

SOLDADURA DE TAPONES EN ZRY-4 POR LOS PROCESOS DE GTAW Y RESISTENCIA. COMPARACION DE LAS ESTRUCTURAS.-

T.E. PEREZ* - M.E. SAGGESE* - J.A. VALESI** - D.E. BALZARETTI***.-

Gerencia de Desarrollo - INEND, Proyecto de Tecnología de la Soldadura (Dto. Materiales)* - Proyecto TECCA** - Departamento de Materiales***.-

A - INTRODUCCION

Un análisis de la relación variables operativas (elementos de la estructura) propiedades mecánicas, es de fundamental importancia en el caso de uniones soldadas, ya que su comportamiento en servicio depende fuertemente de algunos de esos elementos. La presencia de esos elementos así como su tamaño, morfología y distribución está condicionada por el proceso empleado.

Esta metodología de trabajo, ya aplicada a distintos materiales resulta la más conveniente en la comprensión de los procesos metalúrgicos involucrados en la soldadura de tapones a vainas en elementos combustibles.

Entre los elementos de la estructura podemos mencionar microsegregación, macrosegregación, inclusiones, precipitados, porosidades, microestructura y morfología de las fases presentes, contenido de defectos, etc. En este trabajo se analiza, como primera etapa las microestructuras asociadas tanto al proceso de soldadura por arco, con electrodo no consumible y protección de gas inerte (GTAW), como al de soldadura de resistencia en Zircaloy 4.

La clasificación presentada por Woo y Tangri ordena los tipos de estructuras comunmente hallados a distintas velocidades de enfriamiento, de la siguiente forma (1, 2, 3):

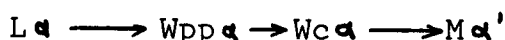
- Estructura lenticular α ($L\alpha$): estructura de placas gruesas, con bordes irregulares, que se forma durante enfriamientos lentos.
- Estructura Widmannstätten de placas paralelas α : ($Wpp\alpha$): estructura que se forma en un plano de hábito del grano β primario.
- Estructura Widmannstätten de tipo canasta α ($Wc\alpha$): estructura no paralela, resultado de la precipitación simultánea y al azar de placas α en varios planos de hábito de cada grano β primario.
- Estructura martensítica α' ($M\alpha'$): estructura acicular formada en una transformación sin difusión y similar en aspecto y mecanismo de formación a la martensita en aceros.

Según los mismos autores (1), en el caso de Zry 4 la microestructura está condicionada por la velocidad de enfriamiento y el contenido de oxígeno, mostrando las siguientes tendencias:

- i) A velocidades de enfriamiento crecientes, e iguales contenidos de oxígeno.



- ii) A velocidades de enfriamiento fijas y contenidos de oxígeno crecientes:



Okvist y Källström (4) asocian la presencia de $Wc\alpha$ con contenidos de carbono relativamente altos (100 - 200 ppm), mientras que a bajas concentraciones de carbono (< 50 ppm) la estructura es $Wpp\alpha$.

En el primer caso detectaron $5 \cdot 10^8$ partículas/cm³, de diámetros mayores a $0,4 \mu m$, que actuaban como sitios de nucleación de la estructura $Wc\alpha$. Dichas partículas contenían carbono y por difracción de Rayos X determinaron que la estructura era Fcc, con parámetro de red $4,7 \text{ \AA}$, lo que probaba la presencia de Zr C.

Por otra parte, Holt (3) obtiene resultados similares a los de Okvist y Källström, con aleaciones de Zry 4, con contenidos de carbono de 153 y 58 ppm. Considera que las cinéticas de transformación $\beta - \alpha$ son distintas pues la nucleación tiene lugar por mecanismos diferentes, no observando, sin embargo, diferencia en los mecanismos de crecimiento. En el caso de la estructura $Wc\alpha$, detecta la presencia de partículas de segunda fase, insolubles en fase β , que resultan sitios de nucleación más eficientes que los bordes de grano β . Estas partículas son casi inexistentes cuando la estructura es $Wpp\alpha$. Considera que su naturaleza no está clara, ya que no pudo identificar por difracción de Rayos X Zr C; encontrando en algunos casos fosfuros de zirconio.

B - RESULTADOS Y DISCUSION

a) Soldadura con electrodo no consumible (GTAW)

De la Fig. (1) se observa, bajo luz normal, el tubo y el tapón en la zona de unión, apreciándose la variación de estructuras.

La Fig. (2) detalla a mayor aumento la gama de estructuras resultantes del proceso de soldadura a lo largo del tubo, observadas tanto con luz polarizada como con luz normal.

- En 2a y 2a' se observan granos equiaxiales*, en contraposición a la estructura texturada original del tubo (Fig.3). El tamaño de grano α es del orden de los $8 \mu m$.

- La estructura que aparece en 2b y 2b' es acicular fina, con un ancho de aguja del orden de $2 \mu\text{m}$.
- Cerca de la zona soldada la estructura resultante es del tipo $Wc\alpha$, con una cierta proporción de $Wpp\alpha$; del espaciado entre placas α es del orden de los $3 \mu\text{m}$ (Fig. 2c). Los bordes del grano β original se delinean claramente en la Fig. 2c', con un tamaño de grano promedio que varía entre 80 y $100 \mu\text{m}$.
- En la zona soldada la estructura es del tipo $Wpp\alpha$ en casi la totalidad del campo observado, con una pequeña proporción del $Wc\alpha$, como se observa en la Fig. 2d. También se aprecia que el espaciado entre las placas α es del orden de 4 a $8 \mu\text{m}$. El grano β primario es grande, con un tamaño promedio del orden de los $160 \mu\text{m}$. (Fig. 2d').
- La Fig. 2a y a' muestra una zona del tubo donde la estructura original, altamente deformada, recrystalizó y creció a causa del ciclo térmico a que fuera sometido durante la soldadura, dando por resultado granos equiaxiales α .
- Las estructuras observadas en 2b', c' y d', presentan tamaños crecientes de grano β primario. Esto indica que el material de dicha zona alcanzó temperaturas cada vez mayores y permaneció en fase β ($> 1000^\circ\text{C}$) (5), durante tiempos cada vez más largos, provocando un mayor crecimiento del grano primario.

Las correspondientes estructuras secundarias (Fig. 2b, c y d) varían desde una $Wc\alpha$ - de agujas muy finas -, hasta una $Wpp\alpha$ - de placas gruesas -, pasando por una mezcla de ambas. De acuerdo a la tabla (5), la variación de estructuras corresponde a un cambio en las velocidades de enfriamiento entre $600^\circ\text{C}/\text{seg.}$ y $10^\circ\text{C}/\text{seg.}$

<u>Velocidad de enfriamiento</u> $^\circ\text{C} / \text{seg.}$ (a partir de 1000°C)	<u>Microestructura</u>
> 1500	Martensítica
1500-600	Intermedia Martensítica-Canasta
600-10	Canasta
10-2	Intermedia Canasta-Placas Paralelas
2-0,5	Placas Paralelas
$\leq 0,5$	Lenticular

La mayor velocidad de enfriamiento corresponde a zonas del tubo, donde la extracción calórica se efectúa a través del resto de la vaina que no llegó a calentarse. En cambio en las zonas soldadas, la masividad del tapón* - que alcanzó elevadas temperaturas en su totalidad - disminuyó la extracción calórica en esa zona varios órdenes de magnitud.

La Fig. 4 muestra la variación de estructuras a lo largo del tapón.

- La estructura correspondiente a la zona interior es del tipo Wpp α de tamaño aproximado entre 4 y 8 μ m (Fig. 4a) y de grano β primario grande, del orden de 200 μ m (Fig. 4a), debido al tratamiento que recibe el tapón, antes de ser soldado.
- En la zona de soldadura la estructura sigue siendo casi totalmente del tipo Wpp, con una pequeña proporción de Wc α . El ancho de las placas es de aproximadamente 3 μ m (Fig. 4b). Los granos β primarios oscilan entre 100 y 120 μ m. (Fig. 4b).

b) Soldadura por resistencia

La soldadura se desarrolla con un ciclo térmico muy corto (aprox. 20 milisegundos) con una velocidad de calentamiento del orden de 60.000°C/seg., seguido por una inmediata pérdida de temperatura a velocidades entre 10.000 y 20.000°C/seg. Este ciclo térmico está acompañado por una severa deformación plástica en la zona de unión, con un importante flujo de metal en las direcciones del plano de soldadura (6).

Durante el ciclo de calentamiento el material llega al rango β . Las temperaturas alcanzadas, sumadas a la gran deformación plástica que tiene lugar simultáneamente, produce la recristalización. En la zona de unión, que llegó a mayor temperatura y permaneció en ese rango durante más tiempo hubo un marcado crecimiento; mientras que las zonas más alejadas que estuvieron menor tiempo a altas temperaturas, no llegó a crecer. De allí la diferencia observada en el tamaño de grano β primario, a lo largo de la zona de unión.

Durante el enfriamiento las velocidades alcanzadas son tales que la estructura secundaria es del tipo M α '

Dado que no aparecen en la literatura estudios sobre la microestructura resultante a velocidades de enfriamiento tan rápidas como las que se dan en este proceso de soldadura, no se descarta la posibilidad de existencia de otras fases asociadas a enfriamientos ultrarrápidos.

En la Fig. 5a se observa la macroestructura que presenta una unión soldada por resistencia.

La estructura correspondiente a la zona de soldadura es marcadamente distinta a la correspondiente al tapón y al tubo.

En la Fig. 5b se muestra la microestructura de la zona soldada. Pueden distinguirse los bordes de granos β primario que han transformado en colonias de agujas martensíticas $M \alpha'$.

El tamaño de grano β primario varía desde aproximadamente $30 \mu\text{m}$ en la zona central hasta valores de 1 a $3 \mu\text{m}$ en la zona adyacente tanto al tapón como al tubo.

A partir de aumentos de 400 X, se revela la microestructura $M \alpha'$ con un ancho máximo de aguja del orden de los $0,5 \mu\text{m}$. También se observan precipitados del orden del micrón.

c) Medidas de microdureza

Las medidas de microdureza realizadas en soldaduras por electrodo no consumible de tungsteno bajo atmósfera inerte, resultaron adolecer de una excesiva dispersión. Esto es atribuible al hecho de que la impronta es de un tamaño tal que no involucra una cantidad suficiente de elementos de la estructura, lo que le resta validez a la medición. En promedio puede observarse una tendencia decreciente desde el tubo sin afectar hasta la zona soldada, desde aproximadamente desde 270 V hasta valores del orden de los 190 V.

En soldadura por resistencia la variación de la microdureza está muy afectada por la energía de deformación aplicada.

Para bajas energías de deformación (aceleración entre 10 y 15 g en 3 ciclos de la corriente), la microdureza disminuye en la zona soldada desde el tubo hacia el tapón con un máximo de aproximadamente 270 V.

Para altas energías de deformación (aceleración entre 40 y 50 g en 1 ciclo de la corriente) hay una zona de máxima microdureza en la zona soldada de aproximadamente 270 V.

C - CONCLUSIONES

1 - En el proceso GTAW con velocidades de enfriamiento entre $10^\circ\text{C}/\text{seg}$ y $1500^\circ\text{C}/\text{seg}$., la gama de microestructuras obtenidas es:

a) Zona fundida - velocidad de enfriamiento 2 a $10^\circ\text{C}/\text{seg}$. - microestructura $Wpp \alpha'$.

- b) Zona afectada térmicamente, próxima a la zona fundida - Velocidad de enfriamiento 10 a 600°C/seg - $W_{pp} \propto + W_c \propto$.
- c) Zona afectada térmicamente alejada del cordón - Velocidad de enfriamiento 600 a 1500°C/seg. - W_c placas muy finas.
- d) Zona afectada térmicamente muy alejada: recristalización en fase α , granos poligonales pequeños.

2 - En el proceso de soldadura por resistencia:

- a) Zona de unión - velocidad de calentamiento 60000°C/seg - grano β primario $\sim 30 \mu m$ a $3 \mu m$. Velocidad de enfriamiento $\sim 10000^\circ C/seg$: $M \alpha'$ de agujas muy finas.

Una futura etapa del trabajo sería un estudio más detallado de las estructuras asociadas a velocidades de enfriamiento ultrarrápidas, la caracterización de los precipitados presentes, y la influencia de estos elementos de la estructura en el comportamiento en servicio.

D - BIBLIOGRAFIA

- (1) WOO, TANGRI - Journal of Nuclear Materials - 79, (1979), 82 84.
- (2) Metals Handbook - V. 7, (1972), 321.
- (3) R. A. HOLT - Journal of Nuclear Materials - 35, (1970), 322 - 324.
- (4) G. OKVIST, K. KÄLLSTRÖM - Journal of Nuclear Materials - 35, (1970), 316 - 321.
- (5) CHUNG, GARDE, KASNER - ANL 77 - 10 - (1977).
- (6) K. BATES - AECL - 2814. Presentado en NUCLEX, 66. Basile Switzerland, sep. 1966.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la Srta. Susana BEMUDEZ y al Sr. Pablo NIETO (Div. Metalografía - Dtto. Materiales), la colaboración prestada.

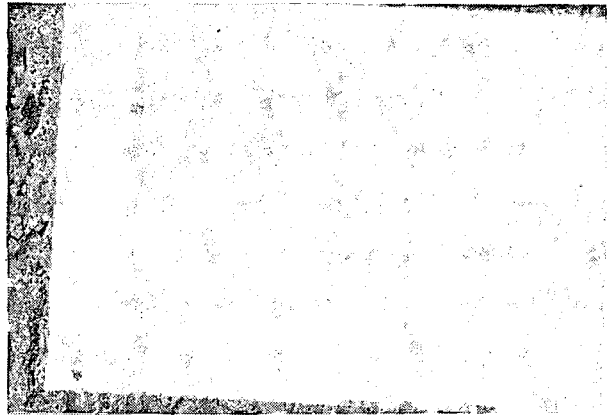
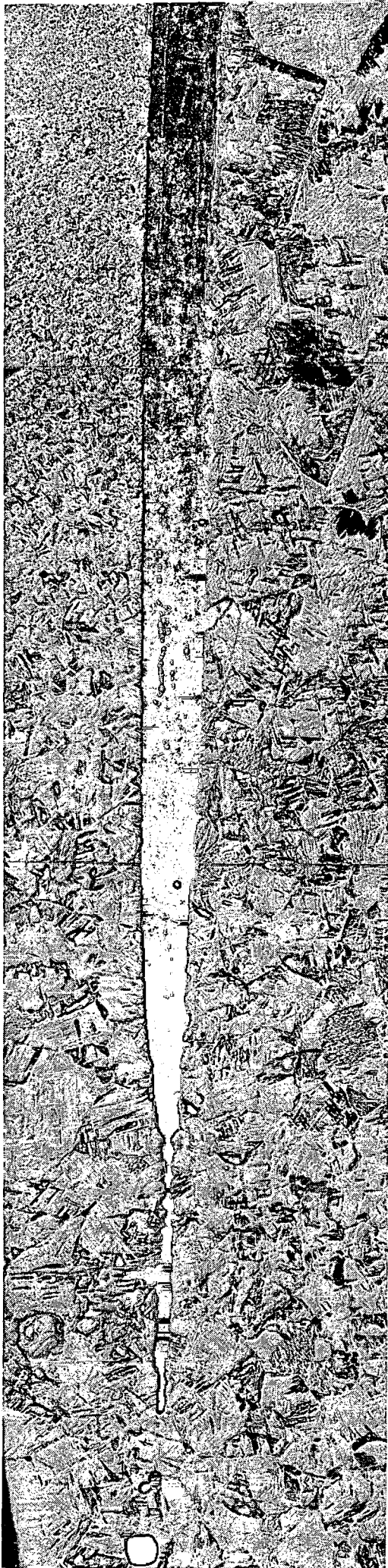


Fig. 3. Tubo-anodizado-lp-630x.

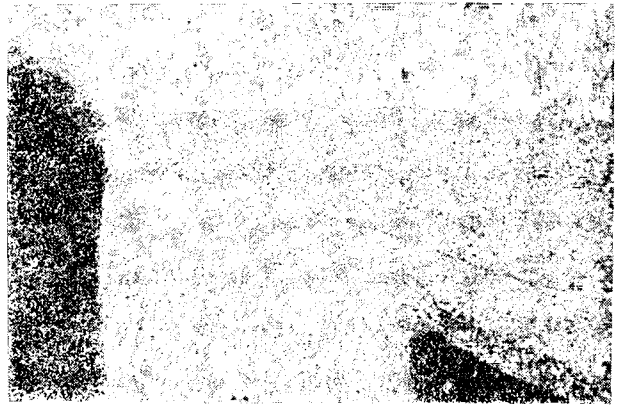


Fig. 5a. Soldadura por resistencia. anodizado-lp-97x.

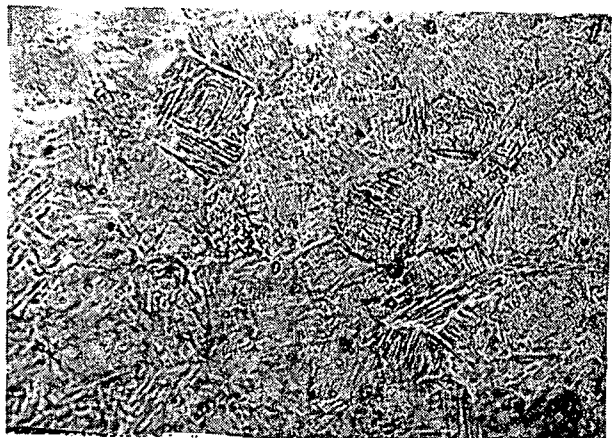
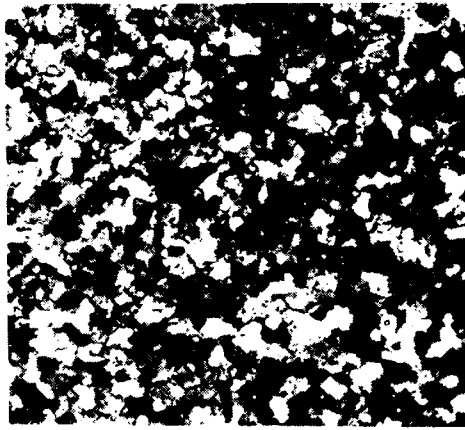
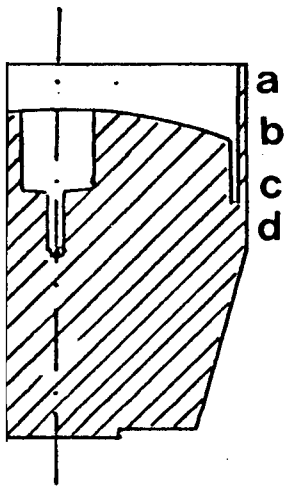
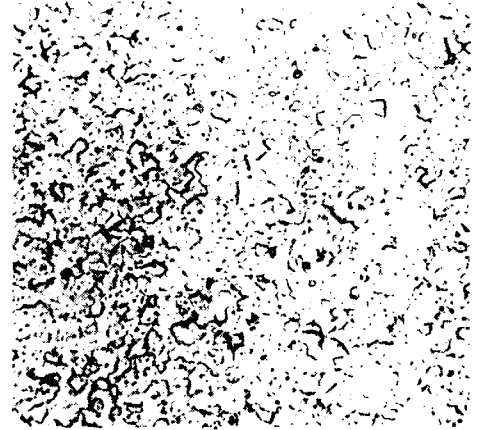


Fig. 5b. Detalle zona de unión-oxidación térmica- ln-400x.

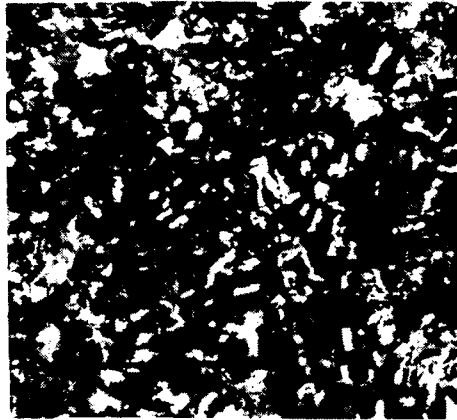
Fig. 1. Soldadura TIG-pulido químico ln- 60x.



a



a'



b



b'



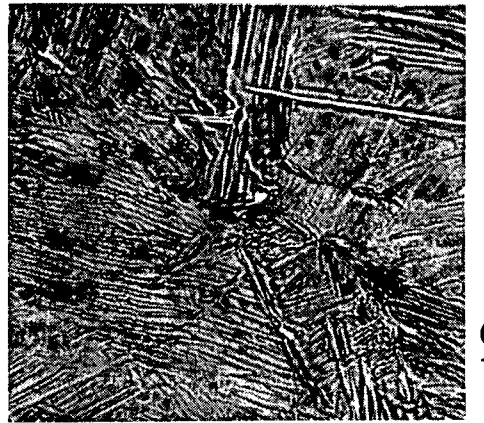
c



c'



d



d'

Ip

In

Fig. 2. Soldadura GTAW (TIG) - pulido químico - 250x.

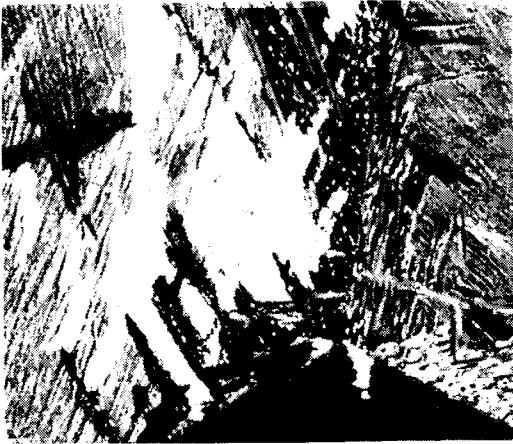
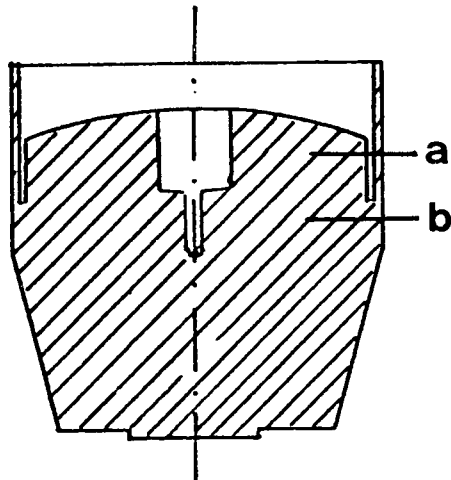
aa'

Fig. 4. Soldadura
GTAW (TIG)-pulido
químico- 250x.

b**Ip**b'**In**