la pieza, aunque la superficie puede mostrar cantidades aparentemente insignificantes de corrosión. De aquí que éstas pueden ser indicaciones no macroscópicas de fallas independientes. Los casos más comunes fracturas por corrosión bajo tracción en servicio están asociadas con los siguientes metales e impurezas:

1.-Aleación de aluminio de alta resistencia, especialmente del tipo aluminio- zinc- magnesio, en condiciones atmosféricas corrosivas. Los esfuerzos internos por sobrecarga y de ensamble también son importantes.

2.-Aceros inoxidable austeníticos y aleaciones de níquel del tipo Inconel en presencia de concentraciones bajas de iones de cloro. El ión hidróxido también se reporta como causa de falla, pero esto

es discutido por algunos autores.

3.-Aceros estructurales de bajo carbono, normalmente en presencia de nitrato concentrado caliente o soluciones cáusticas.

4.-Aceros de alta resistencia (con esfuerzos de tracción de 180,000 psi o más) en diferentes tipos de medio ambiente, probablemente con fragilización por hidrógeno.

5.-Aleación de cobre 70Cu-30Zn en un medio ambiente de amoníaco, normalmente en presencia de esfuerzos de sobrecarga.

En algunos casos, las fracturas intergranulares serán muestra evidente de coalescencia de microhuecos en pequeños límites de metal con las interfaces de los granos como en aleaciones de aluminio, fracturados por separación de límites de grano con coalescencia de microhuecos (fig. 147). Se ha postulado que los procesos de fractura suceden a lo largo de zonas sin impurezas, en los límites de grano blandos en comparación con la matriz. Esta es una fractura frágil en el sentido macroscópico y plástica en el sentido microscópico. Por ejemplo, fracturas en aleaciones de aluminio de alta resistencia son alarmantemente intergranulares cuando la fractura ocurre por corrosión bajo tensión (stress-corrosion cracking), y el camino se extiende a través de los límites de grano en la dirección transversal de forja, con la mínima resistencia a la fractura por corrosión bajo tensión.

Cuando la fractura por corrosión bajo tensión es intergranular, la presencia de láminas alargadas que son normales a las tensiones ligadas a la corrosión (stress corrosion) en la dirección corta transversal, producen superficies "leñosas (woody)" en las grietas de corrosión bajo tensión. Este funcionamiento es típico de

aleaciones de aluminio de alta resistencia extruidas donde los tratamientos no provocan recristalización. Algunas fracturas de corrosión bajo tensión muestran marcas progresivas y regiones alternadas de grietas de corrosión bajo tensión y fracturas de sobrecarga, con cambios de tamaño en la fractura frontal. Las marcas progresivas en la superficie de la fractura mostrada en la fig. 148 se puede confundir fácilmente con fatiga. Esta fractura se observa en piezas provenientes de forja que no se han usado, y la fractura se debió sólo a esfuerzos residuales internos y corrosión atmosférica.

Otras discontinuidades observadas en fracturas por corrosión bajo tensión incluyen estrias, facetas de clivaje y lengüetas (tongues), que se pueden confundir fácilmente con fracturas similares de clivaje y fracturas por fatiga.

Cuando ocurre la fractura intergranular con corrosión superficial solamente, una apariencia "granular (rock candy)" es típica de la superficie de fractura (ver la fig. 149). Desafortunadamente, solamente en aleaciones de aluminio de alta resistencia se definen claramente las grietas de corrosión bajo tensión, porque en aceros de alta resistencia, estos patrones son también característicos de crecimiento de fractura por inducción lenta de hidrógeno.

Las características fractográficas de fracturas transgranulares de corrosión bajo tensión son numerosas y variadas.

Las figs. 150, 151, 152, 153, y 154 muestran una fractura intergranular en un perno de acero inoxidable con 12% Cr, con exceso de precipitados en los límites de grano (carburos), esto dió origen a la formación de grietas por corrosión bajo tensión (stress-corrosion cracking) intergranular durante la exposición a

un medio ambiente húmedo durante el servicio, como se muestra en la fractura de las figs. 150,151 y 152. Grietas subcríticas desarrolladas por éste mecanismo eventualmente llevan a una fractura frágil del perno. Las figs. 150,151 y 152 muestran la topografía de escala fina en la zona de iniciación de fractura, donde el crecimiento de la grieta fue subcrítica. Algunas consideraciones al final de la grieta y las pruebas adicionales de propiedades mecánicas, dan como resultado una tenacidad de fractura baja anormal para el acero inoxidable con 12% de Cr usado en la fabricación del perno. Exámenes fractográficos del área, y de los especímenes de prueba de tenacidad, muestran mezclas de mecanismos de fractura, zonas transgranulares caracterizadas por huecos y cuasiclívaje, y cantidades significativas de separación intergranular (ver las figs. 153 y 154). La clasificación de las fallas como intergranular a base de observaciones hechas en el límite del área pueden ser entonces enteramente erróneas.

Por ejemplo, la fractura que resulta de corrosión bajo tensión en un acero inoxidable austenítico templado y revenido, en una solución de cloruro de magnesio (magnesium chloride) puede ser transgranular; una fractura en condiciones similares en un acero inoxidable martensítico endurecido puede ser intergranular. Sin embargo, el cuidado es esencial para distinguir entre estos dos mecanismos de fractura porque las fractografías de microscopio electrónico de barrido y de transmisión de estas fracturas en ambos tipos de acero pueden exhibir una aparente superficie "granular (rock candy)". Esto es evidente porque la fractura transgranular en aceros inoxidables austeníticos sigue el límite de grano o ciertos planos débiles, de manera que un patrón angular

se forma con el cruce de la fractura de un grano al siguiente.

La senda de crecimiento de la grieta resultado de corrosión pueden ser intergranulares, transgranulares o una combinación de ambas. Algunos sistemas impuros frecuentemente muestran ambos tipos de fractura, dependiendo del estado de trabajo en frío, tratamiento térmico, u otra variable. Uno de los sistemas de aleación interesantes son los aceros inoxidables austeníticos, expuestos a un medio ambiente conteniendo agua con iones de cloro y frecuentemente dan como resultado grietas por corrosión bajo tensión que se propagan en un sistema ampliamente bifurcado de fracturas de tipo transgranular. La fig. 155 muestra la topografía de un recipiente a presión hecho de acero inoxidable austenítico tipo 316, después de uso extenso en atmósferas conteniendo cloro a elevada temperatura y presión. La fractura es completamente transgranular. Algunos granos individuales se delinean por cambios en la elevación de la fractura y dirección de la propagación. Las caras planas de clivaje (flat cleavage facets) exhiben patrones de río (river patterns) y "desgarres arrugados" (tear ridges), que se desarrollan en las grietas de la unión por soldadura. La fig. 156 muestra una fractura intergranular que se desarrolla cerca de una unión circunferencial en un tubo de pared gruesa en acero inoxidable del tipo 304. Dichas fracturas se desarrollan con o sin aplicación de esfuerzos y están consideradas como resultado de corrosión intergranular. Aceros inoxidables en condición sensibilizada (cuando se exponen a elevadas temperaturas se puede causar la precipitación de carburos en los límites de grano y en zonas cercanas) son particularmente susceptibles a fracturas intergranulares y grietas.

El monel 400 (aleación de níquel-cobre), es altamente resistente a las grietas por corrosión bajo tensión (stress-corrosion cracking). En raras ocasiones han sido observadas fracturas, de modo intergranular cuando se expone a vapor a alta temperatura y presión. Una fractura que ocurre en monel 400 en una línea de vapor se muestra en la fig. 157. Los granos no muestran evidencia de deformación, pero estas superficies de grano sugieren corrosión moderada, y la fractura es completamente intergranular.

La generación de fracturas aceleradas en laboratorio en especímenes de monel 400 son como la mostrada en la fig. 157, y requieren altos niveles de esfuerzo y un medio ambiente de hidróxido de amonio (ammonium hydroxide) o hidrazina (hydrazine).

Las figs. 158 y 159 muestran superficies producidas en laboratorio (en ensayos de fatiga), con monel 400 bajo esfuerzos invertidos.

En la fig. 158, el mecanismo de fractura está mezclado intergranular y transgranular, algunas de las porciones transgranulares exhiben estrias de fatiga asociadas con la ocurrencia de flujo plástico. En la fig. 159, donde la fractura es totalmente intergranular, algunas evidencias del ciclo natural de ruptura pueden verse en las estrias de fatiga y en las facetas del grano separado. El mecanismo por el que las estrias se forman en granos separados no está entendido, pero puede asociarse con el cierre simultáneo de las superficies de fractura durante la porción de compresión del ciclo. En ambas figuras 158 y 159, la superficie de fractura tiene diferente apariencia que la corroída en la fractura de servicio en la fig. 157.

Las grietas de corrosión bajo tensión resultan de la exposición de tubería de aceros inoxidables a una solución hirviendo de 42% wt $MgCl_2$. La superficie de fractura en la fig. 161 muestra la falla que indica la mezcla de mecanismos de fractura, sin fatiga. La superficie de fractura despliega una larga faceta intergranular rodeada por pequeñas, facetas irregulares de clivaje transgranular. La separación intergranular fue probablemente el resultado de una fortuita orientación de grano en la zona de avance de la grieta transgranular de corrosión bajo esfuerzo. La fig. 162 muestra marcas con espacios cerrados que se pueden confundir con estrias de fatiga o por fracturas que ocurren durante la formación de grietas de corrosión bajo tensión. Un minucioso escrutinio, sin embargo, revela la presencia de ramales finos (fine forks) y de un patrón de río (river pattern), creado durante etapas del clivaje. Ver la fig. 163 de verdaderas estrias de fatiga, donde la propagación ocurrió del extremo superior derecho al inferior izquierdo.

La fractura en la fig. 163 es el resultado de cargas cíclicas, de esfuerzos por fatiga en acero inoxidable del tipo 304 en aire (en condiciones "impuras"). No hay evidencia de corrosión aparentemente en las estrias. Es ligeramente diferente en apariencia a la que se presenta en la fig. 164, que muestra una superficie de fractura de un espécimen de acero inoxidable del tipo 304 que se rompió durante ciclos de carga en $MgCl_2$ concentrado a 60C (140F). La superficie de fractura es áspera por corrosión y las estrias de fatiga están visiblemente suavizadas. Es evidente, por lo tanto, que la fatiga fue el mecanismo predominante de fractura y la corrosión tuvo solamente un efecto

modesto.

Las fracturas transgranulares muestran bifurcaciones extensivas lo cual es típico en grietas de corrosión bajo esfuerzo en aceros inoxidables austeníticos del tipo 18Cr- 8Ni (fig. 172), y la fractura transgranular similar con bifurcaciones que siguen planos cristalográficos que también se han observado en aleaciones de magnesio.

Las fracturas intergranulares, cuya causa es fragilización por hidrógeno, corrosión bajo tensión (stress corrosion), límites de grano de fases frágiles, grietas por temple y grietas de esmerilado (grinding cracks) no muestran o son pequeñas las evidencias de coalescencia de microhuecos; éstas tienen la apariencia "granular (rock candy)" en acero 4340, fig. 165.

En la fig. 166, algunas marcas lineales son visibles en la superficie de fractura producidas por esfuerzos en una solución salina; en un espécimen de acero 4340 que ha sido templado y revenido hasta alcanzar una resistencia de 1380 MPa (200 ksi). Dado que todas las marcas se muestran con arrugas extendidas (ridges extended), dichas facetas de grano, cuando se ven usando técnicas estereoscópicas, se asocian con desgarres (tearing) alejados de pequeños ligamentos (ligaments) no fracturados en la superficie del grano. Las evidencias de ductilidad están limitadas a un número pequeño de límites de grano en los que ocurre separación.

Un espécimen de acero 4315 preagrietado y endurecido al temple, sometido a cargas en una solución de 3.5% de NaCl exhibe mecanismos de clivaje o coalescencia de microhuecos, dependiendo del nivel y la intensidad de esfuerzos con el tipo y desarrollo de

la fractura.

La fig. 167 muestra una superficie de fractura de éste acero, que resultó de un bajo nivel de esfuerzo, la apariencia es típica de clivaje transgranular, las facetas de hojas cortantes muestran arrugas desgarradas, lengüetas (flat face show tear ridges, tongues, shallow dimples), huecos poco profundos, y grietas secundarias. En el punto inicial de esta prueba, el nivel de intensidad de esfuerzos fue alto y algunos especímenes se rompieron por el crecimiento y coalescencia de microhuecos y la apariencia de la fractura (fig. 168) que resulta es más típica del mecanismo de sobrecarga que el de grietas de corrosión bajo tensión (stress corrosion cracking).

Las superficies de los huecos muestran regiones alargadas que son similares a las producidas por el mecanismo de sobrecarga, y fallas no específicamente identificadas, la naturaleza subcrítica de la grieta es evidente.

La fractura intergranular que se desarrolla en un acero al vanadio modificado que ha sido expuesto a un medio ambiente de agua salada se muestra en la fig. 169. La superficie cristalina alta muestra pequeñas grietas transgranulares. Las facetas de grano expuestas muestran evidencia de alguna ductilidad durante la fractura, pero está confinada a una región extremadamente pequeña y angosta de los límites de grano. Algunas grietas secundarias normales al plano de fractura se inician por la extensión de la grieta a lo largo de algunos granos. En este acero, fracturas por sobrecarga a bajas temperaturas y fragilización por revenido son características en zonas de austenita retenida. Si la fractura crece o se genera en una superficie externa, estas superficies

empezarán a oxidarse en un tratamiento térmico subsecuente, el resultado es una capa de óxido normalmente oscura y estrechamente adherida, esto se reconoce fácilmente y es completamente diferente a los productos de corrosión a temperatura ambiente. El delgadísimo revestimiento de óxido, sin embargo, se puede descubrir en el microscopio electrónico de barrido. Donde la fractura por temple es totalmente interna, la película y sus características inherentes serán diferentes a las fracturas causadas por esfuerzos residuales internos agravados por esfuerzos de servicio.

En aceros de alta resistencia templados y revenidos con bajo contenido de impurezas que tienen una resistencia de 1035 a 1725 MPa (150 a 250 ksi), la fractura por fragilización por hidrógeno y grietas por corrosión bajo tensión son típicamente intergranulares cuando la aplicación de niveles de esfuerzo es bajo. Las fracturas iniciadas por difusión de hidrógeno dentro del acero, tales como las ocurridas durante el electrorrecubrimiento metálico (electro plating) pueden distinguirse de las fracturas iniciadas por ataque corrosivo en un medio acuoso, porque los sitios de iniciación de la fractura asociados con la fragilización por hidrógeno están principalmente bajo la superficie y se distinguen de las grietas de corrosión bajo tensión (stress-corrosion cracking) que están en la superficie. Sin embargo, las grietas asociadas con esfuerzos de corrosión son distinguibles por pronunciadas grietas secundarias o profundas, y las fracturas muestran un gran número de productos de corrosión en el origen y en la región de crecimiento lento que en la de rápido crecimiento. En la fragilización por hidrógeno y la corrosión bajo tensión en aceros de alta resistencia, ocurre a lo

largo de límites de grano de austenita retenida. Esto no es evidente en las superficies de fractura de estructura martensítica en los aceros. Con gran ampliación, la evidencia de limitada ductilidad puede ser observada en las arrugas y huecos en las caras de granos separados.

En las aleaciones de titanio se han observado grietas por corrosión bajo tensión con mecanismos variados dependiendo del medio ambiente. La extensión de la grieta ocurre por clivaje transgranular acompañado por el desarrollo de algunos microhuecos y coalescencia. El área de clivaje de estas fracturas por coalescencia de microhuecos está directamente relacionada con la intensidad del nivel de esfuerzos y con el tipo de propagación de fractura. La fig. 170 muestra la superficie de fractura que se desarrolla cuando la aleación de titanio Ti-6Al-4V fue sometida a esfuerzos en presencia de metanol (methanol) a temperatura ambiente. La aleación ha sido sometida a un tratamiento térmico, enfriada rápidamente (quenched) y envejecida (agead) a 538C (1000F) hasta desarrollar una resistencia de 1070 MPa (155ksi). La superficie de fractura (ver la fig. 170) consiste en hojas de clivaje grandes con facetas interconectadas por áreas de huecos. Las facetas de clivaje muestran "desgarres arrugados" y "patrones de río" correspondientes a la unión simultánea de propagación de fracturas con diferentes niveles a lo largo del plano de fractura. La pequeña flecha en la fig. 170 marca una separación en la zona de clivaje; la flecha larga indica la dirección de propagación de la fractura macroscópica. Un ejemplo de separación intergranular en aceros de alta resistencia por fragilización ambiental se muestra en la fig. 171. Un acero maraging que muestra una

resistencia de 1725 MPa (250ksi) fue esforzado empezando con un cambio electrolítico en un baño de 3.5% de NaCl en agua. Los límites de grano se cubren con un gran número de precipitados intergranulares. Se pueden observar las "arrugas desgarradas" (tear ridges); estas áreas están asociadas con grietas alrededor de las partículas de precipitado. Las "arrugas desgarradas" (tear ridges) se formaron cuando las grietas se iniciaron como resultado de la carga electrolítica del hidrógeno (hydrogen charging), y se produjeron simultáneamente.

K. CORROSIÓN-FATIGA (corrosion fatigue).

En algunos metales la propagación de las grietas por fatiga está frecuentemente influenciada por el medio ambiente. La influencia se demuestra por los cambios en la trayectoria de propagación de la grieta. Así, en un espécimen de una aleación de aluminio 2024-T3, fue tomada en 3 tiempos, en condiciones de vacío. El cambio en la apariencia de la fractura fue igualmente dramático, como el mostrado en la fig. 173. La más fuerte diferencia en apariencia es el crecimiento de estrías regulares de fatiga en la región probada en vacío (región A en la fig. 173). Esta región muestra hojas y fallas (flat and featureless), y no existe correlación entre la apariencia de la fractura y los ciclos naturales de la carga impuesta.

En contraste, las estrías regulares de fatiga producidas en la prueba al aire (región B en la fig. 173) se correlaciona con el avance de la fractura de cada uno de los ciclos de carga. Las estrías resultan de la deformación plástica que ocurre durante la porción de tracción del ciclo de carga.

La fig. 174 muestra la superficie de fractura de un espécimen de aluminio 2024-T3 que fue probado en fatiga, al aire y en vacío, con variación de esfuerzos, comparados con el espécimen de la fig. 173. Con baja amplitud de esfuerzos las estrías de fatiga producen plasticidad en la porción probada en el aire (región A en la fig. 174) y las estrías son agudas, se notan regiones de clivaje transgranular (transgranular cleavage) cuando se ven con esta ampliación.

Esta región exhibe fallas lineales semejantes a "arrugas desgarradas" (tear ridges) y finos "patrones de río".

Dependiendo del nivel de esfuerzos y de la frecuencia de los ciclos de fatiga probados o de servicio, ciertos tipos de medio ambiente pueden causar el reemplazo total, o parcial, de las estrias de fatiga generadas por deformación mecánica, dependiendo del tipo de fractura, semejante al de corrosión bajo tensión que es característica de aleaciones específicas y medio ambiente. Las figs. 175 y 176 muestran superficies de fractura obtenidas de especímenes una aleación de titanio Ti-8Al-1Mo-1V probada en una solución con 3.5% de NaCl produciendo amplitudes y velocidades de crecimiento de fractura de alrededor de 20 a 200 micropulgadas por ciclo fig. 176. La apariencia de la superficie de la fractura en la fig. 175 es típica de corrosión bajo tensión (stress-corrosion cracking) en esta aleación; el clivaje transgranular predomina. Con grandes ampliaciones (fig. 176), la superficie de fractura contiene toscas estrias de fatiga y ásperas facetas de clivaje. La fractura depende de las contribuciones de corrosión-fatiga (corrosion-fatigue), de la intensidad del nivel de esfuerzos, del tiempo en el que este nivel se ha mantenido durante el ciclo de fatiga. La diferencia entre la propagación de la fractura por fatiga en el vacío y en el medio ambiente corrosivo puede ser atribuida a la interacción del medio ambiente con la superficie reciente del metal que es continuamente expuesto en cada ciclo de esfuerzos.

L. Fracturas de alta temperatura.

La termofluencia de alta temperatura o las fracturas por sobrecarga de esfuerzo sostenido son frecuentemente iniciadas por nucleación de microhuecos. Subsecuentemente, la difusión de vacancias puede colaborar en la coalescencia de huecos, que se propagan a lo largo de los límites de grano, y dan como resultado fracturas intergranulares. La fig. 177 muestra la superficie de una aleación de aluminio 1100, que fue fracturada a una temperatura cercana al punto de fusión (no muestra hojas cortantes, o facetas pulidas que se puedan confundir con fractura intergranular de baja temperatura), la oxidación de las superficies del grano durante y después de la fractura final es evidente en la textura fina de la superficie. Cuando los esfuerzos y temperaturas son tales que ocurre la fractura solamente después de un período extenso de tiempo, la separación puede exhibir complejos patrones de huecos y grandes colinas. La fig. 178 muestra una separación de granos cerca del borde de un espécimen de cobre en una prueba de termofluencia a 540C (1004F) y esfuerzos del orden de 10.3 MPa (1.5 ksi).

La exposición de ciertas aleaciones a alta temperatura puede traer como resultado fraglización y subsecuentes fracturas intergranulares como consecuencia de oxidación interna a lo largo de los límites de grano. La fig. 179 muestra las facetas de grano desarrolladas en aleaciones de cobre CDA No.175 (cobre-níquel, 30%) que fue fracturada después de extensa exposición a vapores de alta temperatura cuando se utilizaba en intercambiadores de calor.

Los límites de grano se pueden alterar por la formación de óxidos de níquel y de cobre, y la fractura se propagó a lo largo de la

capa de óxido que es frágil. La separación puede ocurrir discontinuamente cuando el óxido se forma, se rompe y se forma otra vez.

La fractura resultante mostrará el ciclo natural de propagación, evidenciado por una serie de microestrias similares a las formadas por fatiga.

Termofluencia y fallas debidas a ruptura por tracción.

Termofluencia es el cambio de dimensión de un metal o aleación con la aplicación de esfuerzos a una temperatura elevada, aproximadamente $0.5 t_m$, donde t_m es el punto medio de fusión. Por lo tanto, el estaño y aluminio superpuro pueden deformarse por termofluencia a temperatura ambiente o una cercana a ésta, considerando que temperaturas cercanas a 1000 C (1832 F) se necesitan para obtener termofluencia en metales refractarios cúbicos de cuerpo centrado tales como el tungsteno, molibdeno y las superaleaciones de base níquel usadas en turbinas de gas. Evidentemente, los esfuerzos durante la termofluencia pueden producir suficientes cambios longitudinales en las dimensiones de un componente, por lo que, después de un prolongado servicio ocurre la fractura. En otros casos, las deformaciones durante la termofluencia llegarán hasta la fractura; en tiempos relativamente reducidos este tipo de falla se llama ruptura por tracción (stress rupture).

La termofluencia y las fallas de ruptura por esfuerzo

(stress-rupture failure) se identifican fácilmente; frecuentemente, éstas pueden reconocerse por la ductilidad local y multiplicidad de grietas intergranulares que se presentan normalmente (ver la fig. 180). Las fallas de ruptura por esfuerzo pueden identificarse por examen óptico de microsecciones, porque presentan generalmente una multiplicidad de cavidades de termofluencia adyacentes a la grieta (ver la fig. 181).

La termofluencia y las fallas de ruptura por esfuerzo (stress-rupture) se entienden mejor considerando los dos procesos generales de termofluencia que pueden ocurrir. En el primer tipo, los límites de grano se deslizan, y son continuos generadores de concentración de esfuerzos; en un punto de unión triple no se puede desarrollar deformación plástica por los granos adyacentes. Esto produce una "cuña de fractura" en los límites de grano. El segundo tipo implica la generación de microcavidades en los límites de grano, especialmente en los límites de grano orientados transversalmente respecto a los esfuerzos de tracción, y el crecimiento de estas cavidades por la migración de vacantes. Estos procesos son llamados "cavitación" durante la termofluencia. Las rupturas por esfuerzos debidas a cavitación producen huecos que son detectables por fractografía, pero el uso de ésta rara vez se requiere para la identificación de fallas de ruptura por esfuerzo (stress-rupture). Sin embargo, las fractografías muestran que las cavidades producidas por los huecos, tienen formas cristalográficas complejas (fig. 182), donde se pueden observar estrías y "patrones de terraplén" (terraced patterns)(fig. 183).

M. Fragilización por hidrógeno.

La fragilización por hidrógeno en diversos metales y aleaciones es frecuente, pero los efectos nocivos en aceros, particularmente cuando el esfuerzo de los aceros excede 180 000 psi, es importante. Pocas partes por millón de hidrógeno disuelto en acero pueden causar fracturas de líneas finas y pérdida de ductilidad a la tracción. Cuando las cantidades de gas en solución son pequeñas para reducir la ductilidad, el hidrógeno inducido demora la fractura (algunas veces se llama grieta estática) pero aún así ésta puede ocurrir. El medio ambiente gaseoso que contiene hidrógeno es también dañino. Las grietas de líneas finas normalmente presentes en límites de grano de austenita retenida parecen ocurrir cuando se disuelve el hidrógeno y es superimpuesto el esfuerzo que acompaña la transformación de austenita a martensita. Las áreas afectadas se reconocen en la superficie de fatiga por apariencia frágil y alta reflectividad, que contrasta normalmente con la apariencia mate de las regiones que rodean la fractura dúctil. Sondeando estas áreas las describimos como "laminillas" u "(fish eyes) ojo de pez".

Las grietas de línea fina se reconocen fácilmente por metalografía y son más comunes cerca del centro de los componentes voluminosos donde se concentra la deformación plástica y es alta, pero esta incidencia puede minimizarse con modificaciones durante la fabricación del acero y en la práctica del tratamiento térmico. Las grietas de línea fina son importantes con respecto a las fallas de servicio, porque tales fracturas son propagadas por fatiga y así inician la fractura catastrófica.

Fractografías de aceros fragilizados por hidrógeno.

Los aceros fragilizados por hidrógeno, especialmente los que tienen grietas "estáticas", muestran grietas similares a las típicas grietas de corrosión bajo tensión en aleaciones de aluminio y aceros de alta resistencia. Las fracturas retardadas, son regiones producidas por el crecimiento de grietas lentas ayudadas por hidrógeno; éstas crecen en límites de grano austenítico, como la mostrada en la fig. 184. En algunos aceros, el hidrógeno puede promover fracturas por clivaje. La identificación positiva es también difícil, y frecuentemente es imposible diferenciar entre grietas inducidas por hidrógeno o fracturas por corrosión bajo tensión.

N. Daño por hidrógeno en tubos de caldera.

El daño por hidrógeno es una de las diversas causas de falla que afectan a las calderas usadas en los procesos de producción de energía eléctrica. Desde el punto de vista de producción de energía, es una falla catastrófica, debido a que pone fuera de servicio toda una unidad de generación, siendo en la mayoría de los casos, el daño extensivo a un gran número de secciones, las cuales usualmente deberán ser cambiadas o de lo contrario, durante la operación subsecuente, se presentarán fallas intermitentes que incidirán directamente sobre la disponibilidad del equipo.

Es importante no confundir éste fenómeno irreversible que se presenta bajo ciertas condiciones de presión y temperatura, con el llamado "fragilización por hidrógeno", de carácter reversible y consistente en la absorción temporal de hidrógeno por algunos metales.

En términos generales, se puede decir que el daño por hidrógeno surgió en la década de los setentas, como resultado del cambio en el tratamiento de agua usada en las calderas. A medida que aumentaron las presiones y las temperaturas de operación, el tratamiento de base cáustica usado en aquellas épocas se hizo inadecuado, debido a los innumerables problemas de corrosión que ocasionó, fue entonces cuando los tratamientos de agua de tipo fosfato coordinado, diseñados específicamente para disminuir el problema de corrosión derivada de la operación a altas presiones y temperaturas, (aunque éste cambio no fue la panacea) eliminó en forma masiva la corrosión cáustica; pero ocasionó el surgimiento del daño por hidrógeno. Cabe señalar que la unidad típica, hoy en día opera a una presión de 16.2 MPa. (2350 psi.), con una

temperatura de saturación alrededor de los 366 C.

Mecanismo de falla.

En un amplio sentido, se puede establecer que el daño por hidrógeno es la fragilización irreversible de un acero (en el caso de tubería de caldera), como consecuencia de la presión que el gas metano ejerce a nivel microscópico sobre los límites de grano y que la formación de metano se debe a la combinación química del carbono del acero con el hidrógeno atómico que ingresa al mismo, todo esto derivado de un proceso de corrosión en el interior de la tubería de caldera. Es por lo anterior que éste tipo de fallas se puede catalogar dentro de las fallas por corrosión.

En forma más pausada el fenómeno se explica así: El hidrógeno generado en el lado del agua, debido a su tamaño de átomo tan pequeño, puede ingresar al acero con que está fabricado el tubo, y aún más, puede atravesarlo por completo saliendo por el lado del fuego; sin embargo, debido a las condiciones de operación (presión y temperatura) parte de este hidrógeno se combinará con el carbono del acero, para formar gas metano, cuya molécula de mayor tamaño, queda atrapada entre los límites del grano del metal, ejerciendo fuertes tensiones que multiplicadas hacen fácil separar los límites de grano y con ello producir una fractura intergranular con claras evidencias de fragilidad.

Características macroscópicas.

El daño por hidrógeno normalmente se manifiesta por una abertura en forma de ventana. Prevalecen los síntomas de fragilidad como son: Nula deformación plástica; espesor de la pared en el borde de la fractura, sin reducción aparente. Sin embargo, en la mayoría de los casos será fácilmente apreciable un ataque corrosivo en forma de picaduras y desgaste del material, por lo cual, usualmente estará cubierto con espesos depósitos de óxido multilaminar.

Características microscópicas.

La manifestación metalográfica del tipo de fallas en cuestión es característica, distinguiéndose un proceso de descarburación ocasionado por el carbono que se pierde al combinarse con el hidrógeno para formar metano. Adicionalmente se observarán microgrietas intergranulares (a lo largo de los límites de grano), siendo ambos fenómenos distintivos únicamente de éste mecanismo de falla.

Dictamen.

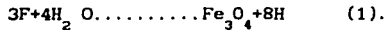
Cuando un tubo fallado presenta las características macro y microscópicas antes mencionadas, será indudable que la falla se debió a "daño por hidrógeno". En el dictamen final deberán considerarse los antecedentes de operación previos a la falla y algunos datos de diseño, haciendo también una explicación del mecanismo de falla, en el cual se determina la procedencia del hidrógeno y los factores que participaron, siendo esto, lo más importante, ya que representará las causas que originaron la falla, debido a que eliminando las fuentes de hidrógeno, se evitaría la posibilidad de falla.

Fuentes de hidrógeno.

En primer lugar, es necesario dejar por sentado que la capa de magnetita (Fe_3O_4), que se forma en la superficie interna del tubo o lado del agua, es el único medio que soporta el tubo y lo protege contra la corrosión del fluido interno. Sin ella, la corrosión del acero procedería en forma acelerada, es por esto, que todos los esfuerzos de control químico deben canalizarse hacia la conservación óptima de la película de protección, así como al monitoreo de ese crecimiento durante la operación.

La formación de la capa de magnetita es un proceso rutinario que se efectúa durante la etapa de puesta en servicio de una nueva unidad, o después de una limpieza química para unidades en operación comercial.

La reacción del acero en agua neutra o ligeramente alcalina, en ausencia de oxígeno, va siempre acompañada por la producción de hidrógeno, según la reacción:



Esta reacción es espontánea, debido a que cualquier disolución o desprendimiento de la capa de magnetita durante la operación presupondrá la formación de una nueva capa, aunque ya no en una forma controlada, con la consecuente formación de hidrógeno, que debido a la presión y temperatura, podrá ingresar al acero ocasionando los fenómenos antes descritos.

La reacción de formación de metano en el seno del acero, es la siguiente:



El hidrógeno atómico producido mediante la reacción 1, puede seguir tres caminos: Combinarse con otro átomo para formar

hidrógeno molecular y dispersarse en el flujo de trabajo; disolverse en forma iónica en el fluido adyacente; o ingresar al metal en forma atómica de alta movilidad.

Sólo éste tercer mecanismo producirá la falla antes expuesta.

Hablendose establecido el mecanismo de generación de hidrógeno, a continuación se describen las diversas fuentes que fomentan éste fenómeno.

1.-Operación de la caldera con agua de bajo pH.

a) Por ingreso de sales vía fallas en el condensador (contaminaciones).

b) Contaminaciones por productos usados en la limpieza química.

c) Funcionamiento inadecuado del subsistema de control químico, incluyendo la planta de tratamiento de agua.

2.-Concentración de contaminantes corrosivos dentro de los depósitos, especialmente donde existen alteraciones en el fluido interno.

Cuando durante la operación normal se presenten fallas en el condensador, se producirá el abatimiento del pH del agua de la caldera, obviamente, entre más agresiva sea el agua de enfriamiento, mayor será la depresión del pH. De esta manera, las unidades localizadas en la costa serán particularmente susceptibles a éste tipo de daño.

Si la caldera se ensucia internamente favorece el daño por hidrógeno, al aumentar la cantidad de depósitos internos, aumentará en forma gradual la temperatura de la pared del tubo, favoreciéndose asimismo la captación localizada de los contaminantes que contenga el agua de circulación.

Durante la vida útil de un generador de vapor, debe ser una práctica rutinaria el efectuar limpieza química a ciertos intervalos, esto principalmente con el objeto de controlar el espesor de la capa de magnetita, sin embargo, hay que tener especial cuidado en que no quede ácido atrapado dentro de la caldera, el cual sería una fuente potencial de daño por hidrógeno. Por otra parte, se debe tener siempre en cuenta que una caldera de alta presión requiere agua de alimentación de alta calidad y un control químico preciso. Y que las desviaciones que sufra éste, serán inicios potenciales de alguna falla por corrosión.

Se deberá tener especial cuidado en detectar oportunamente las fallas que puedan presentarse en la planta de tratamiento de agua, ya que se puede producir contaminación como resultado de los productos químicos (ácidos) usados en la regeneración de las resinas de la etapa de desmineralización.

Cabe señalar que cualquier alteración en el fluido interno de la tubería puede causar incrementos localizados de temperatura del metal, lo cual favorecerá el ensuciamiento y por consecuencia los mecanismos de concentración de contaminantes y la susceptibilidad a sufrir daño por hidrógeno en caso que se den las condiciones necesarias, lo mismo será aplicable cuando exista incidencia preferencial de la flama por una deficiente alineación de los quemadores.

Localización típica de las fallas.

El daño por hidrógeno comúnmente se presenta en las zonas de alto flujo térmico de la caldera como son:

- a) Zona de quemadores.
- b) Tubos horizontales o con alteraciones en el flujo interno.

(paredes de agua).

c)Tubos horizontales o inclinados dentro del hogar.

Como puede notarse éste tipo de fallas incide únicamente sobre la sección del hogar del generador de vapor.

Determinación de la extensión del daño.

Al presentarse un evento de falla que tenga como causa el daño por hidrógeno, inmediatamente surge la pregunta: Cuántos tubos dentro de la caldera pueden estar dañados y próximos a falla?. Esto es importante porque los tubos dañados deberán sustituirse, para asegurar la continuidad de operación del equipo.

Las técnicas aplicadas para cuantificar la extensión del daño, son las siguientes:

a)Ultrasonido (no destructiva), con el objeto de medir el espesor de la tubería y determinar si existe la posibilidad de un desgaste por corrosión interna. Dado que es un método indirecto, en la actualidad se recomienda usar la técnica de "atenuación de sonido" la cual ha dado resultados confiables.

b)Radiografía (no destructiva). Esta técnica es más precisa, sin embargo es más cara y requiere que se descubra la tubería por el lado exterior de la caldera, lo cual la hace impopular.

c)Metalografía (destructiva). Cualquiera de las técnicas anteriores deberá de complementarse con el estudio metalográfico a partir de un corte en las zonas dañadas, lo cual, permitirá el estudio de los depósitos internos, en cuanto a densidad y composición química.

Medidas preventivas contra el daño por hidrógeno.

Con el objeto de erradicar hasta donde sea posible éste tipo de fallas, es necesario evitar la presencia de factores que promueven el inicio de procesos de corrosión y el ensuciamiento interno. Las medidas siguientes deberán ser tomadas en consideración:

a)Control químico preciso y monitoreo del agua de caldera, manteniendo el nivel de oxígeno disuelto dentro de los límites marcados por el fabricante del equipo, y sobre todo evitar contenidos elevados de cloruros (menos de 0.5 ppm.).

b)Detectar y contrarrestar con oportunidad las contaminaciones por fallas en el condensador.

c)Evitar el ensuciamiento anormal de la superficie interna de la tubería, para lo cual, deberá limpiarse cuando se presente alguna contaminación con duración de una hora o mayor y un pH menor de siete.

d)Detectar y evitar las posibles fuentes que favorezcan el incremento en la temperatura de la pared del tubo, como son los perturbadores de flujo interno y la incidencia localizada de la flama. Se recomienda asimismo el uso de tubería con el interior arriflado para unidades de alto régimen térmico.

e)Usar materiales más resistentes a éste tipo de daño como el acero SA 213T11, teniendo en cuenta su costo y evaluando que puede sufrir picaduras durante la limpieza química.

N. Fragilización por metales líquidos y sólidos.

Las fallas metalúrgicas por penetración de metales líquidos, normalmente alrededor de límites de grano, están relacionadas con tipos especiales de corrosión.

La penetración en aleaciones de cobre por mercurio y la penetración en acero por estaño fundido y titanio por cadmio son ejemplos típicos. Tales penetraciones normalmente son detectadas por examen microscópico de especímenes pulidos, o secciones pulidas y atacadas. La identificación positiva del penetrante puede ser más difícil, pero el análisis químico mediante microsonda normalmente resuelve este problema.

La superficie de fractura generada en una aleación de titanio Ti-7Al-2Cb-1Ta expuesta a una solución de 3.5% de NaCl en agua se muestra en la fig. 160. En el área mostrada, el mecanismo de fractura fue clivaje transgranular (transgranular cleavage), se propaga cruzando una zona con microestructura alfa-beta. Una fractura topográficamente idéntica resulta en esta aleación cuando el medio ambiente es mercurio líquido, la diferencia solamente se da en la orientación del plano principal de fractura relativa a la celda unitaria hexagonal del titanio alfa.

Las fracturas resultantes del ataque de mercurio son paralelas al plano basal; las que resultan del ataque de agua salada son inclinadas con respecto al plano basal con un ángulo pequeño.

Medio ambiente con metales líquidos y sólidos.

En un medio ambiente con metal líquido es bien conocida la causa de fractura de algunas aleaciones. Un metal en estado sólido puede tener un efecto similar. El camino de la fractura resultante puede ser transgranular o intergranular, dependiendo de la aleación, la microestructura, y la naturaleza del medio ambiente. La fig. 185 muestra, una superficie de fractura de un espécimen de soluciones tratadas y envejecidas de una aleación de titanio Ti-6Al-4V que fue expuesta a cadmio sólido a 149C (300F). La fractura ocurrió por una mezcla de agrietamiento intergranular (intergranular cracking) y clivaje transgranular (transgranular cleavage).

O. Fallas indicativas de mecanismos mixtos.

Una fractura que ocurre por la operación de dos o más mecanismos se etiqueta generalmente como "forma mixta" de fractura. Esto no debe confundirse con operaciones consecutivas de diferentes mecanismos, que pueden analizarse sucesivamente, y por lo tanto no requieren una discusión especial. La ocurrencia de fracturas por mezcla de mecanismos frecuentemente indica: a) Que los factores usuales que determinan el mecanismo operativo, tales como el estado de esfuerzo, historia de carga, microestructura y medio ambiente, favorecen estos mecanismos; y b) Que el mecanismo local de fractura está determinado por una combinación de estos factores y la influencia de variables secundarias, tales como la orientación local del grano.

Las razones de mecanismos mezclados de fractura son tan diversas como las fracturas en que estos han sido observados. Sin embargo, se cuida mucho la identificación de mecanismos de fractura que contribuyen a dichas mezclas y las circunstancias estables en las que pueden ocurrir de forma individual, porque éstas establecen límites. La ocurrencia de una mezcla de mecanismos en fractura usualmente indica que interactúan influencias causando la fractura, y parten de los límites del mecanismo. Los mecanismos de fractura que trataremos en combinación son: a) Clivaje transgranular, b) Coalescencia de microhuecos, c) Desgarros (tearing), d) Estrias de deformación por fatiga, y e) Fractura intergranular.

Clivaje más coalescencia de microhuecos.

Vemos una mezcla de mecanismos de fractura que ocurre en aleaciones de titanio α y α - β por corrosión bajo tensión (stress-corrosion cracking) y en aceros de baja aleación con temperaturas dentro de la zona de transición dúctil-frágil. En la aleación de titanio, las líneas del plano de clivaje coinciden con el plano basal de la fase alfa, hexagonal. Por lo tanto, en la fase simple alfa del titanio, el grano está orientado paralelamente al eje de esfuerzos, tiene una componente normal elevada en el plano de clivaje y se rompe por éste mecanismo. Los granos con diferente orientación tendrán esfuerzos normales resueltos bajos y pueden sufrir deformación plástica y exhibir un mecanismo de fractura dúctil, frecuentemente la formación de huecos y su coalescencia. En titanio α - β , las regiones de fase β , o productos de transformación β , son usualmente no susceptibles de fractura por clivaje en pruebas de corrosión bajo tensión; estas regiones se fracturan de manera dúctil, sin embargo, la fase alfa primaria se fractura por clivaje. Un ejemplo de una mezcla de caras de clivaje y huecos se muestra en la fig. 186.

Clivaje más desgarre.

Ocurre en metales anisotrópicos de fase simple que tienen alta ductilidad y resistencia moderada, y en sistemas de dos fases en el que las fases tienen diferentes propiedades mecánicas o sistemas cristalográficos diferentes. Los "desgarres" (tearing) pueden ocurrir en el plano de coalescencia de microhuecos, si la ductilidad es alta y las fluctuaciones de esfuerzo suficientemente bajas de modo tal que el material pueda fracturarse por deslizamiento (slip). Las variaciones en las propiedades del metal que se desgarra (tearing) da lugar a la deformación de huecos, que son complejos e insuficientemente entendidos para permitir un análisis detallado. En el presente contexto, esto es suficiente para decir que el desgarre es indicativo de ductilidad extensiva. Un ejemplo de fractura resultado de clivaje más desgarre se muestra en la fig. 187.

Clivaje más formación de estrías de fatiga.

Esto se observa con esfuerzos altos, metales de baja ductilidad y baja simetría cristalográfica (ver la fractura en titanio α en las figs. 188, 189 y 190). Los granos que están orientados favorablemente con respecto al eje de ciclos de esfuerzo, están fracturados por clivaje súbito (sudden cleavage), y esta orientación relaja la carga cada ciclo de fractura (relajación plástica).

Clivaje más fractura intergranular.

La fractura por clivaje y la fractura intergranular se caracterizan por ser mecanismos de baja energía y pueden operar simultáneamente cuando la resultante de esfuerzos para la separación de límites de grano y por clivaje transgranular son aproximadamente iguales. También, si la fractura preferente en los límites de grano no es continua y si el esfuerzo de clivaje es relativamente bajo, la región que no tiene fractura intergranular puede fracturarse por clivaje. Un ejemplo de este tipo de fractura se muestra en las figs. 191 y 192.

Coalescencia de microhuecos más desgarre (tearing).

Es frecuentemente observado con altos esfuerzos, en materiales estructurales de alta tenacidad tales como titanio y acero. La ocurrencia de fracturas por coalescencia de microhuecos en numerosos sitios adelante de la fractura frontal y los subsecuentes eslabones de estas regiones es la forma más común de esta mezcla de mecanismos. Éste tipo de fractura ocurre frecuentemente en metales de dos fases tales como las aleaciones de titanio, donde una fase es susceptible a fractura por desgarre. Un ejemplo de esta combinación de mecanismos de fractura se muestra en las figs. 193 y 194.

Coalescencia de microhuecos

más formación de estrias de fatiga.

El principal factor promotor de la formación de un mecanismo de coalescencia de huecos es la presencia de material que nuclea microhuecos comparado con la susceptibilidad de algún otro tipo de fractura. También, factores externos tales como el estado de esfuerzos y la velocidad de estriado pueden influir en el mecanismo por el que la fractura ocurre. Los metales que contienen partículas duras muestran una gran tenacidad, y dan lugar a la formación de microhuecos en condiciones de sobrecarga, también en condiciones de fatiga, especialmente con ciclos de intensidad de esfuerzo aproximados a la fractura rápida. Un ejemplo de éste tipo de fractura es la aleación de aluminio 2024-T851 mostrado en las figs. 195 y 196.

Coalescencia de microhuecos más fractura intergranular.

Es poco común observar desgarres (tearing) junto a fractura intergranular. Cuando esta fractura mixta se observa, la fractura intergranular típica ocurre en un bajo porcentaje del área de fractura que está desgarrada, un ejemplo de éste tipo se muestra en las figs. 197 y 198.

Desgarre (tearing) más formación de estrias de fatiga.

Es un tipo común de fractura, ocurre con ciclos de esfuerzo intenso en una región de combinación de desgarre dúctil (ductile tearing) y estrias. Son frecuentemente vistas en especímenes de fatiga con grietas profundas que corresponden a la fractura catastrófica. La variación local en el tipo de fractura es probablemente desarrollada por la variación en la orientación del grano. Por ejemplo, si consideramos una grieta por fatiga con respecto a un grano adyacente orientado de tal manera que es sustancialmente fuerte forma bandas de esfuerzo cortante y fractura por desgarre y el siguiente grano se fractura por fatiga. Una mezcla de estos mecanismos se muestra en las figs. 199,200 y 201.

Desgarre más fractura intergranular.

Es una mezcla relativamente común de mecanismos de fractura, especialmente en materiales tales como aceros carburizados, que típicamente exhiben fractura intergranular en los casos de endurecimiento total. En estos materiales la combinación de partículas y de factores como velocidad de estriado y temperatura pueden promover la fractura de algunos granos por desgarre. Un ejemplo de tales mecanismos mezclados se muestra en las figs. 202 y 203.

Otros metales en los que la fractura intergranular mixta con desgarres se han observado son monel fragilizado por hidrógeno (ver las figs. 204, 205) y acero fragilizado por hidrógeno.

En estos metales, la ocurrencia de la mezcla de estos mecanismos de fractura indican un grado de fragilización bajo que puede completarse por fractura intergranular. Este grado bajo de fragilización puede resultar de un medio ambiente severo (presiones de hidrógeno) en monel fragilizado por hidrógeno.

Formación de estrias de fatiga más fractura intergranular.

Es de ocurrencia típica en metales que tienen desarrollada preferencia por planos de fractura incompleta en límites de grano. Las regiones remanentes no pueden fracturarse intergranularmente de forma fácil; esta fractura se da por fatiga y exhibe las usuales estrias asociadas con la fractura intergranular. Este tipo de fractura ocurre con poca frecuencia comparada con otros mecanismos mixtos. Sin embargo, las figs. 158 y 159 muestran ambos, estrias de fatiga y facetas de separación de grano en monel 400.

XIII.-PRUEBAS ESPECIALES.

Pruebas de simulación de servicio.

Durante las conclusiones de una investigación, puede ser necesario realizar ensayos que simulan las condiciones en las cuales la falla ocurrió. Las pruebas de simulación de servicio normalmente no se aplican porque el equipo que se requiere es elaborado, algunas veces no es práctico, y es posible que no todas las fallas de servicio sean totalmente conocidas y entendidas. Las fallas de corrosión, por ejemplo, son difíciles de reproducir en laboratorio, y algunos ensayos dan resultados falsos. Los errores serios ocurren cuando los ensayos se hacen con tiempos reducidos para la prueba, y simulan incrementos artificiales de las condiciones de servicio, en un medio corrosivo y/o a la temperatura de operación.

Por otro lado, cuando estas limitaciones son claramente entendidas, la prueba de simulación y sus efectos, son ciertamente variables selectivas que se encuentran durante el servicio y que pueden ser de mucha ayuda en acciones correctivas que evitarán fallas similares o, con mínima extensión en la vida de servicio. La evaluación de la eficiencia de aditivos especiales para lubricar el desgaste es un ejemplo de la aplicación con buenos resultados de pruebas simuladas de servicio empleando un número seleccionado de variables.

Muchos de los fenómenos metalúrgicos de falla pueden reproducirse satisfactoriamente a escala de laboratorio, y la información de estos es de mucha ayuda para el investigador, las limitaciones en pruebas son reconocidas.

Análisis de esfuerzos experimentales.

Se pueden hacer por diversos métodos, todos evalúan determinadas cargas de máquinas y componentes de fuerzas que pueden causar falla.

Los revestimientos se pueden usar efectivamente para:

- a) Pequeñas áreas localizadas de esfuerzos elevados.
- b) La determinación de la dirección de esfuerzos principales, y
- c) La medida de la magnitud aproximada de esfuerzos de tracción y compresión.

Los extensómetros se colocan en áreas de esfuerzos altos, en la dirección del esfuerzo principal; nos dan una medida de la deformación. Aunque estos son mecánicos, existen ópticos y electrónicos que son capaces de medir la deformación exacta.

Los recubrimientos fotoelásticos también se han usado para mediciones de esfuerzo en laboratorios. Con esta técnica, el recubrimiento birrefringente (birefringent) para el control de espesores es bondadoso; la prueba usa reflejante. Los análisis ópticos son similares al análisis convencional, pero se requiere un equipo especial. El análisis se recomienda para películas de color con fabricación simple o cámara móvil. La difracción de rayos x es un método aprovechable solamente para defectos, y medidas no destructivas de esfuerzos superficiales residuales en materiales cristalinos. Los esfuerzos se determinan midiendo el ángulo de difracción en el material cristalino mediante un haz de rayos x.

XIV. -ANÁLISIS DE EVIDENCIAS Y RESULTADOS DE LAS PRUEBAS.

Análisis de la evidencia, formulación de conclusiones,

y reporte por escrito.

En muchas investigaciones, la evidencia revelada por los exámenes y pruebas se analizan y cotejan, y se formulan las conclusiones preliminares. Si la causa de falla es aparentemente evidente en el examen preliminar, las investigaciones estarán directamente dirigidas a confirmarla y eliminar otras probabilidades. Otras investigaciones seguirán una serie lógica de pasos y la finalidad de cada paso determinará la manera en que la investigación procede. Con nuevos factores modificadores de la primera impresión, se desarrollarán diferentes hipótesis de falla y serán retenidas o abandonadas según los fines. Cuando las grandes ventajas de laboratorio se aprovechan bien por el investigador, el máximo empeño se otorgará a la acumulación de los resultados de pruebas mecánicas, análisis químicos, fractografías y microscopías para arribar a la formulación de conclusiones preliminares. Finalmente, en las investigaciones en las que la causa de falla es particularmente evasiva, el investigador continua publicando reportes y buscando casos similares, que se pueden requerir como posibles guías.

Pueden ser necesarios algunos trabajos formales durante la investigación. Es importante distinguir entre un trabajo innecesario y uno que no da resultados. Durante un examen, se hacen algunos trabajos que no ayudan directamente a la determinación de las causas de falla; no obstante, algunas "negativas" evidentes nos pueden ayudar si difieren con algunas

causas de fallas de consideración. En algunos casos, es posible dar algunas opiniones relativas a las causas de falla en un aspecto simple de investigación, tales como exámenes visuales de una superficie de fractura o exámenes de un espécimen metalográfico simple. Sin embargo, las conclusiones finales deben complementarse, con datos suplementarios que confirmen la opinión original. Las conclusiones totales de una revisión del espécimen, como el de las secciones metalográficas, pueden ser comparadas fácilmente con los cambios en la historia de fallas similares.

La siguiente lista, contiene una serie de preguntas, para la ayuda en el análisis de la evidencia derivada de exámenes y pruebas, para la formulación de conclusiones. Las preguntas sirven también para llamar la atención en los detalles que pueden haber sido pasados por alto.

Ha sido establecida la secuencia de fallas?

Si la falla involucra grietas o fracturas, éstas tienen un sitio de iniciación bien definido?

Estas grietas se inician en la superficie o bajo ésta?

Las grietas se asocian con concentradores de esfuerzo?

Qué tan larga es la grieta presente?

Cuál fue la intensidad de la carga?

Cuál fue el tipo de carga; estática, cíclica o intermitente?

Cuál fue la orientación del esfuerzo presente?

Cuál fue el mecanismo de falla?

Cuál fue la temperatura aproximada de servicio y el tiempo de falla con respecto a ésta?

La temperatura contribuyó a la falla?

El uso contribuyó a la falla?

Qué tipo de corrosión está presente?

El material usado fue el apropiado? Se requiere un material mejor?

La sección transversal fue adecuada para el tipo de servicio?

Las cualidades del material están de acuerdo con las especificaciones?

Las propiedades mecánicas del material están de acuerdo con las especificaciones?

El componente que falló fue tratado térmicamente con procesos adecuados?

El componente que falló fue fabricado adecuadamente?

El componente fue apropiadamente ensamblado e instalado?

El componente fue reparado durante el servicio, y si así fue, la reparación se realizó correctamente?

El mantenimiento del componente fue adecuado, y lubricado apropiadamente?

Las fallas fueron desarrolladas por abuso en el servicio?

El diseño del componente se puede mejorar para prevenir fallas similares?

Es una falla que ha ocurrido en componentes similares a los que están ahora en servicio, qué se ha hecho para prevenir estas fallas?

En general, las respuestas a estas preguntas se derivan de la combinación de registros, exámenes y pruebas previas. Sin embargo, la causa o causas de falla, algunas veces no se pueden determinar con certeza. En estos casos, la investigación puede determinar la

más probable causa o causas de falla, de acuerdo al descubrimiento de factores que nos llevan a conclusiones basados en conjeturas.

El reporte escrito.

El reporte de análisis de falla se debe escribir en forma clara, concisa y lógica; y puede constar de las siguientes secciones principales:

- 1.-Descripción de los componentes de falla.
- 2.-Condiciones de servicio y tiempo de falla.
- 3.-Historia principal de servicio.
- 4.-Manufactura y proceso histórico del componente.
- 5.-Estudio mecánico y metalúrgico de falla.
- 6.-Evaluación metalúrgica de cualidades.
- 7.-Resumen de mecanismos que causan la falla.
- 8.-Recomendaciones para la prevención de fallas similares o para la corrección de componentes similares en servicio.

Obviamente, no todos los reportes requieren cubrir cada una de estas secciones. Los reportes extensos pueden empezar con un resumen o compendio.

Los reportes de análisis de falla son comparados, manejados y considerados personales, es deseable la invalidación de la jerga. Un glosario de términos es útil. El uso de apéndices, que contengan los cálculos detallados, ecuaciones y tablas químicas así como datos metalúrgicos, sirven para que el reporte tome cuerpo y debemos incluirlos en limpio.

ESTEREOGRAFÍA.

Debido a la gran profundidad de campo, que se produce en un microscopio electrónico de barrido mediante las imágenes en 3 dimensiones se puede hacer una interpretación cualitativa de la topografía de las fracturas con relativa facilidad. Si se desea un incremento en tres dimensiones, deben tomarse pares de fotografías estéreo de la misma área del espécimen, y verse simultáneamente con un estereoscopio. Las estereografías pueden también ser usadas para obtener una medición de altura y profundidad de la topografía de una fractura, que se pueden usar para determinar el volumen o el área de la superficie. La técnica analítica empleada para este propósito es similar a la utilizada en fotografía aérea.

Dos métodos se han descubierto para producir efectos estereoscópicos de visión directa. Un método hace uso de un par de detectores que tienen diferentes ángulos de detección con respecto al ángulo de fractura. Estas dos imágenes recibidas por los detectores pueden entonces dar visiones individuales y simultáneas.

El otro método implica el uso de deflexiones especiales del haz de electrones utilizando un espiral con lo que dicho haz golpea la superficie de la fractura alternativamente con dos ángulos diferentes. Un sistema múltiple se usa para separar las imágenes, porque el haz electrónico se balancea para realizar la exploración del espécimen.

Aunque la estereoscopia permite cálculos cuantitativos ayuda en el reconocimiento de la imagen causado por cambios sutiles en el espécimen, las fractografías satisfacen propósitos específicos,

como la confirmación de alguna evidencia, mediante el haz de electrones incidentes en un ángulo de la superficie del espécimen. Inclinaciones acentuadas magnifican el efecto de la profundidad de campo.

Para la visión estéreo se toman dos fotografías, la primera se toma cuando la réplica está inclinada hacia la derecha, produciendo una inclinación de 10 a 12 grados de la segunda posición. Cuando las fractografías son impresas y puestas bajo un estereovisor, las fallas fácilmente se ven en una aparente tercera dimensión.

Comparación de estereografías MEB y MET.

En esta sección se reproduce una porción del trabajo "Una comparación del atlas de fractografías electrónicas de transmisión y de barrido", de la tesis de James Lee Hubbard de junio de 1971, como requerimiento para el grado de maestro en ciencias de materiales en el Instituto Tecnológico de Georgia. Estas comparaciones estereográficas de MEB y MET representan los primeros ejemplos de comparación de punto a punto de campos idénticos de visión que corresponden uno a uno. Estos muestran en primera instancia que cuando se acomodan apropiadamente con un estereovisor (en el que las colinas son colinas y los valles son valles), los contornos desplegados por las fractografías MET son parecidas a las mostradas por el MEB, de aquí se desprende la diferencia en apariencia de fotos individuales. En realidad algunas de las fallas en el MET se ven bien en el MEB (por el resultado de colapso parcial de la réplica) esto no significa que los contornos similares no se puedan reconocer cuando se ven las fractografías en 3-D.

Las dos estereografías de cada una de las superficies de fractura presentadas muestran en la visión MEB como un pico y en la visión MET como el fondo de un valle. Cuando vemos en 3-D, los ojos pueden cambiar de las fractografías MEB a las MET y viceversa. Se observa que la concordancia de contornos entre las partes del MEB y el MET es sorprendentemente exacta, considerando la apariencia entre los dos tipos de fractografías. (Ver las fractografías 206 a 225).

Visión estereoscópica.

En la visión estereográfica se necesita poco esfuerzo para adquirir experiencia. Se reporta que el 80% de quienes reciben adiestramiento para ver imágenes en 3-D, lo hacen rápido, el 10% lo logra con un poco de esfuerzo, y el otro 10% probablemente nunca sea diestro. La base de la estereovisión es circunstancial ya que el ojo izquierdo ve una foto y el ojo derecho ve una segunda a la derecha de la primera, y si las dos se han tomado en un ángulo favorable de 6 a 7 grados de cada lado "de la línea media", percibiremos un contorno simple de la superficie en tres dimensiones. El engaño por lo tanto es un aprendizaje para que cada ojo vea una imagen separada.

Éste es uno de los procedimientos para aprender la visión estéreo. Una técnica simple es cortar dos láminas de papel y hacer dos tubos de 8 1/2 pulg. de largo y casi una pulgada de diámetro tapando las costuras para prevenir un mal rolado, posicionando los tubos uno en cada ojo para relajarlos y concentrarlos en algunas fallas prominentes en el campo de visión. Se ve cada imagen con un solo ojo y súbitamente se unen, cuando esto sucede, la imagen se mostrará en 3D.

El ajuste de los ojos para la visión en 3-D algunas veces es más fácil con la ayuda de visores especiales, y existen diversos tipos comercialmente. Un visor estéreo simple es suficiente, como el que contiene este volumen en la cubierta interna.

La ampliación de bajo poder que proporcionan los lentes de este visor ayuda a los ojos a "ver por separado". Con una pequeña partícula, se puede desviar la atención verticalmente (que es, hacia arriba o el fondo de la página) sin distorsión de la imagen en tres dimensiones.

Entre las distancias más usadas están 50 y 60 mm., pero hay ejemplos de distancias tan pequeñas como 40mm, que se encuentran a diario en metalurgia.

Ocasionalmente es deseable el uso de grandes imágenes estéreo, para ver éstas en tres dimensiones se usa un arreglo binocular que permite a dos lentes enfocar, en dos puntos de falla comunes que son considerados como pares de distancia grande (en algunos casos impresiones de 8x10 pulg.), en el que las imágenes de estos lentes se transfieren por prismas, con un par de piezas puestas a una distancia igual a la visión entre ojos. Éste tipo de instrumento binocular es satisfactorio para el uso en un laboratorio especial, pero caro por causa de la óptica.

GLOSARIO DE FALLAS MECÁNICAS.

En la práctica de ingeniería, los modos de fallas mecánicas listados pueden ser definidos y descritos brevemente:

ESFUERZOS Y/O TEMPERATURA QUE INDUCEN DEFORMACIÓN ELÁSTICA: Esta falla ocurre en cualquier deformación elástica (recuperable) en miembros de máquina, como consecuencia de la imposición de cargas o temperaturas, que interfieren con la habilidad de la máquina para ejecutar la función deseada.

YIELDING (deformación plástica): Esta falla ocurre por la deformación plástica en un miembro dúctil de la máquina, como consecuencia de cargas de operación o movimientos, y si es suficientemente grande como para interferir con la habilidad de la máquina, de tal manera que no pueda ejecutar satisfactoriamente la función deseada (también se relaciona con el límite de fluencia).

BRINNELLING ("penetración estática"): Falla que ocurre cuando las fuerzas estáticas entre dos superficies curvas en contacto dan como resultado una deformación local en uno o ambos miembros apareados y se produce una discontinuidad superficial permanente de tamaño significativo. Por ejemplo si a una bola se le aplica una carga estática, ésta es forzada a hacer una muesca, la demolición completa causará flujo plástico, y esto es brinnelled. La operación subsecuente de la fuerza de apoyo cuando es intolerable incrementa la vibración, el ruido y el calor.

DUCTILE RUPTURE (fractura dúctil) : Esta falla ocurre cuando la deformación plástica, en una parte de la máquina, que exhibe ductilidad, se lleva al extremo y el miembro se parte en dos o más piezas. Por la iniciación y coalescencia de huecos internos se

propaga lentamente la falla, y se produce una superficie fibrosa.

BRITTLE FRACTURE (fractura frágil) : Esta falla ocurre cuando la deformación elástica, en una parte de la máquina exhibe un funcionamiento frágil, si se lleva hasta el extremo los enlaces interatómicos se rompen y los miembros se separan en dos o más piezas. Defectos preexistentes o sitios de iniciación de grietas de rápida propagación nos llevan a una falla catastrófica, de grano en grano, causando una superficie de fractura multifacética.

FATIGUE (fatiga) : Es un término general que se le da a la repentina y catastrófica separación de una pieza de máquina en dos o más partes como resultado de la aplicación de cargas fluctuantes o deformaciones en un período de tiempo. La falla tiene lugar por la iniciación y propagación de grietas hasta que éstas son inestables y se propagan rápidamente. Las cargas y deformaciones que causan la falla típica por fatiga están por debajo de los niveles de falla estática.

Cuando las cargas o deformaciones son de tal magnitud que más de 10 000 ciclos se requieren para producir la falla, el fenómeno es usualmente llamado (**HIGH CYCLE FATIGUE**) fatiga de altos ciclos. Cuando las cargas o deformaciones son de tal magnitud que se requieren menos de 10 000 ciclos para producir la falla el fenómeno se llama usualmente (**LOW CYCLE FATIGUE**) fatiga de bajos ciclos. Cuando las cargas o esfuerzos cíclicos se produce por la fluctuación de temperatura en un elemento de máquina, se le llama al proceso normalmente (**THERMAL FATIGUE**) fatiga térmica. La falla (**SURFACE FATIGUE**) fatiga superficial, usualmente está asociada con superficies de rolado en contacto, se manifiesta por si misma con

puntos, grietas y desbaste de la superficie a causa de los ciclos de esfuerzo de contacto que resultan de valores máximos de esfuerzos cortantes cíclicos en la superficie. Los ciclos de esfuerzo cortante bajo la superficie generan grietas que se propagan al contacto con la superficie, desalojando partículas en el proceso se producen superficies de puntos.

Fallas por corrosión (CORROSION): Una pieza de máquina sufre un deterioro como resultado químico o electroquímico en la interacción con el medio ambiente. La corrosión frecuentemente interactúa con otras formas de falla tales como desgaste o fatiga. Algunas formas de corrosión incluyen las siguientes :

DIRECT CHEMICAL ATTACK (ataque químico directo) : Tal vez el tipo más común de corrosión, implica ataque corrosivo de las superficies de máquina expuestas al medio ambiente, más o menos uniforme en toda la superficie expuesta.

GALVANIC CORROSION (corrosión galvánica): Es una corrosión electroquímica acelerada que ocurre cuando dos metales diferentes en contacto eléctrico forman un circuito completo.

CREVICE CORROSION (corrosión en grietas): Es el proceso acelerado de corrosión localizada cerca de las grietas o uniones (por soldadura) con volúmenes pequeños de solución estancada que está en contacto con el metal dañado.

PITTING CORROSION (corrosión por picadura): Es un ataque localizado que conforme se desarrolla forma huecos o puntos que penetran el metal.

INTERGRANULAR CORROSION (corrosión intergranular): Es un ataque localizado que ocurre en los límites de grano de ciertas

aleaciones de cobre, níquel, aluminio, magnesio y zinc cuando reciben un tratamiento térmico impropio o se unen con calor. Una formación de celdas galvánicas locales que precipitan productos de corrosión en los límites de grano con seria degradación del material por procesos de corrosión.

SELECTIVE LEACHING (lixivación selectiva), es un proceso de corrosión en el que un elemento del sólido es removido, tal como deszincificación de aleaciones de cobre o grafitización de fundición de hierro colado gris.

EROSION CORROSION (corrosión-erosión): Es el ataque químico acelerado que resulta de la abrasión o contacto con la superficie de un flujo viscoso, obstruyendolo constantemente, en materiales sin protección al medio ambiente.

CAVITATION CORROSION (corrosión por cavitación): Es la corrosión acelerada que resulta por las diferencias de presiones del vapor, ciertas burbujas se colapsan junto a las paredes, ocasionando que las partículas salgan expulsadas, en una superficie sin protección al medio ambiente corrosivo.

HYDROGEN DAMAGE (daño por hidrógeno): En un tiempo no fue considerado como una forma directa de corrosión, pero es inducido por corrosión. El daño por hidrógeno, ampollas de hidrógeno (hydrogen blistering), fragilización por hidrógeno, ataque por hidrógeno, y descarbonización.

BIOLOGICALL CORROSIÓN (corrosión biológica): Es un proceso de corrosión que resulta de la actividad de organismos vivos, usualmente en virtud de los procesos de ingestión de comida y la eliminación de desperdicios, en las que estos son ácidos

corrosivos o hidróxidos.

WEAR (desgaste): Es un cambio acumulativo indeseable que sucede por la remoción gradual de partículas discretas de las superficies de contacto en movimiento, el deslizamiento es usual, predominando como resultado de una acción mecánica. El desgaste no es un proceso simple, pero un número de procesos diferentes que pueden tomarse independientemente o en combinación, dan como resultado la remoción del material de las superficies de contacto a través de combinaciones complejas, de esfuerzos cortantes locales, rayones, ranuras, soldaduras, desgarres y otros.

ADHESIVE WEAR (desgaste adhesivo): Es la consecuencia de grandes presiones locales y uniones en sitios de contacto ásperos, seguido por movimientos que inducen deformación plástica y la fractura de uniones ásperas, como resultado del metal removido o transferido.

ABRASIVE WEAR (desgaste abrasivo): Sucede cuando las partículas utilizadas son removidas de la superficie por rayones, y por la acción de corte de las asperezas de las superficies duras apareadas o por partículas duras atrapadas. Cuando las condiciones de desgaste adhesivo coexisten con corrosión, el proceso interactura sinérgicamente para producir **CORROSIVE WEAR (desgaste corrosivo)**. Como se describió antes, **SURFACE FATIGUE WEAR (desgaste por fatiga superficial)** es un fenómeno asociado al desgaste de superficies curvas en rolado o en contacto con deslizamiento, en el que bajo la superficie esfuerzos cortantes cíclicos inician microgrietas que se propagan a la superficie; las partículas microscópicas y generan puntos de desgaste.

DEFORMATION WEAR (desgaste por deformación): Irregularidades,

resultado de repetida deformación plástica de las superficies de desgaste, producen una matriz de grietas que crecen y coalescen a partir de las partículas producidas en el desgaste. La deformación por desgaste es frecuentemente causada por impactos severos.

IMPACT WEAR (desgaste por impacto): Es un impacto repetido que induce una deformación elástica en la superficie que se desgasta y que produce una matriz de grietas que crecen en concordancia con la superficie.

IMPACT (impacto): Esta falla resulta cuando un miembro de la máquina está sujeto a cargas que no son estáticas, que producen en la pieza deformaciones de tal magnitud que el miembro no es capaz de ejecutar su función. La falla se da por la interacción de esfuerzos u ondas de esfuerzo generadas por cargas dinámicas o súbitas, por lo que se inducen esfuerzos locales tan grandes que pueden producir cargas residuales o estáticas. Si la magnitud de las fuerzas y deformaciones es suficiente como para separarla en dos o más partes, la falla es llamada **IMPACT FRACTURE** (fractura por impacto).

Si el impacto produce elasticidad o deformación plástica intolerable, el resultado de la falla es llamado **IMPACT DEFORMATION** (deformación por impacto). Si los impactos repetidos inducen esfuerzos elásticos cíclicos que inician grietas en la matriz por fatiga, de tal manera que crecen, este fenómeno es llamado **IMPACT WEAR** (desgaste por impacto). Si la acción de desgaste, es inducida por desplazamientos laterales pequeños y son causados por deformaciones de Poisson o por componentes tangenciales de velocidad "oblicua", el fenómeno es llamado **IMPACT**

FRETTING (fricción por impacto). IMPACT FATIGUE (fatiga por impacto): Falla que ocurre cuando la carga por impacto se aplica repetitivamente a un miembro de máquina hasta que ocurre la falla por la nucleación y propagación de una grieta por fatiga.

FRETTING (fricción): Tiene mucha ocurrencia en la interfase entre dos cuerpos sólidos cualquiera está precedido por una carga normal y sujeto a ciclos de pequeña amplitud y un movimiento relativo de cada uno.

El desgaste tiene lugar en uniones que no se mueven, pero a causa de la vibración o deformación, experimentan pequeños ciclos de movimientos relativos. Normalmente los desechos producidos por la acción de fricción son atrapados entre las superficies por los pequeños movimientos involucrados.

FRETTING FATIGUE (fatiga por fricción) : La falla es una grieta de fractura prematura de un miembro de máquina sujeto a cargas fluctuantes o esfuerzos simultáneos que producen una acción de fricción. Las superficies discontinuas y microgrietas generadas por fricción más nucleación de grietas por fatiga, propagan la falla en condiciones de fatiga que en otras circunstancias serían aceptables. La falla de fricción por fatiga es un tipo de falla incidente porque la acción de fricción usualmente se oculta cerca de una unión (por soldadura) donde no se puede ver y se presenta de forma prematura, la falla es de naturaleza súbita y catastrófica.

FRETTING WEAR (fricción-desgaste): La falla resulta por los cambios en dimensión de las piezas apareadas, y por la presencia de fricción, que interfiere con alguna función de diseño propia,

que produce concentraciones de esfuerzos geométricos de tal magnitud que la falla sobreviene por niveles de esfuerzo local excesivo.

FRETTING CORROSION (corrosión-fricción) : La falla ocurre cuando una parte de la máquina es incapaz de rendir o ejecutar una función por la degradación de la superficie del material en el que la pieza se hizo, como resultado de la acción de fricción.

CREEP (termofluencia) : Falla resultante siempre que la deformación plástica ocurra en un miembro de máquina, en un periodo de tiempo generalmente largo por la influencia de esfuerzos y temperatura, hasta que la acumulación de cambios dimensionales interfieren con la habilidad de la pieza, para ejecutar satisfactoriamente su función. Tres estados de termofluencia se observan: 1) Transitorio o termofluencia primaria; tiempo durante el cual la velocidad de deformación decrece, 2) Estado estable o termofluencia secundaria; tiempo durante el cual la velocidad de deformación es virtualmente constante, 3) Termofluencia terciaria; tiempo durante el cual la velocidad de deformación se incrementa, rápidamente hasta que la fractura ocurre.

Esta fractura terminal es también llamada fractura por termofluencia (creep) y puede o no ocurrir dependiendo de las condiciones de esfuerzo, tiempo y temperatura.

THERMAL RELAXATION (relajación térmica) : La falla ocurre cuando una pieza sufre un cambio dimensional, debido al proceso de termofluencia, que resulta de la relajación de un miembro preesforzado hasta que la longitud no es capaz de ejecutar su

función.

STRESS RUPTURE (ruptura por esfuerzo) :La falla está íntimamente relacionada con los procesos de termofluencia, excepto en la combinación de esfuerzos, tiempo, y temperatura.

En fallas de ruptura por esfuerzo, la combinación de esfuerzos y temperatura es frecuentemente tal que el periodo de termofluencia de estado estable es corto o no existe.

THERMAL SHOCK (choque térmico) : La falla ocurre cuando los gradientes térmicos generados en una pieza de máquina son tan pronunciados que los esfuerzos térmicos diferenciales exceden la habilidad del material para soportarlo y se fractura.

GALLING: Falla que ocurre cuando dos superficies se deslizan y están sujetas a una combinación de cargas, velocidades de deslizamiento, temperaturas, medio ambiente, lubricantes que destruyen masivamente la superficie y es causada por desgarres, rayones, ranuras, deformación plástica, superficies ásperas y transferencia de metal entre dos superficies. **GALLING** tal vez continua con la extensión del servicio de los procesos de desgaste adhesivo. Cuando tal acción resulta de un deterioro significativo una superficie intenta deslizarse, **SEIZURE**, la unión mencionada tiene lugar por galling. **SEIZURE**: Es una extensión de los procesos de galling con tal severidad que las dos partes son virtualmente unidas así que el movimiento relativo no es posible.

SPALLING (desbastado): La falla ocurre siempre que una partícula sea desalojada espontáneamente de la superficie de una pieza de máquina, así que se previene la función propia del miembro. Las planchas de las carcazas se ablandan por desbaste, cuando un

misil impacta un escudo de la carcaza expuesta, genera una onda de esfuerzos que se propaga a través de la plancha.

RADIATION DAMAGE (daño por radiación) : Falla que ocurre cuando se da un cambio en las propiedades del material, inducido por la exposición a un campo de radiación nuclear, de tal tipo y magnitud que la pieza no es diestra para ejecutar la función asignada, usualmente como resultado de lo anterior se provocan algunos otros tipos de falla, y frecuentemente se relaciona con la pérdida de ductilidad asociada con la exposición a la radiación. Los elastómeros y polímeros son típicamente más susceptibles a los daños por radiación, que los metales cuyas propiedades de esfuerzo mejoran o se dañan por la exposición a un campo de radiación, la ductilidad estimada normalmente decrece.

BUCKLING (pandeo) : Esta falla ocurre cuando se da la combinación de una magnitud crítica y/o punto de aplicación de la carga, simultáneamente con la configuración geométrica de un miembro de máquina, la deflexión del miembro rápidamente se incrementa con solamente un ligero cambio en la carga. Esta respuesta no lineal da como resultado una falla de pandeo, si el miembro doblado es corto en ocasiones es capaz de ejecutar la función de diseño.

CREEP BUCKLING (pandeo por termofluencia): Esta falla ocurre después de un periodo de tiempo, el proceso de termofluencia resulta de la combinación inestable de carga y la geometría de una pieza, así que el límite de pandeo crítico se excede y la falla sobreviene.

STRESS CORROSION (corrosión por tensión) : Falla que ocurre cuando se aplican esfuerzos, en una pieza de máquina inmersa en un medio

ambiente corrosivo, genera un campo de grietas superficiales localizadas, a lo largo de límites de grano, que da como resultado una zona incapaz de ejecutar esta función, frecuentemente sirve de soporte para algunos otros modos de falla. La corrosión bajo tensión es un tipo importante de falla, así muchos metales diferentes son susceptibles a esto. Por ejemplo, una variedad de fundiciones, aceros, aceros inoxidables, cobre, y aleaciones de aluminio están sujetas a grietas de corrosión bajo tensión en ciertos medios adversos.

CORROSION WEAR (corrosión por desgaste) : Es una combinación de fallas en las que la corrosión y el desgaste aumentan los efectos de deterioro que causan la falla en una pieza de máquina. Los procesos de corrosión frecuentemente forman puntos y superficies discontinuas que actúan como productores de esfuerzos que aceleran la fractura por desgaste.

Las grietas en la corrosión usual y los límites de grano actúan como núcleos de fractura por fatiga, que se propagan dentro del material base. Por otro lado, el ciclo de carga o esfuerzos que causan grietas o escamas de corrosión, exponen metal fresco al medio corrosivo. Entonces, cada proceso acelera al otro, y frecuentemente dan resultados desproporcionados.

COMBINED CREEP AND FATIGUE (combinación de termofluencia y fatiga): El mecanismo es una combinación de tipos de falla en el que las condiciones de termofluencia y fatiga existen simultáneamente y cada proceso influye en el otro para producir la falla. La interacción de termofluencia y fatiga es sinérgicamente probable, pero no está bien entendida.

FOTOGRAFÍAS.

Observación: (p-c) = réplica de plástico carbono.

Número.-Tipo; ampliación.

1.-Fractografía óptica; 2x.

Superficie de fatiga de bajo número de ciclos del cilindro del mecanismo de aterrizaje de un avión hecho de acero 4340 que fue templado y revenido, para alcanzar una resistencia de 1793 a 1931 MPa (260 a 280 ksi). El cilindro fue esforzado en laboratorio en 4 etapas y roto con un esfuerzo de 1103 MPa (160 ksi) al final de la carga. Note la grieta secundaria (en la flecha) a la derecha del origen de fractura (en el centro), representativa en el cilindro.

2.-Esquema.

Ilustración esquemática de la secuencia de fractura para el procedimiento de unión T (una técnica usada en análisis), donde la grieta A precede y sirve de tope a la grieta B.

3-4-5.-Fractura de un eje soldado de acero 4340.

3.-Fractografía óptica; 0.4x.

La flecha indica el origen de fractura en el depósito de soldadura.

4.-Fractografía MET (réplica p-c); 3400x.

Fractura intergranular en el depósito de soldadura.

5.-Fractografía MET (réplica p-c); 1700x.

Clivaje en un área próxima al depósito de soldadura.

6.-Macrografía (atacada con nital al 2%); 12x.

Sección metalográfica del eje de acero 4340 de las figs. 3,4 y 5 en la región del origen de fractura, muestra la soldadura

metálica, de la zona adyacente, y la variación local de la dureza Rockwell C.

7-8.-Falla producida en la preparación de un espécimen para examen en MEB. El espécimen proviene de un área fracturada, cuyo material es fundición CN-7M de una bomba de acero inoxidable que impulsa ácido sulfúrico.

7.-Fractografía MEB; 1400x.

Falla falsa que se produjo con una sierra para cortar metales, (mostrada en la parte baja de la fractografía) que se originó en un espécimen delgado del área de fractura.

8.-Fractografía MEB; 1400x.

Superficie producida por corrosión dando lugar a picaduras (pits) (origen real de la fractura).

9.-Esquema.

Diagrama esquemático que muestra la localización del origen de fractura y la dirección de crecimiento de una grieta de fatiga del soporte de un rotor, de acero 4340.

10,11,12,13.-Superficie de fractura en un soporte de rotor, de acero 4340.

10.-Fractografía óptica; 1.6x.

Muestra la zona de fractura por fatiga en A, fractura intergranular en la zona B y borde de esfuerzo cortante (shear-lip) en la zona C.

11.-Fractografía óptica; 10x.

Muestra el área A con ampliación y el origen de la fractura por

fatiga.

12.-Fractografía MET (p-c); 6800.

Muestra estriás de fatiga en el área A.

13.-Fractografía MET (p-c); 800x.

Muestra fractura intergranular en el área B.

14.-Fractografía MEB; 100x.

Huecos equiaxiales en el borde (flat-face) de la superficie de fractura en un espécimen de acero 1020 roto en tracción, note que los huecos grandes contienen pequeños huecos.

15.-Fractografía óptica; tamaño natural.

(Shear-face) Fractura de esfuerzo cortante en tracción de un tornillo de acero que fue roto por sobrecarga cuando el ensamble en otra porción se fracturó por fatiga.

16.-Fractografía MEB; 400x.

Huecos (asociados a esfuerzos cortantes), en la zona del borde de esfuerzo cortante (shear-lip) de una fractura de impacto Charpy en acero 1040 rolando en caliente. El borde libre, se ve en el margen vertical a la derecha. Los huecos están alargados hacia el final de la grieta. La superficie mate de la zona del borde de esfuerzo cortante (shear-lip), puede mostrar un alargamiento similar, con huecos paralelos, pero el punto central de los huecos está en dirección opuesta al alargamiento.

17.-Fractografía MET (réplica p-c); 1700x.

Fractura frágil intergranular en acero 4340 (con un esfuerzo de tracción de 260 a 280 ksi), muestra granos equiaxiales separados sin coalescencia de microhuecos; superficie de fractura "granular"

(rock candy).

18.-Fractografía MET; (p-c); 4900x.

Patrón de río en la superficie de fractura transgranular frágil en un espécimen de Alnico.

El escalón de clivaje está marcado con flechas blancas; la flecha negra muestra la dirección de propagación de la grieta.

19.-Fractografía óptica; tamaño natural.

El pasador cedió a la fatiga en un acero aleado, de una gran grúa, falló por fatiga debido a un tratamiento térmico impropio. Dos zonas de fatiga son evidentes (arriba y abajo), contienen marcas de playa. La fractura final fue por esfuerzo cortante dúctil, en la banda horizontal.

20.-Fractografía óptica; tamaño natural.

Superficie de fatiga de un acero forjado, en un perno de remolque, roto después de un número pequeño de ciclos de carga.

Se pueden ver tres zonas: En la parte baja el origen de la fractura, de la cual parten "marcas de playa" combinadas con un frente simple de fractura, que progresa a través de la zona rugosa (marcada con el corchete A) de bajo número de ciclos, que es la segunda zona, y la última fue formada durante el final de la fractura por un ciclo simple de carga.

21.-Fractografía MET (p-c); 4900x.

Estrías de fatiga de un número de ciclos altos en una superficie de fractura de aluminio 6061-T6.

Las estrías muestran espacios pequeños, en la altiplanicie completamente plana unida por (shear steps) escalones de "esfuerzo cortante" (en las flechas blancas). La flecha negra indica la

dirección de propagación de la grieta.

22.-Esquema.

Representación esquemática del campo de esfuerzos en la sección longitudinal de una muesca circunferencial, en un espécimen cilíndrico sujeto a tracción axial. Las líneas verticales indican la dirección del esfuerzo principal.

23.-Esquema.

Ilustración esquemática de la distribución de esfuerzos en una muesca circunferencial en un espécimen sujeto a tracción axial.

σ_A =esfuerzo axial; σ_R =esfuerzo radial; σ_T =esfuerzo tangencial (circunferencial). El esquema muestra desde la raíz de la muesca, y en cualquier punto, la magnitud relativa del esfuerzo en la posición radial.

24.-Fractografía MEB; 500x.

Productos de corrosión, en una grieta de corrosión bajo tensión en acero inoxidable tipo 201 trabajado en frío. Las arrugas presentan correspondencia con las bandas de la microestructura. La capa de productos de corrosión hace imposible la determinación del mecanismo de fractura.

25.-Fractografía MEB; 1800x.

Puntos de corrosión (corrosion pitting) "picaduras", en el límite de grano de la fractura intergranular de grietas producidas por corrosión bajo tensión en una aleación de cobre CDA No. 360. El ataque corrosivo fue asumido como resultado de acción galvánica entre la matriz y las partículas.

26.-Fractografía óptica; tamaño natural.

Superficie de fatiga que fue iniciada en la vecindad de un hueco

taladrado. Muestra el frente de avance de la grieta y las marcas chevron hasta el final de la fractura.

27.-Fractografía óptica; aprox. a tamaño natural.

Superficie de fractura de un tubo de acero, en la flecha marcas chevron, y desarrollo de borde de esfuerzo cortante (shear-lip).

28.-Fractografía óptica; 5x.

Área del origen de grieta; note que el núcleo de la fractura tiene una textura diferente al resto.

29.-Fractografía óptica; 4.2x.

Grieta de fatiga que se propaga a partir de una costura en el contrapeso del larguero de una manivela de acero 1046 forjado.

La costura se encuentra en el área, entre el filo indicado por la pluma y la línea indicada por las flechas. La dureza del acero fue 225 Bhn.

30-31-32-33-34.-Traslape formado durante el conformado de la rosca en acero 300M.

30.-Fractografía óptica; 10x.

Muestra el traslape en la flecha.

31.-Fractografía MEB; 100x.

Un detalle del traslape.

32.-Fractografía MEB; 50x.

Muestra fuerte oxidación en la superficie indicando que el traslape se presentó antes del tratamiento en estudio.

33-34.-Fractografías MEB; 2040x y 2040x.

Muestran las superficies de óxido del traslape de la fractografía
32.

35.-Fractografía óptica; 2x.

36.-Fractografía MET (p-c); 4875x.

El traslape superficial (doblez) en un espécimen de prueba de aluminio 7075-T6 forjado. El área que ha sido plegada hacia adentro de la hoja, es aparentemente anormal. Tiene algunos óxidos en la superficie, como en A de (35) y en las flechas de (36). La fractografía óptica B en (35) es una vista de corte que facilita la abertura de la fractura del traslape.

37-38.-Fractura causada por una vieja grieta intergranular de corrosión bajo esfuerzo, que no fue removida por el acabado final. Las piezas fueron fabricadas con acero 4340, tratado térmicamente; sometida a un esfuerzo de tracción de 1790 a 1930 MPa (260 a 280 ksi).

37.-Fractografía MEB; 80x.

38.-Fractografía MEB; 200x.

Las figs. (37) y (38) remanentes de una vieja grieta a lo largo del filo de la superficie en esta parte (la flecha), note la zona oscura en (37) y extensiva corrosión en granos separados en (38).

39.-Fractografía óptica; aprox.5x.

Muestra evidencia de grietas de clivaje (previas) que se producen a partir de diferentes orígenes y dan lugar a núcleos de fractura por sobrecarga en un acero 300M, ha sido tratada térmicamente, se

le aplicó un esfuerzo de tracción de 1930 a 2070 MPa (280 a 300 ksi).

40.-Fractografía MET (p-c); 7000x.

Esta fractografía muestra productos de corrosión en la superficie de fractura.

41.-Fractografía MEB; 75x.

Fractura de una unión de titanio comercial puro, mostrando fusión incompleta. Las regiones sin fundir, en cada una de las superficies (en las flechas), sirven como núcleos de las grietas de fatiga que se desarrollan durante ciclos de carga adicionales.

42.-Fractografía MET (p-c); 1300x.

La superficie de aluminio 2124-T851, muestra grandes huecos (como el marcado con A) que se iniciaron con grandes inclusiones (flecha C). Las grietas fueron producidas por esfuerzos relativamente pequeños. Durante el final, ayudaron a la fractura, algunos pequeños huecos (como los B) formados por partículas finas.

43-44.-Superficies de fractura, con esfuerzo plano, en una fractura tenaz, sometido a un experimento térmico, de acero martensítico al níquel-cromo-molibdeno con diferentes contenidos de azufre. Ambos especímenes fueron revenidos a 427C (800F).

43.-Fractografía MET; 5000x.

Especímen con un contenido de 0.049% de azufre. Con huecos largos, poco profundos que fueron nucleados por burdas partículas de azufre.

44.-Fractografía MET; 5000x.

Espécimen con un contenido de azufre de 0.008%. Algunos huecos pequeños fueron nucleados en partículas de carburo, pero éstos se ven relativamente grandes por la influencia de partículas de azufre.

45.-Fractografía MEB; 30x.

Inclusiones en la superficie de una fractura de servicio, en un acero forjado 9310 endurecido superficialmente.

La vista diagonal está compuesta de diversas fractografías, muestran una larga inclusión, que fue un fragmento del cucharón vertedor, o parte del revestimiento del horno.

Las fractografías 1,2,3 y 4, son vistas con ampliación de las áreas indicadas respectivamente con las flechas 1,2,3 y 4 en la vista diagonal. Fractografías MEB; 300x.

46.-Fractografía MEB; 4700x.

Superficie de fractura de un acero 4340 tratado térmicamente, sometido a un esfuerzo de tracción de 1790 a 1930 MPa (260 a 280 ksi), muestra huecos profundos que contienen las inclusiones que los iniciaron.

47.-Fractografía MEB; 200x.

Inclusión de un "flujo de aluros" (halide- flux) (rodeada por granos) en la junta entre un actuador de latón y un soporte de aluminio 6061 que fue unida con un baño de soldadura, usando una aleación de Al-12Si.

48.-Fractografía óptica; 0.8x.

Fractura a través de una gran cavidad (shinkage) producto de contracción (en las flechas, en un eje de acero fundido con 0.20% C). Una estructura dendrítica se presenta en la superficie de la cavidad.

49.-Fractografía óptica; 1.2x.

Fractura con porosidad excesiva en una aleación de aluminio fundido 220-T6.

50.-Micrografía; 60x.

Apariencia de microporosidad en la sección adyacente a la fractura.

51-52.-Fractografías MEB; 40x y 400x.

Porosidad en una fractura de aluminio fundido A357 de una pequeña hélice de turbina de aire. La hélice se fracturó por sobrecarga de impacto en la orilla externa.

53.-Fractografía MEB; 105x.

Orificio producido por contracción (shinkage) con nódulos dendríticos en la superficie de fractura de una aleación de aluminio fundido A357-T6 en la caja de engranes que se rompió por sobrecarga.

54.-Fractografía MEB; 140x.

Superficie de fractura por fatiga (de una soldadura eléctrica por puntos) del sitio de unión que se rompió durante la prueba de un

espécimen de aluminio 7075-T6.

Note los huecos (en las flechas) causados por la concentración de metal fundido en una "hojuela o botón de soldadura" (nugget).

55.-Fractografía MEB; 700x.

Las estrias de fatiga y los huecos de contracción (shrinkage) son evidentes, indican que la fractura estuvo favorecida por el área porosa.

56-57.-Dos vistas de una superficie de fractura en aluminio 2014, en una unión por soldadura de metal mostrando cavidades de gas atrapado.

56.-Fractografía óptica; 3x.

Muestra una cavidad de gas atrapado en A.

57.-Fractografía MET (p-c); 4550x.

Muestra que las cavidades de gas atrapado tiene superficies interiores pulidas y elaborados patrones geométricos.

58-59.-Fractografía óptica; 4x.Fractografía MET; 5250x (p-c).

La porosidad fue formada en un botón de soldadura (nugget) (durante el proceso), en un acero maraging 18Ni-7Co-5Mo con acero modificado 18Ni-9Co-5Mo en varillas para soldadura.

La superficie del hueco A, en 58 fue regularmente pulida en el filo, muestra patrones geométricos con gran ampliación en 59.

60-61-62.-Fractura a través de una zona porosa en un aluminio forjado 2014.

60.-Fractografía óptica; 2x.

Con baja ampliación, la porosidad se muestra pequeña, lustrosa, en la región de laminillas (flechas con A).

61.-Fractografía MET (réplica directa de carbono); 5200x.

Con más ampliación algunas áreas muestran patrones geométricos típicos de gas atrapado.

62.-Fractografía MET (réplica directa de carbono); 5200x.

Las flechas señalan los óxidos.

63-64-65.-Fractura a través de una región de segregación en una aleación de titanio forjado y recocido, Ti-6Al-4V.

63.-Fractografía óptica; 1.8x.

Fractura en un área segregada (de soporte asegurado a la pared) muestra evidencia de porosidad y la apariencia de mucho más frágil y granular que la fractura remanente.

64.-Micrografía (reactivo Kroll's); 100x.

Sección metalográfica a través de la región de segregación y porosidad.

65.-Micrografía (reactivo Kroll's); 500x.

Vista con ampliación de una parte de 64, muestra microgrietas que se extienden a lo largo de esta zona.

66-67.-Fractura tenaz de 2 especímenes al 18% Ni de acero maraging con diferentes contenidos de carbono y nitrógeno, muestran diferencia en cuanto a fragilización.

66.-Fractografía MET; 5250x (réplica de extracción).

Acero maraging con un contenido de 0.027%C y 0.001%N. Con un pequeño calentamiento en el rango de 982 a 769 C (1800 a 1400F),

adecuadamente acompañado de trabajo en caliente, precipita una película frágil de carburo de titanio en los límites de grano. Las partículas oscuras presentes a través de esta superficie, tienen fragmentos de carburo de titanio que se adhieren a la réplica.

67.-Fractografía MET; 5250x (réplica de extracción).

Acero maraging con 0.004%C y 0.003%N . Semejante al acero mostrado en la fractografía 66, este acero fue también calentado en el rango de 982 a 760C (1800 a 1400F) acompañado de un trabajo en caliente adecuado. Con carburo de titanio precipitado en los límites de grano, pero por el bajo contenido de carbono de este acero comparado con el de 66, muestra una pequeña cantidad de precipitados.

68.-Fractografía óptica ; 1.8x.

Se encontraron en el área indicada por el corchete A diversos orígenes de grietas originados por fatiga. Numerosas marcas de discontinuidades pequeñas, aproximadamente en dirección perpendicular a la propagación de la grieta, se determinó por examen metalográfico que se relacionan con la orientación de forja, la longitud del grano, y con las inclusiones de azufre alargadas. La apariencia externa del cuerpo en la zona de fatiga, en la región B, también sugiere la orientación desfavorable de grano.

69.-Fractografía MET; 40 000x (réplica de carbono).

Réplica de carbono de la superficie de fractura dúctil de tracción, muestra patrones de huecos típicos de sobrecarga de aleaciones y metales dúctiles.

70.-Fractografía MET; 16 000x.

Superficie de fractura de un espécimen de zinc, mostrando facetas de clivaje que contienen marcas de río generadas por los límites de subgranos.

71.-Fractografía MET; 6000x (p-c).

Fractura frágil en acero, resultado de grietas intergranulares de corrosión bajo tensión, muestra un patrón con ángulo de pequeña inclinación y ausencia de deformación.

72.-Fractografía MET; 3500x.

Superficies de fractura que muestra estrias de tipo II, típica de falla de fatiga.

73.-Fractografía MEB; 400x.

Microhuecos (en la flecha) en una fractura de clivaje en ASTM A302, grado B, acero para recipientes a presión (pressure vessel).

Los huecos fueron creciendo con la tracción a temperatura ambiente. Fue penetrado, y abierto a temperatura de hielo seco para descubrir el desarrollo, el tamaño y las formas de las cavidades que no han tenido así coalescencia. Los microhuecos en las flechas verticales tienen casi coalescencia. El eje de tracción fue perpendicular a la superficie cortada, compare con la fig. 74.

74.-Fractografía MEB; 137x.

Los microhuecos en el espécimen (con algún tratamiento), como los mostrados en la fig. 73, pero con fractura de clivaje normal a la de la fig. 73.

La dirección de tracción, durante el crecimiento de los microhuecos, fue vertical. La superficie de la primera fractura por clivaje, es visible en la parte alta. Las barras horizontales entre los sitios de crecimiento vertical dan una indicación de la penetración de los microhuecos.

75.-Fractografía MEB; 52x.

Colinas y valles alternados, aparecen como líneas verticales, forman una superficie de fractura rugosa en un acero 10%Ni- 2%Cr- 1%Mo- 8%Co. Fractura propagada de derecha a izquierda.

76.-Fractografía MET (p-c); 3000x.

Una fractura de baja energía a lo largo del plano de rolado en un acero maraging 18% Ni, con fracturas de arranque provocadas por inclusiones, tales como las marcadas por la flecha, se rompió durante el rolado.

77.-Esquema.

Catorce probables combinaciones que dan forma a huecos como resultado de diferentes estados de esfuerzo, que causan este tipo de fractura y se deforman de varios modos.

78.-Metalografía; 500x.

Metalografía de un espécimen electrorrecubierto con níquel (áreas pulidas grises a lo largo del filo derecho) fue usado para proteger los filos durante la preparación. El espécimen muestra un perfil de grietas de corrosión bajo tensión del tubo soldado de acero de bajo carbono.

79.-Micrografía; 500x.

Micrografía de un componente hecho de acero para tornillería

(1%Cr). El defecto se localiza en la superficie, en la cual se encuentra una transformación estructural (martensita no revenida "blanca") causada por un grabado, realizado con lápiz de arco eléctrico.

80.-Macrografía; 10x.

Macrografía de la sección transversal, de los dientes de un engrane fallado en fatiga (de acero nitrurado). Un pulido (grinding) incorrecto da como resultado una tolerancia localizada insuficiente en la delgada capa nitrurada, con la consecuente reducción en la resistencia a la fatiga.

81.-Fractografía MET (p-c); 1350x.

Tamaño y forma de los poros reveladas en un espécimen fracturado de tungsteno sinterizado. La flecha marca el poro.

82.-Esquema.

Influencia de la dirección de máximo esfuerzo ($\sigma_{\text{máx}}$) en la forma de los huecos resultado de coalescencia de microhuecos.

83.-Fractografía MET (p-c); 5300x.

En tracción, se forman huecos equiaxiales, en ambas superficies de fractura.

84.-Fractografía MET (p-c); 5400x.

En esfuerzo cortante, se forman huecos elongados con el punto central en dirección opuesta en superficies de fractura apareadas.

85.-Fractografía MET (p-c); 6500x.

En desgarre de tracción, se forman huecos elongados, donde el punto central está dirigido hacia el origen de fractura en ambas superficies apareadas.

86.-Esquema.

Representación esquemática de una técnica de duplicado que permite la identificación positiva de la dirección de esfuerzo cortante, con respecto a la orientación de la "apertura"; encontramos huecos elongados en un filo de ángulo agudo de borde de esfuerzo cortante.

87.-Fractografía MET (p-c); 18200x.

Muestra pequeños huecos que se forman en sitios de nucleación, provistos por partículas dispersas de ThO_2 en la superficie de fractura de ThNi níquel-torio (thoriated nickel). Las partículas están en el vértice de los huecos.

88.-Fractografía MET (p-c); 4900x.

Huecos alargados en la superficie de fractura de una aleación de titanio Ti-6Al-4V. Esto sucedió en contados sitios de nucleación de microhuecos.

89.-Fractografía MET (p-c); 4900x.

Hueco cónico profundo en una superficie de fractura en un acero dúctil 1018.

90.-Fractografía MET (p-c); 4900x.

Fractura de largas partículas de segunda fase (en las flechas) en la matriz de una aleación de aluminio fundido 356-T6. El tamaño de los huecos en la matriz y el mecanismo que causó la fractura de las partículas no afectó el mecanismo principal de fractura en la matriz.

91.-Fractografía MET (p-c); 6500x.

Las pequeñas partículas de segunda fase (en las flechas) actúan

como iniciadores de microhuecos, con fuerte influencia en la forma de los huecos y en la superficie de fractura de un acero inoxidable 17-4 PH (endurecible por precipitación).

92.-Esquema.

Patrón simple de fractura por termofluencia, de un proceso de deslizamiento (σ_1 =esfuerzo de tracción). Deslizamiento por maclas (twinning) que pueden producir también nuevas superficies.

93.-Fractografía MET (p-c); 2000x.

El "serpentin escurrido" (serpentine glide) en una superficie de fractura de hierro colado Armco muestra distintos escalones (slip steps), producidos por planos deslizados sin cohesión, éstos pueden ser vistos entre las flechas. La réplica fue "sombreada" con paladio.

94.-Fractografía MET (p-c); 4900x.

Rizos (entre las flechas) en la superficie de un hueco de fractura en un acero inoxidable tipo 302.

95.-Fractografía MET (réplica directa de carbono); 2000x.

La región (stretched) de estricción, muestra huecos de esfuerzo cortante, 3 huecos elípticos desgarrados están marcados por las flechas en una superficie de acero inoxidable del tipo 304. La réplica fue "sombreada" con paladio.

96.-Fractografía MET (p-c); 3000x.

Los canales formados en una superficie de fractura presentes en la fase beta recocida (beta-annealed) de una aleación de titanio Ti-8Al-2Cb- 1Ta; muestran nucleación, crecimiento y coalescencia de microhuecos lineales durante la fractura rápida.

97.-Fractografía MET (p-c); 6000x.

Fractura de clivaje en un acero de bajo carbono con un esfuerzo de tracción de aproximadamente 415 MPa (60ksi); una fractura no usual para un metal dúctil.

98.-Micrografía (ataque con nital); 400x.

Esta microestructura del acero de bajo carbono, de la fractura por clivaje que se muestra en la fig. 97, es una malla formada en los límites de grano por ferrita libre (en la flecha) y seguramente es la responsables de la fractura.

99.-Fractografía MET (p-c); 4900x.

El espécimen de alnico muestra patrones de río en la superficie de fractura. Las puntas de las flechas blancas indican un escalón de clivaje. La flecha negra indica la dirección de propagación de la grieta.

100.-Esquema.

Este esquema muestra como opera la torsión en una capa delgada, de ángulo-bajo en la propagación de una grieta por clivaje.

El patrón muestra la dirección de fractura, los planos de clivaje y los granos con ángulo bajo o límites de subgrano.

101.-Fractografía MET (p-c); 4900x.

Un ejemplo real del esquema mostrado en la figura 100, ilustra los límites de ángulo con poca inclinación en la superficie de fractura en una aleación de columbio (columbium) B-66 (5%Mo, 5%V, 1%Zr). Las flechas negras muestran la dirección de la grieta; La

flecha blanca muestra el límite inclinado.

102,103.-El efecto de límites torsidos en clivaje decorado (cleavage decoration).

102.-Esquema.

El patrón de la fractura muestra un límite torsido y nuevos escalones de clivaje que se desarrollan con la propagación de la fractura a través del límite torsido (twist).

103.-Fractografía MET (p-c); 4900x.

Los escalones de clivaje se inician en el límite torsido (en la punta de la flecha) en la superficie de fractura de una aleación de columbio B-66 (5%Mo, 5%V, 1%Zr). La flecha negra indica la dirección de la grieta. Existen marcas de espárrago (feather marks) entre los escalones.

104.-Fractografía MET (p-c); 5500x.

Marcas de clivaje (cleavage feather) (en A) en la superficie de la fractura de tungsteno puro. La decoración en B es semejante a finos patrones de río. La flecha muestra la dirección de la fractura.

105.-Fractografía MET (p-c); 2500x.

Las lengüetas de clivaje (cleavage tongues), como la marcada con la flecha, se forman a lo largo de las interfaces de la matriz, por torsión en hierro Armco, fracturado a baja temperatura.

106.-Fractografía MET (p-c); 2000x.

Se presenta un patrón de "espinas de pescado" en la superficie de fractura de una aleación de Fe-Cr-Al.

El clivaje ocurre a lo largo de la región central en el plano {100} en la dirección <110> y a lo largo de las interfaces torsidas {112} <110>.

107.-Fractografía MET (p-c); 9000x.

La flecha negra indica la dirección de propagación de la grieta. Note que las líneas de Wallner se cruzan unas a otras, esto difiere con las estrias de fatiga, estas líneas están marcadas entre las flechas blancas.

108-109-110.-Fractografías MEB; 1560x, 3900x, 7800x.

Clivaje en un espécimen fracturado por impacto, sin muesca, de acero 1040 rolado en caliente, roto a -196C (-321F), en 3 ampliaciones. El espécimen fue inclinado en el microscopio electrónico de barrido con un ángulo de 40 grados con respecto al haz de electrones. Los planos de clivaje que siguen a la fractura muestran varios alineamientos, influenciados por la orientación de los granos individuales.

El grano A en el centro de la fractografía 108, muestra dos lengüetas (ver las flechas en la fractografía 109) como resultado de clivaje local a lo largo de los planos {112}. El grano B y algunas otras caras muestran los escalones de clivaje de patrón de río. La unión de los escalones en la dirección de propagación de la grieta del grano A, continua al grano B, con un ángulo aproximado de 22 grados con respecto al plano horizontal. Los detalles de esta bifurcación se despliegan en la fractografía 110. Ver también las figs. 111, 112, 113 y 114.

111-112.-Fractografías MEB; 1560x, 3900x.

Lengüetas en un área secundaria de clivaje, de un espécimen de acero 1040 de las figs. 108, 109 y 110, con unos 40 grados de inclinación. Algunas áreas se muestran en ambas fractografías, pero a diferentes ampliaciones.

El grano A muestra dos sitios bien definidos de lengüetas de cuña que son aproximadamente ortogonales. Una pequeña partícula de carburo C, se encuentra en el límite de los granos A y B, en ésta se inicia una grieta de clivaje local a través de los granos que la rodean. Una de las grietas secundarias está marcada con D. Note la sucesión de escalones de clivaje en el grano B.

113-114.-Un sitio de nucleación de grietas por clivaje en la superficie de fractura en un espécimen de acero 1040 en las figs. 113, 114, con un ángulo de 40 grados del haz de electrones, se muestran algunas áreas repetidas.

113.-Fractografía MEB; 790x.

Clivaje desplegado en diversas direcciones de fractura por partículas de carburo A, en la unión de 4 granos. Diferentes fallas de clivaje de grano a grano, con patrones de río visibles en unos y lengüetas en otros.

114.-Fractografía MEB; 1590x.

Las líneas de patrones de río en el grano B son atribuidas a la interacción de una dislocación de tornillo local con el plano de clivaje. La altura del escalón se incrementa en la dirección de propagación de la fractura, a la izquierda y hacia abajo.

115.-Fractografía MET (p-c); 4900x.

Efecto de cuasiclivaje (mezcla de clivaje y coalescencia de

microhuecos) en la superficie de fractura de acero inoxidable 17-4 PH (endurecible por precipitación).

116.-Esquema.

Este patrón de fractura muestra el mecanismo combinado de arrugas desgarradas con escalones de clivaje en la superficie de fractura de cuasiclivaje.

Además los perfiles de las secciones a través del miembro fracturado, indican el desarrollo de ambas fallas, en la superficie de fractura.

117.-Fractografía MET (p-c); 2400x.

Clivaje en una gran partícula de segunda fase en la superficie de fractura de un acero A-286.

118-119.-Cuasiclivaje en la superficie de fractura por impacto en un espécimen de acero 4340. Algunas áreas se muestran en ambas fractografías, pero a diferentes ampliaciones.

118.-Fractografía MEB; 1650x.

Las pequeñas facetas de clivaje en capas de martensita conteniendo patrones de río están separados por (tear ridges) arrugas desgarradas.

119.-Fractografía MEB; 4140x.

Los huecos superficiales están marcados por las flechas, y la dirección de propagación es de abajo hacia arriba en la fractografía. Los especímenes (118,119) fueron tratados térmicamente a 843C (1550F) por una hora, templados en aceite, y revenidos a 427C (800F) por una hora. La fractura se produjo por impacto Charpy a -196C (-321F).

120.-Fractografía MET (p-c); 5000x.

Líneas de Wallner producidas por la interacción de la grieta primaria con una onda de choque transversal, en una aleación de aluminio.

121.-Fractografía MEB; 600x.

El origen de la fractura está marcado con O, en la superficie libre del espécimen, el cambio de orientación del plano de fractura de grano a grano está bien definido. Dentro de un grano se da la fractura a lo largo del plano tipo $\{111\}$. El patrón de arruga (ridge patterns) en el interior de cada grano es paralelo a la dirección de propagación de fractura. Cada arruga está probablemente en la dirección $\langle 110 \rangle$, que es la intersección de dos planos deslizados (111). La presencia de inclusiones no afecta el camino de fractura. El tipo I de fractura de fatiga progresa extendiéndose sólo en 3 o 4 granos, el tipo II empieza al fondo a la derecha.

122.-Fractografía MEB; 600x.

El tipo I de fractura por fatiga se presenta en un espécimen pulido (sin muesca) de una aleación de aluminio 7075-T6 probado en flexión invertida.

El origen de la fractura está en O. El tipo I se propaga a través del grano A, se extiende por fricción a las primeras superficies de fractura (en las fallas), y se arruga la superficie. El tipo II de fractura procede de las arrugas del grano A.

123.-Fractografía MEB; 300x.

Transición de tipo I a II en una fractura generada por fatiga en

un espécimen de grano grueso en una aleación de aluminio 2024-T3. La transición de tipo I (arriba a la izquierda) a tipo II está bien definida. La presencia de inclusiones ricas en Fe,Si no afectan marcadamente el camino de fractura. Las inclusiones que fueron fracturadas, están en el rango de 5 a 25 micras de diámetro. Las áreas de tipo II muestran un gran número de zonas de fatiga aproximadamente paralelas, con finas estrias que no se definen en esta ampliación.

124.-Fractografía MEB; 180x.

Fractura de fatiga, de tipo II, en un espécimen de grano fino en una aleación de aluminio 2024-T3 probado en aire frío.

La superficie de fractura está compuesta por caras de grano, cada faceta corresponde a un grano, la orientación y niveles cambian de grano a grano. La presencia de largas inclusiones dan como resultado la fractura local por el crecimiento de microhuecos. La dirección de propagación de fractura es de abajo hacia arriba en esta vista.

125.-Fractografía MEB; 650x.

La uniformidad del proceso de propagación de fractura está bien ilustrado, las inclusiones en el rectángulo, no tuvieron interacción o fue imperceptible en el proceso de fractura. A lo largo de las arrugas, se cree que son escalones de ángulo grande en los límites de subgrano.

126.-Fractografía MEB; 2600x.

Ampliación del rectángulo de 125, muestra la continuidad de la fractura a través de la senda y alrededor de la inclusión. La

fractura de "líneas continuas" es visible e indicativa de que la dirección de propagación de fractura fue hacia la esquina inferior derecha. Las líneas después de la inclusión corren sin alteración con el frente de fractura.

127.-Fractografía MEB; 1200x.

Frente de fatiga en una estructura cristalográfica de aluminio 2024-T6.

La propagación de la fractura fue de abajo hacia arriba en esta vista, en cada zona de fatiga, los pliegues en el frente de fractura, como se indicó en las estrias de fractura dúctil, está asociado con la diferencia de orientación del tipo [110] (dirección) en dos diferentes planos (100).

128.-Fractografía MEB; 600x.

Estrias dúctiles de fractura por fatiga en una aleación de aluminio 2024-T3 que ocurrió con alta velocidad de crecimiento, causada por grandes esfuerzos.

Con gran velocidad de crecimiento (10^{-4} pulg. por ciclo o más), en una zona plástica, en el frente de fractura, puede causar crecimiento de grietas secundarias. Cada grieta secundaria se propaga como una grieta de fatiga, creando una red de estrias de fatiga secundaria. La dirección local de fractura es diagonal, de abajo a la izquierda hacia arriba a la derecha, se pueden distinguir de todas las direcciones de propagación, a pesar de la naturaleza caótica de la superficie de fractura.

129.-Fractografía MEB; 300x.

Estrias frágiles en una fractura de corrosión-fatiga en aluminio

7075-T6. La presencia de agua de mar cambia el tipo de fractura, y por lo tanto la topografía de las estrias de fatiga dúctiles o frágiles. Las estrias frágiles indican fractura por corrosión en muchas aleaciones de aluminio. La superficie áspera de la fractura es el resultado de corrosión reflejado de modo cristalográfico. Una zona de estrias dúctiles es visible en A. La dirección de propagación fue de abajo hacia arriba en esta vista.

130.-Fractografía MEB; 600x.

Muestra una fractura frágil de estrias, como la marcada con A, y desgarres, como el marcado con B, rodeado por huecos iniciados en inclusiones como la marcada con C. Aquí las zonas de estrias dúctiles están adyacentes a los huecos. La naturaleza caótica de la fractura está relacionada con el tamaño de la zona plástica en el frente de la fractura.

131-132.-Fractura de fatiga en acero maraging, 18%Ni, grado 250, probado a temperatura ambiente.

131.-Fractografía MEB; 126x.

Muestra excesivas grietas secundarias, que son más evidentes en la fractografía 132.

132.-Fractografía MEB; 1440x.

Muestra fracturas secundarias formadas en la base de las estrias de fatiga.

133-134.-Fractura intergranular de corrosión bajo tensión, y una región de fractura transgranular inducida por grietas de corrosión bajo tensión.

133.-Fractografía MEB; 2100x.

Fractura en un acero 300M, del mecanismo de aterrizaje de una avioneta, resultado de grietas de corrosión bajo tensión. La porción de grietas de corrosión bajo tensión es intergranular.

134.-Fractografía MEB; 2100x.

Más allá de la penetración de corrosión, la fractura se indujo por grietas transgranulares y huecos como se muestra.

135-136.-Fractura en una hélice de turbina.

135.-Fractografía MEB; 105x.

La fractura es presumiblemente el resultado del ataque de los gases de combustión, que induce grietas de corrosión bajo tensión.

136.-Fractografía MEB; 525x.

La región del recuadro de 135, se muestra aquí con ampliación, notamos productos de corrosión en facetas de grano; La separación de los granos es debida a grietas de corrosión bajo tensión.

137.-Fractografía MET (p-c); 3900x.

Fractura intergranular segregada en los límites de grano, de la sección de trabajo en una soldadura de aleación de aluminio 2014-T6. No hay evidencia de coalescencia de microhuecos.

138.-Fractografía MET (p-c); 4900x.

Patrones geométricos expuestos por una fractura a través de poros de soldadura en una aleación de aluminio 2024.

139.-Fractografía MET (p-c); 5900x.

Patrones geométricos expuestos en una fractura a través de una cavidad, en una aleación de aluminio fundido 356-T6.

140-141-142.-Fractura frágil intergranular en tungsteno, iridio, y una aleación de tungsteno al 3% wt de renio.

140.-Fractografía MEB; 700x.

Una varilla de tungsteno sinterizado de 0.060 pulg. de diámetro recristalizado a 10^{-6} torr y 2600C (4712F) por 100 horas, fracturado en tracción, muestra fractura frágil intergranular.

141.-Fractografía MEB; 220x.

Lámina de iridio recocida por 50 horas en helio purificado a 1700C (3092F), rota en pandeo.

142.-Fractografía MEB; 560x.

Tungsteno al 3% wt de renio que fue preparado como la barra de tungsteno sinterizado de la fractografía 141. Los microhuecos ("burbujas") próximos a los límites de grano son el resultado de segregación de potasio (una impureza).

143-144.-Fractura intergranular resultado de fragilización por hidrógeno.

143.-Fractografía MEB; 350x.

Fractografía de un rotor de acero 4340 para helicóptero electrorrecubierto con cadmio (con vanadio agregado) después de exponerse a medio ambiente marino.

144.-Fractografía MEB; 1000x.

La región del recuadro en 143 se muestra con ampliación aquí, los productos de corrosión son visibles en algunas facetas de grano.

145.-Fractografía MEB; 10x.

La superficie de fractura obtenida en una prueba de tracción, en un espécimen de una aleación de aluminio Al-4.2Cu, muestra facetas de granos separados.

146.-Fractografía MEB; 67x.

Huecos uniformes en la porción de una cara de la superficie de fractura mostrada en 145. Esto es característico de coalescencia de microhuecos en la zona de límites de grano. La microestructura del espécimen indicó el agotamiento de los límites de grano en la aleación.

147.-Fractografía MET (p-c); 6500x.

La fractura en el límite de grano de la aleación de aluminio 7075-T6, muestra huecos poco profundos, que resultan de coalescencia de microhuecos, en la superficie del grano.

148.-Fractografía óptica; tamaño natural.

Superficie de fractura de una aleación de aluminio de alta resistencia forjado, que falló por corrosión bajo tensión, muestra marcas progresivas similares a las observadas en fracturas de fatiga.

149.-Fractografía MET (p-c, sombreada con germanio); 4000x.

Superficie de fractura granular "rock candy" apariencia causada por corrosión bajo tensión, en una aleación de aluminio.

150-151-152.-Fractura resultado de grietas de corrosión bajo tensión en un acero inoxidable con 12% Cr.

150-151.-Micrografías (atacadas con picral) 75x; 500x.

El tratamiento térmico impropio da como resultado la excesiva

precipitación de carburos en los límites de grano, y grietas intergranulares ocurridas en la raíz del electrorrecubrimiento de níquel, formando fillos durante el servicio en un medio ambiente húmedo. El crecimiento de las grietas por corrosión bajo tensión, hasta un tamaño crítico, da como resultado la fractura frágil en estudio.

152.-Fractografía MET (p-c); 2500x.

Note las bien definidas facetas intergranulares y la evidencia de corrosión en la superficie de fractura.

153-154.-Fractura resultado de grietas de corrosión bajo tensión, en un acero inoxidable con 12% Cr.

153.-Fractografía MET (p-c); 2500x.

En el área final (abajo a la izquierda), note las facetas de cuasiclívaje mezcladas con huecos y facetas de grano separados.

154.-Fractografía MET; 2500x.

Zona localizada de caras de grano separadas en el área final de la fractura. Pequeños huecos se pueden ver en algunas facetas. Los huecos arriba a la derecha pueden ser una región local de fractura intergranular.

155.-Fractografía MEB; 315x.

Fractura transgranular de corrosión bajo tensión en un recipiente a presión de acero inoxidable tipo 316, que se rompió después de una larga exposición a un medio ambiente con cloruros (chloride) a elevada temperatura y presión. Los granos individuales tienen perfiles con cambio de dirección por el clívaje local. Los

patrones de río en las facetas están separados por (tear ridges) arrugas desgarradas.

156.-Fractografía MEB; 180x.

Fractura de corrosión intergranular, en la soldadura circunferencial en un tubo de pared gruesa, hecho con acero inoxidable tipo 304. La zona afectada por el calor, debido a la soldadura, fue sensibilizada por la temperatura, y consecuentemente ésta fue susceptible a ataque intergranular. Note el grano pulido y las grietas secundarias en los límites de grano.

157.-Fractografía MEB; 900x.

Fractura intergranular en una tubería hecha de una aleación de níquel-cobre; monel 400, expuesta a vapor de alta temperatura y presión. Las fracturas secundarias son también intergranulares. Éstas no son deformaciones de límites de grano. La apariencia de las facetas de grano sugieren corrosión.

158.-Fractografía MEB; 1350x.

Mezcla de fractura intergranular-transgranular en un espécimen de monel 400 (níquel-cobre), a temperatura ambiente, resultado de fatiga en flexión invertida total. El espécimen fue probado al aire. Algunas grietas de fractura transgranular muestran estrias de fatiga (ver las flechas) producidas por flujo plástico que tiene lugar por el tipo de grietas que se abren y cierran cíclicamente.

159.-Fractografía MEB; 2050x.

Fractura por fatiga de flexión invertida en un espécimen de monel 400 (níquel-cobre), muestra estrias de fatiga en facetas de granos separados (ver las flechas). El camino en el que las estrias se

formaron, no está bien entendido. Si se asume que las grietas se formaron en la compresión, a la mitad del ciclo de flexión, esta fuerza puede originar "tire tracks".

160-161.-Superficie de fractura de un acero inoxidable tipo 304, en una tubería rota después de una exposición a una solución caliente de 42% wt $MgCl_2$.

160.-Fractografía MET (p-c); 3000x.

La gran faceta central es una superficie de grano separada. Alrededor se encuentran facetas de cuasiclivaje transgranular.

161.-Fractografía MET (p-c); 6000x.

Ejemplo de finas marcas, las centrales se pueden confundir fácilmente con estrias de corrosión bajo tensión o estrias de fatiga, cuya naturaleza ramificada indica que son patrones de río formados por escalones de clivaje. Las zonas oscuras son películas producto de corrosión, extraídas con réplica de óxido. Compárelas con estrias de fatiga mostradas en 162.

162.-Fractografía MET (réplica de óxido); 5750x.

La superficie de fatiga de un acero inoxidable tipo 304, muestra estrias de fatiga regulares. Las estrias tienen diferente orientación en cada lado del límite inclinado, los ciclos de carga fueron al aire; no hay evidencia de corrosión.

163.-Fractografía MET (p-c); 30 000x.

Fatiga por corrosión producida por la aplicación de esfuerzos cíclicos en acero inoxidable tipo 304 expuesto a una solución concentrada de $MgCl_2$ a 60C (140F).

La fractura se ha tornado áspera por corrosión, y las estrias de

fatiga son claramente visibles. También sugiere fisuras secundarias en algunas de las estrias. Compare con 162.

164.-Micrografía; 200x.

Micrografía de una sección longitudinal de un espécimen de acero inoxidable austenítico, muestra una bifurcación de grietas de corrosión bajo tensión.

165.-Fractografía MET (p-c); 1700x.

Fractura intergranular en acero 4340, provocada por un esfuerzo de tracción en el rango de 1795 a 1930 MPa (260 a 280 ksi), muestra granos equiaxiales sin coalescencia de microhuecos; es una superficie de fractura "granular (rock candy)".

166.-Fractografía MET (p-c); 10 000x.

Superficie de fractura intergranular en un acero 4340. La fractura fue causada por grietas de corrosión bajo tensión en una solución de 3.5% de NaCl.

167.-Fractografía MET (p-c); 2680x.

Fractura de clivaje transgranular en un espécimen de acero 4315, mostrando arrugas por desgarre (A), lengüetas (B), huecos poco profundos (C), y fracturas secundarias (D).

La fractura fue causada por corrosión bajo tensión en una solución de NaCl al 3.5%. La intensidad de esfuerzo con respecto al tipo de fractura en esta región fue baja.

168.-Fractografía MET (p-c); 3960x.

Huecos resultado de coalescencia de microhuecos en la superficie de fractura en un espécimen de acero 4315 como el de la fig. 167. La fractura fue causada por grietas de corrosión bajo tensión en

una solución de 3.5% de NaCl. La intensidad de esfuerzos con respecto al tipo de fractura en esta región fue alto, 95% de fractura tenaz en los planos de esfuerzo (K_{Ic}) del material.

169.-Fractografía MEB; 1800x.

Fractura intergranular por corrosión bajo tensión en acero 4340, que ocurre después de exponerlo a un medio ambiente que contiene agua salada. Existen grietas secundarias intergranulares en algunos granos.

La fractura es cercana al 100% intergranular, excepto por algunas regiones locales (ver las flechas), donde existe alguna evidencia de fractura dúctil.

170.-Fractografía MET (p-c); 3000x.

La superficie de fractura muestra facetas de clivaje y huecos. Las flechas pequeñas indican una separación de facetas de clivaje. La flecha grande indica la dirección macroscópica de propagación de fractura.

171.-Fractografía MET (p-c); 10000x.

Son evidentes los precipitados a través de la fractura, en la superficie de los límites de grano, en este acero maraging sometido a un esfuerzo de 1725 MPa (250ksi). Note los desgarres arrugados (en las flechas). La fractura fue el resultado de fragilización por hidrógeno durante el esfuerzo.

172.-Fractografía MET (p-c); 7500x.

Fractura de fatiga en aluminio 2024-T3 la primera prueba se realizó al vacío (región A) y después al aire (región B).

La amplitud de esfuerzo fue baja, pero tan alta como la referida en la fig. 173. La flecha, abajo a la derecha, indica la dirección

de propagación de la fractura.

173.-Fractografía MET (p-c); 3000x.

Fractura de fatiga en aluminio 2024-T3 la primera prueba se realizó al vacío (región A) y después al aire (región B). La amplitud de la fractura fue mucho más baja que la fractura referida en la fig. 172. La hoja cortante (flat) de estrias de fatiga puede verse en la región A por examen estereoscópico o con gran ampliación.

174.-Fractografía MET (p-c); 3900x.

Se presentan facetas de clivaje transgranular en la superficie de fractura provocada por corrosión-fatiga (corrosion-fatigue) de una aleación de titanio Ti-8Al-1Mo-1V probado a una frecuencia de .5 ciclos por seg. en una solución de 3.5% de NaCl, con una velocidad de crecimiento en el rango de 20 a 200 micro-pulgadas por ciclo. Compare con la fig. 175.

175.-Fractografía MET (p-c); 3300x.

Toscas estrias de fatiga y ásperas facetas de clivaje en una superficie de corrosión-fatiga (corrosion-fatigue) de una aleación de titanio Ti-8Al-1Mo-1V probada a una frecuencia de .5 ciclos por seg. en una solución de 3.5% de NaCl con una velocidad de crecimiento de grietas de 200 micropulgadas por ciclo. Compare con la fig. 174.

176.-Fractografía MEB; 640x.

Superficie de fractura producida por "ruptura por esfuerzo" (creep) (stress rupture) en una aleación de aluminio 1100, de un tubo esforzado a 3.45 MPa (500 psi) con una temperatura cercana al punto de fusión de la aleación.

Los granos son alargados y están rodeados por huecos. Éstos carecen de facetas de caras planas, como se da en fracturas intergranulares a temperatura ambiente. La superficie del grano muestra evidencia de oxidación, que debe haber ocurrido a elevada temperatura durante y después de la fractura final.

177.-Fractografía MEB; 1700x.

Superficies de grano separadas cerca del filo de una fractura en un espécimen de cobre sometido a termofluencia a 540C (1004F) y un esfuerzo de 10.3 MPa (1.5ksi). La superficie de fractura contiene algunos vacíos y colinas con patrones geométricos de caras con escalones. Las letras β marcan 3 colinas.

178.-Fractografía MEB; 1620x.

Fractura intergranular en una aleación de cobre CDA. 175 (cobre -níquel, 30%) que se fragiliza por la oxidación de límites de grano, durante la larga exposición a vapor de alta temperatura en un intercambiador de calor.

El crecimiento de la grieta (fue cíclica, en los límites intergranulares formadas por óxido, rotas y formadas otra vez) produce finas estrias que se pueden confundir con estrias de fatiga.

179.-Fractografía Óptica; 1:1.

Típica deformación por termofluencia (creep), y grietas intergranulares, en una hélice de turbina de un jet.

180.-Micrografía; 300x.

Micrografía de la estructura adyacente a la superficie de la ruptura por esfuerzo (stress rupture (creep)) en un acero inoxidable austenítico en prueba de termofluencia (creep) a 618C

(1144F). El eje de esfuerzos está en el plano horizontal.

181.-Fractografía MET; 5000x.

Cavidades de termofluencia (creep) en una superficie de fractura de acero de alta pureza, el espécimen se fracturó por impacto a baja temperatura después de la prueba de termofluencia (creep).

182.-Fractografía MET (réplica de carbono sombreada con carbono); 20000x.

Superficie de fractura de un acero inoxidable austenítico de un espécimen que fue probado a 750C (1382F) y subsecuentemente roto a -196C (-321F). Estrias y terrazas producidas previamente por termofluencia (creep).

183.-Fractografía MET (réplica plástica sombreada con germanio); 8000x.

Superficie de fractura de un espécimen de acero 4340 que falló en un medio ambiente con gran contenido de hidrógeno. La fractura intergranular, muestra pequeña deformación plástica, es típica de hidrógeno inducido con bajo crecimiento de grietas.

184.-Fractografía MEB; 1100x.

Grietas de corrosión bajo tensión en una aleación de titanio Ti-7Al-2Cb-1Ta debido a la exposición a una solución con 3.5% de NaCl en agua. La propagación de las grietas fue por clivaje transgranular en fases alfa y beta. Fisuras normales al plano de clivaje formadas en las interfases alfa beta producen la estructura de límites.

185.-Fractografía MET (p-c); 3600x.

Mezcla de facetas de grano y de clivaje transgranular en la superficie de fractura, en una aleación de titanio Ti-6Al-4V que

fue expuesto a cadmio sólido a 149C (300F).

186.-Fractografía MEB; 2000x.

Facetas de clivaje entremezcladas y huecos de fractura por corrosión bajo tensión, formadas en un proceso repetitivo de enfriamiento de dos pasos, en una aleación de titanio Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo expuesto a una solución con 3.5% de NaCl. Las facetas de clivaje se forman en la fase alfa, y pequeños huecos desarrollados, tales como los sitios marcados con A, se forman en la fase beta.

187.-Una fractura formada principalmente por clivaje y desgarre en titanio puro.

187.-Fractografía MEB; 1000x.

Las facetas de clivaje son visibles, separadas por áreas de desgarre, como en B, las grandes caras pulidas, tales como las C, han sido causadas seguramente por esfuerzo cortante plástico. El área de desgarre, B, puede tomarse erróneamente como estrias de fatiga.

188-189-190.-Superficie de fractura de un titanio alfa, con regiones formadas por facetas de clivaje, interpuestas con pequeñas estrias de fatiga que son visibles solamente con gran ampliación.

188-189-190.-Fractografías MEB; 300x, 1200x, 3000x.

Esencialmente todas las fallas en 188 son facetas de clivaje, con alto desarrollo de patrones de río y escalones de clivaje. En la fig. 190, las estrias de fatiga finas pueden ser detectadas entre los escalones de clivaje, como en A. Las regiones dentro de la

línea en 188 y 189 se muestran con ampliación en 189 y 190, respectivamente.

191-192.-Combinación de clivaje y fractura intergranular en Cb-752 (Cb-10W-2.5Zr) con un contenido de 750 wt ppm de oxígeno.

191-192.-Fractografías MEB; 300x, 1200x.

Esta superficie de fractura está constituida por facetas de clivaje, en el sitio marcado con A en la fractografía 192, pero interpuestas con las facetas de clivaje, se encuentran superficies de fractura intergranular, como en los sitios marcados con B. Las regiones dentro de la línea en la fractografía 191 se muestran con ampliación en 192.

193-194.-Fractografías MEB; 260x, 1300x.

La superficie de fractura resultante de coalescencia de microhuecos más desgarre de un espécimen de prueba de tensión de Ti-8Mo-8V-2Fe-3Al que han sido calentados a 900 C (1652F) y envejecido 144 hr. a 350C (662F).

193-194.-Fractografías MEB;260x, 1300x.

Esta superficie de fractura contiene una mezcla de huecos (en su mayoría) y regiones de desgarre. La fractografía 193 muestra una región extensa de huecos adyacentes a dos lengüetas de desgarre, marcadas con A. La fractografía 194, con ampliación muestra detalles de la región de desgarre, marcada con B adyacente a la región de huecos.

195-196.-Mezcla de huecos y estrías en una prueba de fatiga de

bajo número de ciclos en una aleación de aluminio 2024-T851, con gran intensidad de esfuerzo.

195.-Fractografía MEB; 1600x.

La orientación de estrías de fatiga cambia de una zona a otra.

196.-Fractografía MEB; 1600x.

Los huecos en la fractografía están asociados con las inclusiones.

197-198.-Mezcla de huecos y superficies intergranulares en un espécimen de acero 3340 que ha sufrido endurecimiento incompleto por temple.

197-198.-Fractografías MEB; 90x; 225x.

La fractografía 198 es una vista de gran ampliación de la región dentro de la línea marcada con A en la fractografía 197. Estas regiones despliegan huecos formados por coalescencia de microhuecos, tales como los B, abajo y a la derecha muestran superficies de fractura intergranular, tales como las marcadas con D.

199-200.-Superficies de fractura mostrando desgarres mixtos y la formación de estrías de fatiga en especímenes para prueba de fatiga de una aleación de aluminio 7075-T6.

199-200.-Fractografías MEB; 440x, 880x.

En la fractografía 199, lengüetas y desgarres pueden verse entre zonas de estrías de fatiga, en la flecha A. La fractografía 200 es una vista de gran ampliación de la región encerrada en el rectángulo en 199. También están presentes áreas de desgarre, tales como la B, que tienen planos sin cohesión o de dilatación.

201.-Fractografía MEB; 2000x.

Superficie de fractura de un espécimen de titanio puro sometido a una prueba de fatiga , mostrando zonas con estrias, separadas por lengüetas desgarradas, como en A. Note las pronunciadas variaciones en las estrias; la orientación de las estrias indica cambios locales en la dirección de propagación de las grietas de fractura.

202-203.-Superficie de fractura a través de acero carburizado, con bajo contenido de impurezas, totalmente endurecido, mostrando una mezcla de desgarre y separación intergranular.

202-203.-Fractografías MEB; 800x, 1600x.

La combinación de la velocidad de esfuerzos y la temperatura condujo a la fractura de algunos granos por desgarre, como en A y B, en una fractura que de otra manera hubiera sido definitivamente intergranular.

La fractografía 203 es una ampliación del recuadro en la fractografía 202. Las facetas transgranulares en A y B muestran líneas luminosas que son presumiblemente lengüetas de desgarre.

204-205.-Superficie de fractura de un espécimen de monel (níquel-cobre), mostrando una mezcla de desgarre y fractura intergranular. El espécimen fue fracturado en un medio ambiente gaseoso de hidrógeno.

204-205.-Fractografías MEB; 150x; 300x.

La fractografía 205 es una ampliación de la región encerrada por

la línea en la fractografía 204. Las facetas de granos separados son claramente evidentes, como en A, y granos adyacentes despliegan facetas de fractura transgranular formadas por lengüetas de desgarre, como en B.

206-207-208-209.-Fractografías MEB, MET; 3100x.


Superficie de una fractura por impacto a temperatura ambiente, en un acero al manganeso con bajo grado de impurezas (0.60 a 0.70 %C, 1.0 a 1.1% Mn) que fue templado en aceite desde 900C (1652F). La superficie muestra algunos huecos de esfuerzo cortante, algunos que son bastante largos evidencian estricción (arriba a la derecha en cada par estéreo). Se pueden notar en la réplica MET los huecos largos curvados o colapsados, que inducen una apariencia diferente, de la forma de los huecos que muestra la visión MEB. Algunos huecos específicos se pueden identificar, sin cuestionar en cada par estéreo, y un número de éstos pueden ser identificados por las flechas 1 a 6. Observe, sin embargo, que existe una clara diferencia particularmente en huecos largos en el par del MEB, que está totalmente caracterizada en el par del MET. No obstante, la presencia de un amplio rango de tamaños (de huecos) en la superficie de fractura, está claramente establecido por las fractografías producidas por ambas técnicas.

210-211-212-213.-Fractografías MEB, MET; 3100x.

Superficie de una fractura por impacto a temperatura ambiente, en un espécimen de acero de alta maquinabilidad, de composición nominal 18%W, 4%Cr, 2%V y 1%C. El espécimen ha sido tratado térmicamente por 5 min a 1200C (2192F) y templado en aceite, calentado por media hora a 500C (932F) y enfriado al aire, esto produce una dureza Rockwell C de 64. La superficie muestra cuasiclivaje y huecos (diseminados). En algunas fallas las dos técnicas de fractografía proveen duplicados exactos; en otras, algunos detalles son erróneos en la visión MET. La región

alrededor de la zona de cuasiclivaje en la flecha 1 es un buen ejemplo de detalles que concuerdan en MEB y MET, incluyen los profundos huecos inferiores (en la flecha 2). En la flecha 3, la visión estéreo del par MEB revela una punta alta que no se encuentra en el MET; ésta es una señal evidente de que la réplica presenta desgarres localizados. Compare sin embargo, los finos detalles que se muestran en cada par estéreo con las flechas 4, también como otros puntos de duplicación.

214-215-216-217.-Fractografías MEB, MET; 2500x.

Superficie de una fractura producida a temperatura ambiente, en un espécimen con muesca, de una aleación de aluminio 7075-T6, por sobrecarga de tracción con una velocidad de 0.002 pulgadas por minuto. El esfuerzo de tracción del espécimen fue de 592 MPa (85.9 ksi). La superficie muestra finos huecos equiaxiales, rodeados por sitios de partículas largas de segunda fase. La comparación de contornos entre los pares estéreo MEB y MET es excelente, particularmente cuando son vistas en 3-D. De especial interés es el área marcada por la flecha 1 cerca del punto que ha estado en contacto con la partícula de segunda fase. Abajo, en la flecha 2, está marcada una partícula de segunda fase en una cavidad que  empezó a abrirse sobre la partícula. Note que los alrededores de los huecos en el perímetro de esta partícula muestran una correspondencia exacta entre el par MEB y MET. También, los huecos pequeños en la vista MET son semejantes en apariencia a los MEB.

218-219-220-221.-Fractografías MEB, MET; 3100x.

Esta estereografía muestra la unión de dos planos adyacentes de estrías de fatiga, que exhiben considerable irregularidad en la

orientación de las estrias en la vecindad de los escalones separados de los planos. La comparación de los pares MEB y MET muestran buena concordancia en el registro de contornos, como se puede ver en las flechas 1,2 y 3. Las marcas finas a lo largo de los pliegues de las estrias son suficientemente pronunciadas y algunas se muestran en la fractografía MEB, pero no están resueltas aquí y son mucho más distinguibles en el par MET.

222-223-224-225.-Fractografías MEB, MET; 4000x.

Superficie de fractura por sobrecarga en tracción de un espécimen con muesca.

La grieta de corrosión bajo tensión, en el espécimen templado, de una aleación de titanio Ti-8Al-1Mo-1V, fue sometido a un esfuerzo máximo de 170 MPa (25ksi), expuesto a un medio ambiente de 3.5% de NaCl en agua, a temperatura ambiente.

Exhibe pequeñas zonas de cuasiclivaje, algunas (a la derecha) están separadas por escalones de altura apreciable. Los puntos 1 y 2 concuerdan en ambas fractografías, pero los detalles 3,4 y 5 en la fractografía MET son resultado de burbujas o material extraño, atrapado por la réplica, la faceta 6 es común en ambas fractografías. Las superficies reales no muestran restos de corrosión.

PAGINAS DIAPPOSITIVAS
DE LA 248-253

— — —

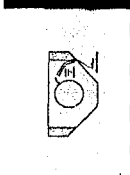
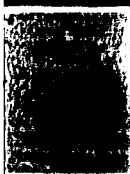
SUBJECT _____
TECHNICAL DATA _____

DATE _____

1



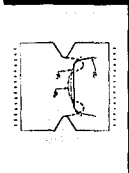
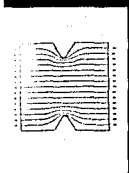
7



13



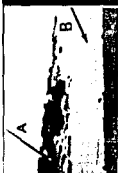
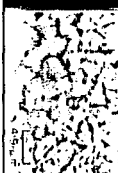
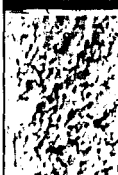
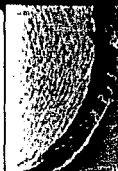
19



23



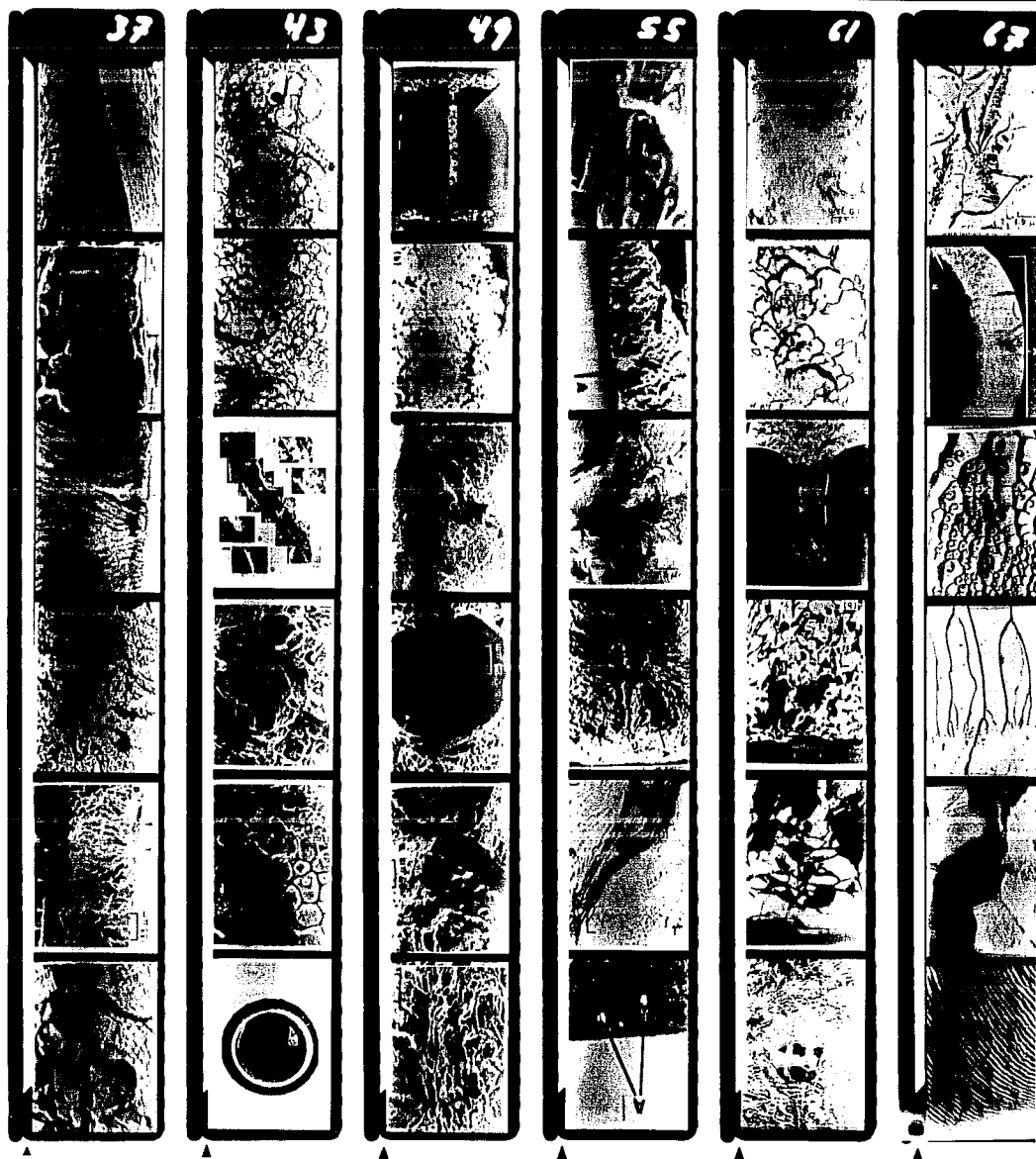
31



SUBJECT

DATE

TECHNICAL DATA



SUBJECT _____
TECHNICAL DATA _____

DATE _____



SUBJECT _____
TECHNICAL DATA _____

DATE _____

109

115

121

127

133

139



▲ ▲ ▲ ▲ ▲ ▲ ▲

SUBJECT _____
TECHNICAL DATA _____

DATE _____



PROJECT
TECHNICAL DATA

DATE

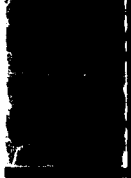
181



187



193

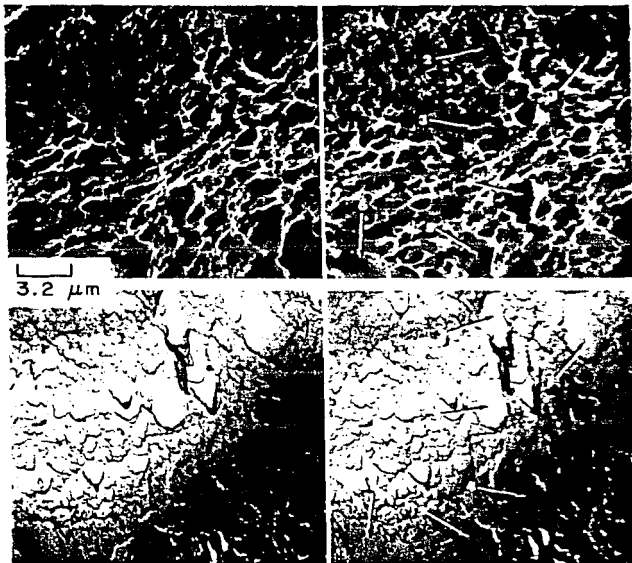


197

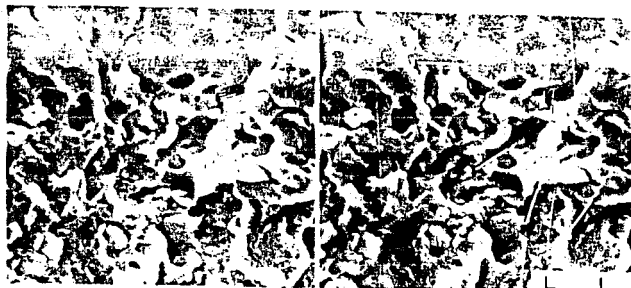


205

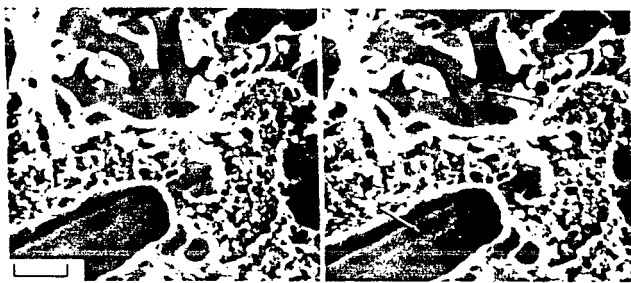
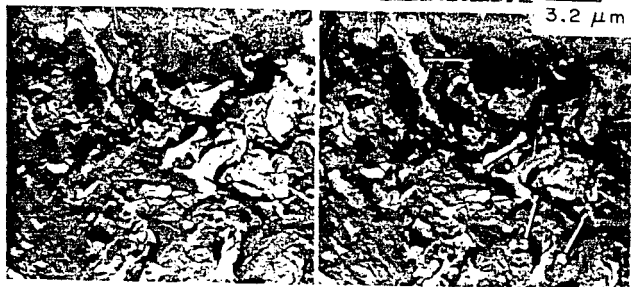




206-207-208-20

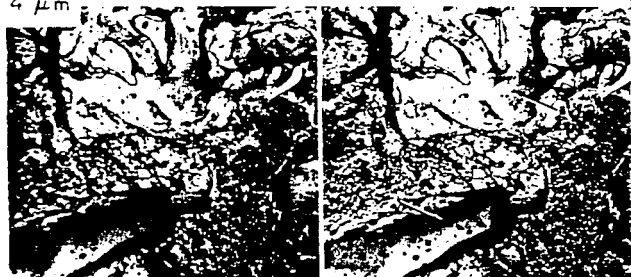


3.2 μm 210-211-212-213



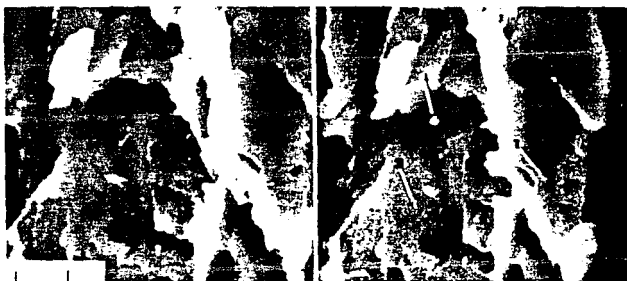
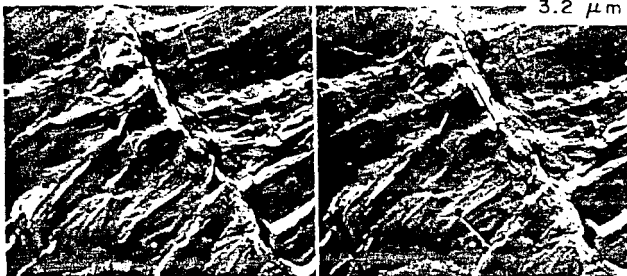
4 μm

214-215-216-217





218-219-220-221



222-223-224-225



CONCLUSIONES.

1.-El término fractografía describe la ciencia del estudio de las superficies de fractura, y aunque fracturas y superficies han sido estudiadas y examinadas por cientos de años, como parte del arte de la metalurgia, esta herramienta se ha desarrollado a tal grado que hoy es posible realizar este estudio con elevada precisión.

Los dos principios de la fractografía en beneficio de la metalurgia son: a) El estudio de la falla como una importante herramienta. y b) El aprovisionamiento de nueva información observando el micromecanismo de fractura y la estructura interna de fallas en estado sólido.

2.-El análisis de falla es la aplicación más importante de la fractografía. Debemos notar que la diferencia con respecto al estudio, es sólo parte del análisis mediante el cual se puede abrir el espectro para descubrir el trasfondo de la falla.

Una investigación y subsecuente análisis puede determinar la causa primaria de una falla, y basándonos en esta determinación, se puede tomar una acción correctiva para prevenir fallas similares.

3.-Frecuentemente, necesitamos evaluar las causas que contribuyen a la falla; se pueden desarrollar nuevas técnicas experimentales, y/o estudios en un campo no familiar de la ingeniería o alguna ciencia no explorada. Una compleja investigación causal, como las que se realizan en accidentes de aviación normalmente requiere el

servicio de expertos en diversas ramas de ingeniería y ciencias físicas, así como metalúrgicas.

4.-Normalmente los reportes, y quienes están a cargo de las investigaciones de fractura no dan crédito a los técnicos, pero si alguna de las etapas no es tan eficiente como se requiere, la investigación puede tener serios errores o trastornos.

5.-El análisis de falla es una labor de equipo, difícilmente una sola persona puede especializarse en todas las áreas (fotografía, pruebas mecánicas, microscopio electrónico, metalografía, análisis químico y de mecanismos de falla, pruebas especiales, etc.).

6.-Es difícil enmarcar los primeros pasos a seguir cuando afrontamos directa o indirectamente una fractura, y esos primeros momentos son importantes en la metodología, porque nos enfrentamos sin ayuda al accidente, y debemos saber que cosas no se deben hacer. En este paso tenemos responsabilidad directa, en el resto de la investigación nos podemos auxiliar del equipo humano de la propia empresa o podemos revisar el informe (diagnóstico) de una empresa externa.

7.-La inspección visual, nos da la pauta para los análisis posteriores, por lo que debemos tener cuidado en su realización, además de respaldarla con una serie de notas, fotos, etc..

8.-La toma de fotografías en el accidente además de los problemas inherentes puede presentar responsabilidades inesperadas, por lo cual se recomienda, una inspección de las mismas antes de que salgan de la planta, si el caso lo amerita.

9.-Debemos intentar definir el "aspecto de la falla", si es necesario con lentes de 10 a 50x, que por acuerdo implícito es el rango macroscópico. Para la definición del "aspecto de falla" podemos mencionar los siguientes tipos:

Fractura instantánea: Dúctil (por sobrecarga) o frágil.

Fractura progresiva: Fatiga, corrosión, erosión, termofluencia.

Es frecuente que las fracturas primarias sean las más importantes para el análisis, porque son las principales causantes de la falla y las secundarias, si se estudian proporcionarán información acerca de los mecanismos adicionales, que son importantes para los laboratorios, que frecuentemente se enfrentan a un sin fin de casos.

Existen factores importantes adicionales que debemos tomar en cuenta para el análisis, en la ocurrencia de fallas industriales, entre estos, se encuentran los siguientes:

Deformación, corrosión, origen de la grieta, cargas, tiempo, medio ambiente, historia de fabricación (desviaciones en el proceso), reparaciones, revestimientos (electrorrecubrimiento, difusión, etc.), material, temperatura, diseño inadecuado, condiciones operativas excedidas (abuso mecánico), etc.

Por lo tanto, la función del análisis de falla es definir cual de las etapas es la generadora de esa falla.

10.-Si como resultado de la inspección visual, no es posible definir categóricamente la causa de la falla (debemos enfocarnos a confirmarla), es importante realizar antes otras actividades que completen la información necesaria para el esclarecimiento de las causas de falla, tales como ensayos no destructivos, pruebas mecánicas, etc..

11.-Cuando el estudio implica pocos elementos o un grupo de trabajo ya predispuesto, se traslapan los pasos, puesto que un grupo aprovecha la investigación de otro y así se complementan en avances simultáneos. Se pueden reclasificar las fracturas en cada paso.

12.-El análisis de los mecanismos de falla, implica el uso de la información obtenida del examen en la región de falla, donde las superficies son determinantes para el análisis del tipo de fractura. Sin embargo, una clasificación lógica y satisfactoria de las fallas y las fracturas en conjunto no existe.

13.-Para los propósitos de este trabajo, las fracturas se clasificaron en términos del mecanismo de crecimiento. Por lo tanto, la fractura por clivaje es "frágil", por la nula deformación plástica (que puede acompañarla) y las fracturas formadas principalmente por coalescencia de microhuecos estarán relacionadas con "ductilidad" porque los mecanismos de crecimiento necesariamente implican deformación plástica.

La tesis muestra una lista, que no tiene un orden especial, pero incluye todos los mecanismos observados comúnmente en fallas mecánicas.

14.-Es necesario que el grupo de análisis cuente como mínimo con los recursos siguientes:

a).-Respaldo documental, en lo que se refiere a estándares, códigos o normas y especificaciones técnicas que cubran los materiales, productos y equipos susceptibles de analizar.

b).-Un laboratorio que tenga capacidad de realizar como mínimo lo siguiente:

Análisis químico de metales, análisis metalográfico, exámenes no destructivos tradicionales y pruebas mecánicas de materiales.

c).-Equipos de cómputo con programas de análisis y facilidades de simulación.

15.-Entre las aportaciones de la tesis podemos contar las siguientes:

-La propuesta de un método de 14 pasos para el análisis de fractura, que pueda ser de utilidad a quienes se inician, y mediante el conocimiento de las causas que las originan, ayuden a tomar las acciones pertinentes de prevención de dichas fallas.

-Plantear ejemplos que pueden servir de guía para el análisis.

-Introducción a la morfología de la fractura.

-Introducción a la fotografía en tercera dimensión, como parte de la morfología de la fractura.

-Una fuente de información en español, de acceso rápido y fácil, para la realización y complementación de trabajos, a partir del diskett que la acompaña.

-La realización de un manual de fractografías, que pueda servir como referencia para la correcta interpretación de imágenes, el cual se puede usar por separado, y complementa este trabajo.

-Difusión y uso de los conocimientos adquiridos en la carrera.

-El proponer un punto de vista no usual en la ingeniería tradicional, que parte de la fractura en sí, y no del diseño.

16.-Aunque la interpretación de fractografías requiere práctica y conocimiento de los mecanismos de fractura, sólo un pequeño número de fallas básicas, son claramente reconocibles e indicativas de un modo particular de falla y éstas son:

a).-Fracturas de huecos, típicas de fallas de esfuerzos por sobrecarga de metales dúctiles e impuros (ver la fig. 69).

b).-Facetas de clivaje, típicas de fractura frágil transgranular de metales cúbicos centrados en el cuerpo y de metales con estructura hexagonal compacta (ver la fig. 70).

c).-Típica fractura frágil intergranular de aceros templados frágiles, donde la fractura se debe a segregación de una especie, a la fragilización de límites de grano, fracturas intergranulares de corrosión bajo tensión (ver la fig. 71), o fragilización por hidrógeno.

d).-Estrías de tipo II, típicas de fallas por fatiga (ver la fig. 72).

BIBLIOGRAFÍA.

- 1.-AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Metals handbook. 8th ed. Ohio. American Society for Metals, 1975. Vol.10. Failure analysis and prevention. pp. 10-94.

- 2.-AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Metals handbook. 8th ed. Ohio. American Society for Metals, 1975. Vol.9. Fractography and Atlas of fractographs. pp. 1-296.

- 3.-COLLINGS, J.A. Failure of material in mechanical design: analysis, prediction, prevention. New York: John Wiley & Sons, 1981. pp. 8-16.

- 4.-DIETER, GEORGE E. Metallurgy and metallurgical engineering series. New York. McGraw-Hill, 1961. pp. 190-529.

- 5.-IDEM. Mechanical Metallurgy. New York. McGraw-Hill, 1988. pp. 184-324.

- 6.-FARIAS HERNANDEZ, LUIS. El mecanismo de daño por hidrógeno en tubos de caldera. En Tecnolab. Vol. 6, no. 35, 1990. pp. 1-5.

- 7.-FORREST, P.G. Fatiga de los metales. España. Urmo, 1972. pp. 226-260.

- 8.-GUY, ALBERT G. Elements of physical metallurgy. U.S.A. Addison Wesley, 1959. pp. 72-118, 237-251 y 326-333.
- 9.-IDEM. Metalurgia física para ingenieros = Physical metallurgy for engineers. México. Fondo Educativo Interamericano, 1970. pp. 219-235.
- 10.-COLLAZO, JAVIER. Diccionario enciclopédico de términos técnicos. New York, McGraw-Hill, 1987.
- 11.-ORDOÑES RIVERA, ANDRÉS R. Guía para realizar análisis de falla en materiales metálicos. En tecnolab. Vol. 6, no. 35, 1990. pp. 23-29.
- 12.-REED E., ROBERT. Principios de metalurgia física. México. Continental, 1986. pp. 663-713.
- 13.-RODRÍGUEZ PLAZA, JOAQUINA. Guía práctica para la redacción de informes científicos. México. UAM-Azcapotzalco, 1990. 55p.
- 14.-THORNTON, PETER A.; COLANGELO, VITO J. Ciencia de materiales para ingenieros. México. Prentice Hall, 1987. pp. 276-336.
- 15.-VAZQUEZ LOPÉZ, JERONIMO. Diccionario enciclopédico de siderurgia. España. Urmo, 1974. 423p.