

INFLUENCIA DEL NIVEL DE DAÑO SOBRE LA VIDA A FATIGA A ALTA TEMPERATURA DE UNA SUPERALEACIÓN BASE NÍQUEL.

E. Silveira, G. Atxaga, A. M. Irisarri

INASMET – Tecnalia. Mikeletegi Pasealekua 2. 20009 SAN SEBASTIÁN
airisar@inasmets.es

RESUMEN

El presente trabajo estudia el efecto ejercido por la presencia de arañazos y rasgaduras producidos durante el proceso de su manipulación y montaje de los discos de la turbina de un motor de aviación sobre su vida a fatiga. Se efectuaron ensayos de fatiga sobre probetas sin y con diferentes niveles de daño a 300 y 600° C. A 600° C existe una relación inversa entre la profundidad de las rasgaduras y la vida a fatiga. Sin embargo, a 300° C no se detecta el efecto de este daño sobre la vida a fatiga, obteniéndose resultados muy similares en todos los casos. El examen de las probetas reveló que el fallo se originaba fuera de la rasgadura. La medida de tensiones residuales permitió encontrar una explicación a este comportamiento aparentemente anómalo al comprobar que el proceso de mecanizado había dejado unas elevadas tensiones residuales de tracción en las probetas. Estas tensiones se alivian por la permanencia a 600° C promoviendo el fallo en la zona entallada.

ABSTRACT

This paper analyses the effect induced by those scratches produced during the handling and mounting of a disc of an aircraft turbine on their fatigue life. Fatigue tests were performed at 300 and 600° C on specimens without and with various levels of damage. At 600° C an inverse relationship between the depth of the scratches and the fatigue life was found. However, at 300° C no effect of these scratches on fatigue life was detected, obtaining very similar results in all them. Examination of the failed specimens revealed that failure was originated away from the scratch. Measurement of residual stresses helps to find an explanation to this apparently anomalous behaviour. It was observed that machining of the specimens induced high tensile residual stresses. At 600° C these stresses are relieved and failure at the scratched zone is promoted.

PALABRAS CLAVE: Aleación base níquel, Fatiga de bajo número de ciclos, Tensiones residuales.

1. INTRODUCCIÓN

Los discos de la turbina de un motor de aviación tienen por misión el posicionar adecuadamente el anillo de álabes móviles en el paso del gas, transmitiendo el par desde el eje hasta los álabes en el compresor y desde los álabes al eje en la turbina [1]. Estos discos pueden fallar por diversas causas siendo la principal la fatiga que se provoca como consecuencia de la prolongada operación a elevada temperatura. La F. A. requiere que el motor sea capaz de retener en su interior un álabe roto pero actualmente no se puede garantizar que esto se logre con los fragmentos, más pesados y que poseen una mayor energía, como son la mayoría de los provenientes de la rotura de un disco. La altísima velocidad que adquieren estos fragmentos les confiere una gran energía cinética, facilitando su penetración en el tanque de combustible, pudiendo provocar un incendio con consecuencias catastróficas para el aparato [2].

En consecuencia, el diseño de los discos debe asegurar que no se producirá su rotura en servicio. Esto supone que el nivel de validación exigido en la certificación del

motor se incrementa considerablemente. La metodología de vida hasta la primera grieta (Life to first crack LTFC) utilizada para la valoración de vida de un componente asume que inicialmente éste se halla totalmente libre de cualquier tipo de defecto [3]. Sin embargo, en el curso de la manipulación, el montaje o el mantenimiento de los discos se pueden producir arañazos o rasgaduras que representen potenciales orígenes de un fallo por fatiga en servicio con las gravísimas consecuencias que ello conlleva. Resulta evidente que la influencia de este daño sobre la vida a fatiga del disco debe ser evaluada con vistas a garantizar una operación segura del mismo.

El proyecto del cual se ha extraído el presente trabajo se planteó con dos objetivos. El primero es el deseo de los fabricantes de motores de aviación de utilizar aleaciones de mayor resistencia en la fabricación de los discos que permitan diseñar unos componentes más ligeros con las ventajas de ahorro de combustible y disminución del volumen de emisiones a la atmósfera que ello supone. El segundo es el garantizar que el trabajo de los discos se desarrollará sin problemas. Teniendo estos objetivos

en mente se planteó el analizar el efecto que pueden ejercer rasgaduras de diferente entidad sobre la vida a fatiga de los discos y determinar cual es el estado superficial que conduce a unas óptimas prestaciones desde este punto de vista [4].

En este trabajo se analiza el efecto ejercido por las rasgaduras de diferente profundidad (entre 25 y 125 μm) sobre la vida a fatiga a dos temperaturas (300 y 600 $^{\circ}\text{C}$) de una superaleación base níquel IN718 (UNS N07718).

2. TÉCNICA EXPERIMENTAL

El material elegido para el estudio corresponde a una superaleación base níquel IN718 (UNS N07718) que es ampliamente utilizada en la fabricación de los discos de las distintas etapas de la turbina o del compresor. En el presente caso concreto se empleó un disco de turbina de baja presión para la extracción de las probetas de fatiga que se ensayaron en el proyecto. Sin entrar en detalles si conviene recalcar que esta aleación se caracteriza por la presencia de un alto contenido en niobio (del orden de un 5%) lo que conduce a que el principal agente endurecedor sea la fase γ'' , si bien también se pueden formar pequeñas cantidades de fase γ' [5].

El disco fue sometido a un tratamiento de precipitación consistente en la solubilización a 968 $^{\circ}\text{C}$, mantenimiento durante 1 hora a esa temperatura y enfriamiento al aire seguido de un envejecimiento a 720 $^{\circ}\text{C}$ durante 8 horas, enfriamiento controlado a una velocidad de 50 $^{\circ}\text{C}/\text{hora}$ hasta 620 $^{\circ}\text{C}$, permanencia a esa temperatura durante otras 8 horas y enfriamiento final al aire. La aleación en este estado presenta unos granos finos (tamaño ASTM 9) y algunas partículas de fase δ , de la misma naturaleza que la γ'' pero de origen primario y no disuelta en el tratamiento de solubilización. La dureza del material se encuentra en torno a 504HV0.3 con ligeras variaciones de unas a otras zonas.

Del disco así tratado se extrajeron las probetas de fatiga con orientación radial. Se requiere que al menos dos de los lados de la probeta sean planos para garantizar que poseen la condición superficial a estudiar. Por ello, se eligió una forma prismática de 24mm de longitud en la zona recta, 12mm de anchura y 5mm de espesor. Sobre la cara de 24x12 de algunas probetas se introdujeron rasgaduras de 25, 50, 100 ó 125 μm , en tanto que otras se dejaron en su condición inicial, sin daño. El daño de las probetas se introdujo deslizando una herramienta, tallada a la geometría elegida, una longitud definida en la citada cara y controlando su penetración para que las rasgaduras tuvieran la profundidad deseada.

Los ensayos de fatiga con control por deformación se efectuaron de acuerdo con el borrador de norma PrEN 3998 [6]. Con el fin de poder efectuar el control de la deformación, se amarró un extensómetro axial a una de

las caras mecanizadas de la probeta. La forma elegida de la onda de deformación fue la trapezoidal con una relación entre los valores mínimo y máximo de cada ciclo $R=0$. Se analizaron dos posibles métodos para la realización de los ensayos. El primero efectuaría todos los ensayos a la misma velocidad de deformación, lo que supone que variaría, por tanto, el tiempo necesario para completar un ciclo. El segundo método, por el contrario, mantiene constante la frecuencia, de todos los ensayos con lo que la velocidad de aplicación de la deformación varía entre uno y otro. Se sopesaron las ventajas y los inconvenientes de uno y otro, optando finalmente por este último por considerar que proporciona una mejor valoración del comportamiento a fatiga del material al mantener constante la duración de todos los ciclos en los distintos ensayos, aunque en la norma PrEN 3988 [6] se considera preferible la primera alternativa.

Los ensayos se realizaron con una onda trapezoidal, con 1 segundo de subida desde la deformación cero hasta la máxima del ciclo, 1 segundo de permanencia a este nivel máximo, 1 segundo de bajada hasta la deformación cero y, finalmente, 1 segundo en este estado sin deformación. Esto supone que la frecuencia de todos los ensayos es la misma, 0.25Hz.

Todos los ensayos se efectuaron al aire, sin atmósfera protectora, en un horno de tres zonas, con calentamiento por resistencias, garantizando que la máxima variación de temperatura entre las diferentes zonas de la probeta no superaba los 4 $^{\circ}\text{C}$. Para controlar que la temperatura de ensayo era la deseada se amarró un termopar a la probeta, siendo el valor de esta lectura el considerado como la temperatura de ensayo. La temperatura medida no se desvió en ningún caso más de 2 $^{\circ}\text{C}$ con respecto a la especificada. Antes de la iniciación de los ensayos las probetas se mantuvieron en el horno durante un periodo de 20 minutos para conseguir una homogeneización de la temperatura, dentro de los márgenes arriba indicados, a lo largo de toda su longitud

Se eligieron dos diferentes temperaturas de ensayo. La primera (600 $^{\circ}\text{C}$) se encuentra muy próxima a la máxima temperatura de utilización de la aleación IN718, dada la temperatura de 620 $^{\circ}\text{C}$ a la que se aplicó el tratamiento de envejecimiento. La segunda, sensiblemente más baja (300 $^{\circ}\text{C}$) corresponde a la que alcanzan partes más frías de los discos u otros componentes. Se obtuvo un registro de la amplitud de la tensión frente a la deformación de los ciclos iniciales y, posteriormente, cada 500 ciclos adicionales de vida.

Las deformaciones aplicadas se eligieron con el objetivo de que la rotura se produjera tras un número de ciclos comprendido entre 10^4 y 10^5 ciclos. En aquellos casos en que la vida de la probeta rebasó esta última cifra se detuvo el ensayo no prosiguiéndolo hasta la rotura. Con todos los resultados de estos ensayos se obtuvieron las gráficas que relacionan la máxima deformación aplicada en el ensayo con la vida a fatiga de la probeta. Dos de estas gráficas merecieron especial

atención; la obtenida en el primer ciclo de deformación y la correspondiente al denominado ciclo estabilizado, es decir aquél a partir del cual la gráfica tensión – deformación no muestra unas variaciones apreciables entre ciclos sucesivos

Las superficies de fractura de las probetas de fatiga, especialmente de aquellas en que el inicio del fallo se situaba fuera de la rasgadura, fueron examinadas en el microscopio electrónico de barrido para identificar las facetas que pudieran haber promovido el fallo.

3. RESULTADOS

Un examen de los valores registrados de la tensión en el primer ciclo de cada ensayo frente a los obtenidos en el ciclo estabilizado revela que el material sufre un proceso de ablandamiento cíclico, tanto a 600 como a 300° C.

La figura 1 presenta la gráfica que relaciona la máxima deformación aplicada sobre la probeta con la vida a fatiga de ésta en los ensayos efectuados a 600° C. Se aprecia la lógica tendencia hacia la obtención de una menor vida a fatiga conforme aumenta la profundidad de las rasgaduras. Se observa asimismo que aunque el objetivo de los ensayos era que su duración se hallara entre 10^4 y 10^5 ciclos, muchos de ellos no alcanzaban estas cifras en tanto que otros rebasaban los 10^5 ciclos sin que se produjera el fallo, habiendo sido señalados con una flecha horizontal para indicar este hecho.

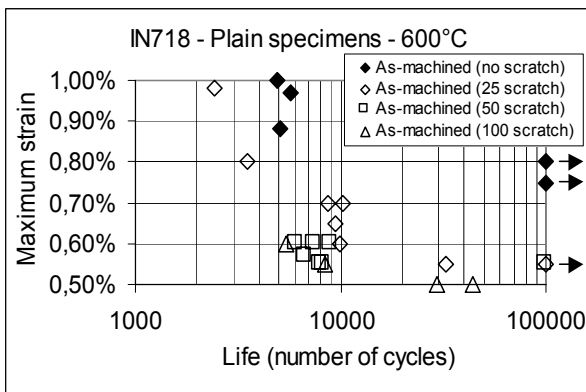


Figura 1. Relación entre la vida a fatiga y la máxima deformación en los ensayos realizados a 600° C sobre probetas en las diferentes condiciones.

Un análisis más exhaustivo de los resultados obtenidos en estos ensayos pone claramente de manifiesto que la introducción de una rasgadura de tan sólo 25µm reduce en aproximadamente un 25% la máxima deformación admisible para alcanzar una vida promedio de 10000 ciclos. Si bien las rasgaduras de una mayor profundidad reducen aún en mayor medida la capacidad del material de admitir una deformación, la pendiente de la gráfica que relaciona la máxima deformación admisible con la profundidad de la rasgadura se atenúa apreciablemente.

Si se consideran mayores vidas a fatiga más largas (30000 ciclos) este efecto negativo de las rasgaduras se mantiene.

Por su parte, la figura 2 exhibe la gráfica de la máxima deformación frente a la vida a fatiga correspondiente a los ensayos realizados a 300° C sobre probetas con diferentes niveles de daño. Contrariamente a los ensayos realizados a 600° C, en este caso no se aprecia un efecto claro de la profundidad de las rasgaduras sobre la vida a fatiga de las probetas.

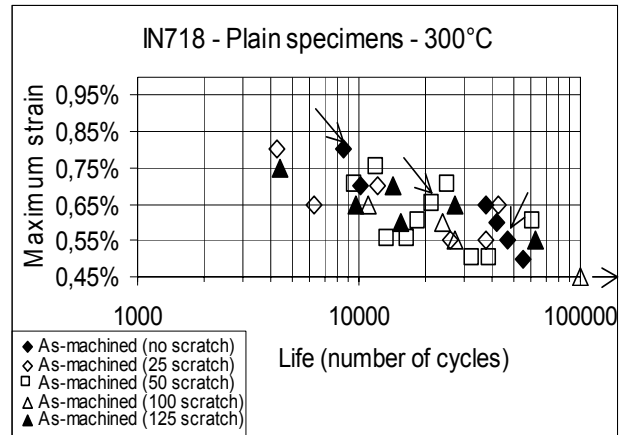


Figura 2. Relación entre la vida a fatiga y la máxima deformación en los ensayos realizados a 300° C sobre probetas en las diferentes condiciones.

Una comprobación similar a la realizada con los ensayos efectuados a 600° C revela que el efecto ejercido por las rasgaduras sobre la máxima capacidad de deformación no es uniforme. Cuando se considera una vida promedio corta (10000 ciclos), correspondiente a un elevado nivel de carga, la máxima deformación admisible es la misma para rasgaduras de 25, 50µm o para el material libre de ellas. Rasgaduras de mayor profundidad si reducen el valor de la máxima deformación admisible aunque muy ligeramente (apenas un 15%). Por el contrario, para vidas más largas, esto es menores cargas aplicadas, se aprecia un cierto efecto negativo de las rasgaduras desde que éstas poseen la mínima profundidad estudiada (25µm), representando un 23% para las de 50µm y no variando para mayores profundidades.

Tabla 1. Porcentaje de probetas cuya rotura se originó en un punto ajeno a las rasgaduras.

25µ	50µ	100µ	125µ
50	50	0	28.5

La observación en el microscopio electrónico de barrido de las superficies de fractura de estas probetas reveló que el origen del fallo se encontraba en todas ellas en

los ángulos redondeados de las mismas. El empleo de mayores aumentos y el análisis mediante espectrometría por dispersión de energía de rayos X permitió identificar las partículas situadas en esta zona de inicio del fallo, y asociadas al mismo. La mayoría de éstas corresponden a carburos de niobio, carburos de titanio y niobio y, en mucha menor proporción, unas partículas con un alto porcentaje de hierro y otros menores de cromo, níquel y niobio en su composición identificadas como fases de Laves. Este hecho proporcionó una primera explicación razonable al fallo por esta zona pues una concentración puntual de partículas podía promover el mismo. Sin embargo, el estudio metalográfico de las probetas en los microscopios óptico y electrónico de barrido condujo a rechazar esta hipótesis al detectarse que la distribución de los carburos era homogénea a lo largo del material sin que se llegara a apreciar una concentración mayor en las zonas de inicio de la rotura. Tampoco la presencia de las fases de Laves, en número muy reducido parece justificar el fallo [7]. No obstante, en este punto se debe señalar que la norma AMS 5662L establece de forma categórica que el material debe hallarse totalmente libre de fases de Laves por lo que la calidad del mismo no es la adecuada conforme a dicha norma [8]. El riesgo de formación de estas fases en el curso de la operación a elevada temperatura de esta aleación es una de las razones que limitan la máxima temperatura de trabajo de los componentes fabricados con ella. Sin embargo, la posibilidad de que se hayan generado en el curso de los ensayos efectuados a 300° C resulta absolutamente ilógica.

Rechazada esta primera hipótesis se buscó alguna otra que pudiera ofrecer una explicación plausible. Con este fin se comprobó el alineamiento de la máquina utilizada en los ensayos puesto que en el caso de que las probetas hubieran sido ensayadas desalineadas las tensiones de flexión generadas hubieran podido acelerar el fallo. La comprobación efectuada demostró que el alineamiento de la máquina era correcto, cumpliendo las exigencias establecidas en la norma ASTM E1012 [9], por lo que esta hipótesis tampoco justifica los resultados obtenidos.

El hecho de que la rotura de las probetas ensayadas a 600° C se originara siempre a partir de las rasgaduras llevó a considerar la posibilidad de que las tensiones residuales dejadas por el proceso de fabricación de los discos y las probetas fuera responsable del diferente comportamiento en unas y otras condiciones. En tanto que a 600° C las tensiones podían aliviarse en el curso de los ensayos de fatiga, la temperatura de 300° C no sería suficientemente alta para completar esta acción. Es evidente que antes de aceptar esta hipótesis como válida debe ser debidamente ratificada.

Se procedió a la medida de las tensiones residuales en los discos utilizados para la extracción de las probetas mediante difracción de rayos X. Esta medida reveló la existencia de unas elevadas tensiones de tracción (del orden de 800MPa) en la dirección radial, aquélla en la

que se extrajeron las probetas. Este valor es del orden del límite elástico de la aleación a 650° C [8] por lo que debe ser tenido muy en cuenta a la hora de valorar las prestaciones frente a la fatiga que ofrece el material a 300 y 600° C. La superposición de esta tensión residual y la que se produce por la aplicación de los ciclos de deformación conducen a un valor total que es muy alto, pudiendo acelerar el fallo.

Esta medida de las tensiones residuales del disco indica claramente que el material de los discos de los cuales se extrajeron las probetas presenta unas elevadas tensiones de tracción pero por sí sólo no basta para justificar el diferente comportamiento a una y otra temperatura. Por ello se realizaron unas nuevas medidas de las tensiones residuales, esta vez sobre las probetas, tras el ensayo, en una zona suficientemente alejada de la rotura para evitar que el posible alivio de las tensiones provocado por la misma pudiera alterar el nivel de tensiones existente durante el ensayo, conduciendo a valorar erróneamente dichas tensiones. Las medidas efectuadas también por medio de difracción de rayos X sobre varias probetas ensayadas a 300° C, reveló la existencia aún de un alto nivel de tensiones de tracción, ligeramente inferior al medido sobre el material de partida.

Sin embargo, la medida realizada por el mismo método sobre las probetas que fueron ensayadas a 600° C apunta en el sentido de que la prolongada permanencia a esta temperatura condujo a un alivio de las mismas. A la vista de estos resultados la hipótesis que atribuye el diferente comportamiento a estas tensiones residuales se ve notablemente reforzada. Resta únicamente encontrar una explicación razonable al hecho de que los fallos no se localicen en el fondo de las rasgaduras donde existe una concentración de tensiones. Desgraciadamente no fue posible efectuar una medida de la tensión residual existente en ese punto, ni antes ni tras el ensayo por las dificultades de acceso que presenta. No obstante, en el posterior estudio metalográfico se pudo constatar que su extremo no era tan agudo como se suponía sino que se hallaba bastante redondeado. Esto supone una reducción del factor de concentración de tensiones.

Por otra parte, la medida de las tensiones residuales en capas más interiores a la periferia reveló que éstas se hacían nulas o incluso pasaban a ser de compresión para profundidades del orden de 30µm, es decir menor que la profundidad de muchas rasgaduras. En consecuencia, en el fondo de las rasgaduras pueden existir tensiones de compresión o, en el peor de los casos, unas de tracción sensiblemente inferiores a las medidas en la superficie de los discos. A la vista de estos hechos se consideró que la entalla provocaba un alivio de las altas tensiones residuales de tracción del mecanizado [7]. Seguidamente se ofrece una explicación al diferente comportamiento del material a una y otra temperatura.

Se debe recalcar que, como se ha indicado previamente, las probetas de fatiga se extrajeron directamente de los discos manteniéndose en dos de sus caras el mecanizado original. Eso supone que en los ensayos se valorará el

comportamiento a fatiga del material en su condición real y los resultados obtenidos podrán ser extrapolados a los discos. Por el contrario, en el supuesto de haber utilizado, como es habitual en muchos ensayos de fatiga, probetas con un mecanizado fino o, incluso, pulidas a espejo, no se hubiera conseguido valorar correctamente las prestaciones reales en servicio de los discos. Éste es un aspecto que debe ser recalcado en su justa medida a la hora de efectuar la valoración del comportamiento frente a la fatiga de un componente real.

El mecanizado de los discos, y de las probetas, se ha efectuado utilizando un proceso convencional, sin cuidar en exceso que el acabado fuera suficientemente fino, con una herramienta de carburo y velocidad de avance bastante elevada. Por otra parte, tampoco se comprobó el estado en que se encontraba la herramienta utilizada en este trabajo, que pudiera hallarse desgastada o haber sufrido desconchamientos. A consecuencia de todo ello se han generado unas tensiones de tracción importantes que, al sumarse a las propias del ensayo, han disminuido la vida a fatiga de las probetas.

En los ensayos efectuados a 300° C estas tensiones de mecanizado apenas han experimentado un alivio por lo que siguen presente con un nivel elevado a lo largo de la superficie de las probetas, promoviendo su fallo en los ensayos de fatiga. Los extremos de las rasgaduras se sitúan en una zona donde las tensiones de tracción son sensiblemente menores o, incluso, existen tensiones de compresión. Desgraciadamente, este punto no ha podido ser confirmado mediante medidas directas de tensiones residuales en el extremo de las rasgaduras pero si se ha podido comprobar en las efectuadas sobre los discos que tras una zona periférica, de pocas micras, que presenta fuertes tensiones residuales de tracción estas disminuyen notablemente pasando a ser de compresión a unas 30µm de profundidad. Como consecuencia de ello la suma de las tensiones aplicadas en el ensayo y de las residuales del proceso de mecanizado en esta zona son inferiores a las existentes en la superficie de las probetas, lo que conduce a que el origen del fallo, que se produce en el punto más fuertemente solicitado, se sitúe en uno ajeno a las rasgaduras.

El posible efecto de concentración de tensiones que se produce en el fondo de las rasgaduras por efecto de las mismas se reduce bastante con respecto a lo esperado al hallarse su extremo bastante redondeado. Este aspecto ha podido ser comprobado en el examen metalográfico de secciones transversales a las rasgaduras en aquellas probetas que han fallado por otra zona. Debido a ello la vida a fatiga se verá mucho menos influenciada que lo previsto por la presencia de las rasgaduras. Esto supone un nuevo argumento a favor de que el fallo se produzca en otra zona de las probetas, como efectivamente ocurre.

El mantenimiento prolongado a 600° C en el curso de

los ensayos realizados a esta temperatura promueve un alivio de las tensiones de mecanizado, hipótesis que se ve ratificada por las medidas de las tensiones residuales realizadas sobre las probetas en zonas suficientemente alejadas de la rotura para que no se haya producido su alivio como consecuencia del fallo, lo que conduciría a una valoración errónea.

Esta observación parece proporcionar un argumento a favor de que las tensiones de mecanizado no juegan un papel importante en la vida de aquellos componentes que operan a temperatura elevada, al verse aliviadas en servicio. Ello pudiera llevar a menospreciar el efecto de dichas tensiones. Sin embargo, no se puede olvidar que algunas partes de los discos operan a temperaturas más bajas, por lo que no experimentan este alivio térmico de las tensiones. Por este motivo, se recomienda efectuar un mecanizado más cuidadoso de los discos, lo que conducirá a que las tensiones residuales que se puedan generar en su superficie sean más bajas.

Este alivio de tensiones que se produce a 600° C, y que puede tener un efecto positivo sobre las prestaciones a fatiga del material en estado bruto de mecanizado, constituye un inconveniente cuando se intenta mejorar la vida a fatiga de los componentes mediante la aplicación de tratamientos superficiales que induzcan la aparición de tensiones residuales de compresión. La permanencia prolongada a alta temperatura, favorable en el caso del material en estado bruto de mecanizado al aliviar las tensiones de tracción, puede tornarse negativa cuando se ha aplicado alguno de estos tratamientos superficiales para generar tensiones de compresión, puesto que puede provocar una disminución o, incluso, la desaparición de las mismas. En un trabajo posterior se analizará el efecto que ejerce la aplicación de los tratamientos superficiales sobre las prestaciones a fatiga de la aleación 718 a las dos temperaturas (300 y 600° C) y el posible alivio de las tensiones en los ensayos de fatiga realizados a la temperatura más alta. En este punto tan sólo se comenta la posibilidad de alivio de las tensiones residuales de compresión con la consiguiente repercusión negativa sobre la vida a fatiga de los componentes así tratados.

4. CONCLUSIONES

- a. Se ha caracterizado el comportamiento a fatiga a dos temperaturas de un disco de un motor de aviación fabricado con una aleación IN718 a dos temperaturas y con diferentes niveles de daño.
- b. La utilización de probetas de fatiga que en dos de sus caras mantienen el mecanizado original garantiza que los resultados obtenidos podrán ser extrapolados a la valoración de la vida a fatiga de los discos. Por el contrario, el uso de probetas con un mecanizado fino o pulidas a espejo, no representa la situación real de los

- mismos y puede conducir a unas conclusiones erróneas.
- c. Se han introducido en una de las caras de las probetas rasgaduras de diferente profundidad (25, 50, 100 y 125 μ m) y comparado la vida a fatiga de las probetas con estos niveles de daño con la que ofrece el material libre de él.
- d. En los ensayos efectuados a 600° C se observa el esperado efecto negativo de las rasgaduras sobre la vida a fatiga, con una disminución de ésta conforme la profundidad de aquéllas se incrementa.
- e. Por el contrario, en los ensayos realizados a 300° C el comportamiento a fatiga del material no parece verse influenciado por la presencia de estas rasgaduras. La identificación de los orígenes del fallo de las probetas ensayadas a esta temperatura, en unos puntos sensiblemente alejados de las rasgaduras proporciona una justificación a la observada falta de efecto de las mismas.
- f. La medida de las tensiones residuales tanto en el disco de partida como sobre las probetas de fatiga ensayadas a 300 y 600° C ofrece una explicación al diferente efecto observado de las rasgaduras a una y otra temperatura.
- g. El mecanizado por un proceso convencional del disco de partida y de las probetas induce la aparición de tensiones residuales de tracción, muy elevadas, que apenas se ven aliviadas en el curso de los ensayos a 300° C. Debido a ello, la suma de estas tensiones residuales de tracción y de las aplicadas en servicio acelerará el fallo por fatiga.
- h. El extremo de las rasgaduras se sitúa en una zona donde las tensiones de tracción medidas son sensiblemente más bajas o, incluso, pasan a ser de compresión. Por ello, la suma de las tensiones aplicadas y residuales en este punto será menor que la existente en la superficie de las probetas. Como consecuencia, la rotura se iniciará en esta última zona y no se apreciará ningún efecto de las rasgaduras sobre la vida a fatiga.
- i. La permanencia prolongada a 600° C provoca un alivio de las tensiones de tracción con la consiguiente repercusión favorable sobre la vida a fatiga que ello supone. En ese estado la suma de las tensiones en la superficie de las probetas será inferior a la existente en el fondo de las rasgaduras, iniciándose el fallo en esta última zona.
- j. Se recomienda efectuar un mecanizado más cuidadoso de los discos, evitando o, al menos, limitando la aparición de tensiones residuales de tracción, lo que repercutirá favorablemente sobre su vida a fatiga.

AGRADECIMIENTOS

El presente trabajo se ha realizado dentro del marco del proyecto Brite – Euram BE 95- 1612 liderado por Rolls - Royce y en el cual también participaron, Rolls Royce Deutschland, Snecma, Turbomeca, MTU, QuinetiQ y la Universidad de Cranfield, financiado parcialmente por la Comisión Europea. Los autores desean también agradecer al Ministerio de Ciencia y Tecnología la ayuda recibida a través del programa MAT 97 – 1644-CE.

REFERENCIAS

- [1] Corran R. S. J. *Complex cycles in aeroengines*. Anales de Mecánica de la Fractura. (1999) Vol. 16 1-7.
- [2] F. A. A. Aircraft catastrophic failure prevention program: Statement of work. (1996).
- [3] Claudio R. A., Branco C. M., Gomes E. C., Byrne J. Harrison G. F. y Winstone M. R. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.* (2004), 27, 849-860.
- [4] Optimum surface condition for fatigue sensitive components operating at elevated temperature. OPSURCON Proyecto Brite – Euram BE95 – 1612.
- [5] Atxaga G., Erauzkin E. e Irisarri A. M. *Análisis microestructural de dos superaleaciones base níquel moldeadas*. 1ª Jornada de Metalografía (2000) 175-187.
- [6] PrEN 3998. Aerospace series. Test methods for metallic materials. Constant amplitude strain controlled low cycle fatigue testing (1995).
- [7] Irisarri A. M. *Efecto de las tensiones residuales sobre las prestaciones de diversos componentes*. Anales de Mecánica de la Fractura (2006) Vol. 23, 245 -250.
- [8] Aerospace Material Specification AMS 5662L. *Nickel alloy, corrosion and heat resistant bar, forgings and rings, 52.5 Ni, 19 Cr, 3.0 Mo, 5.1 Cb, 0.90 Ti, 0.50 Al 18 Fe. Consumable electrode for vacuum induction melted. 968° C solution heat treated, precipitation hardenable UNS N07718*, Jul. (2005).
- [9] ASTM E1012 Standard Practice for the verification of alignment under tensile testing. ASTM Annual book of standards.