

# ANALISIS DE FALLA DE UN VASTAGO DE VALVULA DE VAPOR

J. Ovejero Garcia, M. IPOHORSKI\*, R. J. Montero, N. S. Badino, R. Castillo Guerra

Departamento de Materiales – Centro Atómico Constituyentes.  
COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA  
Av. del Libertador 8250 (1429) – Buenos Aires – ARGENTINA  
e-mail: ipohorsk@cnea.gov.ar

Se realizó el análisis de la falla de un vástago de válvula de vapor, fallado en servicio, por medio de técnicas de metalografía óptica y microscopía electrónica de barrido. Las observaciones fractográficas mostraron una rotura frágil intergranular y que el origen de la rotura estaba situado sobre la zona roscada nitrurada del vástago, que actuó como concentrador de tensiones. Los ensayos mecánicos determinaron la baja tenacidad del material, consistente con la alta precipitación en los bordes de grano visible en las observaciones metalográficas.

A failure analysis of a steam valve stem, failed during service, was performed by means of optical and scanning electron microscopy techniques. The fractographic observations showed an intergranular brittle fracture, and that the origin of the fracture was located at the nitrided thread of the stem, which thus acted as a stress concentrator. Mechanical tests showed a low toughness of the material, consistent with a high density of precipitates on grain boundaries, revealed in the metallographic analysis.

## I - INTRODUCCION

Por medio de técnicas de Metalografía Óptica y Microscopía Electrónica de Barrido, se efectuó un análisis de falla de un vástago de válvula de vapor de alta presión fallado en servicio.

Al desarmarse dos vástagos idénticos de una válvula combinada de stop y control de vapor de alta presión se descubrió que los dos se habían degollado en la zona de rosca. Uno de los vástagos es el analizado en el presente trabajo.

## II – TRABAJO REALIZADO

### II.1 ANALISIS FRACTOGRAFICO

En la macrografía de la Fig. 1 se puede observar el componente fallado, tal como fue entregado para su análisis.



FIG. 1

Todo componente mecánico como el aquí analizado, está sujeto a una carga cuya configuración de tensiones es una combinación de Tracción, Torsión y Flexión. La observación de la superficie de fractura de estos componentes, puede proporcionar información sobre la configuración de tensiones actuante. En algunos casos, incluso, puede contribuir a la identificación del mecanismo causante de la rotura.

El análisis fractográfico comenzó con una observación bajo una lupa estereoscópica de bajo aumento. Se observó así que la superficie de fractura era perpendicular al eje del vástago.

En la macrografía de la Fig.2 se notan claramente tres zonas:

Zona I	iniciación de la rotura, superficie externa roscada
Zona FR	fractura rápida con marcas Chevron
Zona FF	fractura final del componente

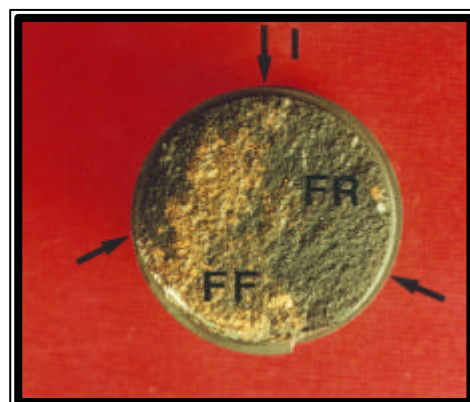


FIG. 2

\* Autor a quién debe dirigirse la correspondencia.

Los puntos marcados como "I" origen de la rotura, que se extienden sobre unas 3/4 partes de la circunferencia, están situados en el fondo del filete roscado que actúa como entalla en el componente y donde existe una fuerte concentración de tensiones.

La rotura comenzó entonces a lo largo del fondo del filete roscado, zonas "I", y se propagó rápidamente hacia el interior del componente. En efecto, se observa un conjunto de líneas radiales, zona "FR", denominadas normalmente en la literatura "Chevron Marks" [1]. Estas líneas, perpendiculares al frente de propagación de la fisura, corresponden a la propagación rápida inestable de una fractura, y son la resultante de la intersección y conexión de fisuras que se propagaron en niveles ligeramente distintos. En el caso analizado, las líneas Chevron se originaron en las zonas marcadas con "I" en las Figs.2 y 3, situadas sobre el fondo de la entalla. La zona marcada con "FF" (fractura final) corresponde a la última parte en fracturar.



FIG. 3

El aspecto general así como los detalles mencionados de la superficie de fractura corresponden al caso de un componente de sección circular fracturado por tracción. En particular, en un componente de sección circular que contiene algún tipo de entalla, la fractura no comienza en el centro de la sección, sino que se origina en la entalla y se propaga hacia el centro de la sección [1]. Si el material es frágil, la zona radial de fractura rápida ocupa la mayor parte de la superficie de fractura. Este es efectivamente el caso aquí analizado.

Se observa un conjunto de líneas radiales, zona "FR", que son las denominadas "Chevron Marks" [1]. Estas líneas, perpendiculares al frente de propagación de la fisura, corresponden a la propagación rápida inestable de una fractura, y son la resultante de la intersección y conexión de fisuras que se propagaron en niveles ligeramente distintos. En el caso analizado, las líneas Chevron convergen sobre la zona marcada con "FF" en la Fig.2

Además la presencia de un borde orientado a  $\approx 45^\circ$  indica que la zona "FF" corresponde efectivamente a la última zona en fracturar.

Una observación más detallada de la macrografía de la Fig.2 muestra también que las líneas Chevron terminan en la zona que se ha denominado "FF", que es aproximadamente elipsoidal, y diametralmente opuesta a las zonas "I" de iniciación de la rotura. En la zona "FF" también se puede observar otro conjunto de líneas Chevron, que terminan en la entalla del filete superior. Estos rasgos fractográficos indican que la fractura se produjo en dos etapas.

La superficie de fractura fue observada luego en el Microscopio Electronico de Barrido (MEB) Philips PSEM 500. En las zonas inmediatamente adyacentes al fondo del filete roscado la rotura es frágil de tipo intergranular, notándose claramente la descohesión de los granos cristalinos del material. También se puede observar que el tamaño de grano varía entre unos 20 y 100  $\mu\text{m}$ . En el centro del componente se observa también una fractura intergranular. Finalmente en la zona de fractura final del eje, la fractura es también intergranular, sin cavidades (dimples) de fractura dúctil. Se puede concluir entonces que la fractura es frágil intergranular en el total de la superficie, sin evidencias de ningún proceso de deformación plástica.

La Fig 4 muestra un detalle de la descohesión de granos cristalinos en la zona fracturada. Es evidente que el material presenta una alta fragilización en borde de grano.

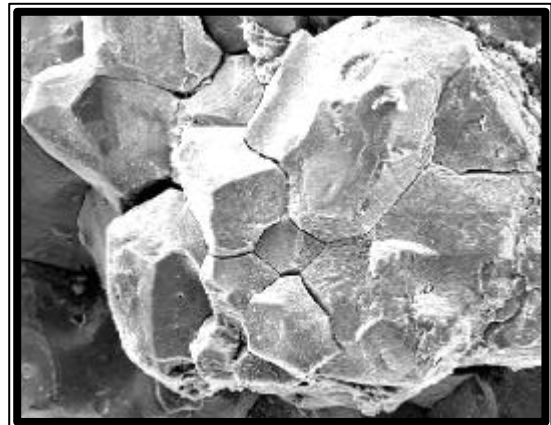


FIG. 4

Las muestras fueron luego analizadas con el Sistema de Microanálisis Dispersivo en Energía EDX4 (EDAX) adosado al MEB. Las técnicas de microanálisis dispersivo en energía permiten la identificación de los elementos de la Tabla Periódica de número atómico  $Z \geq 11$  (Na), cuya concentración en peso sea mayor que  $\approx 0.5\%$ .

El espectro EDAX obtenido mostró la presencia de los elementos Fe, Cr, Ni y Ti en el material base. También se observó un pequeño pico de Si. Los picos de oro ( $\text{AuM}\alpha - \text{AuL}\alpha$ ) provienen del metalizado de la superficie que se realizó previamente para la observación de la muestra en el microscopio electrónico de barrido.

Finalmente las zonas adyacentes a los puntos de iniciación " I " fueron observadas a mayores aumentos con el fin de determinar posibles evidencias de iniciación de fisura por corrosión. Sin embargo, en ningún caso se

pudo detectar esta posibilidad. La superficie lateral del vástago también fue observada cuidadosamente, no observándose ninguna marca atribuible a corrosión (Pits)

De estas observaciones se concluye que la rotura fue originada por una sobrecarga de tracción, con algún componente de flexión (bending). El componente fracturó probablemente en dos etapas, siendo el origen de la rotura la zona cementada del fondo del filete roscado.

## II.2 ANALISIS METALOGRAFICO

Las observaciones se realizaron sobre cortes longitudinales y transversales al eje. Las muestras así obtenidas fueron incluidas, desbastadas y pulidas con papeles abrasivos de malla 220 hasta 600. Para el pulido final se utilizó pasta de diamante de  $7\mu\text{m}$  y  $1\mu\text{m}$ . Los ataques metalográficos fueron realizados con reactivos específicos, ácido oxálico al 10%, solución de ácido nítrico, ácido clorhídrico y metanol, reactivo de Murakami modificado.

Se observa en la periferia de la muestra una capa de  $40\mu\text{m}$ , continua y uniforme. Fig. 5

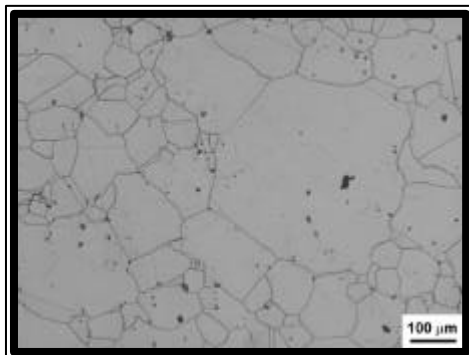
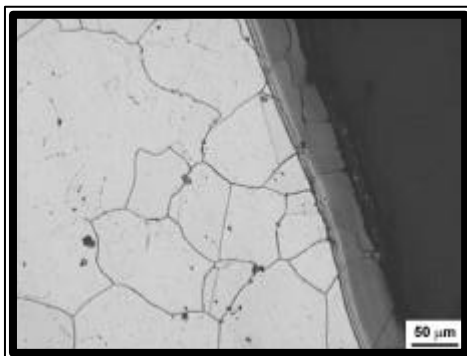
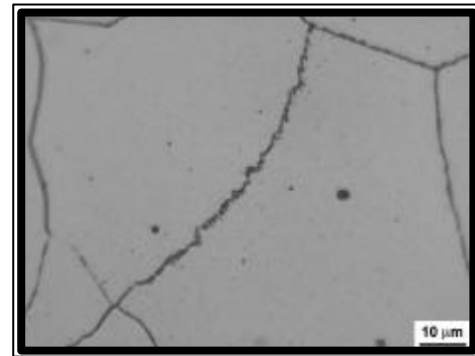


FIG. 5

Las micrografías ópticas efectuadas en el corte transversal revelan un tamaño de grano austenítico muy heterogéneo, con zonas de grano chico (ASTM 5-6) y zonas de grano muy grande (ASTM 1) Figura 6

FIG. 6

Se observa una abundante y continua precipitación de partículas en borde de grano (figura 7). Un ataque metalográfico específico (Murakami) para detectar fase  $\sigma$  permitió descartar la presencia de esta fase en los bordes de grano. Con el objeto de obtener información adicional sobre los precipitados observados en los bordes de



grano, la probeta metalográfica fue observada a mayores aumentos en el microscopio electrónico de barrido.

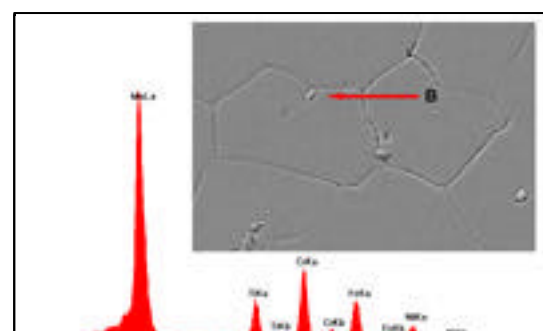
FIG. 7

## II.3 - OBSERVACIONES EN EL MICROSCOPIO ELECTRONICO DE BARRIDO

En la Fig. 8 se muestra uno de estos precipitados, marcado con "A", de dimensiones próximas a los  $15\mu\text{m}$ . El espectro EDAX mostró la presencia de Mo (Z=42) y Ti (Z=22) como elementos mayoritarios, y de V (Z=23) en menor proporción. Se debe aclarar que el elemento C (Z=6) no es detectado por el sistema EDAX. Se analizó también un precipitado más pequeño, marcado con "B" en la Fig. 9 de unos  $4\mu\text{m}$ . En el espectro EDAX, se detectó Mo, y en menor proporción Ti. Los otros elementos visibles en el espectro (Cr,Fe,Ni) provienen de la matriz.

FIG. 8

FIG. 9



## II.4 - ENSAYOS MECANICOS

Mediciones de microdureza:

Sobre las mismas probetas se realizaron mediciones de microdureza Vickers Hv con un durómetro Leitz, con una carga de 100 g.

En el material se llegaron a medir valores de microdureza de hasta 413 Hv.

Ensayos Charpy:

Con el objeto de caracterizar el estado de fragilidad del material, se realizaron dos ensayos de impacto Charpy en un equipo Riehle Mod.PI-2, según norma ASTM E-23. Las probetas fueron obtenidas de la zona central del vástago y maquinadas con cierta dificultad debida a la dureza del material, hasta las dimensiones requeridas por las normas, con entalla Tipo C ("U").

Las dos probetas ensayadas dieron muy bajo valor de energía absorbida , 12.20 Joule.

Después de los ensayos, la superficie de fractura fue observada en el microscopio electrónico de barrido. El aspecto general de toda la superficie es semejante al de la superficie fracturada, con descohesión en borde de grano generalizada. La Fig. 10 muestra el aspecto general de la superficie, notándose también la estructura de bandeado proveniente del proceso de fabricación del vástago.

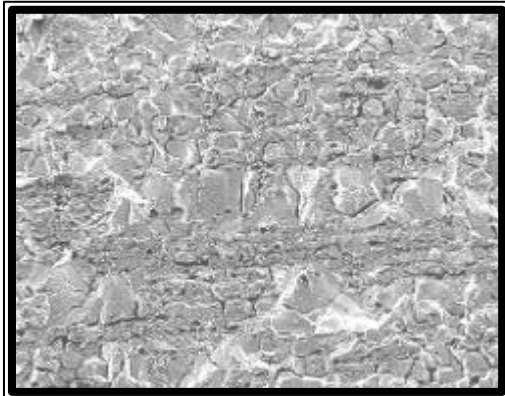


Fig. 10

La Fig.11 muestra detalles de la superficie de los granos descohesionados. Se pueden observar cavidades provenientes de carburos, así como rugosidades correspondientes a pequeñas partículas precipitadas en los bordes de grano.

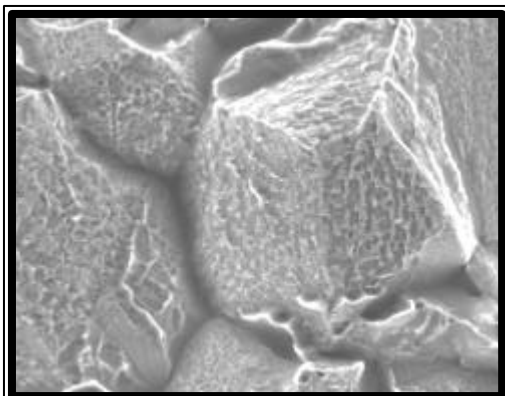


Fig.11

Ensayos de tracción:

Se realizó un ensayo de tracción del material del vástago. Las probetas fueron maquinadas a partir de la parte central del componente, y ensayadas a temperatura ambiente en una máquina Tinius Olsen 60 Ton. Los resultados del ensayo son los siguientes:

AREA A ROTURA	11,3 %
ELONGACIÓN A ROTURA	13,6 %
$\sigma$ MÁXIMA	123,3 KG /MM <sup>2</sup>
$\sigma$ FLUENCIA (0.2%)	91,6 KG /MM <sup>2</sup>

Después del ensayo, la superficie de fractura fue observada en el microscopio electrónico de barrido. Igual que la superficie de fractura, y las probetas de impacto, el aspecto general de toda la superficie es frágil intergranular, Figs. 12 y 13. En la Fig. 14 se observa una gran cantidad de fisuras secundarias, que confirman la fragilidad de los bordes de grano del material.

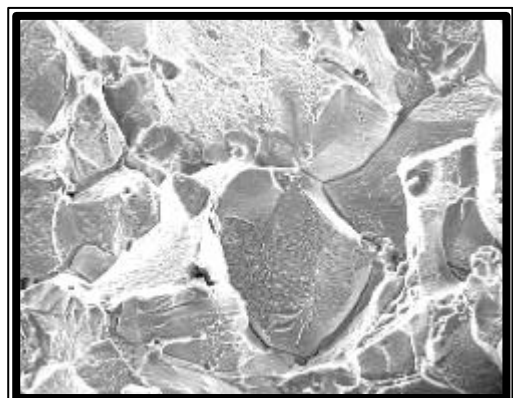
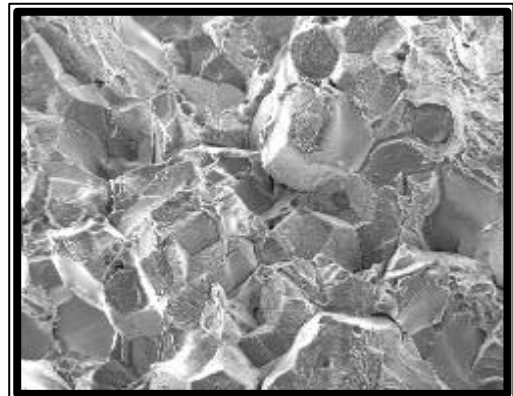


Fig.12

Fig 13

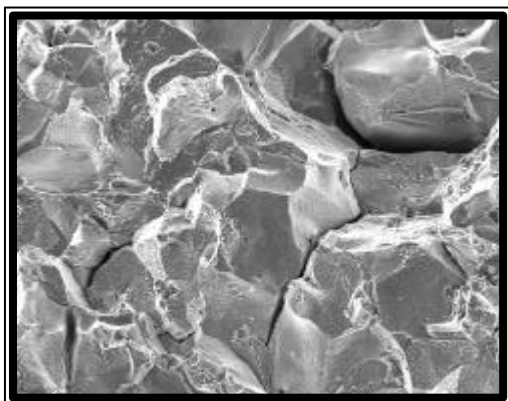


FIG 14

Tanto el valor de  $\sigma_{\max}$  como  $\sigma_f$  son muy elevados. La fractoténacidad determinada en el ensayo Charpy es extremadamente baja para este tipo de material.

### Analisis quimico

El análisis químico dio los siguientes resultados:

Elemento	Aleacion	Incoloy tipo 901
C	0.0300	0.050
Ni	41.0000	42.500
Cr	12.7000	12.500
Mo	6.0000	5.700
Ti	3.5000	2.800
Al	0.2600	0.200
Si	0.0400	0.050
Mn	0.0500	0.100
B	0.0150	0.015
S	0.0030	---
P	0.0089	---
V	0.0700	---
W	0.0600	---
Co	0.0900	---
Nb	0.0480	---
N	0.0081	---
Fe	35.600	BALANCE

El acero es del tipo Incoloy 901.

## IV – Discusión y conclusiones

Las observaciones fractográficas son consistentes con un hecho bien conocido en fractomecánica : la fractura de un componente casi siempre se inicia en algún tipo de entalla, sea ésta de diseño o producida involuntariamente. Una marca de maquinado no removida por un rectificado posterior, o el fondo de un filete roscado, actúan como concentradores de tensiones y pueden nuclear una fisura que se propaga en forma inestable hasta la rotura final [2]. Las observaciones detalladas en la sección III son entonces consistentes con este mecanismo de rotura. Esta se inició en la parte roscada del eje, que actuó como un concentrador de tensiones. La alta fragilidad de los bordes de granos podría ser consecuencia de la intensa precipitación observada y la segregación de impurezas en los mismos, agravada por zonas de granos de gran tamaño.

Aunque se desconocen las especificaciones del material, se puede afirmar sin embargo, que la presencia de tamaño de grano grande indicaría que el material fue forjado (o laminado) a alta temperatura. Sobre las propiedades mecánicas y composición química, no se pueden extraer mayores conclusiones, ya que estos datos no fueron suministrados por la empresa.

Se concluye que el factor principal responsable de la fractura del vástago ha sido sin duda la extrema fragilidad del material utilizado, agravado por el nitrurado en la zona roscada (entalla). Es altamente probable que esta fragilización se haya producido durante el proceso de fabricación del componente.

### Referencias

- 1 - ASM Handbook, Formerly 9th. Edition, Metals Handbook, Volume 12, Fractography, ASM International, 1987, The Materials Information Society, Second Printing 1992, p.312, Figs. 428 , 431.
- 2 - Metals Handbook, 8th. Edition, Volume 10, Failure Analysis and Prevention, American Society for Metals, 1974.
- 3 - Stainless Steel, ASM Specialty Handbook, ASM, 1994
- 4 - Vinter A., J.of Metals 22, 46, May 1970.