

EL ANALISIS MICROESTRUCTURAL EN EL MANTENIMIENTO DE TURBINAS DE GAS: UNA HERRAMIENTA ÚTIL PARA DETERMINAR SU VIDA ÚTIL

Alberto Luna Ramírez⁽¹⁾, Zdzislaw Mazur⁽¹⁾, Jesús Porcayo-Calderón⁽¹⁾

(1) Instituto de Investigaciones Eléctricas, México.

Email (autor de contacto): aluna@iie.org.mx

RESUMEN

Las superaleaciones son un grupo de aleaciones basadas en níquel, hierro o cobalto, que son utilizadas de forma estructural para operar a altas temperaturas ($T > 540$ °C) y se aplican en situaciones que involucran temperaturas muy elevadas y también esfuerzos muy altos, p. ej. turbinas de gas, particularmente en la manufactura de álabes móviles, toberas, discos y cámaras de combustión. Además de mantener su alta resistencia a temperaturas que se aproximan al 85% de la temperatura de fusión, estos materiales tienen excelente resistencia a la corrosión y oxidación. Sin embargo, después de un servicio prolongado, dichos componentes sufren una degradación mecánica (p. ej. fatiga termomecánica) y microestructural (p. ej. alargamiento y engrosamiento de la fase γ' , crecimiento del tamaño del grano, formación de microcavidades en los límites de grano, precipitación de carburos y fases frágiles), esta degradación se considera una de las principales causas del retiro de los componentes principales de las turbinas de gas. Los componentes de turbinas de gas son elementos muy costosos como para ser reemplazados después de un ciclo de operación, por lo que el análisis metalúrgico de los álabes de las turbinas de gas es una herramienta muy importante para determinar los modos de degradación, la vida útil residual, estimar la temperatura de operación y de manera muy importante establecer las técnicas de rehabilitación y/o rejuvenecimiento justo a tiempo y extender su vida útil, evitar fallas catastróficas de los álabes y optimizar los modos operación de la turbina. Casos de estudio son presentados en este trabajo.

Tópico 2: Materiales metálicos

Palabras clave: superaleaciones, fase gama prima, fases frágiles y carburos.

1. INTRODUCCIÓN

Los álabes de las turbinas de gas se fabrican con superaleaciones base níquel y base cobalto principalmente. Durante la operación comercial de las turbinas de gas, que forman parte de una unidad de potencia, los álabes así como otros elementos del sistema de flujo de este equipo sufren un desgaste natural o daños por causas diversas que no permiten la operación continua. El desgaste o daño puede ser de origen metalúrgico o mecánico y se refleja durante la operación del equipo como una disminución de la disponibilidad, confiabilidad y rendimiento, y con un aumento en el riesgo de que se presente una falla. Además, después de un servicio prolongado, los álabes exhiben una disminución de las características metalúrgicas por lo que la resistencia a la termofluencia, fatiga, impacto y corrosión disminuyen. Existen diversos factores que influyen en la vida útil de los componentes principales de una turbinas de gas (p. ej. álabes móviles, toberas, cámaras de combustión) que incluyen su diseño y las condiciones de operación, pero son estas últimas las que más influyen en la vida de estos componentes. Generalmente, para la mayoría de las turbinas de gas

las condiciones de operación son muy severas, en donde influyen los siguientes factores:

- Ambiente de operación (altas temperaturas, partículas sólidas, etc.)
- Altos esfuerzos mecánicos (por fuerzas centrífugas, vibratorias, flexionantes, etc.)
- Altos esfuerzos térmicos (por gradientes de temperatura)

Los fenómenos descritos anteriormente no actúan de forma aislada, es decir, generalmente actúan dos o más factores en forma simultánea lo que ocasiona que la vida útil de los componentes principales de la turbina se vea disminuida bajo los siguientes mecanismos[1].

- Termofluencia
- Fatiga térmica (ciclos bajos)
- Fatiga termomecánica (ciclos altos)
- Corrosión (oxidación)
- Erosión
- Daños por objetos extraños

El tipo de daño o degradación que se presenta por ejemplo en álabes y toberas de las turbinas de gas después de un servicio prolongado principalmente son: daños sobre la superficie (corrosión, oxidación, formación de fisuras, daños por objetos extraños, erosión y frotamiento) y daños en la microestructura, como p. ej. engrosamiento de la fase γ' , crecimiento del tamaño del grano, formación de microcavidades en los límites de grano, precipitación de carburos y fases frágiles. Los daños en la superficie producen un deterioro dimensional el cual provoca la pérdida o desgaste de las dimensiones originales del álabe, dando como resultado el aumento en los esfuerzos y una reducción en la eficiencia de la turbina. En servicio, la microestructura se ve afectada por la elevada temperatura en combinación con altos niveles de carga. Sin embargo, el grado de deterioro difiere debido a los siguientes factores:

- Tiempo de total de servicio e historial de operación (número de arranques, paros, paros de emergencia)
- Condiciones de la unidad (temperatura, velocidad de rotación, modo de operación)
- Diferencias de manufactura (tamaño de grano, porosidad, composición de la aleación, tratamiento térmico)

Por otra parte, las superaleaciones son un grupo de aleaciones basadas en níquel, hierro o cobalto, que son utilizadas de forma estructural para operar a temperaturas por arriba de 540 °C. Estas exhiben superiores propiedades a altas temperaturas y se aplican en situaciones que involucran las temperaturas más calientes y/o los esfuerzos más altos dentro de la turbina de gas, particularmente álabes móviles, toberas, discos y cámara de combustión. Además de mantener su alta resistencia a temperaturas que se aproximan al 85% de la temperatura de fusión, estos materiales tienen excelente resistencia a la corrosión y oxidación.

Aleaciones base Níquel

Las aleaciones base níquel son las más complejas y las más utilizadas para los componentes más calientes (p. ej. álabes móviles de la primera etapa). En la condición de tratamiento térmico las superaleaciones representan un material compuesto que consiste de distintas fases intermetálicas unidas por una matriz metálica. Las principales fases presentes en este tipo de aleaciones son: Matriz gama γ , ésta es una fase austenítica base níquel (fcc), que contiene un alto porcentaje de elementos en solución sólida como el Co, Cr, Mo y W, gama prima (γ'), la cual es una fase intermetálica basada en $Ni_3(Al, Ti)$, carburos del tipo M_6C y $M_{23}C_6$ que tienden a precipitar sobre

los límites de grano y fases tipo TCP (topológicamente compactas) (σ , μ y Laves), que precipitan después de un servicio prolongado a altas temperaturas[2].

Las superaleaciones base Ni pueden ser clasificadas en aleaciones endurecidas por solución sólida y aleaciones endurecidas por precipitación o gama prima. Las primeras pueden ser forjadas o fundidas, contienen pocos elementos que forman partículas γ' . Pero son endurecidas por elementos refractarios tales como el tungsteno y molibdeno y por la formación de carburos, también contiene Cr para impartir resistencia contra la corrosión (oxidación) y Co para dar estabilidad microestructural. Las aleaciones endurecidas por precipitación también pueden ser forjadas o fundidas. Además de la formación de partículas γ' , principal mecanismo de endurecimiento, también incorporan elementos como el tungsteno (W), molibdeno (Mo), tantalio (Ta) y niobio (Nb).

Aleaciones base Cobalto

Las superaleaciones base Cobalto se utilizan principalmente en la fabricación de toberas debido a su buena soldabilidad y resistencia a la corrosión en caliente. Son aleaciones que tienen cobalto como el principal elemento de la aleación, con cantidades significantes de níquel, cromo y tungsteno y cantidades menores de molibdeno, niobio, tantalio, y en ocasiones hierro. Son endurecidas por solución sólida y carburos. Las aleaciones que dependen del endurecimiento por precipitación de carburos contienen entre 0.4 y 0.85% de carbono. Estas aleaciones base consisten de una matriz austenítica (FCC) y una variedad de fases precipitadas tales como carburos (M_3C_2 , M_7C_3 , $M_{23}C_6$, M_6C y MC) y fases intermetálicas que pertenecen a los tipos GCP (geoméricamente compactas) y TCP[3].

2. DETERIORO DE LA SUPERALEACIÓN DURANTE SERVICIO A ALTA TEMPERATURA

Existen varios mecanismos de degeneración microestructural que ocurren en las superaleaciones utilizadas en la manufactura de componentes de la sección caliente de la turbina (toberas, álabes móviles y cámaras de combustión). Los más comunes son envejecimiento de la fase γ' , precipitación excesiva de carburos transgranularmente y en las fronteras de grano, precipitación de fases frágiles y formación de cavidades por termofluencia. Cada una de estas características se describirá de forma breve pero concisa con algunos ejemplos de la microestructura antes y después del deterioro.

Crecimiento y envejecimiento de la fase γ'

El tamaño y forma de la fase γ' en las superaleaciones base Níquel no es estable después de largos periodos de operación a altas temperaturas. Pero después de un tratamiento térmico, esta fase está muy cerca del equilibrio con la matriz (γ) y por tanto existe poca precipitación adicional o crecimiento de esta fase a partir de la supersaturación de la matriz. Sin embargo, algunas partículas pueden crecer por medio de un mecanismo de difusión[4], es decir, el radio promedio de la partícula aumenta con el tiempo de envejecimiento, t . Lo anterior se representa con la siguiente ecuación:

$$r^3(t) - r^3(0) = Kt \dots\dots\dots (1)$$

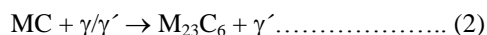
Donde $r(0)$ es el radio promedio de la partícula en $t=0$, y $r(t)$ es el radio promedio de la partícula en un tiempo t y K es la constante cinética dependiente de la temperatura. Distintas investigaciones [5, 6] sobre el crecimiento de la fase γ' en superaleaciones base Ni y aleaciones Fe-Ni-Al han corroborado que dicho crecimiento obedece la ley descrita en la ec. (1).

Los cambios en la morfología alteran las propiedades mecánicas del material o del componente, puesto que la fase γ' está diseñada para actuar como barrera al movimiento de dislocación retardando la termofluencia, por lo que la resistencia a este mecanismo de falla se ve fuertemente disminuida[7]. En superaleaciones comerciales la forma de la fase γ' varía de forma esférica a cuboidal, aunque la mayoría de las partículas tiene una forma intermedia, el envejecimiento es aparente como un crecimiento en el tamaño promedio de la partícula, microestructuralmente puede ser identificada por partículas cuya forma es irregular y de mayor tamaño[8]. La forma de esta fase en condición virgen y en forma degradada, se puede observar en la figura 1(a) y (b).

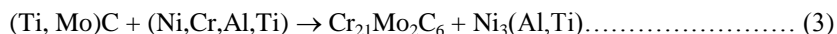
Morfología y degeneración de carburos MC, $M_{23}C_6$, M_6C

El papel de los carburos en las superaleaciones es complejo, p. ej. en aleaciones base Ni, los carburos parecen preferir los límites de grano como sitio de ubicación, mientras que en las aleaciones base Co y Fe, éstos parecen precipitar intragranularmente[2]. Los carburos más comunes en todas las superaleaciones base Ni, Fe+Ni y base Co son el MC, $M_{23}C_6$, M_6C y raramente el M_7C [9].

El carburo más estable encontrado en las superaleaciones base Ni es el carburo MC, donde M representa al elemento Ti, aunque parte de éste puede ser sustituido por Nb, Ta, W y Cr, dependiendo de la composición de la aleación. Como casi todas las superaleaciones base Ni contienen Ti y W, el carburo MC puede estar basado en el TiC o en el WC. En aleaciones base Co, que contienen W, el carburo WC es el que predomina[10]. Este carburo generalmente tiene forma pseudocúbica o en forma de plumillas (script), precipita como partículas discretas distribuidas heterogéneamente a través de la aleación en posición intra o transgranular, son la principal fuente de carbono de la aleación para utilizarse más tarde durante un tratamiento térmico o durante el servicio. Durante el servicio prolongado los carburos del tipo MC (ver figura 1c) se descomponen en carburos ricos en cromo ($M_{23}C_6$). La descomposición del carburo MC ocurre por difusión del carbón hacia la matriz γ y γ' , resultando en la formación de carburos del tipo $M_{23}C_6$ cerca de la interfase carburo/matriz[11], tal y como se indica en la figura 1(d). La descomposición del MC puede ser expresada por la reacción:



o



La reacción anterior ocurre aproximadamente a una temperatura de 980 °C (1800 °F), pero también se ha observado a una temperatura de aproximadamente 760 °C (1400 °F)[12]. El $M_{23}C_6$ tiene un efecto significativo sobre las propiedades de las aleaciones base Ni. Su ubicación crítica (límites de grano) promueve la resistencia a la ruptura a través de la inhibición del deslizamiento de los límites de grano. Sin embargo, la falla por ruptura puede iniciar por fractura de estas partículas.

Fases tipo TCP

Las superaleaciones contienen altos niveles de elementos refractarios tales como Mo, W, Re y Ta, con el fin de incrementar la resistencia a termofluencia y resistencia a la ruptura. Estos elementos actúan como reforzadores en solución sólida tanto en la matriz γ como en la fase γ' . El Re es un potente endurecedor que precipita principalmente en la matriz gama y al parecer retarda la degeneración de la fase γ' . Elevados niveles de estos elementos pueden hacer a la superaleación más propensa a la formación de fases tipo TCP, siendo la fase σ la más común en las superaleaciones base níquel[13]. Se ha demostrado que la formación de estas fases tiene un efecto pernicioso sobre la vida a ruptura por termofluencia incrementado la velocidad de deformación tanto en superaleaciones convencionales como en monocristalinas[14]. Otro de los efectos perjudiciales sobre las superaleaciones es la

disminución de la ductilidad, resistencia al impacto y fatiga térmica. Un ejemplo de este tipo de fases se puede observar en la figura 1(e).

Cavidades por termofluencia

El efecto combinado de esfuerzos y temperatura durante el servicio resulta en la deformación por termofluencia. El daño microestructural asociado a este mecanismo es la formación de cavidades sobre los límites de grano, como se muestra en la figura 1(f), el material es una superaleación Nimonic 115, después de 30000 hrs de servicio[16]. Existen diferentes mecanismos que pueden explicar la formación de tales cavidades, sin embargo, existe un acuerdo general que indica que las cavidades están asociadas con el deslizamiento de granos adyacentes en las fronteras de grano. La fractura por termofluencia ocurre cuando las cavidades se unen y permiten que la grieta se propague.

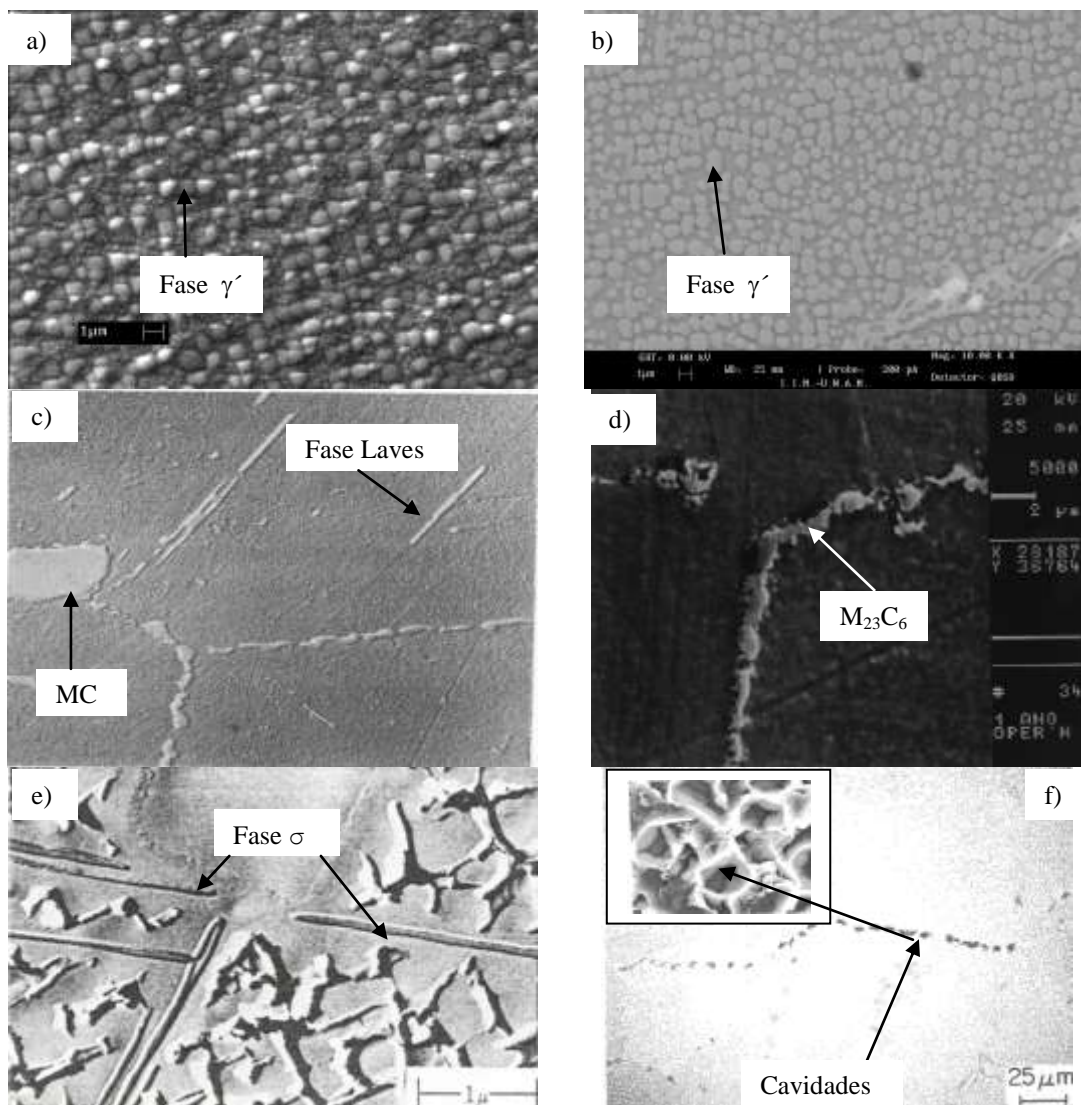


Figura 1. Microestructuras de diferentes superaleaciones. a) Fase γ' sin deterioro, superaleación IN738LC, b) moderada degradación (paleta del álabe) de la fase γ , IN738LC, 24000 h de servicio c) carburos MC y fases frágiles, aleación S-816, d) carburos tipo $M_{23}C_6$, IN738LC, e) fase σ , IN-100 después de 1006 h a 815 °C[15], f) microcavidades por termofluencia, Nimonic 115, 30000 h de servicio.

4. CASO DE ESTUDIO

Degradación en servicio de una tobera primera etapa de una turbina de gas

La tobera en evaluación fue una tobera (álabe fijo) primera etapa de una turbina de gas de 70 MW de potencia con una temperatura de entrada de 1086 °C. La tobera consta de 32 álabes fijos, y es enfriada por aire que se extrae del compresor. La evaluación fue realizada después de 54000 hrs de servicio en modo de carga base. La tobera está fabricada de una superaleación convencional base cobalto denominada FSX-414 (52Co-29Cr-Ni10) y sin recubrimiento. La turbina opera con gas natural. La vista general de la tobera se muestra en la figura 2:

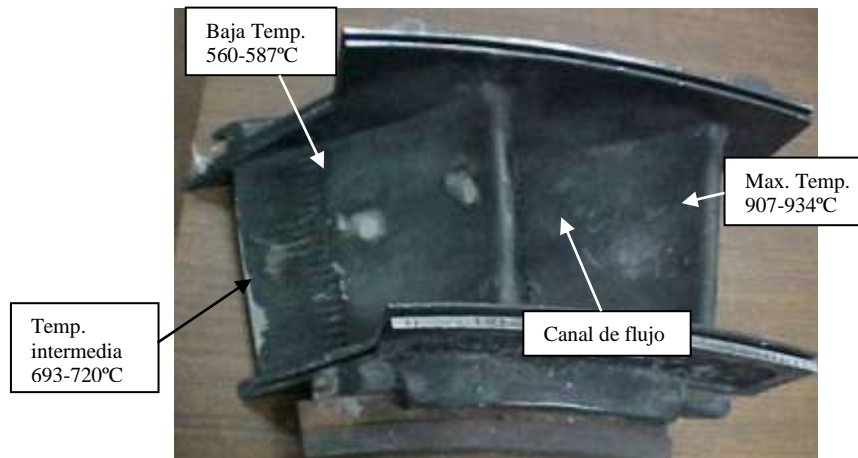


Figura 2. Vista general del segmento de tobera, se indican las diferentes zonas de temperaturas y el canal de flujo. FSX414

Caracterización microestructural del álabe de la tobera

La microestructura de la tobera fue evaluada a 50% de la altura del canal de flujo sobre la sección de máxima temperatura (ver figura 2). La caracterización incluyó tamaño de grano y precipitación de carburos. La microestructura consiste de granos equiaxiales de fase gama (matriz) y partículas dispersadas de carburos sobre los límites de grano y matriz. En la zona de intermedia temperatura (693-720 °C) el tamaño de grano es más pequeño que en la zona de alta temperatura (907-934 °C), el tamaño de grano es muy pequeño en la zona de baja temperatura (560-587 °C), ver figura 3. El crecimiento del tamaño de grano, es un síntoma del deterioro del material de la tobera debido al contacto con el flujo de gas a alta temperatura, el engrosamiento del grano disminuye la vida a fatiga del material.

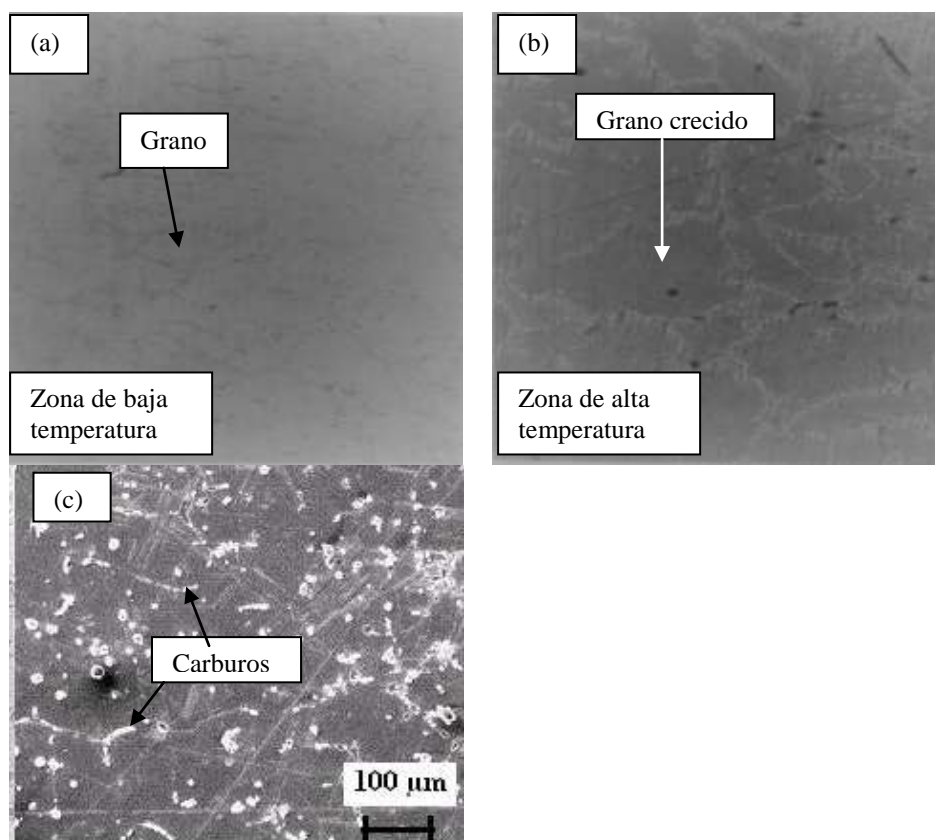


Figura 3. Tamaño de grano (a) en la zona más fría, (b) en la zona de más caliente y (c) precipitados en la zona de temperatura intermedia.

La investigación microestructural de la tobera reveló la presencia de una película continua de carburos precipitados sobre los límites de grano. Esta densa y continua red de carburos reduce la ductilidad y tenacidad de la aleación hasta en un 30% de su valor inicial y puede facilitar la iniciación y propagación de grietas que conducen a la reducción de su vida útil. También, el tamaño de grano se incrementó considerablemente, esto también puede reducir la vida a fatiga del material[17].

4. CONCLUSIONES

El análisis metalúrgico de los principales componentes de una turbina de gas es una herramienta muy importante que proporciona información necesaria para tomar decisiones sobre la posibilidad de reparación, establecer riesgos de fisuras o agrietamiento y evaluar las condiciones de operación del equipo. Por lo tanto, la caracterización metalúrgica deberá incorporarse dentro de los programas de mantenimiento. Es importante mencionar que el estudio metalográfico se complementa con estudio de análisis de distribución de esfuerzos con el fin de corroborar o evidenciar el mecanismo de falla de la tobera. En trabajos futuros, similares evaluaciones de la degradación en servicio deberá llevarse a cabo en álabes de turbinas de gas cuya estructura metalúrgica sea de grano columnar o monocristalina, que se consideran materiales de segunda y tercera generación con mayor resistencia a la temperatura de entrada a la turbina.

REFERENCIAS

1. Z. Mazur, R. G. González, J. Kubiak. "Técnicas de Reparación y Extensión de la Vida de los Álabes de Turbina de Gas"; Instituto de Investigaciones Eléctricas, Cuernavaca, (1999), pp. 25-42.
2. Sims, Ch., Stoloff N., Hagel W., "Superalloys II, High Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power"; 1987. A Wiley-Interscience Publication. Jhon Wiley & Sons.
3. Henry L. Bernstein. "Materials issues for users of gas turbine"; Gas turbine Materials Associates. www.scribd.com
4. Baldan A. "Progress in Ostwald ripening theories and their applications to the γ' -precipitates in nickel-based superalloys"; J. Mate. Sci., 2002, 37:2171.
5. Hong Li, Lingli Zuo, et al. "Coarsening behavior of particles in a nickel-base superalloys"; Rare Metals, Vol. 28 (2009), No. 2, p. 197
6. H. J. Dorantes-Rosales, N. Cayetano-Castro, et al. "Cinética de engrosamiento de precipitados coherentes en aleaciones base hierro"; Suplemento de la revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales 2009, SI(2):637-645.
7. J. Liburdi et al. "Practical experience with the development of superalloys rejuvenation"; Proc. of ASME Turbo Expo 2009: Power for Land, Sea and Air. GT2009. June 8-12, Orlando, Florida, USA.
8. Kotval P. S. "The microstructure of superalloys"; Metallography, 1 (1969) 251-285.
9. Z. G. Yang, J. W. Stevenson, D. M. Paxton, P. Singh and K.S. Weil. "Materials Properties Database for Selection of High-Temperature Alloys and Concepts of Alloy Design for SOFC Applications"; PNNL-14116, Prepared for the U.S. Department of Energy under Contract DE-AC06-76RL01830. November 2002.
10. Sabol, G. P. and Stickler, R. "Microstructure of nickel-based superalloys"; *Phys. Stat. Sol.*, Vol. 35, No. 11 (1969), 112-118, ISSN: 0370-1972.
11. G. Lvov, V. I. Levit and M. J. Kaufman. "Mechanism of primary MC carbide decomposition in Ni-base superalloys"; Metallurgical and Materials Transaction A, Vol. 35A (2004), pp. 1669.
12. V. P. Swaminathan and N. S. Cherevu. "Condition and remaining life of hot section turbine components is essential to insure reliability"; [Http://energy-tech.com/issues/html/we9703_001.html](http://energy-tech.com/issues/html/we9703_001.html).
13. R. Darolia, D. F. Lahrman and R. D. Field. "Formation of topologically closed packed phases in nickel-base single crystal superalloys"; Superalloys 1988. Edited by S. Reichman, D. N. Duhal, G. Maurer, S. Antolovich and C. Lund. The Metallurgical Society.
14. Volek, R. F. Singer, R. Buerger et al. "Influence of topologically closed packed phase formation on creep rupture life of directionally solidified Nickel-base superalloys"; Metallurgical and Materials Trans. A. Vol. 37A (2006), pp. 405.
15. Decker R. F. "Strengthening Mechanisms in Nickel-Base Superalloys"; The International Nickel Company, Inc. Sterling Forest, Suffern, N. Y., 1970.
16. Wortmann J. "Improving Reliability and Lifetime of Rejuvenated Turbine Blades"; Materials Science and Technology. Vol.1 (1985), pp. 644-650
17. Z. Mazur, A. Hernández, R. García y A. Luna. "Failure analysis of a gas turbine nozzle"; Eng. Failure Analysis 15 (2008) 913-921.