

COMPORTAMIENTO A FATIGA DE UNIONES SOLDADAS DE ALEACIÓN 718

J. L. Barreda*, X. Azpiroz*, C. Jiménez*, G. Atxaga** y A. M. Irisarri**

*Tecnologías de Unión, ** Integridad Estructural
FUNDACIÓN INASMET Mikeletegi Pasealekua 2 20009 San Sebastián.

Resumen. El presente trabajo analiza el comportamiento frente a la fatiga de alto número de ciclos a temperatura elevada de las uniones soldadas por los procesos de soldadura por haz de electrones y por fricción rotativa, en diferentes estados de tratamiento. Los mejores resultados se han obtenido en el material soldado por haz de electrones que ha recibido tratamiento térmico posterior de solubilización y envejecimiento, situándose los de fricción rotativa en el intermedio y siendo los peores los de haz de electrones en estado bruto de soldadura. El análisis fractográfico por microscopía electrónica de barrido permite identificar los orígenes de las fracturas y facilita una explicación de los resultados experimentales.

Abstract. This paper analyses the high cycle fatigue behaviour at elevated temperature of the welded joints carried out using the electron beam and friction welding processes in different heat treating conditions. Best results were achieved in electron beam weldments that were solution treated and aged. Lower lives were obtained in these joints when were left as welded. Friction weldments results sited between those of electron beam in the as welded and heat treated conditions. Scanning electron microscopy allows to identify the origins of the failures and to explain the experimental results.

1. INTRODUCCIÓN

El presente trabajo prosigue la línea de investigación iniciada en 1996 y que, con la realización de sucesivos proyectos, ha permitido efectuar el estudio del comportamiento frente a la fluencia y la fatiga a elevadas temperaturas de las superaleaciones base níquel. Son precisamente estas buenas prestaciones a temperaturas elevadas la principal razón para el uso de estos materiales en componentes críticos que deben operar bajo carga a temperaturas que superan los 540° C y, en algunos de ellos, alcanzan hasta el 85% de su temperatura absoluta de fusión. Éste es un porcentaje apreciablemente más alto que los que son capaces de ofrecer los restantes materiales ingenieriles [1].

Contrariamente a la mayoría de las superaleaciones base níquel el principal agente endurecedor de la aleación 718 no es la fase γ' sino la γ'' , que posee una red cristalina tetragonal centrada en el cuerpo, precipitando en forma de discos en los planos $\{100\}$ y siendo coherente con la matriz de solución sólida de elementos de aleación en la red cristalina cúbica centrada en las caras del níquel. La formación de esta fase en lugar de la habitual γ' se debe al elevado contenido de niobio (del orden del 5%) que posee la aleación, a los porcentajes relativamente bajos de titanio y aluminio que entran en su composición, y a la notable presencia de hierro, elemento que promueve su aparición. Esta fase γ'' confiere una alta resistencia a la aleación a temperaturas bajas o intermedias pero es inestable a temperaturas por encima de 650° C. Si a ello se une el riesgo de formación de las denominadas fases de Laves, compuestos intermetálicos frágiles, que se produce en esas condiciones de trabajo, favorecida precisamente por el alto contenido en hierro de la aleación, las limitaciones en el uso de la misma resultan evidentes.

Pese a estas limitaciones, la aleación 718 constituye la superaleación base níquel más ampliamente utilizada, llegando a constituir aproximadamente un 50% del peso de los modernos motores aeronáuticos [2]. Las razones para ello se deben buscar en sus excelentes propiedades de alta resistencia mecánica, que supera la que poseen otras superaleaciones hasta unas temperaturas del orden de 700° C, buena ductilidad, elevada resistencia frente a la oxidación y la corrosión, alta tenacidad, dentro de lo que se puede entender por este término en superaleaciones, buena capacidad de conformado y buen comportamiento a temperaturas criogénicas.

Sin embargo, siendo estas propiedades importantes, la que destaca sobre todas ellas es su soldabilidad que se define como la capacidad que posee un material para ser unido bajo las condiciones de fabricación impuestas en una estructura específica, adecuadamente diseñada y que puede operar satisfactoriamente en servicio [3]. Esta buena soldabilidad se debe a la ausencia del denominado agrietamiento por deformación por envejecimiento (strain-age), que se produce en el curso del tratamiento térmico post-soldadura o en servicio, a consecuencia de la precipitación y endurecimiento de la aleación durante el ciclo térmico y la transferencia de las deformaciones de solidificación a las juntas de grano [4]. Sin entrar a detallar este fenómeno conviene señalar que su aparición se ve favorecida por la presencia de aluminio y titanio, elementos que promueven la formación de la fase γ' . Por el contrario, al producirse la precipitación de la fase γ'' más lentamente se reduce el riesgo de que aparezca el agrietamiento en las aleaciones, como es el caso de la 718, en que la fase γ'' constituye el principal agente endurecedor.

Esta ausencia de agrietamiento por deformación por envejecimiento en las uniones soldadas de la aleación 718 no significa que se hallen libres de defectos. Así las soldaduras por arco eléctrico bajo gas de protección por el proceso GTAW pueden sufrir una fusión localizada en las juntas de grano o una fisuración en la zona afectada térmicamente como consecuencia de la disolución de las fases presentes en la junta de grano, tales como carburos primarios, fases de Laves o fase σ [5]. El agrietamiento se produce en el enfriamiento del material (contracciones térmicas) mientras existe material que se halla en estado líquido en esa zona. El riesgo aumenta en los materiales moldeados por la mayor segregación de elementos de aleación. Los procesos que se realizan con bajos aportes térmicos reducen e, incluso, eliminan estos problemas [6]. La soldadura por haz de electrones pertenece a este grupo.

El proceso de soldadura por fricción rotativa constituye un proceso automático, en estado sólido, efectuado a gran velocidad, en el cual ambas partes se unen mediante una deformación plástica. La mayor parte de las uniones se obtienen manteniendo una de las partes fijas, en tanto que la segunda rota, mientras se aplica una presión de la una contra la otra para promover la unión. Este proceso está ganando aceptación en un sector tan exigente como es el aeronáutico habiéndose utilizado para la unión del eje de la turbina o para algunos componentes concretos de trenes de aterrizaje de aleaciones de aluminio [7]. La calidad de las juntas obtenidas por este proceso depende de una serie de variables tales como la velocidad de giro de la pieza, la presión de fricción, la de recalado o el tiempo de calentamiento así como, lógicamente, del tipo de material, el diseño y la geometría de la junta o las condiciones superficiales [8]. La limitación principal de este proceso se halla en la necesidad de que la sección transversal de los componentes a unir sea relativamente simple, a poder ser circular.

El objetivo del presente trabajo es efectuar un análisis del comportamiento frente a la fatiga de alto número de ciclos, a temperatura elevada de las uniones soldadas por distintos procesos de una aleación 718.

2. TÉCNICA EXPERIMENTAL

El material base utilizado en este estudio consistió en unas barras de 40 mm de diámetro de la aleación 718, cuya composición química y características mecánicas en estado de solubilización y envejecimiento (habitual de uso de este tipo de materiales) se muestran en las tablas 1 y 2, respectivamente.

Se extrajeron probetas metalográficas en la dirección longitudinal de estas barras para su observación tanto en el microscopio óptico como en el electrónico de barrido, para caracterizar la microestructura que presenta el material.

Tabla 1. Composición química de la aleación utilizada.

C	Cr	Mo	Fe	Nb
0.025	17.90	3.0	18.11	5.32

Ti	Al	Co	B	Ni
0.91	0.48	0.09	0.003	Resto

Tabla 2. Valores del límite elástico (L.E) resistencia a la tracción (R.T), alargamiento a la rotura (A) y estricción (Z) del material base en el estado de solubilización y envejecimiento a temperatura ambiente y 650° C.

T (° C)	L.E (MI)	R.T. (M)	A (%)	Z (%)
20° C	1239	1483	19.4	45.0
650° C	1035	1224	30.0	25.0

Sobre estas muestras se llevaron a cabo las pruebas de soldadura por el proceso de fricción rotativa (FR) o de refusión por haz de electrones. En el primer caso se realizaron pruebas con el material base en dos estados de tratamiento; recocido (con una dureza de 260 HV10) o solubilizado y envejecido (con 450 HV10). Las uniones en este último estado eran extremadamente frágiles, por lo cual se optó por abandonar su estudio, centrándose en las primeras. El estado de recocido fue también elegido para las refusiones por haz de electrones. Algunas de ellas, se dejaron en estado bruto de soldadura (B.S), sin tratamiento, aplicando al resto (C. T.) un tratamiento de solubilización a 980° C durante 1 hora, con enfriamiento rápido al aire y un envejecimiento en dos etapas (8 horas a 720° C seguido de enfriamiento en horno hasta 620° C, permanencia a esta temperatura durante otras 8 horas y enfriamiento al aire). En otros trabajos [6, 9] se ofrece una descripción más detallada de las condiciones en que se efectuaron las distintas uniones soldadas.

De todas estas uniones soldadas se extrajeron probetas para la realización de ensayos de tracción a 600° C, de acuerdo con los requerimientos de la norma ASTM E21 y de fatiga axial, con control por carga, a esta misma temperatura, siguiendo las indicaciones de la norma ASTM E 466. Estos ensayos de fatiga se efectuaron con una relación $R = 0.1$ entre los valores mínimo y máximo de la tensión en cada ciclo, onda sinusoidal y frecuencia de 8 Hz, para restringir la contribución de la fluencia al fallo de las probetas. Todas las superficies de fractura de estas probetas tras su ensayo se examinaron visualmente y aquéllas que se consideraron más significativas, fueron seleccionadas para un análisis más exhaustivo en el microscopio electrónico de barrido. Asimismo, con el fin de comprobar la microestructura que poseen las distintas uniones soldadas se extrajeron probetas metalográficas transversales a las mismas.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

La tabla 3 ofrece los resultados obtenidos en los ensayos de tracción de las diferentes probetas. Se observa que el tratamiento térmico incrementa considerablemente el valor del límite elástico del material que supera incluso, ligeramente, el que posee el material base. Sin embargo, la aplicación de este tratamiento induce una disminución

de la ductilidad. Las uniones por fricción rotativa son las que presentan valores más bajos de resistencia mecánica, pero se pueden calificar como aceptables.

Tabla 3. Resultados obtenidos en los ensayos de tracción a 600° C

Ref	L.E.(MP)	R.T. MP	A (%)	Z (%)
F. R.	855	1030	21.4	17.0
B. S.	885	1288	23.8	23.7
C. T.	1096	1242	14.4	28.9

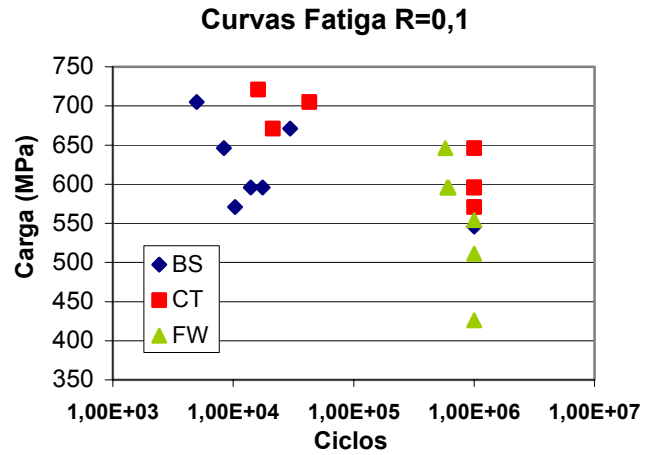
El estudio metalográfico de la aleación base, tanto en estado recocido como tras la aplicación del tratamiento de solubilización y envejecimiento, revela la presencia de granos equiaxiales de la matriz y carburos de niobio y, en menor medida, de titanio. Como era lógico esperar, no se ha podido resolver la fase γ'' ni en el microscopio óptico ni, tan siquiera, en el electrónico de barrido. Se ha señalado que la resolución de esta fase exige el uso de microscopía electrónica de transmisión de campo oscuro [1]. No obstante, sí se ha podido constatar su presencia de forma indirecta mediante medida de durezas. Los valores medidos en el material tratado representan un aumento del 73% respecto a la dureza registrada en el recocido.

Las uniones soldadas por fricción rotativa presentan una transición desde el material base, a través de una zona afectada termomecánicamente, en la que se aprecia una deformación de los granos, sin observarse crecimiento reseñable de los mismos, hasta una zona de forja, en el centro de la soldadura, con granos más pequeños, con configuración equiaxial, ocasionados probablemente por la recrystalización del material deformados. Se aprecian también carburos de niobio y titanio, resquebrajados, y, con dificultad, la presencia de una mínima cantidad de fases de Laves [6]. En el caso de las refusiones por haz de electrones fue imposible identificar con seguridad alguna de las fases presentes en la microestructura, siendo preciso recurrir al microscopio electrónico de barrido para esta labor. El uso de este equipo permitió detectar la presencia de algunas áreas reducidas de fases de Laves en la zona afectada térmicamente. Estas fases no desaparecieron totalmente en el tratamiento al ser la temperatura de solubilización insuficiente para lograr su completa disolución. Se ha señalado [2] que se requieren temperaturas superiores a 1065° C para poder conseguir la disolución total de estas fases pero ello supone incrementar el riesgo de aparición de fusiones localizadas y, en cualquier caso, provoca un crecimiento de grano. No obstante, la cantidad existente de estas fases es limitada y, como se comenta posteriormente, su posible efecto se ve superado por el ejercido por otras facetas.

La figura 1 presenta los resultados de los ensayos de fatiga de las probetas extraídas de las distintas juntas soldadas. Se observa que los mejores resultados se obtienen en los ensayos de las probetas refundidas por haz de electrones que han recibido tratamiento térmico posterior. El límite de fatiga (a 10^6 ciclos) se halla unos 100 MPa por debajo del valor

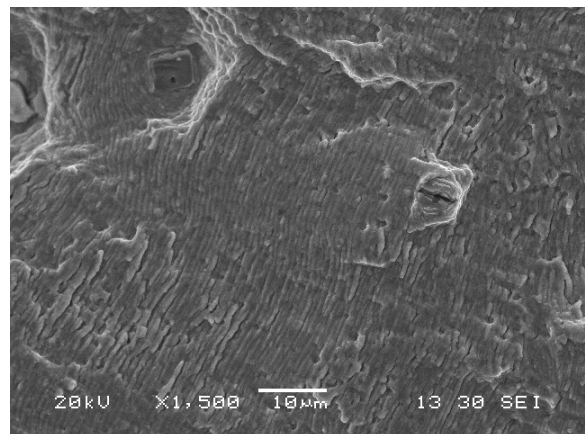
registrado en la aleación base en esta misma condición [9], diferencia que se debe calificar como aceptable.

Fig. 1. Gráfica de los valores de la vida a fatiga frente a la máxima tensión cíclica aplicada registrados en los ensayos de los diferentes conjuntos de probetas.



El material soldado por este mismo proceso, y que no ha recibido tratamiento térmico posterior exhibe los peores resultados. Éste es un resultado que posee importancia ya que, en algunas situaciones, no es posible aplicar el tratamiento térmico con posterioridad a la soldadura y, en cualquier caso, éste consume tiempo y dinero. Por este motivo, en el supuesto de que la vida a fatiga de la junta en estado bruto de soldadura fuera suficiente para satisfacer los requerimientos de servicio se podría obviar la aplicación del tratamiento térmico, con los ahorros que ello conlleva. Las uniones efectuadas por fricción rotativa presentan un comportamiento intermedio.

Fig. 2. Estrías de fatiga en la superficie de fractura de una probeta correspondiente a la referencia C.T.



El examen de las superficies de fractura de las probetas en el microscopio electrónico de barrido contribuye a la explicación de los resultados. En todos los casos, la fractura presenta una morfología transgranular, con la

presencia de las estrías características del mecanismo de fallo por fatiga. La figura 2 muestra un ejemplo de dicha morfología de fractura. Este resultado es lógico puesto que los ensayos de fatiga se han realizado a frecuencia relativamente elevada y a una temperatura baja para lo que suele ser habitual en las superaleaciones. Diversos autores han comprobado que al disminuir la frecuencia o incrementarse la temperatura de ensayo la morfología de la fractura se transforma desde una predominantemente transgranular a otra en la que la fractura intergranular es la mayoritaria. Las condiciones en que se produce este cambio dependen del tipo de aleación estudiado. En un trabajo posterior se ofrecerá una descripción detallada de este cambio de morfología de las superficies de fractura [10].

No obstante, el resultado más interesante de este estudio fractográfico ha sido la identificación de los orígenes del fallo en las probetas refundidas por el proceso de haz de electrones. En el momento presente se halla en curso el estudio de las probetas soldadas por fricción rotativa por lo que no es posible aportar datos concluyentes sobre las mismas. El examen exhaustivo de las superficies de fractura ha permitido comprobar que aquellas probetas que han mostrado un peor comportamiento a fatiga presentan defectos de soldadura significativos y que el origen del fallo se asocia con dichos defectos. Esto ocurre tanto en el material bruto de soldadura como en el que ha sido sometido a tratamiento térmico. En las figuras 3 y 4 se muestran dos claros ejemplos de la presencia de estos defectos en la zona de inicio del fallo en las probetas correspondientes a los estados bruto de soldadura y tratado térmicamente.

Fig. 3. Inicio del fallo en una probeta extraída de una unión en estado bruto de soldadura (B. S.).

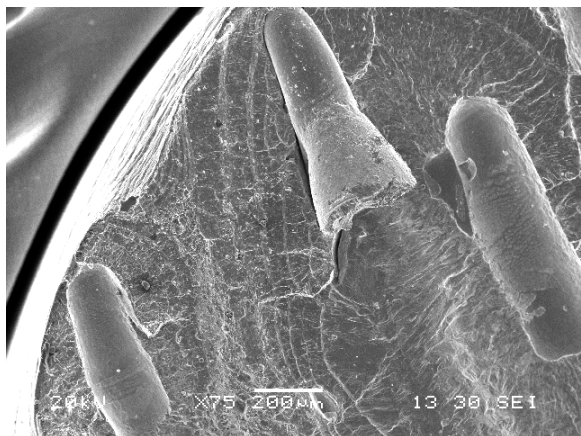
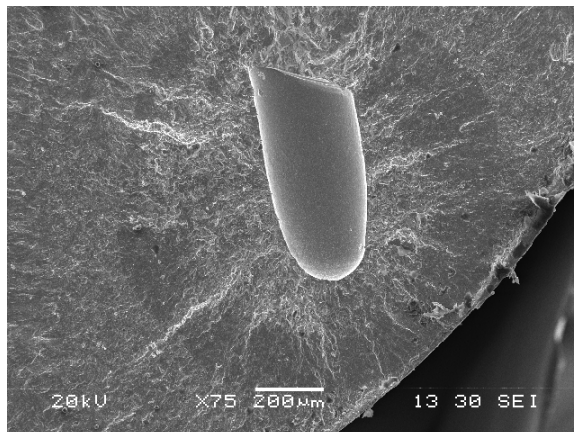


Fig. 4. Inicio del fallo en una probeta extraída de una unión en estado de solubilización y envejecimiento (C.T.).



En un estudio previo efectuado por uno de los autores en el que se estudiaron las uniones soldadas por haz de electrones de chapas de 17 mm de la aleación Ti-6Al-4V se observaron unos defectos que presentaban una morfología similar. Estos defectos se identificaron como faltas de fusión en la raíz del segundo cordón, que fue necesario depositar puesto que la escasa potencia del equipo utilizado impedía efectuar la unión en una sola pasada [11]. Esta hipótesis concuerda con el diagrama propuesto recientemente para evaluar la soldabilidad de las superaleaciones base níquel en función del aporte térmico y la velocidad transversal de soldadura. En el caso de que el aporte térmico sea bajo, especialmente si la velocidad es elevada, se predice que se producirá la aparición de defectos por una falta de penetración [12]. Este resultado debe valorarse en su justa medida ya que apunta hacia la solución del problema que se conseguiría con la utilización de un equipo de mayor potencia, como es el caso de los usados en la industria.

A partir de estos orígenes las grietas progresaron por un mecanismo de fatiga, mostrando las estrías típicas del mismo, hasta alcanzar un tamaño crítico, momento en el que se produce la rotura brusca de la probeta al no ser capaz la sección que permanecía unida de soportar las tensiones aplicadas. La morfología de esta fractura final es la habitual en una rotura dúctil por coalescencia de microcavidades, siendo totalmente similar a la observada en las superficies de fractura de las probetas de los ensayos de tracción.

Otros investigadores han analizado el comportamiento a fatiga a varias temperaturas, en el margen comprendido entre 20 y 600° C, de esta misma aleación, en un estado de tratamiento térmico idéntico al aplicado en el presente trabajo [13]. Han señalado que la mayor parte de la vida a fatiga de las probetas lisas ensayadas se consume en el crecimiento de grietas cortas, llegando a representar el 90% del total, cuando el ensayo se realiza a temperatura elevada. En estas condiciones el cierre de grieta, que se ve promovido principalmente por la oxidación de sus labios, con una cierta contribución del cierre inducido por plasticidad de la matriz, más blanda, llega a eliminar la progresión de las grietas cortas. Como consecuencia de ello, la vida a fatiga es máxima a 500° C e incluso a 600°

C el límite de fatiga por flexión rotativa, con una relación de tensiones $R = -1$, supera en casi 180 MPa el registrado a temperatura ambiente. No cabe duda de que la presencia de defectos, como los encontrados en el presente trabajo, acelera el fallo al no necesitar la etapa de nucleación de estas grietas. Por este motivo, la consecución de unas uniones soldadas libres de defectos supondrá una mejora notable en la calidad de las juntas. El hecho de que los defectos encontrados puedan ser subsanados con el empleo de un equipo de mayor potencia, anima a proseguir en el esfuerzo.

Con el fin de comprobar la validez de esta hipótesis que atribuye el fallo acelerado de algunas probetas a la presencia de defectos de soldadura, aquellas probetas que habían rebasado la vida estipulada de un millón de ciclos se sometieron a un segundo ensayo, aplicando una tensión alternada mayor. La tabla 4 ofrece los resultados registrados en estos ensayos.

Un análisis de estos resultados pone de manifiesto en primer lugar el excelente comportamiento a fatiga que ha mostrado la probeta extraída de la unión soldada por haz de electrones y que no ha sufrido ningún tratamiento térmico posterior (B. S.). Éste resulta sensiblemente superior al de las restantes probetas de esta misma condición, si bien no alcanza al exhibido por las mejores probetas tratadas. El examen de la superficie de fractura de esta probeta no revela la presencia de ningún defecto evidente en la misma, hecho que ratifica la enorme trascendencia de estos defectos en la vida a fatiga de las uniones soldadas y permite abordar con optimismo su realización con un equipo industrial de mayor potencia que evite este tipo de defectos.

Tabla 4. Resultados registrados en los ensayos de las probetas sometidas a la aplicación de diferentes ciclos de fatiga.

Ref.	Tensió prime bloque ciclos (M)	Vida a fa (ciclos)	Tensió sucesiv bloques ciclos (M)	Vida a fa (ciclos)
B. S.	546	10^6	571	10^6
			621	10^6
			646	261432
C. T.	571	10^6	671	98769
C. T.	596	10^6	671	314090
C. T.	596	10^6	671	140919
C. T.	646	10^6	671	10^6
			696	23329

Más sorprendentes resultan en principio los resultados registrados en los ensayos de las muestras que han sido tratadas después de la soldadura. Se puede observar que aquéllas que habían sido sometidas a una mayor tensión en el primer bloque de ciclos exhiben una mayor vida a fatiga en el segundo, que ha sido idéntico en todos los casos. La contradicción de este comportamiento con la regla de Palmgren y Miner de acumulación de daño resulta evidente.

El examen de las superficies de fractura de estas probetas en el microscopio electrónico de barrido no llega a ofrecer una explicación totalmente satisfactoria de este comportamiento ya que ninguna de ellas exhibe defectos tan apreciables como los detectados en las probetas anteriormente analizadas a los que se pudiera atribuir el fallo prematuro. La razón más probable de este comportamiento se debe buscar en la dispersión propia de los resultados de fatiga, tanto más cuando las diferencias en las tensiones aplicadas sobre las distintas probetas no son grandes. Es preciso profundizar en este estudio, efectuando un mayor número de pruebas y un examen más exhaustivo de las distintas probetas para intentar encontrar una justificación a este comportamiento aparentemente anómalo. En cualquier caso queda demostrado que las probetas que han mostrado una mayor vida a fatiga no presentan defectos de soldadura en su seno, confirmando la importancia que poseen estos en el comportamiento a fatiga de las uniones y la existencia de un margen apreciable de mejora si se consigue evitar su aparición.

4. CONCLUSIONES

- Se ha analizado el comportamiento a fatiga a elevada temperatura de las uniones soldadas de una aleación 718, por diferentes procesos y en distintos estados de tratamiento.
- Las refusiones efectuadas por haz de electrones y que han sido sometidas a tratamiento térmico posterior son las que ofrecen unos mejores resultados.
- El estudio fractográfico efectuado ha puesto de manifiesto la gran importancia que poseen los defectos de soldadura en la iniciación del fallo y, por consiguiente, en la vida a fatiga.
- Los defectos encontrados en las refusiones por haz de electrones han sido identificados como faltas de fusión asociadas a la escasa potencia del equipo utilizado. El empleo de un equipo de mayor potencia, como los disponibles en la industria, solventaría este problema.
- Los resultados obtenidos en el segundo ensayo de las probetas que no habían fallado en la aplicación del primer bloque de ciclos de fatiga parecen inconsistentes puesto que las mayores vidas se han registrado en aquéllas que han sido sometidas a tensiones más elevadas, en contra de las predicciones de la ley de Palmgren y Miner. El examen de las superficies de fractura en el microscopio electrónico de barrido no ha permitido obtener una explicación razonable de este comportamiento. En cualquier caso, sí han confirmado la enorme trascendencia de los defectos de soldadura en la vida a fatiga de las uniones.
- En el momento actual se está efectuando el estudio fractográfico de las probetas soldadas por fricción

rotativa por lo que aún no han sido identificadas las facetas responsables del fallo de las mismas.

$\alpha+\beta$ de titanio utilizando diferentes aportes”. Tesis Doctoral. Universidad de Cantabria. Santander (2002).

5. AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Departamento de Educación, Universidades e Investigación del Gobierno Vasco la ayuda prestada al proyecto “Desarrollo de Procesos Avanzados de Unión en Superaleaciones PAUSA”, PI-2000-14, del cual se han extraído los resultados que se muestran en el presente trabajo.

6. REFERENCIAS

- [1] Metallurgy, processing and properties of superalloys” Heat Resistant Materials pp. 221-254 ASM International, Materials Park Ohio (1997).
- [2] Ligenfelter A. “Welding of Inconel alloy 718: A historical review”. Superalloy 718, Metallurgy and Applications. Pp. 673-683. The Mineral, Metals & Materials Society. (1989).
- [3] Standard Welding Terms and Conditions ANSI/AWS A3.0-89 American Welding Society (1989).
- [4] Cam G. y Koçak M. “Progress in joining of advanced materials”. International Materials Reviews, 43, No 1, 1-44, (1998)
- [5] Huang X, Chaturvedi M. C. y Richards N. L. “Effect of homogenisation heat treatment on the microstructure and heat affected zone microfissuring in welded cast alloy IN718”. Met. Trans. A. 27A, 785-790 (1996)
- [6] Barreda J. L., Atxaga G., Azpiroz X. e Irisarri A. M. “Análisis comparativo de soldaduras de la aleación 718 mediante los procesos de soldeo por haz de electrones y por fricción rotativa”. Tratermat 2003. San Sebastián. Mayo 2003.
- [7] Mendez P. F. Y Eagar T. W. “Welding processes for aeronautics”. Advanced Materials & Processes. May. 39-43, (2001).
- [8] Barreda J. L., Jiménez C., Azpiroz X., Eizagirre I e Irisarri A. M. “Análisis del comportamiento mecánico y microestructural de la aleación Inco 718 soldada por diferentes procesos de soldeo”. Jornadas de Productividad de la Soldadura. Cádiz. (2003).
- [9] Military Handbook. “Metallic materials and elements for aerospace vehicle structures”. MIL-HDBK-5G, 6-73, (1994).
- [10] Irisarri A. M. y Atxaga G. “Superaleaciones base níquel”. En fase de preparación. INASMET (2004)
- [11] Barreda J. L. “Estudio de uniones soldadas mediante el proceso de soldeo por haz de electrones de una aleación

- [12] Dye D., Hunkinzer O., Roberts S. M. y Reed R. C. “Modelling of the mechanical effects induced by Tungsten Inert Gas Welding of IN718 superalloy”. Mat. Trans. A 32A, 1713-1725 (2001)
- [13] Kawagoishi N., Chen Q. y Nisitani . “Fatigue strength of Inconel 718 at elevated temperatures”. Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. 23, 209-216, (2000)