

ROTURA EN SERVICIO PRODUCIDA POR ENFRAGILIZACION POR CADMIO. ANALISIS Y DETERMINACION DEL PROCESO DE ROTURA Y DE LOS FACTORES RELACIONADOS

J. Alvarez Alba, J.M. Pintado Fé, R. Servent Miró

Instituto Nacional de Técnica Aeroespacial
División de Materiales y Estructuras
Carretera de Ajalvir p.k. 4
28850 Torrejón de Ardoz (Madrid)

Resumen: El análisis general previo del fallo sufrido, durante el aterrizaje, por el sistema de frenos de un avión de transporte, permitió localizar el fallo primario del sistema en la rotura de alguno de los tornillos de unión del paquete de freno. La presente comunicación se refiere exclusivamente al estudio en laboratorio del fallo primario, estableciéndose que fue la rotura de los mencionados tornillos por un proceso de agrietamiento progresivo provocado por enfragilización del material de que estaban contruidos (acero) por Cd líquido proveniente del recubrimiento protector de los mismos.

Abstract: The previous general analysis of a failure, undergone during the landing phase by the brake system of a transport aircraft, allowed to locate the primary system failure in the breakage of some brake discs retaining bolts. This paper deals exclusively with laboratory primary failure study, establishing that this failure was the bolts rupture developed in a progressive cracking process set up by liquid cadmium that came of Cd plating of the bolts.

1. INTRODUCCION

1.1. Antecedentes. El análisis general previo del fallo sufrido, durante un aterrizaje, por el sistema de frenos de un avión de transporte, permitió localizar el fallo primario del sistema en la rotura de alguno de los tornillos pasantes con tuerca de unión del paquete de los discos de freno.

Del total de los doce tornillos de unión, cuatro no presentaban rotura alguna y otros cuatro habían sufrido una rotura que interesaba en parte a la propia cabeza del tornillo y que presentaba una morfología típica de rotura por sobrecarga estática (confirmada por el correspondiente estudio microfractográfico realizado) en elementos de ese tipo: tornillos con cabeza de baja altura con aligeramiento en forma de casquete esférico. Los cuatro tornillos restantes presentaban una rotura en la zona de unión de la caña a la cabeza con idéntica macromorfología entre ellos. De entre estos, se escogió para su estudio uno que había salido despedido al iniciarse el incidente y, por tanto, no resultó afectado por el posterior conato de incendio registrado. Todos los tornillos rotos estaban montados, en el paquete de freno, en posiciones consecutivas.

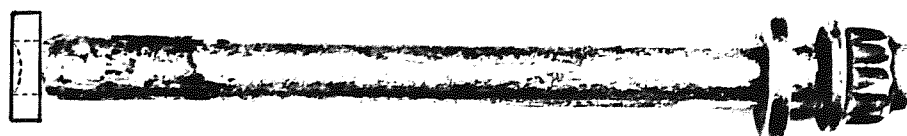
1.2. Objeto de la comunicación. Este trabajo se refiere exclusivamente al estudio, realizado en laboratorio, del fallo primario localizado en los cuatro tornillos rotos

mencionados en último lugar en el párrafo anterior. En el mismo, se detalla tanto el método de análisis de la rotura seguido como la descripción del proceso de ésta y el correspondiente diagnóstico del tipo de rotura y de los factores que en ella han intervenido.

2. CARACTERISTICAS DEL TORNILLO Y DE SU MATERIAL.

El tornillo objeto de estudio es pasante con tuerca autofrenante, fabricado de acero de alta resistencia y baja aleación del tipo clasificado como AISI 8142, con protección superficial por cadmiado. Su diámetro es de 11 mm y la rosca es M 11x1,25. La cabeza es exagonal baja, con aligeramiento en forma de casquete esférico. En la Fig. 1 se muestra el tornillo en el estado en que quedó después del incidente; en la Tabla 1 se da la composición química y, en la Tabla 2, el contenido en hidrógeno del acero en el núcleo y las proximidades de la superficie. En la Fig. 2 se aprecia la disposición, tipo y espesor de las tres capas de recubrimiento superficial encontradas: capa interior de Ni de 4 μm de espesor, capa intermedia de Cd de 3 μm y capa exterior, también de Cd y menos compacta, de 52 μm de espesor.

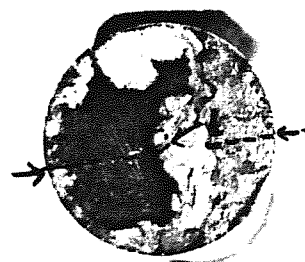
Un barrido de dureza Rockwell C en la sección transversal a lo largo de un radio dio como resultado un valor uniforme entre 38,5 y 38 HRC.



a) Vista general.



b) Detalle de la rotura.



c) Superficie de fractura.

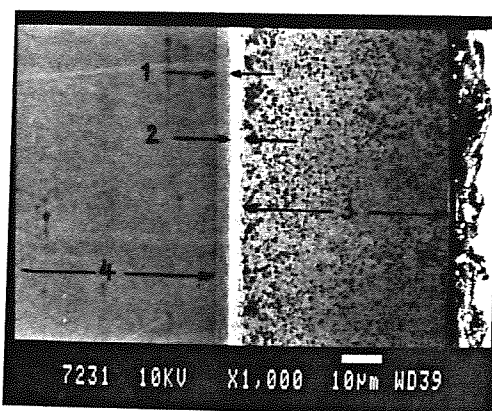
Fig. 1. Tornillo objeto del estudio.

Fe	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo
Base	0,42	0,87	0,35	0,014	0,017	0,31	0,42	0,21

Tabla 1. Composición química del acero (% en peso)

Núcleo			Próximo a la superficie		
Min.	Max.	Medio	Min.	Max.	Medio
1,56	3,80	2,5	0,35	1,19	0,64

Tabla 2. Contenido en H (ppm)

Fig. 2 Recubrimiento superficial (SEM x 1000)
1. Capa interior de Ni; 2. Capa intermedia de Cd; 3. Capa exterior de Cd; 4. núcleo.

El examen metalográfico con microscopio óptico de una sección transversal convenientemente atacada puso de manifiesto (Fig. 3) una estructura fina de martensita revenida, no apreciándose ninguna anomalía por defecto de tratamiento térmico o decarburación superficial.

3. ESTUDIO FRACTOGRAFICO

3.1. Observación de caracteres macromorfológicos. La

capa exterior de protección del tornillo, de color blanquecino característico de un recubrimiento de Cd ó Zn (sin tratamiento posterior de conversión química por cromatado), aparece deteriorada por picaduras y pérdidas locales de la capa a lo largo de toda la caña, siendo este dañado más acusado y de mayor extensión en la parte más próxima a la cabeza del tornillo. En estas zonas, tanto la capa exterior de Cd como la intermedia han desaparecido totalmente, tal como se aprecia en la Fig. 4.

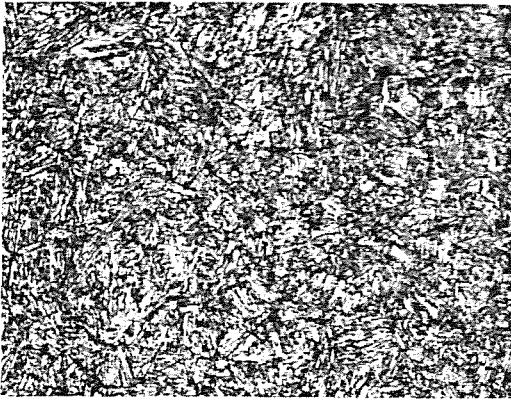


Fig. 3 Microestructura del acero. (x 500)

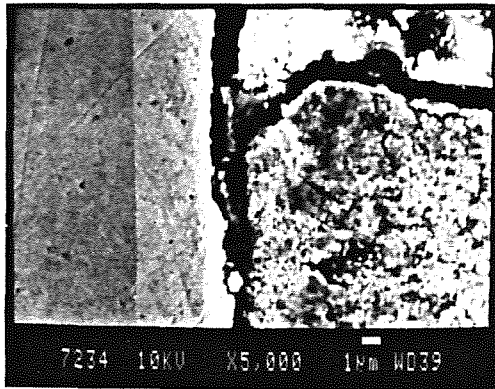


Fig. 4. Detalle de una zona con pérdida de capa cadmiada (SEM x 5000).

En la zona de la rotura (Figs. 1.a y 1.b), el recubrimiento protector de Cd se encuentra muy deteriorado tanto por acción mecánica como medioambiental, a las cuales hay que sumar el efecto de un calentamiento local con fusión o semifusión del Cd. La observación microscópica detallada a elevados aumentos en las inmediaciones de la rotura puso también de manifiesto que la capa interior de Ni había sido igualmente afectada (pérdida de material y presencia de microgrietas) por acción mecánica.

La rotura del tornillo (Fig. 1.a) está situada en la unión con la caña del radio de acuerdo entre la cabeza y el cuerpo del tornillo y, tal como se observa en las Figs. 1.b y 1.c, se ha producido sin macrodeformación plástica aparente y se ha desarrollado según una superficie de fractura cóncava (ver también el perfil de rotura en la Fig. 11), que se va alejando de la cabeza del tornillo según va penetrando hacia el interior de la caña. En la superficie de fractura se aprecian dos zonas diferenciadas: una de ellas, de textura cristalina difusa y poco acusada y coloración clara, ocupa casi toda la periferia de la fractura y parte de la concavidad de la

misma y, la otra zona, de textura fibrosa y coloración oscura, ocupa el resto de la superficie de fractura. En ninguna de estas zonas se aprecian líneas direccionales de propagación, ni líneas de detención en el avance de la grieta.

3.2. Análisis microfractográfico. La observación con microscopio electrónico de barrido permite diferenciar claramente por sus caracteres micromorfológicos las dos zonas de la superficie de fractura antes mencionadas y determinar la línea de encuentro de los dos tipos de mecanismos de rotura que han actuado (Fig. 5). La superficie de fractura de coloración más clara y brillante y textura difusa es una rotura básicamente intercrystalina (Figs. 6 a 8), sin señales de corrosión ni de deformación en las caras de los granos y en la que se advierte la presencia de un constituyente o elemento, ajeno a la propia estructura del material (acero) del tornillo, que cubre las caras de grano en la superficie de fractura.

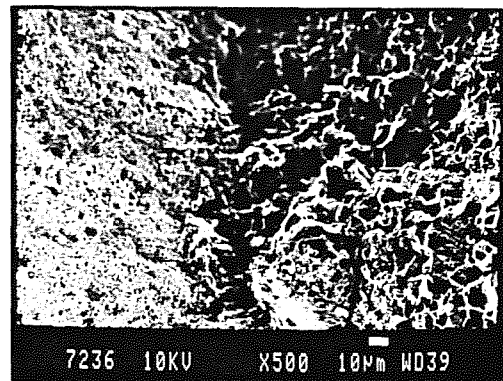


Fig. 5. Zona de encuentro de la superficie de fractura de color claro (zona derecha de esta figura y de las figs. 1.b y 1.c) y de la superficie oscura (izda. según las mismas figs.) (SEMx500).

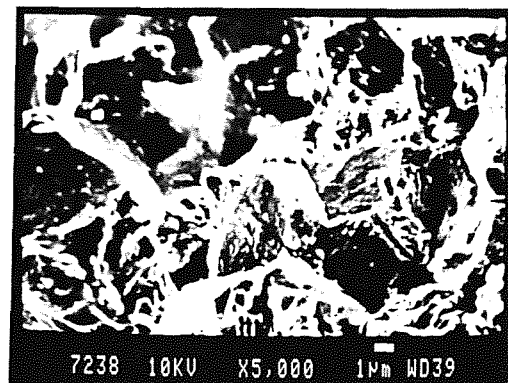


Fig. 6. Detalle de la zona derecha de la Fig. 5 (rotura intercrystalina) adyacente a la línea de encuentro (frente de grieta) (SEM x 5000).

El análisis con la microsonda electrónica (sistema EDX acoplado) de la superficie de fractura permite identificar

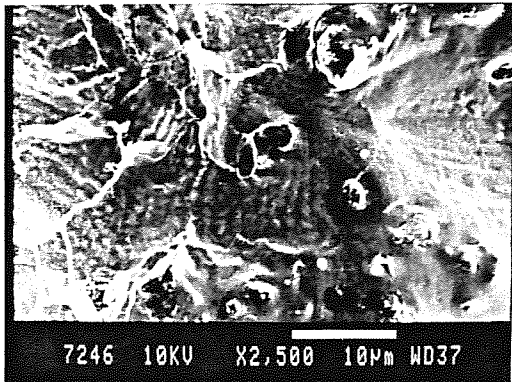


Fig. 7. Detalle de la misma zona a media profundidad de grieta (SEM x 2500).

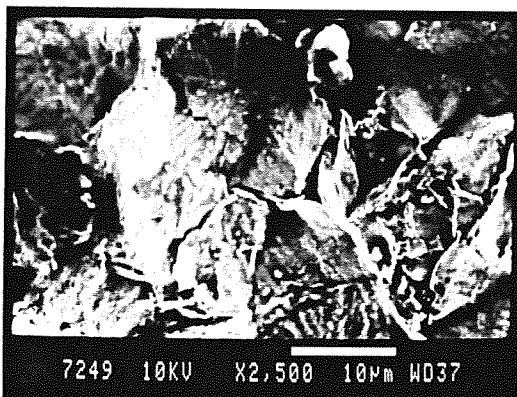


Fig. 8. Zona de la boca de la grieta (SEM x 2500).

dicho elemento como Cd. La presencia de Cd se detecta en toda la superficie de fractura intercrystalina en cantidad que disminuye conforme progresa la rotura, aunque se detecta esta presencia hasta la unión con la superficie de fractura de aspecto más oscuro y rugoso. En la Fig. 9 se representa la variación de concentración de Cd, en función de la distancia a la boca de la grieta, en la superficie de fractura.

La superficie de fractura que se ha diferenciado por su coloración más oscura y textura fibrosa presenta unos caracteres micromorfológicos típicos (rotura transcristalina con formación de cúpulas) de rotura de carácter dúctil por sobrecarga estática, si bien el pequeño desarrollo de las cúpulas explica que no se aprecie macrodeformación plástica general en el conjunto de la rotura. En toda esta superficie de fractura no se detecta ningún indicio de presencia de Cd. Los caracteres citados se aprecian claramente en la Fig. 10, que es representativa de toda la zona oscura y de textura fibrosa de la superficie de fractura.

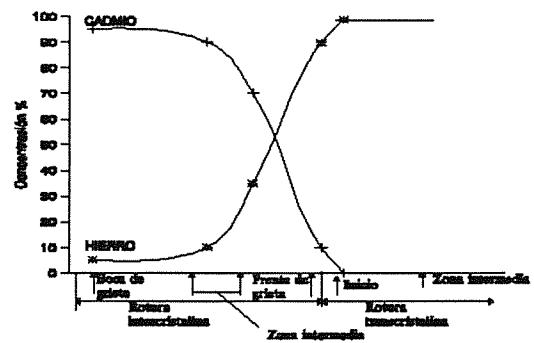


Fig. 9. Concentración de Cd, a lo largo de un radio, en la superficie de fractura.

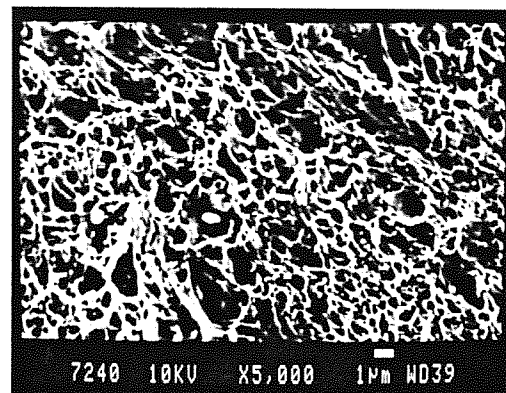


Fig. 10. Microrelieve en cúpulas de la zona oscura y fibrosa de la fractura (SEM x 5000).

3.3. Características de la rotura en corte perpendicular a la superficie de fractura. La observación con microscopio electrónico de barrido del perfil de la rotura (Figs. 11 a 14) confirma el carácter intercrystalino de la parte de la superficie de fractura identificada como tal y permite detectar la existencia de grietas secundarias que parten de la superficie, así como la presencia de Cd (identificado mediante análisis con la microsonda de barrido) en las grietas secundarias, incluso en la punta de las mismas. La sección examinada es la indicada en la Fig. 1.c. Esta observación confirma también la ausencia de indicios de corrosión intercrystalina.

4. ANALISIS DE LOS RESULTADOS E IDENTIFICACION DEL MECANISMO Y PROCESO DE ROTURA.

4.1. General. Una vez identificados los caracteres macro y micromorfológicos de una rotura y establecidas las

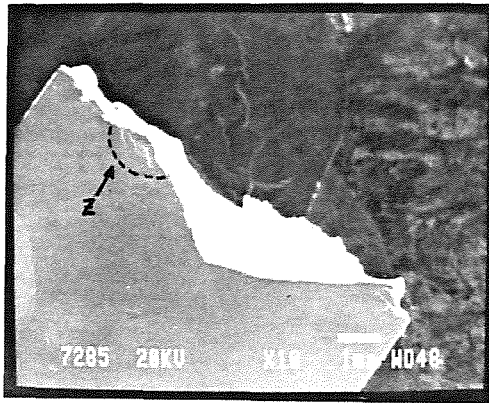


Fig. 11. Vista general del perfil de rotura y parte de la superficie de fractura (la parte izquierdan corresponde a la derecha de las Figs. 1.b y 1.c) (SEM x 10).

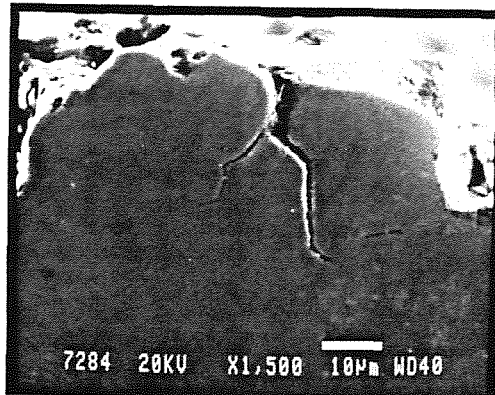


Fig. 12 Detalle de la zona Z. Grietas secundarias (SEM x 1500).

circunstancias que la precedieron y estaban presentes al consumarse, así como caracterizados los materiales implicados, es preciso, para determinar el tipo de rotura, considerar los siguientes puntos:

- a) Qué tipo de mecanismo (o mecanismos) pueden producir esos caracteres microfractográficos.
- b) Si los materiales implicados son susceptibles a sufrir la acción de esos mecanismos.
- c) Determinar si se dan todas las circunstancias que son precisas para que opere el mecanismo, así como los factores que han propiciado el proceso.

4.2. Caracteres morfológicos observados en la rotura.

En el estudio morfológico realizado de la fractura se ha observado una rotura de carácter frágil en la que han operado dos mecanismos de rotura diferentes actuando, cada uno de ellos, sobre dos zonas bien diferenciadas de

la superficie de fractura. Una de estas zonas, de mayor extensión, ocupa casi toda la periferia de la pieza profundizando hacia el interior y alcanzando, a partir de un sector de unos 180° , el centro del tornillo, con un desarrollo que cubre el 60% de la superficie total de la fractura. La otra zona de la rotura, de menor extensión, presenta los caracteres micromorfológicos típicos de una rotura microscópicamente dúctil por sobrecarga estática. Los caracteres micromorfológicos de la primera de las zonas señaladas en la fractura son:

a) Rotura intercrystalina por descohesión de las caras de los granos, no habiéndose detectado microdeformación plástica en las caras de los mismos (esta observación es particularmente clara en el frente de la grieta, en las inmediaciones de la unión de las dos zonas de la fractura).

b) Ausencia de indicios de corrosión intercrystalina.

c) Presencia sobre toda esta primera zona de la rotura, incluyendo las grietas secundarias, de un depósito de Cd que cubre la superficie de fractura y que alcanza hasta el frente de las grietas secundarias.

d) Ausencia de cantidades significativas de hidrógeno en el material.

4.3. Caracteres micromorfológicos de las roturas por enfragilización por Cd. Los caracteres micromorfológicos señalados, cuando se encuentran en la rotura de un acero de media o alta resistencia que ha estado en contacto con Cd líquido corresponden, supuesto que se cumplan también otros requisitos, a un proceso de enfragilización por metal líquido (en este caso, Cd). Este fenómeno se caracteriza por:

a) Rotura intercrystalina, bajo esfuerzos en general inferiores al límite elástico del material, debida a la disminución local de la resistencia cohesiva provocada por la chemisorción por la superficie del metal sólido de átomos de metal líquido. Para que se produzca el fenómeno es necesario, además, que exista una cierta dificultad al movimiento de dislocaciones, lo cual se produce, en la fase inicial (después aparece el efecto del propio frente de grieta), en aquellas zonas del material en que el campo de distribución de tensiones es complejo, tal como sucede en los puntos de concentración de esfuerzos.

b) El proceso comienza inmediatamente, por efecto de los esfuerzos aplicados, si el metal sólido está mojado por el metal líquido y la grieta progresa si es "alimentada" por metal líquido que avance para seguir humedeciendo el frente de la misma y se detiene el proceso por este mecanismo si el suministro de metal líquido es insuficiente. Si el metal es muy sensible al efecto de entalla a la temperatura a la cual se desarrolla

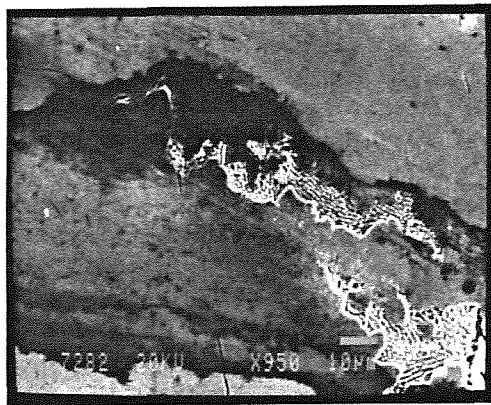


Fig. 13. Detalle de la grieta de la Fig. 12 en su parte más ancha (SEM x 950).

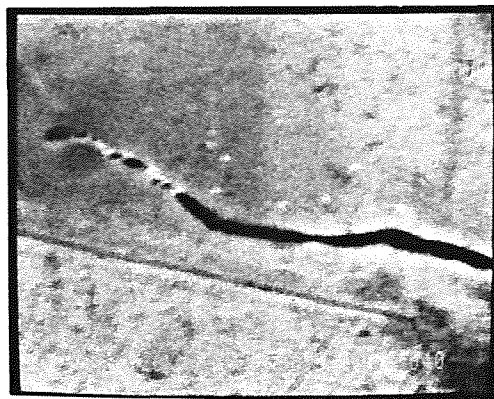


Fig. 14. Detalle de la punta de la rama izquierda de la grieta secundaria de la Fig. 12 (SEM x 7500).

el proceso, la grieta puede llegar a ser inestable y se autopropagará más allá de la zona mojada; de no ser así, la rotura se consumará con carácter microscópicamente dúctil por falta de sección remanente.

c) En general, la rotura por enfragilización por metal líquido de dos metales en contacto compatibles con este fenómeno, responde básicamente a dos tipos:

c.1) Rotura prácticamente instantánea del metal sólido en contacto con el metal líquido, bien bajo carga estática creciente al alcanzar la carga un valor próximo al límite elástico o bien, bajo la acción de esfuerzos constantes (aplicados o residuales).

c.2) Rotura diferida bajo carga estática mantenida inferior al límite elástico después de un intervalo (o suma de varios intervalos) de tiempo en contacto con el metal líquido. En

este caso se produce un agrietamiento progresivo por alimentación o realimentación de la grieta por metal líquido y la fractura se consuma bajo la carga mantenida al llegar a ser insuficiente la sección remanente aún no mojada por el metal líquido.

4.4. Causa de la rotura estudiada. Es evidente que los caracteres micromorfológicos encontrados en la rotura que se considera y que se han enumerado en 4.2 concuerdan con los descritos en 4.3 (c.2), por lo que se puede clasificar ésta como rotura frágil diferida bajo carga estática por enfragilización por metal líquido (Cd) ya que, además de presentar los caracteres micromorfológicos correspondientes, tanto el acero como el Cd en contacto con aquel, son altamente compatibles en relación con este fenómeno, existe también una carga constante mantenida aplicada al elemento que sufre la rotura (tensión producida por el par de apriete de la tuerca con ligeras variaciones por efecto de las frenadas) y se da la circunstancia de haberse alcanzado en servicio repetidamente una temperatura suficientemente elevada superior al punto de fusión del Cd (321 °C) tal como se deduce del estudio realizado sobre la capa de protección en la zona del tornillo afectada por la rotura. Además, en esta zona el deterioro de la capa interior de Ni ha permitido el contacto del Cd líquido con el acero. Es de notar también que existe una elevada concentración de esfuerzos en la sección de rotura por el efecto del encuentro entre la caña y la cabeza del tornillo.

5. FACTORES QUE HAN PERMITIDO Y PROPICIADO EL FALLO EN SERVICIO. CONCLUSIONES.

En el proceso de rotura analizado resulta evidente que el factor preponderante es el empleo de Cd como protección superficial de un tornillo de acero que trabaja bajo una carga constante de tracción (inducida y mantenida por el par de apriete de la tuerca) y que puede alcanzar, en determinadas condiciones de servicio, la temperatura de fusión del Cd.

Como factores coadyuvantes y necesarios hay que considerar: a) las acciones generales y de contacto en la zona adyacente a la cabeza del tornillo, que pueden llegar a producir el deterioro de la capa interior de recubrimiento de Ni (propiciado también por su pequeño espesor) y poner en contacto, por tanto, el Cd líquido con el acero; y b) las condiciones de frenado que, cuanto más severas sean, más desfavorablemente influyen en el proceso de la rotura considerada, en cuanto que se alcanzan temperaturas de operación más elevadas. Esto explica que los fallos en servicio detectados hayan tenido más incidencia en determinados grupos de aeronaves según el tipo de utilización a que han estado sometidas (aterrizajes de carreras cortas).

La conclusión básica del estudio es que, en este sistema de frenos, la protección superficial de los tornillos de unión del paquete de discos de freno no debe realizarse con Cd, siendo recomendable la utilización de Zn en su lugar, ya que este elemento, además de presentar una temperatura de fusión más elevada (superior aproximadamente en 100 °C), es también menos "agresivo" que el Cd en cuanto a la enfragilización del acero por metal líquido. También debe aplicarse un espesor mayor (del orden de 6 ó 7 μm) a la capa interior de recubrimiento de Ni y proteger la capa exterior de Zn con un proceso químico de cromatado.

6. REFERENCIAS.

Tetelman A.S. y McEvily J. "Fracture of structural Materials" Ed. John Willey and sons. 1967.

"Failure analysis and prevention" en ASM International "Metals Handbook", 8th. ed., Vol. 10, 1975.

"Fractography" en ASM International "Metals Handbook", 9th ed. vol 12. 1987.

Pintado Fé J.M. "Fallos en servicio de los materiales metálicos". Ed. INTA. 1992.