

# *Aspectos metalúrgicos de la soldadura por difusión de aleaciones de titanio superplásticas*

POR F.A. CALVO CALVO, J.M. GOMEZ DE SALAZAR  
A. UREÑA y J.G. CARRION

Recibido: 10 mayo 1989.

## **Resumen**

En el presente trabajo se estudia la influencia de los parámetros implicados en el proceso de Soldadura por Difusión (temperatura, presión, tiempo y estado superficial) para la consecución de uniones soldadas en el material Ti-6Al-4V, que es la aleación ligera superplástica de base Ti de más amplia aplicación en la industria aeroespacial. La calidad de dichas uniones se ha comprobado realizando un estudio mediante microscopía electrónica de barrido, detectándose intercaras de alta homogeneidad, y mediante ensayos mecánicos de tracción y cortadura, alcanzándose resistencias máximas del 87% y 76%, respectivamente con respecto al material base igualmente ensayado.

## **INTRODUCCION**

Por el proceso de soldadura por Difusión (SD) se obtiene la unión entre las superficies de dos materiales, similares o no, sometidos a una temperatura próxima o superior al 50% del punto de fusión del material menos refractario, bajo presión y durante un intervalo de tiempo limitado, generalmente en atmósfera protegida, ya sea vacío o atmósferas inerte<sup>1</sup>.

El estudio de la SD en la aleación Ti-6Al-4V se ha desarrollado, primordialmente, a raíz de la experiencia extraída de las investigaciones sobre la conformabilidad superplástica de este mismo material<sup>1</sup> y, en general, de las aleaciones de Ti<sup>3,4</sup>, que permite la realización simultánea de la Soldadura por Difusión y el Conformado Superplástico en el material mecanizado en forma de chapa<sup>5,10</sup>. En los citados trabajos pueden encontrarse diferentes condiciones experimentales para el ensayo de deformación superplástica de aleación Ti-6Al-4V y que de acuerdo con las cuales, la posibilidad de SD se restringe a un intervalo de temperaturas muy estrecho (920-930 °C), donde el óptimo equilibrio alcanzado entre las fases microestructurales que constituyen el material propicia las mayores condiciones de superplasticidad.

Las experiencias que se exponen en este trabajo han sido realizadas a una temperatura de 850 °C, que se corresponde aproximadamente con el 50% del punto de fusión<sup>11</sup>. Una vez efectuada la SD a esta temperatura, se ha estudiado los cambios microestructurales sufridos por la aleación como consecuencia del ciclo termomecánico así como la resistencia mecánica conseguida para cada una de las soldaduras obtenidas en las diferentes condiciones de tiempo y presión aplicadas.

## MATERIALES Y EQUIPOS

Se parte de chapa y chapón, de espesores 1 y 28 mm, respectivamente, del material T-6Al-4V en estado recocido.

De la chapa fina se obtienen dos tipo de muestras:

- a) probetas planas de 20 x 15 mm, que tras ser soldadas por difusión, se preparan metalográficamente para observar las alteraciones microestructurales.
- b) probetas planas de 30 x 3 mm, de las cuales se mecanizan las probetas necesarias para los ensayos de cortadura.

Del chapón, se mecanizan igualmente probetas cilíndricas, 20 mm (h) x 10 mm ( $\phi$ ) con las que se llevan a cabo de los ensayos de tracción una vez soldadas por difusión.

Se utilizaron dos unidades experimentales de SD según el tamaño de las probetas:

- a) Las probetas planas destinadas a los estudios metalográficos y las probetas cilíndricas destinadas al estudio de las propiedades mecánicas fueron soldadas en un horno de vacío estándar, en el cual el calor generado por una resistencia de wolframio arrollada en una cámara cilíndrica de material cerámico, se transmite por radiación hacia las probetas, éstas están contenidas entre dos piezas de material refractario; la temperatura se mide con ayuda de un termopar de cromel-alumel soldado por resistencia en el espesor de una probeta. La presión se aplica con un sistema de palanca sobre un vástago metálico, lo que garantiza una carga constante durante todo el ensayo siempre que no exista deformación plástica<sup>12</sup>. En esta unidad experimental el ciclo de SD resultante indica una velocidad de calentamiento de 0.37°C/s y una velocidad de enfriamiento de 0.085°C/s. El máximo vacío alcanzado fue de  $3 \times 10^{-3}$  Pa.
- b) Las probetas planas destinadas al estudio de las propiedades de cortadura se soldaron en una unidad especial de inducción magnética, equipada con un sistema automático de aplicación de carga. En esta unidad experimental el ciclo de SD resultante, indica velocidades de calentamiento y enfriamiento mayores, concretamente 0.52°C/s y 0.25°C/s, respectivamente.

Los ensayos mecánicos se verificaron en una máquina INSTRON, aplicando a las mordazas una velocidad de desplazamiento en tracción de 0.5 mm/minuto.

## PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Las probetas planas que denominaremos chapas, son debastadas en papel abrasivo hasta el grado de 600, la rugosidad final obtenida es de 0.1  $\mu$ m.

Las probetas cilíndricas, que llamaremos cilindros, son preparadas por dos vías diferentes.

- a) Desbaste en papel de grado 600 ( $0.1 \mu\text{m}$ )
- b) Torneado fino

Finalmente las probetas son desengrasadas con etanol en un baño de ultrasonidos.

Los ensayos de SD se efectúan soldando las bases planas de chapas y los cilindros, o el área de solape previsto en las chapas para ensayos de cortadura. En dichos ensayos se combinan una temperatura fija de  $850^{\circ}\text{C}$  con presiones de 2 y 4 MPa y tiempos comprendidos entre 30 y 120 minutos, en las condiciones de rugosidad antes expuestas, realizándose un total de veinte experiencias.

Las chapas destinadas a ensayos mecánicos de cortadura son mecanizadas hasta conferirles la forma y dimensiones que indica la norma BS-18, de la British Standards Institution. El mecanismo sitúa la zona soldada en la mitad de la longitud calibrada de la probeta de ensayo, esto es, la probeta de ensayo se compone de dos "medias probetas" de soldadura. Como resultado de esta operación el área de SD que se somete al ensayo de cortadura es de  $6 \times 3 \text{ mm}$ .

De la misma forma que en el caso anterior, los cilindros soldados, se mecanizan hasta obtener probetas de tracción como indica la norma ASTM A370, situándose la unión soldada también en el centro de la longitud calibrada de la probeta de ensayo, aunque en este caso sin discontinuidad, como ocurre con las probetas anteriores.

Destacaremos que en la bibliografía consultada<sup>13,14</sup> hemos encontrado que el diseño de las probetas concebidas para evaluar las propiedades de cortadura de la unión soldada son similares al diseñado por nosotros, aunque existen diferencias en las dimensiones finales.

## DISCUSION DE RESULTADOS

### 1.- Estudio microestructural de probetas planas

La microestructura del material de partida se compone de fase  $\alpha$  (rica en Al, hexagonal compacta), mayoritaria que constituye la matriz de la aleación; intracristalinamente se observa un finísimo precipitado redondeado, y de fase  $\beta$  (rica en V, cúbica centrada en el cuerpo), que se dispone en el límite de grano de  $\alpha$ .

Tras los ensayos de SD la estructura bifásica del material de partida se mantiene, si bien el grano de fase  $\alpha$  experimenta un crecimiento debido a la transformación de la fase  $\beta$  en fase  $\alpha$  acicular, como producto del enfriamiento posterior a la SD. El precipitado tiende a su disolución progresivamente, desapareciendo prácticamente en el ensayo de 120 minutos.

Análisis cualitativos mediante espectrometría de dispersión de energías de rayos X demuestran que los componentes básicos del precipitado son Ti y Al: si observamos el diagrama de fases Ti-Al comprobamos que, de

acuerdo con la composición nominal de la aleación Ti-6Al-4V, y para un enriquecimiento en Al superior al 6%, nos encontraríamos en el dominio de las fases  $\alpha$  y  $Ti_3Al$ , solución sólida ordenada conocida como fase  $\alpha_2^{(15)}$ , luego, es ésta fase la que aparece en forma de precipitado, originando un alto endurecimiento de la matriz, por lo que disminuye la ductilidad del material<sup>16</sup>.

En todas las probetas que fueron estudiadas se ha detectado un enriquecimiento superficial en fase  $\alpha$ , debido a la altísima solubilidad del oxígeno en Ti- $\alpha$ , a pesar de la baja presión parcial de este gas en la unidad experimental de SD ( $5 \times 10^{-9}$  MPa). Esta capa es muy perjudicial pues es extremadamente frágil<sup>17</sup>; su eliminación precisa una operación final de fresado químico<sup>18</sup>.

En lo referente a la calidad de las uniones obtenidas, la soldadura resulta defectuosa en zonas próximas al exterior, apareciendo faltas de unión y largos poros que tienden a disminuir con rapidez su longitud hacia al centro del área soldada, esta situación de idea de la existencia de un gradiente microscópico presión de soldadura, consecuencia del desbaste manual realizado en las chapas de partida. La evolución de la porosidad hasta su desaparición observada en estos ensayos confirma el mecanismo propuesto por los investigadores Guo y Ridley<sup>19</sup>, que postulan la formación de uniones soldadas por difusión por colapso de poros elipsoidales como consecuencia de la acción conjunta de fenómenos de difusión y fluencia plástica.

## 2. Ensayos de cortadura de probetas planas

Todas las roturas han tenido lugar por el material base en la zona inmediatamente próxima a la soldadura, debido a un fenómeno de acentuación de tensiones originadas por la ausencia de protección de dicha zona, lo que provoca una brusca deformación de la misma durante el ensayo. Esta tensión acentuada supera a la que pueda originarse en la unión soldada.

En comparación con el material base, la resistencia alcanza en las probetas soldadas y ensayadas llega a un máximo del 76%, mientras que el alargamiento es prácticamente inapreciable, siendo muy elevado (11.5%) en el material de partida. Los mejores resultados de resistencia y ductilidad se dan en la probeta de mayor tiempo de soldadura, lo que equivale a decir en las condiciones más propicias de ensayo, ya que la igualdad de temperatura, presión y estado superficial, un tiempo más elevado favorece una zona de difusión más extensa entre las dos superficies que se sueldan.

## 3. Estudio de resultados mecánicos y fractográficos en probetas cilíndricas

Las probetas de tracción una vez ensayadas, presentan dos aspectos bien distintos:

- a) Los cilindros soldados de rugosidades elevadas (torneadas) rompen por la propia unión soldada sin apenas extricción.
- b) Los cilindros soldados con rugosidad  $0.1 \mu m$  rompen por el material base y en la proximidad de las roscas, mostrando alargamientos elevados, comparables al del material base.

Por tanto, la importancia de la rugosidad superficial en la SD es fundamental. De los efectos del resto de los parámetros sobre las propiedades mecánicas de las uniones podemos destacar que, en general, y para rugosidades superficiales similares, un aumento de la presión favorece la formación de soldaduras más resistentes, mientras que el tiempo, contrariamente a como ocurre en las chapas ensayadas a cortadura, no contribuye a consolidación de las soldaduras resistentes, sino que propicia cierto “reblandecimiento” del material que le hace perder características mecánicas, lo cual puede relacionarse con la disolución del precipitado y el aumento del tamaño de grano.

En cualquiera de los dos casos, las superficies muestran el aspecto típico de la rotura dúctil en estructuras bifásicas, con microcúpulas y desgarrado lateral<sup>20</sup>, si bien los cilindros de alta rugosidad lo manifiestan irregularmente, y los de rugosidad 0.1  $\mu\text{m}$  en toda el área de la soldadura.

## CONCLUSIONES

Se han obtenido uniones soldadas por difusión de la aleación Ti-6Al-4V a una temperatura inferior a la de conformado superplástico para diferentes tiempos y presiones, con una alta calidad metalográfica si exceptuamos las zonas periféricas, donde la aplicación de carga no ha paliado los efectos del desbaste manual.

El tiempo y la presión no influyen significativamente sobre el aspecto micro-estructural del material, salvo en lo que respecta a la persistencia del precipitado de fase  $\alpha_2$ , de conocido efecto sobre las propiedades mecánicas de las aleaciones Ti-Al; su disolución exige un largo tiempo de operación.

Para conseguir uniones soldadas por difusión de alta calidad en toda la superficie soldada, es muy importante lograr una condición superficial de partida lo más fina posible. No estimamos conveniente soldar dos superficies torneadas, a pesar de ser un método recomendado por algunos investigadores<sup>21</sup>.

Los resultados mecánicos más satisfactorios han sido obtenidos para una temperatura de 850°C, 4 MPa de presión y tiempo de 1.5 horas, en cilindros, y dos horas en chapas, produciéndose la rotura lejos de la unión soldada. La máxima resistencia alcanzada bajo las condiciones experimentales descritas es del 87% en los cilindros y del 76% en las chapas con respecto al material base.

## AGRADECIMIENTOS

Agradecemos a la Empresa Construcciones Aeronáuticas S.A. el soporte económico, que nos ha permitido desarrollar la presente investigación.

**BIBLIOGRAFIA**

- [1] F.A. CALVO, A. UREÑA, F. MOLLEDA, J.M. GOMEZ DE SALAZAR y A.J. CRIADO. *Rev. Soldadura*, 16 (3), 1986.
- [2] J. PILLING, D.W. LIVESEY, J.B. HAWKYARD AND N. RIDLEY. *Metals Science*, 18 (3), 1984.
- [3] C. HAMMOND. Superplastic Forming of Structural Alloys. *Proc. Conf., AIME*, 1982.
- [4] C.H. HAMILTON. Superplastic Forming. *Proc. Conf., AMS*, 1984.
- [5] No especificado. *Metallurgia*, 52 (1), 1985.
- [6] S. BOWNALL. *Metalworking Production*, 129 (2) 1985.
- [7] B. KELLOCK. *Machinery and Production Engineering*, 143 (3), 1985.
- [8] M. OHSUMI, M. SHIMIZU, A. TAKAKASHI, T. TSUZUKU. Mitsubishi Heavy Industries Ltd., *TechnicaReview Feb.* 1984.
- [9] A. ARIELI, R.B. VASTAVA. *Superplastic Forming. Proc. Conf., AMS*, 1984.
- [10] R. SAWLE. Superplastic Forming of Structural Alloys. *Proc. Conf. AIME*, 1982.
- [11] ASM Committee on Titanium and Titanium Alloys. *Metals Handbook* vol. 3, 9ª edición, pp. 388-391.
- [12] A. UREÑA. Tesis Doctoral. Facultad de Ciencias Químicas. Univ. Complutense de Madrid. 1987.
- [13] J. HARVEY, P.G. PARTRIDGE, C.L. SNOOKS. *Journal of Material Science*, 20 (1985). 1009-1014.
- [14] P.G. PARTRIDGE, D.V. DUNFORD. *Journal of Materials Science*, 22 (1987), 1597-1608.
- [15] ASM. Binary Alloy Phase Diagrams, Vol. 1, 1986.
- [16] I.J. POLMEAR. *Light Alloys, Metallurgy of the Light Metals*. E. Arnold Publisher, 1981.
- [17] ASM Committee on Titanium and Titanium Alloys. *Metals Handbook* vol. 3, 9ª edición, pp. 763-774.
- [18] W.T. HARRIS. *Chemical Milling*. Clarendon Press. 1976.
- [19] Z.X. GUO AND N. RIDLEY. *Materials Science and Technology*, 3 (11), 1987).
- [20] ASM Metals Handbook vol. 9, 9ª edición.
- [21] N. F. KAZAKOV et al. *Diffusion Bonding of Materials*. Mir Publishers, 1985.

Departamento de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica  
Facultad de Ciencias Químicas, Universidad Complutense de Madrid.

Subdirección de Investigación y Desarrollo de Tecnología y Materiales.  
División de Proyectos. C.A.S.A., Getafe – Madrid.