

# FATIGA DE BAJO NÚMERO DE CICLOS (LCF) A ALTAS TEMPERATURAS DE TUBOS SOLDADOS DE INCONEL® 625

L. Iturrioz, M. Isasa, R. Rodríguez-Martín, I. Ocaña, M.R. Elizalde, A. Martín-Meizoso

CEIT y TECNUN (Universidad de Navarra)  
Paseo de Manuel Lardizábal 15, 20018 San Sebastián  
E-mail: iocana@ceit.es

## RESUMEN

Las aleaciones base níquel son cada vez más utilizadas porque combinan una alta resistencia mecánica que mantienen a elevadas temperaturas y una excelente resistencia a la corrosión. Esta combinación de propiedades las convierte en candidatos como materiales de elección para diversas aplicaciones, entre las que las más extendidas son las aeronáuticas y las navales. Para asegurar su comportamiento en servicio se hace necesario el conocimiento, entre otras propiedades, de su comportamiento a fatiga a altas temperaturas.

En este trabajo se ha estudiado el comportamiento a fatiga de bajo número de ciclos (lcf) a altas temperaturas de trabajo (650 °C) de tuberías soldadas de una superaleación base níquel (Inconel® 625). Los resultados de los ensayos muestran una gran variabilidad en la vida de las diferentes muestras ensayadas, así como del comportamiento de las mismas durante los ensayos. Tras ensayarse, las muestras se sometieron a un análisis fractográfico que permitió identificar los factores geométricos y estructurales responsables de los comienzos de propagación.

**PALABRAS CLAVE:** Fatiga de bajo número de ciclos, soldadura, superaleaciones.

## ABSTRACT

The use of Nickel based alloys is spreading because of their excellent combination of mechanical resistance at high temperature and to corrosion. This combination of properties makes these alloys the natural candidates for diverse applications (aeronautical and naval applications, among others). To assess their in-service behaviour a correct characterization of their mechanical properties is needed.

In this work the low cycle fatigue at high temperature of welded tubes made of a Nickel based superalloy (Inconel® 625) is studied. Results show a large variability in fatigue life and in behaviour during tests for the different samples. After testing, a fractographic study was carried out to determine geometric and structural factors accountable for the failure.

**KEY WORDS:** Low cycle fatigue, welding, superalloys.

## 1. INTRODUCCIÓN

El uso de las aleaciones de base níquel está cada vez más extendido por su excelente combinación de propiedades mecánicas y de resistencia a condiciones de oxidación corrosión. Como característica distintiva de las superaleaciones debe destacarse su capacidad para mantener su resistencia mecánica hasta altas temperaturas (para el caso del Inconel® 625 por encima de los 1000 °C [1,2]) lo que les convierte en materiales de elección en aplicaciones en las que la temperatura de trabajo es un factor limitante. Un claro ejemplo son las aplicaciones aeronáuticas en las que se trata de trabajar a temperaturas cada vez más altas, para aumentar los rendimientos termodinámicos.

Las excelentes propiedades del Inconel® 625 derivan de la combinación de los distintos elementos de aleación

(Tabla 1). Concretamente, el efecto endurecedor del molibdeno y del niobio en la matriz níquel-cromo originan su elevada resistencia ante entornos extremadamente corrosivos y ante fenómenos de degradación producidos por las altas temperaturas como la oxidación, la carburización y la fatiga térmica.

Adicionalmente a la alta resistencia mecánica, estas superaleaciones presentan buenas propiedades a la fluencia lenta y a la corrosión en ambientes agresivos. Esta resistencia a la corrosión hace a las superaleaciones candidatos interesantes para aplicaciones marinas, en la industria alimentaria y en la industria aeroespacial para determinados componentes de las toberas.

Evidentemente para asegurar su comportamiento en servicio se hace necesario el ensayo de los materiales y de las soldaduras a las que estos materiales dan lugar

(dado que las grandes estructuras deben ser unidas mediante soldaduras). En muchas ocasiones la fatiga de bajo número de ciclos se ha discutido como potencial fuente de fallos [3,4]. En este contexto se enmarca el presente trabajo, que pretende hacer un análisis del comportamiento a fatiga de bajo número de ciclos a altas temperaturas de tubos soldados, siguiendo la línea de un trabajo presentado con anterioridad en este mismo foro en el que se presentó un modelo numérico para el comportamiento cíclico de estos mismos materiales [5]. A la dificultad intrínseca de realizar ensayos de fatiga en control de deformación a elevadas temperaturas sobre materiales heterogéneos (la presencia de la soldadura cambia dramáticamente el comportamiento mecánico del material base) debe añadirse los provenientes de ensayar a tracción – compresión una geometría tubular.

*Tabla 1. Composición química de la superaleación Inconel® 625 [1].*

Elemento	% peso	Elemento	% peso
Ni	≥ 58	Cr	20-23
Fe	5	Co	1
Ti	8-10	Nb (+Ta)	3.15-4.15
Mo	0.4	Al	0.4
C	0.1	Mn	0.5
Si	0.5	—	—

## 2. MATERIALES Y TÉCNICAS

Se han realizado ensayos de fatiga uniaxial de bajo número de ciclos en control de deformación a 650 °C en una máquina universal servohidráulica INSTRON modelo 1342. Las muestras ensayadas son tubos de Inconel® 625 con un diámetro interno de 22.5 mm y un diámetro externo de 25 mm. La Figura 1 muestra el montaje experimental empleado y la Figura 2 un detalle del mismo en el que se muestran las patas del extensómetro de SiC en contacto con la zona caliente de la muestra. El rango de deformación alcanzado en el ensayo ha sido entre un 0.7 y un 0.8%, con R=0.

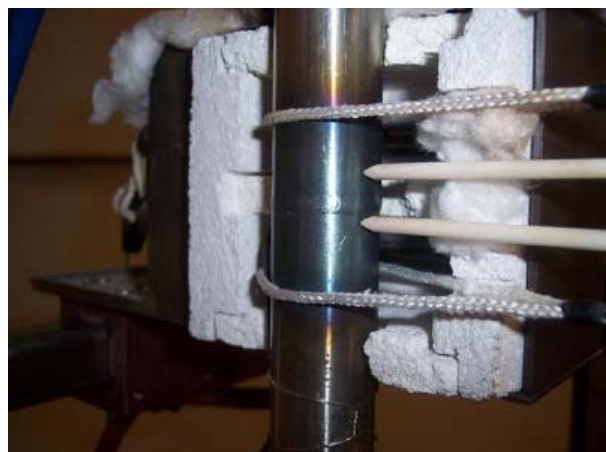
Una vez ensayadas las muestras se extrajeron probetas metalográficas de dos zonas (en la zona fría, próxima al amarre y en la zona caliente, dentro del horno) para, por comparación, evaluar a posteriori la influencia que el ciclado térmico (durante la soldadura y en el ensayo) tiene en la microestructura del material. Las secciones metalográficas (longitudinal y transversal) se engastaron para su pulido con una ruta convencional y se atacaron con una disolución de CuSO<sub>4</sub> y HCl en agua. Tras el ataque la metalografía cuantitativa se realizó con el programa de análisis de imagen Leica Qwin Pro 2.3.

Las superficies de fractura de las probetas se analizaron mediante microscopía óptica y electrónica de barrido para la determinación de los orígenes de fallo y el camino de propagación. Este estudio se completó con la

sección metalográfica en dirección longitudinal de la zona identificada como iniciadora de fatiga para intentar determinar los componentes estructurales asociados a la misma.



*Figura 1. Ensayo de fatiga uniaxial de bajo número de ciclos realizado sobre un tubo de Inconel® 625 a 650 °C.*



*Figura 2. Detalle del montaje del extensómetro que se utilizó para controlar en deformación los ensayos de fatiga.*

## 3. RESULTADOS

### 3.1 Metalografía

Las Figuras 3a y 3b muestran un aspecto de las secciones longitudinal y transversal del material base respectivamente tras ser pulido y atacado. Se observa una estructura maclada, típica de este tipo de aleaciones.

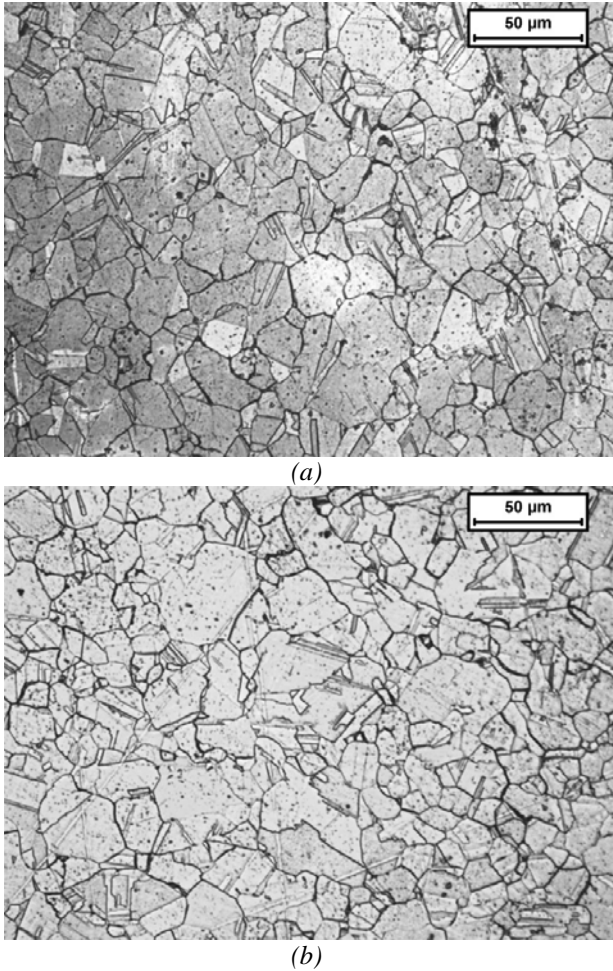


Fig. 3. Microestructura del material base. (a) Sección longitudinal y (b) Sección transversal.

En las Figuras 4 y 5 se detallan los resultados del análisis cuantitativo de metalografía realizado en la zona fría y en la zona que ha sido sometida a los ciclos térmicos durante el ensayo, respectivamente. Los resultados metalográficos se resumen en la Tabla 2.

De la observación de la tabla y de las figuras parece deducirse que los granos son equiaxiales (los tamaños medios en sección longitudinal y transversal no difieren significativamente) y que en la zona próxima al cordón de soldadura, el tamaño de grano es menor (probablemente como efecto del tratamiento térmico que ha sufrido el material durante el proceso de soldadura).

Tabla 2. Resultados de tamaño medio de grano (con su i.c. al 95%) para las secciones longitudinal y transversal de las probetas metalográficas extraídas del extremo frío de las probetas y de la zona que ha sido ciclada durante los ensayos.

	Longitudinal	Transversal
Extremo frío	$15.7 \pm 0.6 \mu\text{m}$	$15.9 \pm 0.6 \mu\text{m}$
Zona calentada	$12.5 \pm 0.4 \mu\text{m}$	$13.4 \pm 0.6 \mu\text{m}$

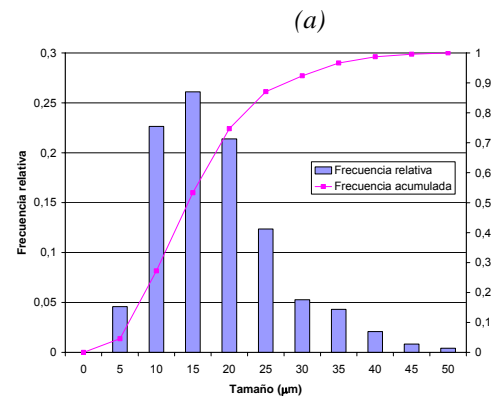
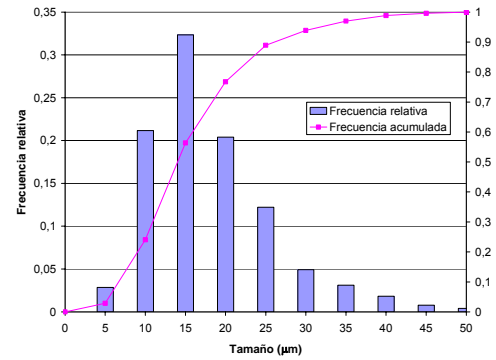


Fig 4. Distribución de tamaños y frecuencia acumulada para el tamaño de grano del material en la zona fría (a) sección longitudinal, (b) sección transversal

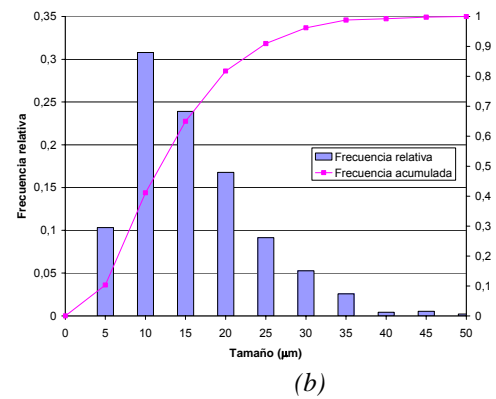
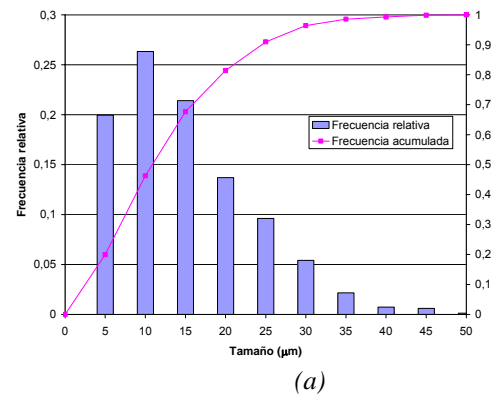


Fig 5. Distribución de tamaños y frecuencia acumulada para el tamaño de grano del material en la zona ciclada térmicamente (a) sección longitudinal, (b) sección transversal.

### 3.2 Ensayos de fatiga

La Figura 6 muestra la forma típica de la curva tensión-deformación durante los ensayos. El material endurece a medida que aumenta el número de ciclos hasta alcanzar una estabilización.

Como se indica en la Figura 7, los ensayos se condujeron hasta rotura y se considera que se produce agrietamiento cuando se detecta un caída del 10% en la tensión máxima medida durante el ensayo.

La Tabla 3 resume los datos más significativos correspondientes a los 4 ensayos que se realizaron. En el cuarto ensayo se produjo una incidencia (resbaló el extensómetro en el primer ciclo) y, por tanto, sus resultados no son comparables a los demás. La dispersión observada entre los resultados puede provenir en parte de la geometría de las muestras antes del ensayo (como efecto del proceso de soldadura, los tubos no son perfectamente rectos y, en el proceso de amarre y primer ciclo de carga se enderezan).

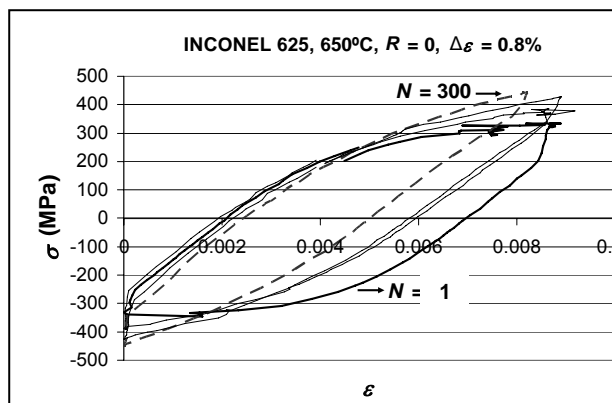


Figura 6. Respuesta cíclica del Inconel® 625.

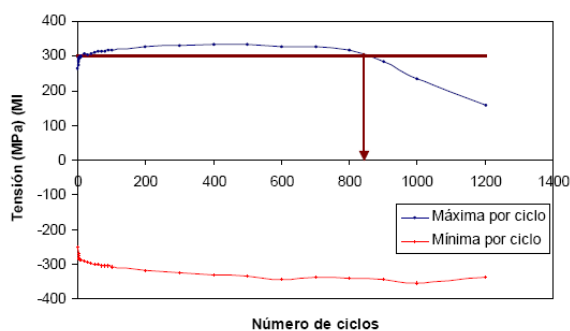


Figura 7. Evolución de la tensión máxima y mínima durante el ciclado. Se observa que, tras el endurecimiento inicial, se produce una estabilización en la tensión máxima. Cuando comienza el agrietamiento se produce una caída en la tensión máxima durante el ciclo. La flecha indica el punto en el que esta caída es del 10%.

Tabla 3. Resumen de los resultados de los ensayos.  $N_f$  es el número de ciclos necesario para producir una caída en la tensión máxima del 10%

	$\Delta\epsilon$ (%)	$N_f$	$\sigma_{max}$ (MPa)
Tubo 1	0.70	1374	461
Tubo 2	0.72	847	334
Tubo 3	0.87	400	444
Tubo 4	0.70	1	528

### 3.3 Análisis de las fracturas

En todas las probetas rotas se observa que la fractura se produce bien siguiendo la zona afectada por el calor de la soldadura, bien a través del cordón de soldadura. Las figuras 8 muestran el aspecto macroscópico de las probetas una vez rotas.

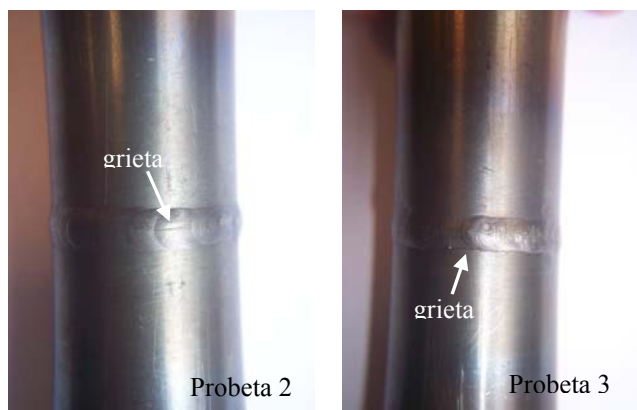


Figura 8. Aspecto de las probetas 2 y 3 tras el ensayo. Se puede observar que la grieta en la probeta 2 recorre la zona fundida del cordón de soldadura, mientras que en la probeta 3, se localiza en la zona afectada por el calor inferior adyacente a la soldadura.

Una vez ensayadas, las probetas estaban agrietadas parcialmente. Para realizar el análisis fractográfico, se acabaron de romper, consiguiendo de esta manera exponer la superficie de fractura.

En las Figuras 9 y 10 se presenta la fractografía de microscopio óptico de las probetas 2 y 3. En ambos casos, el comienzo de la fatiga se localiza en la superficie interior del tubo, probablemente en un defecto en la superficie del cordón de soldadura, ya que no se encontró evidencia de defectos de la misma (falta de fusión o unión fría, por ejemplo) o de inicio en segundas fases o en escoria.

Respecto a la propagación, para el caso de la probeta 3 (Figura 10), se muestra una superficie de propagación mucho más lisa que para la probeta número 2 (Figura 9). Esto, probablemente es debido a la forma en la que se ha realizado la soldadura (en la Figura 8a se observan claramente los distintos cordones que parecen ser los responsables de la rugosidad observada en la superficie de fractura de la probeta 2).





Figura 9. Superficie de propagación de la grieta de fatiga en la probeta 2. Se observa una rugosidad asociada a los sucesivos cordones de soldadura.

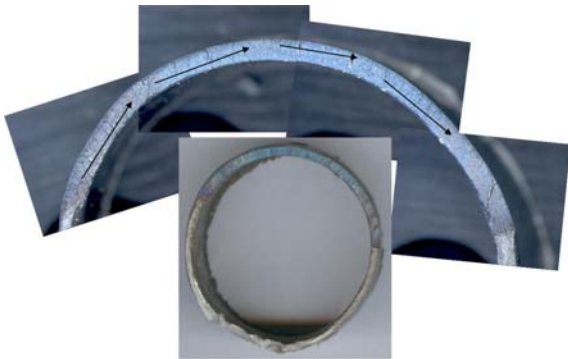


Figura 10. Superficie de propagación de la grieta de fatiga en la probeta 3. Se observa una propagación muy plana siguiendo la zona afectada por el calor adyacente a la soldadura.

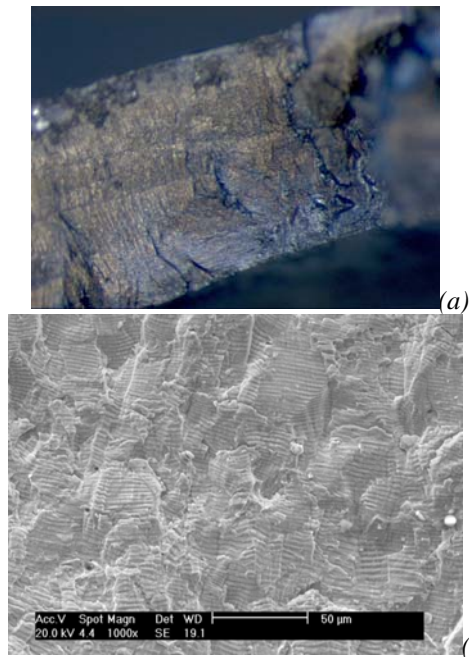


Figura 11. Detalle de la superficie de fractura (a) en microscopía óptica y (b) en microscopía electrónica de barrido, en la que se aprecian las estrías típicas de la propagación de grietas por fatiga.

Las Figuras 11 muestran algunos detalles, a más aumentos, tanto de microscopía óptica como de microscopía electrónica de barrido en las que se observa la presencia de las típicas estrías asociadas a la propagación de grietas por fatiga. Estas estrías en algunos casos son muy marcadas, como se presenta en la Figura 11b.

Como ya se ha mencionado no ha sido posible la identificación de ninguna partícula (segunda fase o inclusión debida al proceso de soldadura) en la zona de origen de fatiga. Sin embargo, como se observa en la figura 12, en las muestras cuya propagación ha tenido lugar total o parcialmente por la zona afectada por el calor (3 de las 4 muestras ensayadas), se observa una clara tendencia al agrietamiento de la microestructura de grano crecido adyacente al cordón de soldadura. Esto indica la necesidad de controlar los parámetros de soldadura para evitar un crecimiento excesivo del grano en la ZAC.

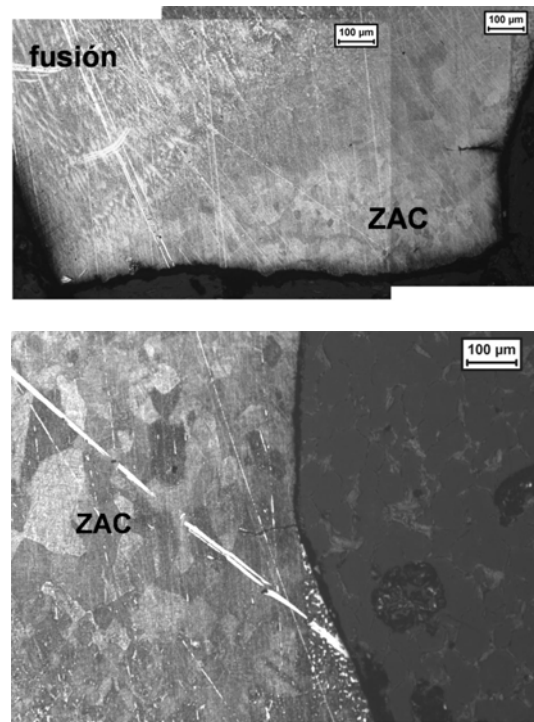


Fig. 12. Secciones metalográficas de muestras rotas en las que se aprecia la proliferación de grietas en la zona de grano crecido adyacente al cordón de soldadura.

#### 4. CONCLUSIONES

Se han realizado ensayos de fatiga de bajo número de ciclos en control de deformación con probetas tubulares con soldadura. La dispersión en los resultados indica la necesidad de controlar el proceso de soldadura para producir probetas geométricamente idénticas que permitan extraer conclusiones en cuanto a vida a fatiga.

La propagación de las grietas se produjo en todos los casos entorno al cordón de soldadura (bien en la zona de fusión, bien en la zona afectada por el calor).

Aparentemente la nucleación de la grieta se produjo desde un defecto superficial (probablemente relacionado con el acabado superficial de la soldadura).

La propagación de la grieta, preferentemente recorriendo la zona de grano crecido adyacente al cordón de soldadura, indica la necesidad de controlar los parámetros térmicos de soldadura para evitar el crecimiento incontrolado del grano.

## 5. AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la colaboración de S. Pérez en la preparación de muestras y al Ministerio de Ciencia e Innovación la financiación recibida dentro del proyecto “Ensayos de fatiga termo-mecánica con mínimos gradientes térmicos y de fase” (MAT2008-03735/MAT). También al Gobierno Vasco la ayuda recibida dentro del proyecto PI09-09.

## 6. REFERENCIAS

- [1] <http://www.specialmetals.com/> [Consulta: Febrero de 2009].
- [2] Shankar, V., Rao, K.B.S. and Mannan, S.L., "Microstructure and mechanical properties of Inconel 625 superalloy", *Journal of Nuclear Materials*, vol. 288, nº 2-3, 2001, pp. 222-232.
- [3] Stekovic, S., *Tesis Doctoral*, "Isothermal low cycle fatigue of uncoated and coated nickel-base superalloys", Linköpings University, Sweden, 2004.
- [4] Wang, Z.G., Buschow, K.H.J., Robert, W.C., Merton, C.F., Bernard, I., Edward, J.K., Subhash, M. and Patrick, V., *Fatigue of Superalloys (Elevated Temperatures)*, in *Encyclopedia of Materials: Science and Technology*. 2001, Elsevier: Oxford. p. 2986.
- [5] R. Rodríguez-Martín, J. L. Pedrejón, D. González, M. R. Elizalde, I. Ocaña, A. Martín-Meizoso, J. M. Mtnez-Esnaola, “Modelización del comportamiento cíclico de la superaleación INCONEL 625” en *Anales de Mecánica de la Fractura*, vol. 26 (I) (2009), 343-347.