

## COMPORTAMIENTO A TEMPERATURA ELEVADA DE UNA ALEACIÓN MOLDEADA RENE 41

G. Atxaga\*, E. Erauzkin\*\* y A. M. Irisarri\*

\* Integridad Estructural

\*\* División Aeroespacial

Fundación INASMET

Mikeletegi Pasealekua, 2. Parque Tecnológico.

20009 San Sebastián

**Resumen:** En el presente trabajo se ha comprobado que las piezas de una aleación base níquel moldeada Rene 41, fabricada por el proceso de moldeo a la cera perdida, no sólo satisfacen los requerimientos de la norma AMS 5399C sino que, además, poseen un adecuado comportamiento frente a la fatiga y la fluencia. Se ha comprobado que el comportamiento a fluencia a 900° C supera incluso el ofrecido por algunas aleaciones forjadas. Los resultados de los ensayos de fatiga, efectuados a 650° C, con diferentes relaciones entre las tensiones mínima y máxima se pueden calificar como satisfactorios. El estudio fractográfico de las diferentes probetas reveló una morfología diferente intergranular en las de fluencia y predominantemente transgranular en las de fatiga. Esta diferencia se puede justificar en base a las diferentes sollicitaciones aplicadas a unas y a otras probetas aunque se debe tener también en cuenta que los ensayos de fluencia se efectuaron a una temperatura más alta.

**Abstract:** This work has checked that components of a cast nickel base alloy Rene 41, produced by investment casting, not only satisfy the requirements of AMS 5399C standard but also show a good creep and fatigue behaviour. 900° C creep performance of this cast alloy is even better than those exhibited by forged alloys. 650° C fatigue tests results, carried out using different minimum to maximum stress ratio can be qualified as satisfactory. Fractographic study performed on the various specimens revealed a different morphology, being intergranular in the creep specimens and mainly transgranular in the fatigue ones. The differences in the efforts applied to the specimens could justify these differences although it must be kept in mind that creep tests were performed at higher temperature.

### 1. INTRODUCCIÓN

La tendencia actual en la producción de los motores de aviación va encaminada a conseguir dos objetivos principales. Por un lado se busca mejorar su rendimiento de forma que permita el lograr un ahorro en el consumo de combustible y reducir las emisiones a la atmósfera. Por otro, se intenta conseguir una reducción de los costes de producción. El logro del primero de estos objetivos obliga a incrementar la temperatura de entrada de los gases en la turbina. Esto a su vez limita las posibilidades de sustituir las pesadas aleaciones base níquel, actualmente empleadas, por materiales más ligeros. Efectivamente, las condiciones de trabajo de los modernos motores de los aviones requieren que los materiales que se empleen en la construcción de los distintos componentes sean capaces de operar de forma satisfactoria, soportando unas fuertes tensiones a temperaturas elevadas que, en algunos casos, llegan a superar los 1100° C. Estas condiciones resultan

excesivamente duras para los distintos materiales metálicos que se han propuesto como candidatos alternativos. Por un lado, la pobre resistencia frente a la oxidación que presentan los compuestos intermetálicos titanio – aluminio limita su máxima temperaturas de utilización a valores apreciablemente más bajos [1], siendo incluso menores las posibilidades que ofrecen las aleaciones de titanio. Por tanto, su uso queda restringido a aquellos componentes que operan a temperaturas relativamente bajas.

Tampoco los materiales cerámicos parecen capaces de afrontar este reto puesto que o bien exhiben un pobre comportamiento frente a la fluencia y una baja tenacidad o bien presentan un considerable riesgo de sufrir roturas bruscas, inesperadas, que excluye su empleo en piezas críticas. Aún más, no se vislumbra el desarrollo de un material que sea capaz de desplazar en un futuro cercano a las aleaciones base níquel de la mayoría de sus utilizaciones actuales en estos motores.

Por su parte, el deseo de reducir tanto los costes como el tiempo de producción ha promovido el interés por analizar la posibilidad de sustituir los componentes forjados por otros moldeados cuya forma es muy cercana a la definitiva (near net shape). El uso de esta ruta de producción supone una disminución en el consumo de material y de los costes de mecanizado, por lo que resulta muy atractiva. Sin embargo, la posibilidad de aparición de defectos de moldeo en las piezas ha frenado la utilización de materiales moldeados en aquellas aplicaciones donde la rotura puede tener fatales consecuencias. Antes de superar las suspicacias que suscita el empleo de materiales moldeados en componentes críticos es necesario demostrar que son capaces de ofrecer unas prestaciones absolutamente satisfactorias en las condiciones de servicio.

Las aleaciones base níquel empleadas en estos componentes, muchas veces designadas con el nombre de superaleaciones a causa del gran número de elementos que intervienen en su composición y de sus excelentes propiedades, están constituidas básicamente por una matriz que posee una red cúbica centrada en las caras y unos precipitados coherentes, ordenados, que ejercen el principal efecto endurecedor. La fase endurecedora que forma estos precipitados en la gran mayoría de las superaleaciones se designa como  $\gamma'$  y posee una red cúbica centrada en las caras en la cual los átomos de níquel ocupan los centros de las caras en tanto que los de aluminio se sitúan en los vértices de la red. Por tanto, su relación estequiométrica es  $\text{Ni}_3\text{Al}$ , observándose tan sólo ligeras variaciones respecto a la misma. En las aleaciones comerciales el titanio puede sustituir parcialmente al aluminio en los vértices de la red y algunos otros elementos de aleación reemplazar a una parte del níquel en los centros de las caras. Esto supone que la naturaleza de las partículas es más compleja en estos casos.

La propiedad más destacada de estas aleaciones es su capacidad de operar satisfactoriamente bajo carga hasta temperaturas muy próximas a las del inicio de su fusión (del orden del 85% de esta cifra en grados Kelvin), valor que supera netamente a los que son capaces de ofrecer los restantes materiales ingenieriles. No obstante, la microestructura formada por esta dispersión de precipitados ordenados en la matriz resulta termodinámicamente inestable y la exposición prolongada a las temperaturas de operación de los componentes de las turbinas aeronáuticas provoca el engrosamiento de estos precipitados, por una disolución preferente de los más pequeños en beneficio de aquellos otros más gruesos que aumentan su tamaño. Además, se produce un cambio de forma desde la inicial, esférica o cúbica, hasta otra másica o alargada en las direcciones  $\langle 1,0,0 \rangle$  de la red cúbica [2]. La fuerza inductora de este cambio en la forma, distribución y número de los precipitados es la disminución de la energía debida al desajuste existente entre las redes cristalinas de la matriz y los

precipitados. Un incremento en el grado de desajuste entre las redes cristalográficas de la matriz y los precipitados promueve que la forma de estos últimos sea ya cúbica para tamaños más pequeños. Estos precipitados pueden cambiar de forma más rápidamente bajo la aplicación de una tensión mecánica en el supuesto de que el desajuste entre las redes cristalográficas no sea nulo.

Este cambio de morfología de los precipitados, provocada por una permanencia prolongada en servicio a temperatura elevada, va acompañado de una disminución de la resistencia mecánica y un peor comportamiento a temperatura elevada de la aleación, aspectos ambos que deben ser tenidos muy en cuenta a la hora de valorar las prestaciones que son capaces de ofrecer el material tras largos periodos de operación.

La aleación Rene 41 fue desarrollada a finales de los años 50, con vistas a obtener unas chapas delgadas que poseyeran una mayor resistencia y se pudiera conseguir una reducción de peso, propiedad que reviste una enorme importancia en los componentes aeronáuticos. No obstante, pese al tiempo transcurrido desde su aparición en el mercado, la información disponible acerca de las propiedades que posee esta aleación es muy limitado y se refiere únicamente a material forjado. Ello se debe, muy probablemente, a que su principal campo de aplicación ha sido los aviones militares donde la difusión de datos es muy restringida.

En esencia ésta es una aleación base níquel con presencia de porcentajes apreciables de titanio y aluminio, destinados a formar los precipitados de la fase endurecedora  $\gamma'$ . Además posee un alto contenido de cromo, cuya principal misión es formar una capa protectora de óxido de este elemento que aisle al material de su entorno de trabajo, evitando que sufra el ataque corrosivo, aunque también contribuye a un ligero aumento de la resistencia mecánica de los componentes por entrada en solución sólida en la matriz o, en mayor medida por la formación de carburos de cromo. A estas acciones también contribuye el molibdeno, en tanto que la principal acción de la presencia de cobalto es aumentar la temperatura de disolución de la fase  $\gamma'$ , permitiéndole ejercer su efecto endurecedor hasta temperaturas más altas e incrementando la máxima temperatura de operación [3]. El máximo contenido en hierro de esta aleación, y de todas las aleaciones base níquel que operan a las temperaturas más altas, se halla limitado a niveles bajos, puesto que este elemento promueve la aparición de las llamadas denominadas fases de Laves, que inducen una mayor fragilidad del material, reduciendo sus prestaciones en servicio.

La utilización industrial del proceso de fusión y colada en vacío, que permite la obtención de un material mucho más limpio, con un control más preciso de las adiciones menores e impurezas y una buena reproducibilidad de la composición química de las

sucesivas coladas constituyó un importante paso adelante en la posibilidad de emplear materiales moldeados en la producción de piezas críticas. Si a ello se une el moldeo de precisión a la cera perdida, que permite obtener series cortas de componentes de una geometría compleja, con unas dimensiones que coinciden prácticamente con las definitivas y un excelente acabado superficial, el atractivo para la industria aeronáutica resulta evidente.

El objetivo del proyecto de investigación del cual se ha extraído el presente trabajo es lograr el desarrollo de la tecnología necesaria para la producción de piezas de geometría compleja de una turbina aeronáutica, que posean unas buenas propiedades, por el proceso de moldeo a la cera perdida.

## 2. TÉCNICA EXPERIMENTAL

### 2.1. Aleación estudiada

El material seleccionado para este trabajo ha consistido en una aleación base níquel moldeada Rene 41. Su composición química correspondiente a Cr 19.1, Mo 10.2, Co 11.1, Ti 3.2, Al 1.6, Fe 2.1, C 0.07 y B 0.005, siendo el níquel el elemento mayoritario. Esta aleación ha sido producida por el proceso de fusión y colada en vacío y moldeo a la cera perdida.

Para la producción de las probetas empleadas en este estudio se utilizaron moldes constituidos cada uno de ellos por un racimo de 10 probetas cilíndricas de 13 mm de diámetro. Se coló un molde destinado a la obtención de las probetas necesarias para los ensayos de fluencia y otro para las utilizadas en los ensayos de fatiga. Las condiciones de producción de ambos moldes fueron idénticas. Este trabajo ha sido efectuado por la empresa Microfusión de Aluminio S.A.

### 2.2. Tratamiento térmico

Estas probetas fueron sometidas a tratamiento térmico de solubilización a 1066° C durante 3 horas seguido de enfriamiento rápido en aceite y posterior envejecimiento a 760° C durante un periodo de 16 horas. La razón para la elección de este tratamiento, con un enfriamiento más rápido del habitualmente utilizado en nitrógeno, se halla en el deseo de garantizar que la máxima cantidad de los elementos de aleación, que han sido puestos en solución sólida en el tratamiento de solubilización, no precipitan nuevamente durante el enfriamiento. De esta forma se logra no sólo disponer de una mayor cantidad de dichos elementos para formar una distribución fina y dispersa de partículas de segunda fase en el envejecimiento, sino también disminuir el número de partículas primarias, groseras, que se han formado en la solidificación del molde y se han disuelto, siquiera parcialmente, durante el tratamiento de solubilización.

### 2.3. Ensayos de fluencia

Una vez tratadas las muestras se mecanizaron probetas de fluencia de 6.25 mm de diámetro que fueron ensayadas a fluencia de acuerdo con los requerimientos de la norma ASTM E 139. El método de ensayo empleado es el denominado con el nombre de isotensión en el cual se eligen una serie de niveles de tensión, que se mantiene constante a lo largo de todo el ensayo. A cada uno de estos niveles se ensaya un conjunto de probetas a diferentes temperaturas, llevándose todas ellas a rotura y registrando el tiempo en que ésta se produce en cada caso. Los niveles de tensión y las temperaturas elegidos para este trabajo fueron 148, 156, 164 y 172 MPa y 855, 870, 885 y 900° C, respectivamente. Finalizado el ensayo se efectuó una representación del logaritmo del tiempo de rotura de cada probeta frente a la temperatura absoluta o la inversa de este parámetro, ajustando rectas de regresión a los valores correspondientes a cada uno de los niveles de tensión.

### 2.4. Ensayos de fatiga

Los ensayos de fatiga también se efectuaron sobre unas probetas cilíndricas de 6.25 mm de diámetro que fueron mecanizadas a partir de las moldeadas y tratadas en la forma anteriormente descrita. Los ensayos de fatiga se efectuaron a la temperatura de 650° C, de acuerdo con la norma ASTM E 466, con control por carga, aplicando una tensión axial sobre las probetas y con unas relaciones entre los valores mínimo y máximo de dicha tensión de -1, 0, 0.1 y 0.5. La onda empleada en la realización de estos ensayos fue sinusoidal y la frecuencia 15 Hz.

### 2.5. Estudio metalográfico y fractográfico

Tras la rotura de las distintas probetas ensayadas se procedió a un estudio fractográfico de las mismas consistente en la observación directa de la superficie de fractura de una de las mitades en el microscopio electrónico de barrido y el examen por microscopía óptica y electrónica de barrido de secciones longitudinales obtenidas de las otras mitades de las probetas, incluyendo las correspondientes superficies de fractura. Estas probetas metalográficas permitieron también el estudio de la microestructura del material, tras largas permanencias a temperatura elevada, y poder valorar la evolución que ha sufrido en el curso del ensayo. La identificación de las fases presentes en cada una de las probetas se efectuó por medio de espectrometría de dispersión de energía de rayos X. En un trabajo previo se ofrece una descripción más detallada de la metodología empleada para la identificación de las diversas partículas y fases presentes [4].

## 3. RESULTADOS

Los resultados de los ensayos de fluencia se ofrecen en la tabla 1. Se puede observar que, como era lógico

esperar, un incremento de la temperatura o de la tensión aplicada conduce a una disminución del tiempo a rotura.

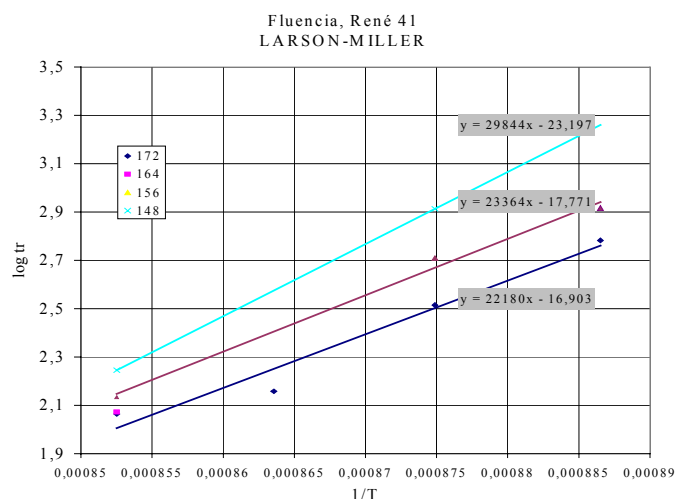
Referencia	Temperatura (°C)	Tensión (MPa)	Tiempo a rotura (h)
FL - 1	900	172	116
FL - 2	900	164	118
FL - 3	900	156	136
FL - 4	900	148	176
FL - 5	885	172	144
FL - 6	870	172	327
FL - 7	855	172	606
FL - 8	870	156	511
FL - 9	855	156	824
FL - 10	870	148	819

**Tabla 1.** Resultados obtenidos en los ensayos de fluencia de las distintas probetas.

Se han propuesto diferentes modelos para poder predecir la vida en servicio de los componentes a partir de los resultados experimentales de estos ensayos. Sin entrar en detalles acerca de estos numerosos modelos (existen más de un centenar) y que aparecen descritos de forma más detallada en la referencia [5] conviene destacar los aspectos más sobresalientes de aquellos que han recibido un mayor nivel de aceptación y son más habitualmente empleados.

Todos estos modelos tienen en común el establecer una relación entre la temperatura a la cual se realizan los ensayos, o trabaja el equipo a analizar, la tensión aplicada y el tiempo a rotura por fluencia. Las diferencias se hallan en la forma que adopta esta relación entre los dos parámetros de ensayo o de operación (tensión y temperatura) con el tiempo a rotura. Con el fin de poder comprobar el ajuste existente entre los resultados experimentales y las predicciones de los principales modelos se han representado los valores del logaritmo del tiempo a rotura frente a la temperatura absoluta o la inversa de este parámetro y ajustado rectas de regresión a los valores correspondientes a un mismo nivel de tensión. La forma de estas rectas de regresión (paralelas entre sí, confluyentes a un punto que se halle situado o no en el eje de ordenadas, etc.) señala la mayor o menor precisión de cada uno de estos modelos. En la referencia [6] se ofrece un análisis detallado del ajuste de los datos experimentales a los diferentes modelos. En este punto basta tan sólo señalar que el mejor ajuste se consigue con el parámetro propuesto por Larson y Miller puesto que las rectas de regresión obtenidas en la representación de la inversa de la temperatura absoluta frente al logaritmo del tiempo de rotura convergen hacia un punto situado en el eje de ordenadas. Aún más, los valores de las ordenadas en el origen de las distintas rectas de regresión,

comprendidos entre 17 y 23, concuerdan satisfactoriamente con el de 20 que se utiliza normalmente para el modelo de Larson y Miller. La figura 1 ofrece la representación de los valores experimentales del logaritmo del tiempo de rotura frente a la inversa de la temperatura absoluta de ensayo para los distintos niveles de tensiones.



**Fig 1.** Representación del logaritmo del tiempo de rotura frente a la inversa de la temperatura absoluta de ensayo.

La norma AMS 5399C [7] establece como único requerimiento en cuanto a comportamiento a fluencia del material se refiere que el material deberá superar satisfactoriamente un tiempo de ensayo de 25 horas, a la temperatura de 900° C y bajo una tensión de 172 MPa. Es evidente que el tiempo a rotura en estas condiciones (116 h) es muy superior al límite marcado en la citada norma por lo que se puede afirmar que el material cumple las exigencias impuestas desde este punto de vista y puede ser aceptado. En un intento de comparar las prestaciones de este material moldeado con los datos existentes de materiales forjados se ha intentado recabar la información disponible sobre estos últimos. Se debe señalar que únicamente se ha conseguido un reducido número de datos con los que poder efectuar esta comparación [8]. La razón para esta falta de datos se halla, muy probablemente, en el carácter confidencial que poseen la mayor parte de los estudios realizados sobre este material, por lo que la difusión de los resultados ha sido muy restringida.

Esta comparación ha permitido comprobar que el material moldeado estudiado en el presente trabajo presenta un mejor comportamiento que el forjado cuyos datos se ofrecen en la citada referencia [8], animando a su uso en aquellos componentes que deban operar a temperatura elevada bajo una tensión constante.

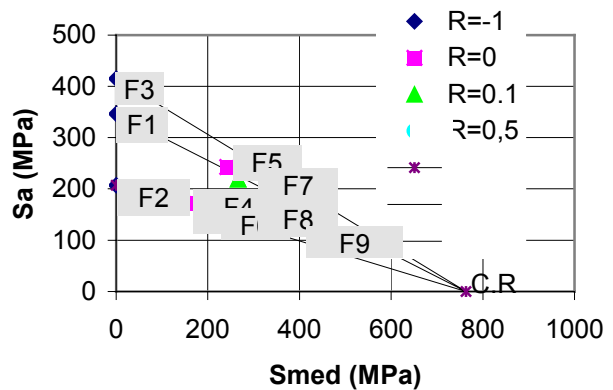
El siguiente punto a analizar es el relativo al comportamiento frente a la fatiga del material moldeado. A este respecto la mencionada norma no establece ningún requerimiento ni acerca de las condiciones en que se deben efectuar los ensayos ni sobre los valores mínimos a superar [7]. Además se cuenta con el inconveniente adicional que supone la falta de datos sobre esta aleación, que pudieran servir de guía. Por este motivo, se ha intentado caracterizar la vida a fatiga del material de la forma lo más amplia posible, dentro del plazo disponible, efectuando ensayos con varias relaciones entre las tensiones mínima y máxima del ciclo. Con posterioridad a la realización de estos ensayos se presentó una comunicación en el XVI Encuentro del Grupo Español de Fractura, en la cual se analizaba el comportamiento que ofrecía frente a la fatiga de una muestra forjada de esta misma aleación [9]. No obstante, la diferencia en el tipo de ensayos (fatiga de bajo número de ciclos con control por deformación en el citado trabajo frente a fatiga de alto número de ciclos con control por carga en el presente) impide establecer las adecuadas comparaciones.

Los resultados de estos ensayos se ofrecen en la tabla 2, incluyendo el número de ciclos a rotura frente a los valores de la tensión máxima ( $\sigma_M$ ), de la amplitud de tensiones ( $\Delta\sigma$ ) y de la relación R entre los valores mínimo y máximo de dicha tensión.

El análisis de los resultados a partir de esta tabla resulta complicado, razón por la cual se optó por representarlos en un diagrama de Goodman que muestra los valores de la tensión media aplicada (en el eje de abcisas) frente a la amplitud de la tensión (en ordenadas). De acuerdo con este método de predicción los puntos de una misma vida a fatiga se hallarán sobre la recta que une el valor de la resistencia a la tracción (en el eje de abcisas) con el punto correspondiente a dicha vida en unas condiciones de tensión alternada, esto es  $R = -1$ .

**Tabla 2.** Resultados de los ensayos de fatiga

Ref.	R	$\sigma_M$ (MPa)	$\Delta\sigma$ (MPa)	Nº de ciclos
F1	- 1	346	692	387.422
F2	- 1	514	514	1.749.672
F3	- 1	830	830	99.627
F4	0	346	346	>4.000.000
F5	0	484.4	484.4	347.212
F6	0.1	346	311.4	>6.250.000
F7	0.1	484.4	436	363.492
F8	0.1	484.4	436	383.540
F9	0.5	242.2	218	972.300

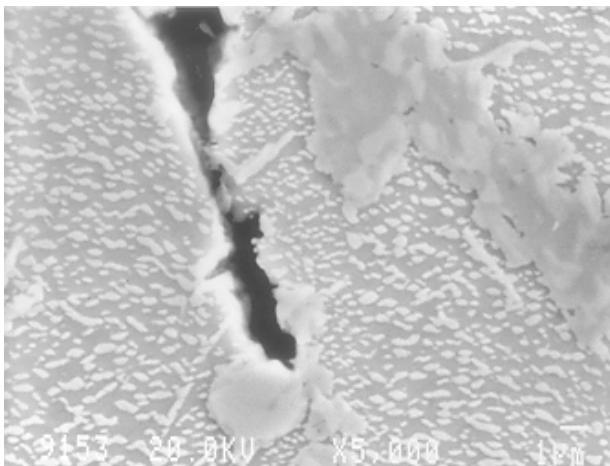


**Fig 2.** Representación gráfica de los resultados experimentales en un diagrama de Goodman.

La figura 2 ofrece los resultados experimentales representados en este diagrama de Goodman. En un trabajo previo se ofreció un análisis más detallado de todos estos resultados [10]. Baste señalar que existe un buen acuerdo entre las predicciones (líneas rectas) y la vida a fatiga registrada en los ensayos de las probetas bajo unas relaciones de tensión diferentes de  $-1$  para los ensayos de menor duración pero que la valoración resulta excesivamente conservadora para vidas más largas. El diagrama propuesto por Soderberg, que utiliza el valor del límite elástico en lugar de la resistencia a la tracción para el trazado de las rectas, conduce, como era lógico esperar, a unas valoraciones incluso más conservadoras.

Como se ha señalado previamente el estudio se completó con una análisis fractográfico de las diversas probetas ensayadas al objeto de revelar el mecanismo operante en cada caso y poder adoptar las oportunas decisiones para intentar mejorar las prestaciones en servicio de los componentes.

El examen visual de las superficies de fractura de las probetas de fluencia pone de manifiesto una topografía que presenta unas facetas muy marcadas. Este aspecto apunta hacia roturas de tipo intergranular, hipótesis que se confirma por la posterior observación en el microscopio electrónico de barrido. La aparición de fracturas intergranulares en las probetas de fluencia, e incluso en las de fatiga ensayadas a temperatura elevada es habitual en las aleaciones base níquel [11, 12].



**Fig 3.** Cavidad de fluencia y partículas que rodean a la misma.

El examen directo de las superficies de fractura proporciona muy poca información adicional, razón por la cual se optó por confiar el mayor peso del estudio a la observación de las probetas metalográficas, obtenidas a partir de secciones longitudinales de las de fluencia. Únicamente merece la pena mencionar la presencia de algunas partículas con un alto contenido en hierro, en las probetas que han exhibido una mayor vida a fluencia y, por tanto, han estado sometidas durante un periodo más largo de tiempo a temperatura elevada. Este examen no sólo confirma el carácter intergranular de la fractura sino también de las cavidades situadas por debajo de la misma. La micrografía de la figura 3 presenta una de las cavidades situadas por debajo de la fractura principal. Se observa el carácter intergranular de la misma así como las partículas próximas a ella que han intervenido en el proceso de fractura.

Las partículas finamente dispersas en la matriz corresponden a la fase  $\gamma'$ , que actúa como principal agente endurecedor del material y que, al no haber intervenido directamente en el proceso de rotura no recibirá mayor atención en este punto. La partícula presente en los labios de la cavidad posee una naturaleza compleja tal y como se comenta a continuación. El análisis de la parte más externa de la misma muestra los picos característicos de molibdeno y titanio, con otros de menor entidad de níquel, cromo y cobalto. Este resultado apunta a que se trata de un carburo de los dos primeros elementos y los restantes provienen de la matriz circundante. La parte central, de una tonalidad ligeramente más oscura, presenta como picos más representativos los de níquel y titanio.

Aunque se podría pensar que se trata de un carburo de titanio y el níquel proviene de la matriz, como en el caso anterior, la relación de los picos de ambos elementos induce a rechazar esta posibilidad y apunta en el sentido de que pudiera tratarse de fase  $\eta$ , que se

forma en las aleaciones base níquel en que la relación entre titanio y aluminio está descompensada a favor del primero. En el presente caso la composición del conjunto de la aleación se puede calificar de correcta, por lo que su origen se debe buscar en la segregación de titanio a las juntas de grano, con el consiguiente enriquecimiento en este elemento con lo cual se forma la fase  $\eta$  en lugar de la  $\gamma'$  en estas zonas. Además la formación de la fase  $\eta$  se ve favorecida por las exposiciones prolongadas a temperatura elevada, hecho que se ha producido en el ensayo de las probetas de fluencia. En apoyo de esta hipótesis se halla la ausencia de esta fase en las muestras que han sido examinado directamente tras el tratamiento térmico. Por tanto, se ha optado por identificar las partículas centrales como fase  $\eta$ , formada en el curso de la permanencia prolongada de las probetas a temperatura elevada, hipótesis que se ve apoyada por la ausencia de carbono en su composición.

La bibliografía señala que los carburos del tipo  $M_6C$  se forman en el margen de temperaturas comprendido entre 815 y 980° C (coincidentes con las condiciones de ensayo) en las aleaciones base níquel con alto contenido en molibdeno, como es el caso de Rene 41, y pueden contener además cobalto y níquel en su composición [3]. Ya se ha indicado la aparición de los picos de estos elementos en el espectro de la partícula, aunque su origen se ha asociado con la matriz circundante. Por el contrario, no se menciona el titanio, elemento que se halla en un contenido bastante importante en las citadas partículas, ni que este elemento pueda entrar en solución sólida en los mismos.

Existe también la posibilidad de que se trate de carburos del tipo MC, en los que el titanio sea el elemento mayoritario, entrando a formar parte de su composición, además, una cierta cantidad de molibdeno a formar parte de los mismos. Estos carburos primarios se nuclean durante la solidificación y constituyen la principal fuente de carbono para la posterior formación de los del tipo  $M_6C$  o  $M_{23}C_6$ , más estables, durante los tratamientos térmicos o tras los mantenimientos prolongados en servicio. Una posibilidad que no se puede rechazar totalmente asociaría estas partículas con carburos del tipo MC que han evolucionado posteriormente formando los del tipo  $M_6C$ , más ricos en molibdeno, y el titanio sobrante de los primeros ha reaccionado con el níquel de la matriz para formar la fase  $\eta$ , antes mencionada. Esta hipótesis se ve apoyada por las observaciones realizadas en material virgen donde también se detectaron partículas de tipo complejo en esta aleación, correspondiendo la parte más interna a un carburo del tipo MC (donde M corresponde básicamente a titanio si bien entra también una pequeña cantidad de molibdeno en su composición) en tanto que la que le rodea se identifica con carburos del tipo  $M_6C$ , en los cuales el elemento mayoritario es el molibdeno [4]. La larga permanencia de estas probetas a temperatura elevada, con una

tensión constante aplicada puede promover la evolución de esta microestructura inicial en el sentido indicado. No obstante, es necesario profundizar en el estudio antes de llegar a una conclusión sobre este punto.

Queda por definir la naturaleza de las partículas ricas en hierro encontradas en las superficies de fractura. La aparición de los picos correspondientes al cromo y el titanio sugiere que se trata de fases de Laves. Pese a un exhaustivo examen del material virgen no se ha detectado ninguna partícula de este tipo. La explicación más lógica basaría su formación a la expansión prolongada a temperaturas elevadas, hipótesis que se ve apoyada por el hecho de que sea en las probetas que han permanecido expuestas a estas altas temperaturas durante tiempos más largos donde se ha observado su presencia. La formación de estas fases de Laves se ve favorecida por la presencia del hierro en la composición de la aleación, lo que conduce a restringir el contenido en este elemento en las aleaciones destinadas a usos a temperaturas elevadas. En la aleación Rene 41 moldeada el porcentaje máximo de hierro admisible es el 5% por tanto el del material estudiado está claramente por debajo del límite. No obstante, un control más estricto de este elemento parece recomendable.

Sea cual fuere la naturaleza de las mencionadas partículas es evidente el carácter intergranular de la fractura de las probetas de fluencia y que se halla asociada a su presencia.

Por el contrario, el examen de las superficies de fractura de las probetas de fatiga revela una topografía mixta, con dos zonas claramente diferenciadas. La primera de ellas, presenta un aspecto liso y morfología predominantemente transgranular, y corresponde a los puntos donde se ha situado el origen del fallo por fatiga. Se debe señalar que no se han detectado defectos de fundición que se pudieran considerar puntos propicios para el inicio de la rotura. La segunda zona, más rugosa, que cubre la mayoría de la superficie de fractura de las probetas, posee un carácter interdendrítico. Esta zona corresponde a la rotura final de las probetas, que se produce por mecanismos estáticos.

En un trabajo previo se ofreció una descripción más detallada de estas facetas y la comparación con las existentes en las probetas de diferentes aleaciones base níquel sometidas a ensayos de tracción o fluencia [10]. Baste aquí el recalcar la diferente morfología de la fractura mostrada por las probetas de fatiga (transgranular en la zona donde se ha producido la progresión por fatiga de la grieta) y las de fluencia (intergranular). A continuación se analizan las posibles causas de dichas diferencias.

En primer lugar conviene resaltar la diferente naturaleza de las sollicitaciones a que han sido

sometidas unas y otras probetas; una tensión constante en los de ensayos de fluencia frente a una variable, cíclica en los de fatiga. En otros trabajos [11, 12] se ha señalado que un aumento de los tiempos de mantenimiento de las probetas bajo tensión constante conducen a un cambio en la morfología de la fractura que es transgranular en las ensayadas a fatiga pura, incrementándose la presencia de zonas intergranulares conforme aumentan dichos tiempos. Otra variable que se debe tener muy en cuenta es la temperatura, ya que se ha señalado que un incremento de esta variable promueve la presencia de mayores zonas de fractura intergranular.

En el presente estudio se ha introducido una variación simultánea de las dos variables ya que la temperatura de los ensayos de fluencia, en que la probeta se ve sometida a una tensión constante durante unos periodos prolongados de tiempo, es más elevada que la empleada en los ensayos de fatiga. Además, la frecuencia de estos últimos es suficientemente elevada para que la variable tiempo de permanencia a elevada temperatura juegue sólo un papel secundario. Es necesario disponer de mayor número de datos, correspondientes a ensayos con sollicitaciones combinadas de fatiga y fluencia, para obtener una visión más precisa de la contribución de cada una de estas variables (temperatura y tipo de esfuerzo aplicado). Asimismo, la realización de otros ensayos de fatiga a unas frecuencias más bajas, de forma que la variable temperatura pueda ejercer un mayor efecto sobre la vida de las probetas, contribuirá a este conocimiento.

#### 4. CONCLUSIONES

a.- Se ha comprobado que el comportamiento a fluencia de una aleación moldeada Rene 42, que ha sido producida por el proceso de moldeo a la cera perdida, no sólo supera los requerimientos de la norma AMS 5399C sino que es incluso mejor que el ofrecido por muestras forjadas de esta misma aleación.

b.- Aún no disponiendo de datos para establecer una comparación más precisa se considera que los resultados obtenidos en los ensayos de fatiga de alto número de ciclos se pueden calificar también como satisfactorios.

c.- No se han detectado signos de porosidad o algún otro defecto de fundición que se pudiera identificar como origen del fallo por fatiga de las probetas. Esta observación concuerda con la realizada sobre probetas de material virgen que reveló la ausencia de este tipo de defectos en el material.

d.- El estudio fractográfico de las probetas de fluencia y fatiga revela una acentuada diferencia en la morfología de la fractura de unas y otras, siendo predominantemente transgranular en las de fatiga e

intergranular en las de fluencia. Las diferencias en el tipo de solicitaciones aplicadas (tensión constante a lo largo de los ensayos de fluencia frente a variaciones cíclicas de tensión en los de fatiga) y de las temperaturas a las que se han efectuado unos y otros ensayos (más altas en los de fluencia) pueden justificar estas diferencias. No obstante, conviene disponer de un mayor volumen de datos antes de poder alcanzar una conclusión sobre este punto.

## 5. AGRADECIMIENTOS

Los resultados presentados en este trabajo han sido extraídos del Proyecto de Cooperación “Desarrollo de Componentes para Turbinas en Superaleaciones (DECTUS)” en el cual han participado las empresas Microfusión de Aluminio S.A., SENER Ingeniería y Sistemas S.A. e ITP S.A. a las cuales se debe agradecer la colaboración prestada a su realización, así como al Gobierno Vasco su apoyo a la financiación del mismo.

## 6. REFERENCIAS

[1] Fattori H. y Guttman V. “Creep studies of intermetallic alloys” *The Materials Challenge*, **5**, 23-24, (1994)

[2] Irisarri A. M. “Cinética del envejecimiento de algunas aleaciones del sistema Ni – Al a temperaturas elevadas” Tesis Doctoral. E. S. Ingenieros Industriales. San Sebastián (1980)

[3] “Metallurgy, processing and properties of superalloys” *Heat Resistant Materials* pp 219 – 254. ASM Materials Park Ohio (1997)

[4] Atxaga G, Erauzkin E. e Irisarri A. M. “Análisis microestructural de dos superaleaciones base níquel moldeadas” 1ª Jornada de Metalografía. San Sebastián, Marzo (2000)

[5] Viswanathan R. *Damage Mechanisms and Life Assessment of High Temperature Components*. ASM International. Materials Park Ohio (1989)

[6] Desarrollo de Componentes de Turbinas en Superaleaciones (DECTUS) Proyecto de Cooperación PGTI. 1996 –1998.

[7] *Aerospace Material Specification AMS 5399C Nickel Alloy Corrosion and Heat Resistant Investment Casting* (1993)

[8] Boyer E. *Atlas of Creep and Stress Rupture Curves*. ASM International, (1988)

[9] Longo F. Quintanilla V. Sebastián P. Larrea J. y Sánchez A. “Estudio del comportamiento mecánico de

una superaleación base Ni” *Anales de Mecánica de la Fractura*, **16**, pp. 342 – 347, (1999)

[10] Atxaga G. e Irisarri A. M. “Comportamiento a fatiga de una aleación moldeada Rene 41” *Anales de Mecánica de la Fractura*, **16**, pp. 161 – 166, (1999)

[11] Wareing J. “Mechanisms of high temperature fatigue and creep – fatigue failure in engineering materials” *Fatigue at High Temperature*, pp. 135 –186 Applied Science Publishers (1983)

[12] Pineau A. “High temperature fatigue behaviour of engineering materials in relation to microstructure”. *Fatigue at High Temperature*, pp. 305 – 364 Applied Science Publishers (1983).