

## PREDICCIÓN DE VIDA EN UN MONOCRISTAL DE BASE NÍQUEL EN CONDICIONES DE FATIGA TERMOMECAÁNICA

M. Arana, J.M. Martínez Esnaola y M. Fuentes

Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa (CEIT)  
Paseo Manuel de Lardizábal, 15, 20009 San Sebastián

y

Escuela Superior de Ingenieros Industriales, Universidad de Navarra  
Paseo Manuel de Lardizábal, 13, 20009 San Sebastián

**Resumen.** En esta comunicación se presenta un modelo de vida basado en leyes de propagación de grietas para ensayos de fatiga termomecánica (TMF)  $-135^{\circ}$  fuera de fase en un monocristal de base níquel. El modelo se basa en la definición de una grieta característica que represente el comportamiento general de las grietas de cada ensayo. Los mecanismos de daño que se consideran determinantes del crecimiento de la grieta característica son la oxidación y la fatiga. La influencia de los mecanismos de daño en la propagación de la grieta se confirma a través de observaciones experimentales. La evolución de la grieta característica obtenida a través del modelo reproduce la evolución general de las grietas en ensayos de TMF y es capaz de ajustar las vidas obtenidas experimentalmente con una razonable precisión. El modelo a su vez explica las diferencias en vida encontradas entre los ensayos sobre probetas con y sin recubrimiento.

**Abstract.** In this paper an approach based on crack propagation laws is developed to predict life in a single crystal nickel base alloy under  $-135^{\circ}$  out-of-phase TMF tests. The model is based on the definition of a characteristic crack which represents the general behaviour of the TMF cracks in each test. The propagation mechanisms considered in the model are oxidation and fatigue. The influence of each damage mechanism on crack propagation is confirmed by experimental observations. The evolution of the characteristic crack obtained in this approach reflects the general trend of the TMF cracks and is able to fit the experimental lives within a factor of two. The model also explains the differences in life between coated and uncoated samples.

### 1. INTRODUCCIÓN

Los ensayos de fatiga termomecánica empezaron a tomar importancia a mediados de los años 70 como respuesta a la necesidad de investigar la degradación microestructural a la que se ven sometidas las piezas de maquinaria de combustión.

En este tipo de condiciones, los componentes se ven sometidos a cargas térmicas y mecánicas que interactúan dañando el material de forma distinta a que si cada una de las cargas, térmica y mecánica, se impusiera de forma independiente.

La fatiga termomecánica (TMF) se define como la imposición simultánea de ciclos térmicos y mecánicos,

en general con una misma frecuencia, sobre una probeta. Dependiendo del desfase que se imponga entre los dos ciclos la respuesta mecánica del sistema, los mecanismos de daño y, por lo tanto, la vida de la probeta pueden variar de forma significativa. Según este desfase, los ensayos de TMF se clasifican en:

- ensayos en fase (desfase de  $0^{\circ}$ , simultaneidad de tensiones y temperaturas máximas).
- ensayos fuera de fase (desfase de  $180^{\circ}$ ), en el que la deformación máxima se produce a la temperatura mínima y viceversa.
- ensayos de diamante, (desfase intermedio entre  $0$  y  $180^{\circ}$ ), llamados así porque el ciclo deformación-temperatura resultante es un cuadrilátero que puede recorrerse en dos sentidos.

Los modelos de vida que se han desarrollado tradicionalmente para ensayos de LCF (Coffin-Manson, Strain Range Partitioning, Método de la energía de histéresis, Modelo de Majumdar y Maiya) son, en condiciones de TMF, difíciles de aplicar. Durante los últimos años han aparecido en la bibliografía diversos modelos de vida específicos para condiciones de TMF [1-3]. Los mecanismos de daño que se toman normalmente en consideración para la modelización de la vida son la fatiga, el creep y la oxidación.

El presente modelo es el resultado de la identificación de los mecanismos de daño y crecimiento de grietas a través de observaciones experimentales en probetas *post mortem* y, durante el ensayo, sobre la superficie de la probeta.

## 2. ENSAYOS DE TMF. TÉCNICAS EXPERIMENTALES

El material ensayado es la superaleación monocristalina de base níquel SRR99, producida por Rolls-Royce plc (UK), típica de los álabes de turbinas de aviación. Sus propiedades mecánicas más características son su buena resistencia a la oxidación y el creep. Dentro de este trabajo, algunas de las probetas llevan un recubrimiento de NiAl de unos 30  $\mu\text{m}$  de espesor que protege al sustrato contra fenómenos de corrosión y oxidación.

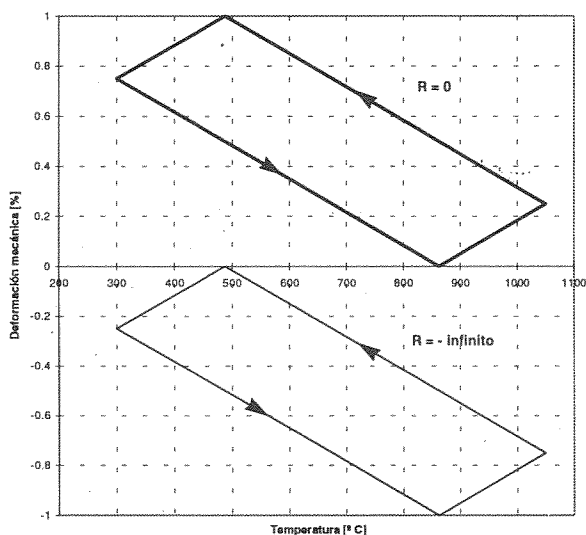


Fig. 1. Ciclo tensión-deformación para ensayos de TMF entre 300-1050°C, -135° fuera de fase.

Dentro de este trabajo, los ciclos térmicos consisten en una carga lineal entre 300°C y 1050°C. Debido a limitaciones físicas del sistema, los 90 s que dura un ciclo se distribuyen 30 en calentamiento y 60 en enfriamiento.

Los ciclos mecánicos se realizan con control de deformación y para diversos rangos de deformación

mecánica (entre 0.5% y 1.2%) estando desfasados con respecto al ciclo térmico -135°. Para cada rango de deformación se han realizado ensayos con dos tipos de ciclos mecánicos, que difieren en la relación de deformación,  $R = 0$  ó  $R = -\infty$ . Los dos tipos de ciclo deformación-temperatura resultantes se ilustran en la Figura 1 para un rango de deformación mecánica del 1%; la dirección en la que se recorre el ciclo está indicada con una flecha. Los ensayos se han realizado en el *Institute for Advanced Materials*, JRC Petten (Holanda). Los detalles sobre las técnicas experimentales aplicadas pueden encontrarse en la ref. [4].

Durante los ensayos de TMF la evolución del daño sobre la superficie de la probeta se registra periódicamente mediante un sistema automático de vídeo controlado por un PC que barre toda la superficie de ensayo y almacena las imágenes adquiridas para su posterior análisis. Este sistema permite la detección y registro del tamaño de los defectos superficiales que producen el posterior agrietamiento y fallo de la probeta.

## 3. MODELO DE VIDA DE OXIDACIÓN-FATIGA. DESCRIPCIÓN

Este modelo está basado en conceptos de la Mecánica de la Fractura y en él, se considera que en la vida de una probeta de TMF se presentan dos estadios, cada uno de ellos gobernado por un mecanismo de daño: oxidación y fatiga.

El modelo pretende reproducir el comportamiento de las grietas de los ensayos de TMF a través de una **grieta característica o equivalente** que represente el comportamiento general de las grietas para cada una de las condiciones de ensayo. A través de la historia de esta grieta se reproducen las vidas de las distintas probetas.

Las constantes de las ecuaciones que gobiernan cada uno de los mecanismos de daño se han estimado a partir de algunos de los ensayos de TMF sobre los que se ha realizado una observación más detallada de las longitudes superficiales de grietas a lo largo del ensayo. Por lo tanto, en lo que se refiere a la obtención de las ecuaciones, el análisis que se presenta se puede considerar como una aproximación o un ajuste de un comportamiento. No así las hipótesis que se asumen, que tienen aval experimental y bibliográfico.

A continuación se describen cada uno de los mecanismos que operan en cada estadio y las ecuaciones que representan el crecimiento de esa grieta característica.

3.1 La oxidación

El primer estadio corresponde a la iniciación y el crecimiento de una grieta hasta una longitud crítica (grieta corta) gobernado por la oxidación. Se parte de la hipótesis de que el crecimiento de la grieta puede representarse por una ecuación de la forma

$$a = A\sigma_{max}^{\beta} N^{\alpha} \tag{1}$$

dónde  $a$  es el tamaño de grieta,  $\sigma_{max}$  es la tensión máxima del ciclo y  $N$  el número de ciclos ensayados. Esta ecuación tiene dos bases mecanísticas. La primera es que la cinética de la oxidación se ha expresado tradicionalmente a través de una relación potencial respecto del tiempo, cuyo exponente,  $\alpha$ , es 1 cuando se observe una cinética lineal y se presenta cuando el material no ofrece resistencia a la oxidación. Si el material ofrece resistencia a la oxidación, la difusión está controlada por la velocidad de reacción y el exponente toma valor 1/2 [5].

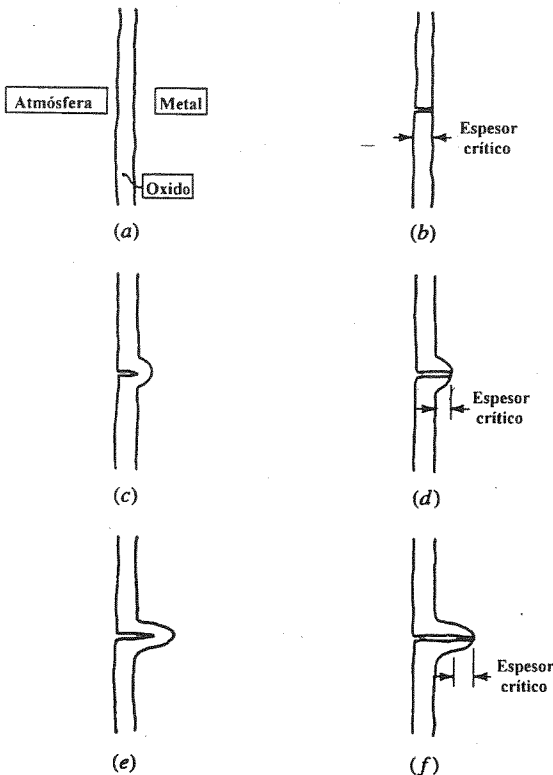


Fig. 2 Representación esquemática de la iniciación y crecimiento de grietas por oxidación.

El valor de  $\alpha$  se toma igual a 1. La cinética de la oxidación en las aleaciones de base níquel se presenta como linealmente dependiente del tiempo en los primeros estadios de la oxidación, mientras que, para tiempos largos ésta se describe de forma parabólica [5]. Aunque en TMF los tiempo de ensayo son largos, la fractura periódica de la capa de óxido expone de nuevo el material virgen a la atmósfera y la oxidación se reinicializa presentándose siempre una cinética lineal.

Por otro lado, la dependencia de la tensión de pico de la ecuación (1) representa el agrietamiento sucesivo al que puede estar sometido el recubrimiento en condiciones de TMF.

La Figura 2 presenta un esquema del crecimiento de una grieta por oxidación en la que se puede observar la sucesiva ruptura de las capas de óxido. Inicialmente, se forma una capa de óxido (a). Cuando esta capa alcanza un espesor crítico, el óxido se rompe y la grieta se nuclea (b) exponiendo de nuevo a la atmósfera una superficie de metal no degradado que rápidamente se oxida (c). Cuando el espesor de este nuevo óxido supere otro o el mismo valor crítico el óxido se romperá de nuevo (d). El proceso se repite sucesivamente (e, f).

Se debe tener en cuenta que el tipo de ensayo de TMF analizado es especialmente favorable para el agrietamiento del óxido debido a que las tracciones más altas se generan a temperaturas bajas que es precisamente cuando el óxido tiene una ductilidad insuficiente para evitar el agrietamiento. La dependencia de la tensión de pico introduce, por lo tanto, la influencia de la ductilidad de la capa de óxido en el crecimiento de la grieta.

2.1 La fatiga y la transición

La segunda etapa en la vida de la probeta se considera dominada por el crecimiento por fatiga. Numerosos autores han propuesto con anterioridad un modelo basado en una ley tipo Paris para aleaciones de base níquel [1-3, 5] y otros materiales [6] en condiciones de TMF.

En este trabajo se considera así mismo que el crecimiento por fatiga viene dado por una ecuación del tipo

$$\frac{da}{dN} = C(K_{max} - K_{CL})^n \tag{2}$$

donde  $K_{max}$  es el factor de intensidad de tensiones y  $K_{CL}$  es el factor de intensidad de tensiones máximo para el cual los labios de la grieta están cerrados y  $C$  y  $n$  son constantes a determinar.

Para el cierre de grieta, por su parte, se ha utilizado una expresión de la forma

$$K_{CL} = \frac{B}{|\sigma_{min}|^{\alpha}} \tag{3}$$

La dependencia de la tensión mínima,  $\sigma_{min}$ , se basa en la idea de que una menor rugosidad en los labios de la grieta disminuye evidentemente los efectos de cierre de grieta y, en consecuencia, cuanto mayor sea la tensión

compresiva menor es el cierre de grieta que se produce [7].

La transición entre ambos estadios tiene en cuenta los efectos de grieta corta en el cambio de mecanismo de propagación, por ello, se ha considerado, dentro de este trabajo, que se produce cuando la grieta alcanza un tamaño fijo (del orden de tres o cuatro veces el tamaño microestructural característico) [7].

#### 4. ECUACIONES RESULTANTES

Cuando una grieta presenta una transición en el mecanismo de crecimiento tal y como se ha descrito anteriormente, se debe observar un cambio en el comportamiento como el que se ilustra en la Figura 3.

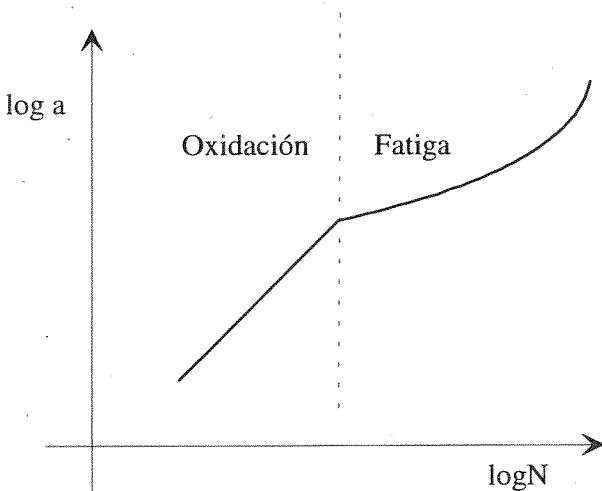


Fig. 3. Esquema del comportamiento teórico de una grieta con dos estadios de crecimiento (oxidación y fatiga), tal y como se han planteado en este trabajo.

Para el cálculo de la ecuación de oxidación se dispone de las mediciones en superficie del crecimiento de las grietas detectadas en 6 ensayos de TMF. En la Figura 4 se muestra un ejemplo del comportamiento detectado en los ensayos de TMF. El paralelismo en la transición es significativo.

Se han adoptado estos puntos de cambio en el comportamiento como puntos de transición en el mecanismo de propagación (de crecimiento por oxidación como grieta corta a crecimiento por fatiga). Se ha comprobado que estos cambios en el comportamiento no responden a fenómenos de interacción con el entorno (apantallamientos o coalescencias).

Un análisis de regresión entre los ciclos experimentales en los que se produce la transición y la tensión máxima de cada ensayo para todos los registros de grietas de los

6 ensayos de los que se dispone de información proporciona la siguiente ecuación de oxidación

$$a = \frac{a_{\text{trans}}}{3.5 \times 10^{10}} \sigma_{\text{max}}^{2.58} N \quad (4)$$

donde  $\sigma_{\text{max}}$  se expresa en MPa, y  $a_{\text{trans}}$  y  $a$  en las mismas unidades.

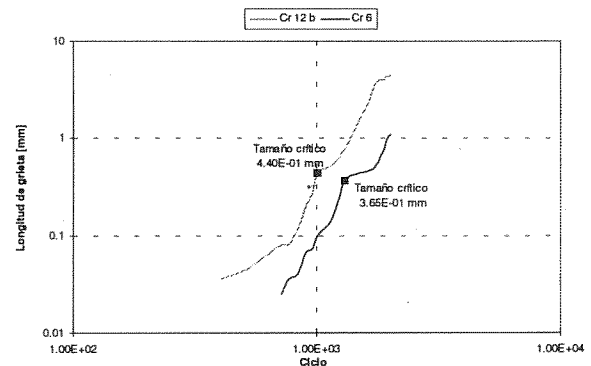


Fig. 4. Registros de la evolución del tamaño de grieta en un ensayo de TMF ( $\Delta\epsilon_m = 1\%$ ,  $R = 0$ ).

El tamaño crítico para la transición en el mecanismo de propagación,  $a_{\text{trans}}$ , se calculó como la media aritmética de los tamaños críticos registrados, resultando un valor de 0.288 mm.

El exponente en la velocidad de crecimiento por fatiga de la ecuación (2) se toma igual a 2. Éste es el valor promedio encontrado en los registros de cuatro ensayos significativos. La pre-exponencial y las constantes del cierre de grieta se calcularon por medio de regresiones lineales de los ciclos a fallo separando los ensayos por el modo de iniciación y la presencia o no de recubrimiento para tener en cuenta el frente de grieta que se produce en cada caso [8].

La ecuación de Paris resultante es

$$\frac{da}{dN} = 2 \times 10^{-6} (K_{\text{max}} - K_{\text{CL}})^2 \quad (5)$$

donde  $K$  está en  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  y  $da/dN$  en  $\text{mm/ciclo}$ .

Las ecuaciones del  $K$  de cierre,  $K_{\text{CL}}$ , que ajustan la vida correctamente son

$$K_{\text{CL}} = \frac{3370}{|\sigma_{\text{min}}|^{0.7}} \quad (6)$$

para las probetas sin recubrimiento y

$$K_{\text{CL}} = \frac{139}{|\sigma_{\text{min}}|^{0.64}} \quad (7)$$

para las probetas con recubrimiento, donde los FIT se expresan en  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  y las tensiones en MPa.

5. RESULTADOS Y CONCLUSIONES

Utilizando las ecuaciones descritas anteriormente se puede predecir la evolución de la grieta característica para diversas condiciones de ensayo (ver Figura 5). Se debe tener en cuenta que unas determinadas condiciones de ensayo (en términos de deformación mecánica) no imponen un crecimiento de grieta unívocamente ya que las ecuaciones de crecimiento se expresan en términos de tensión.

Las Figuras 6 y 7 muestran las predicciones de los comportamientos de la grieta crítica comparados con los registros experimentales para los dos casos extremos:

- Tensión máxima 899 MPa y tensión mínima de -174 MPa ( $\Delta\epsilon_m = 1\%$ ,  $R = 0$ , Figura 6).
- Tensión máxima 420 MPa y tensión mínima de -247 MPa ( $\Delta\epsilon_m = 0.7\%$ ,  $R = -\infty$ , Figura 7).

Los resultados, como se puede observar satisfacen las expectativas iniciales del modelo de reproducir el comportamiento general de las grietas.

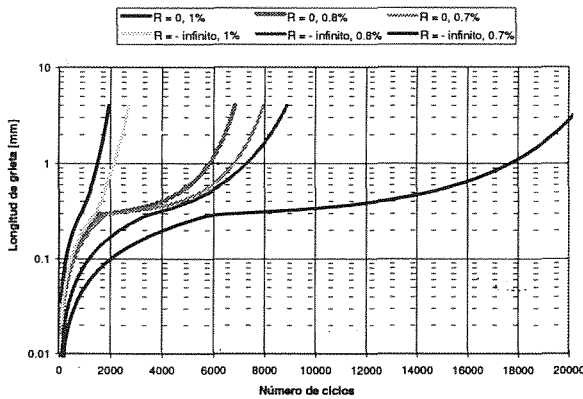


Fig. 5. Evolución del tamaño de grieta predicho por el modelo de oxidación-fatiga para distintas condiciones de ensayo.

Finalmente, la Figura 8 muestra las predicciones de vida para todos los ensayos de TMF -135° fuera de fase. Los ensayos se pueden dividir en cuatro grupos:

- Ensayos sin recubrimiento utilizados (frente de grieta semielíptico) en el análisis para el cálculo de las constantes de las ecuaciones de oxidación y fatiga.
- Ensayos sin recubrimiento no utilizados en el análisis.
- Ensayos con recubrimiento e iniciación tipo línea (grieta de borde) que sólo presentan el estadio de fatiga en su crecimiento y cuyas vidas se utilizaron para el cálculo de las constantes de la ecuación de Paris.
- Ensayos con recubrimiento e iniciación tipo punto (frente de grieta semielíptico) usados en el análisis para el cálculo del cierre de grieta.

Se puede observar una buena correlación entre las vidas predichas por el modelo y las reales, salvo para los dos ensayos que se indican con flechas que presentaron fallo cristalográfico. Solamente dos de los ensayos (de un total de 23) no se muestran en la Figura 8. Para ellos el modelo predice vidas muy largas o FIT de cierre superiores a los aplicados. Estos resultados son consistentes con las observaciones experimentales ya que en estos casos o bien el ensayo se interrumpió antes del fallo o bien el ensayo falló por errores en el sistema.

Es interesante destacar que los ensayos que se realizan sobre probetas con un recubrimiento que las protege de la oxidación presentan vidas inferiores a los ensayos sobre probetas descubiertas, lo que en principio parece contradictorio [4].

El modelo explica estas diferencias considerando un cierre de grieta en las probetas con recubrimiento menor que en las descubiertas. En las probetas recubiertas, la oxidación no es tan grande y la velocidad de crecimiento de la grieta en los primeros estadios es mayor.

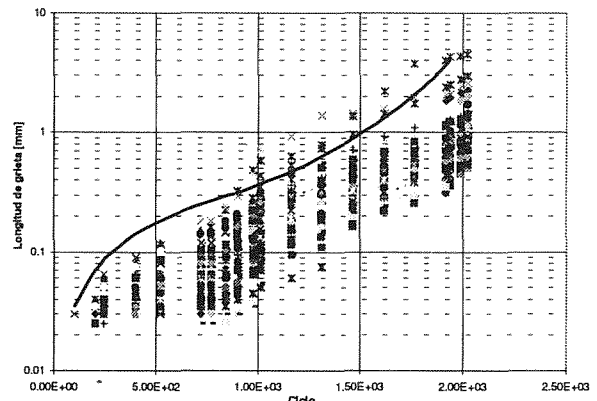


Fig. 6. Comparación entre el comportamiento real de las grietas y la evolución de la grieta característica según el modelo de oxidación-fatiga ( $\Delta\epsilon_m = 1\%$ ,  $R = 0$ ).

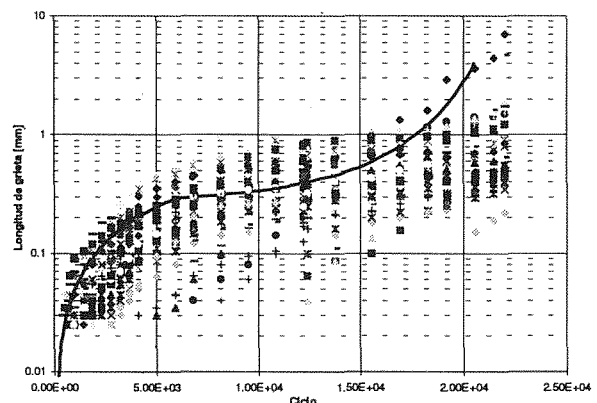


Fig. 7. Comparación entre el comportamiento real de las grietas y la predicción del modelo de oxidación-fatiga ( $\Delta\epsilon_m = 0.7\%$ ,  $R = -\infty$ ).

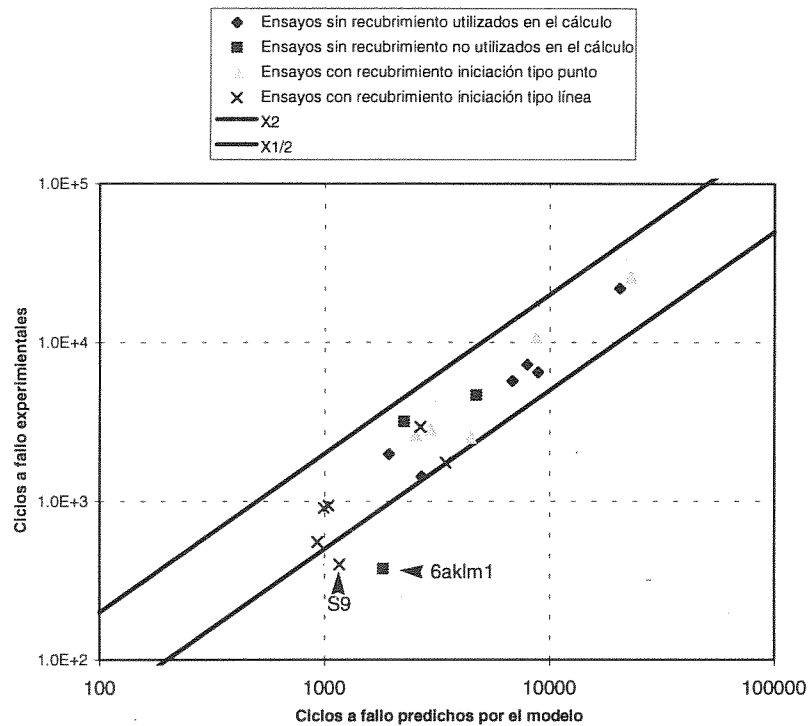


Fig. 8. Gráfica de predicción de vida según el modelo de oxidación-fatiga para los ensayos de TMF -135° fuera de fase.

**Agradecimientos.** Esta investigación se enmarca dentro del proyecto Brite-Euram BE3338-89, con financiación de la Comisión Europea, coordinado por Rolls-Royce (UK) y en colaboración con Motoren und Turbinen Union, MTU (Alemania), JRC Petten (Holanda) y el CEIT de San Sebastián. Se agradece también la financiación del CEIT por parte de Rolls-Royce y MTU. Uno de los autores (M.A.) quiere agradecer al Departamento de Educación, Universidades e Investigación del Gobierno Vasco la beca concedida para la realización de su tesis doctoral

## REFERENCIAS

- [1] Rezai-Aria, F. y Rémy, L., "An Oxidation Fatigue Interaction Damage Model for Thermal Fatigue Crack Growth", *Engineering Fracture Mechanics* **34**, 283-294 (1989).
- [2] Neu, R.W. y Sehitoglu, H., "Thermomechanical Fatigue, Oxidation and Creep: Part II. Life Prediction", *Metallurgical Transactions* **20A**, 1769-1783 (1989).
- [3] Miller, M.P., McDowell, D.L. y Oehmke, R.L.T., "A Creep-Fatigue-Oxidation Microcrack Propagation Model for Thermomechanical Fatigue", *Journal of Engineering Materials and Technology* **114**, 282-288 (1992).
- [4] Bressers, J., Timm, J., Williams, S.J., Bennett, A. y Affeldt, E., "Effects of Cycle Type and Coating on the TMF Lives of Single Crystal Based Gas Turbine Blade Alloy", en *Thermo-Mechanical Fatigue Behaviour of Materials: 2nd Volume*, ASTM STP 1263, (Ed. Verrilli, M.J. y Castelli, M.G), American Society for Testing and Materials, Philadelphia (1995).
- [5] Stragman, T.E., "Thermal-Mechanical Fatigue Life Model for Coated Superalloy Turbine Components", en *Superalloys 1992*, (Ed. Antolovich, S.D., Stusrud, R.W., Mackay, R.A., Anton, D.L., Khan, T., Kissinger, R.D. y Klarstrom, D.L.) pp. 795-804, The Minerals, Metals & Materials Society (1992).
- [6] Okazaki, M. y Koizumi, T., "Crack Propagation of Steels during Low Cycle Thermal-Mechanical and Isothermal Fatigue at Elevated Temperature", *Metallurgical Transactions* **14A**, 1641-1648 (1993).
- [7] Rodríguez Ibabe, J.M., "Propagación de grietas por fatiga", Escuela Superior de Ingenieros Industriales de San Sebastián (1986).
- [8] Arana, M., "Fatiga termomecánica de una superaleación monocristalina de base níquel (SRR99). Comportamiento mecánico y predicción de vida", Tesis Doctoral, Escuela Superior de Ingenieros Industriales de San Sebastián, Universidad de Navarra (1995).