

EFFECTO DEL TRATAMIENTO TÉRMICO POST SOLDADURA SOBRE LA MICROESTRUCTURA DEL ACERO INOXIDABLE GRADO CA6NM PARA LA CONSTRUCCIÓN DE RODETES HIDRÁULICOS

EFFECT OF PWHT ON THE MICROSTRUCTURE OF CA6NM STAINLESS STEEL FOR HYDRAULIC TURBINES

RESUMEN

En los tratamientos térmicos de revenido para aceros inoxidables martensíticos grado CA6NM se busca obtener martensita revenida con un porcentaje de austenita retenida de hasta un 20% para conseguir las propiedades mecánicas y tribológicas del material que lo hacen adecuado para la fabricación de dispositivos hidráulicos. Sin embargo, éstos presentan un desgaste considerable durante su servicio, razón por la cual es necesario repararlos por medio de soldadura y someterlos a tratamientos térmicos posteriores para obtener propiedades similares a las del material original. En este trabajo se muestra el efecto de tratamientos térmicos post soldadura sobre el acero y una caracterización de la microestructura de la ZAT antes y después de los tratamientos. Los ensayos fueron realizados en probetas BOP a temperaturas de 600 °C y 620 °C con sostenimientos de 20, 40 y 60 minutos, sometidas a pruebas de microdureza y análisis metalográfico.

PALABRAS CLAVE: Acero CA6NM, Soldadura, Tratamiento Térmico Post Soldadura, Microestructura, ZAT.

ABSTRACT

CA6NM martensitic stainless steels are commonly tempered to obtain up to 20% of retained austenite in order to get the mechanical and tribological properties that make them suitable to manufacture hydraulic components. Nevertheless, these materials present considerable wear during service and therefore welding repairs are usually needed to fully recover the components. Furthermore, post weld heat treatments (PWHT) are used to achieve properties similar to those of the original material. This work shows the effect of PWHT on the microstructure of the steel, especially in the heat affected zone (HAZ). The tests were made on samples BOP at 600 °C and 620 °C with soaking times of 20, 40 and 60 minutes. In addition, micro-hardness measurements were performed in all the samples to reinforce the analysis of the microstructure.

KEY WORDS: *CA6NM stainless steel, welding, Post-weld heat treatment, Microstructure, HAZ.*

1. INTRODUCCIÓN

El acero CA6NM, clasificado dentro de la norma ASTM A743, es ampliamente utilizado en la construcción dispositivos hidráulicos para la generación de energía eléctrica como turbinas, inyectoras, tuberías, entre otros.

El deterioro de rodetes hidráulicos es un problema en el proceso de generación de energía eléctrica ya que causa reducciones en la eficiencia. Los fenómenos determinantes en el deterioro de los rodetes son el

desgaste por erosión, desgaste por cavitación y fatiga. Una vez el rodete se encuentra suficientemente deteriorado, se realiza la reparación mediante la reconstrucción de los perfiles hidráulicos por medio de soldadura. Sin embargo, como los rodetes son altamente exigidos durante su funcionamiento, es necesario que después de la reparación la microestructura del material recupere en lo posible las condiciones y propiedades originales.

La aplicación de la soldadura implica cambios localizados en la microestructura, los cuales son causados por la alta tasa de calentamiento y

JULIAN DAVID OSORIO

Estudiante de Ingeniería Mecánica
Universidad Nacional de Colombia
Sede Medellín
jdosorio@unal.edu.co

HERNANDO PACHECO GÓMEZ

Ingeniero Mecánico
Estudiante de Maestría en Materiales
Universidad Nacional de Colombia
Sede Medellín
hjpachec@unal.edu.co

ALEJANDRO TORO

Ingeniero Mecánico, PhD.
Director Grupo de tribología y Superficies
Universidad Nacional de Colombia
Sede Medellín
atoro@unalmed.edu.co

enfriamiento de dicho proceso. Por lo tanto, la realización de tratamientos térmicos post soldadura (PWHT) es una alternativa para reducir los esfuerzos y recuperar la microestructura original de las zonas afectadas por el calor.

La temperatura del tratamiento térmico de revenido de una sola etapa, para los aceros CA6NM, debe estar preferiblemente en un rango entre 600 °C y 620 °C [1,2], por encima de la temperatura de inicio de la transformación austenítica del material la cual está alrededor de 520 °C. En estas temperaturas se consigue la mayor cantidad de austenita que permanece estable durante el posterior enfriamiento, que para este acero es del orden del 20 %; esta fase tiene la capacidad de aumentar la resistencia al impacto y el límite elástico. Por otro lado, temperaturas superiores a 620 °C promueven la generación de austenita que transforma a martensita fresca durante el enfriamiento [3]. Con respecto al tiempo de sostenimiento, el cual depende del espesor de la pieza, se debe garantizar que éste sea suficiente para que se den las transformaciones difusionales esperadas.

Los objetivos de este trabajo son caracterizar la microestructura de la Zona Afectada Térmicamente (ZAT) por depósito de soldadura y después de varios PWHT. Para conocer detalladamente la respuesta del material frente a procesos de reparación localizada y a la realización de tratamientos térmicos.

2. PROCEDIMIENTO

Se utilizaron 2 discos de acero CA6NM (composición mostrada en la Tabla 1) con espesor de 12 mm y diámetro de 95 mm (Fig. 1). El grosor seleccionado corresponde al espesor promedio de la arista media de un cangilón de una turbina tipo Pelton de 7 Ton de peso y 2.5 m de diámetro, lugar donde se presenta un desgaste considerable y por tanto una de las zonas sometidas con mayor frecuencia a reparaciones por soldadura.

Tabla 1. Composición química nominal del acero inoxidable grado CA6NM (% en peso).

C.	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Fe
0,06	1	1	11,5-	3,5-	0,4-1	BAL
			14,0	4,5		

Antes de la aplicación del cordón de soldadura, los discos fueron sometidos a un tratamiento térmico de homogenización a 1050 °C durante 2 horas con enfriamiento al aire para promover la uniformidad de la composición química y la microestructura [1] y un posterior tratamiento térmico de revenido a 600 °C durante 2 horas con enfriamiento al aire para liberar

tensiones y obtener la mayor cantidad de austenita estable responsable del aumento en la tenacidad y el límite elástico del material [4].

Se realizó un depósito de soldadura a cada uno de los discos a través del proceso SMAW utilizando como variables esenciales una corriente directa de electrodo positivo CDEP entre 92 – 100 A, un voltaje de 28 V, un electrodo de 1/8” de diámetro clasificación E410NiMo recomendado para soldar el acero CA6NM [7]. La aplicación se realizó sin oscilación.

De cada disco se extrajeron cuatro probetas rectangulares de sección perpendicular a la dirección de aplicación del cordón, tres de las cuales fueron sometidas a diferentes PWHT y una de ellas tomada como referencia. Tanto la identificación de las probetas como el tratamiento térmico utilizados se encuentran resumidos en la Tabla 2.

Tabla 2. Tratamientos Térmicos Post Soldadura con enfriamiento al aire.

Muestra	Temperatura (°C)	Sostenimiento (min)
1	Sin PWHT	Sin PWHT
1.1	600	20
1.3	600	40
1.2	600	60
2	Sin PWHT	Sin PWHT
2.1	620	60
2.2	620	40
2.3	620	20

Las muestras fueron sometidas a análisis metalográfico y de micro dureza. En la Fig.1 se ilustra la forma como fueron tomadas las microdurezas en cada una de las muestras. Los ataques para metalografía fueron realizados con Vilella.

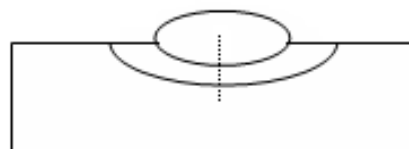


Fig. 1. Barrido de microdurezas para las tres muestras.

3. RESULTADOS

Después de la aplicación de la soldadura en el material se pueden diferenciar tres zonas: zona de fusión, zona afectada térmicamente (ZAT) y material base, Fig. 2.

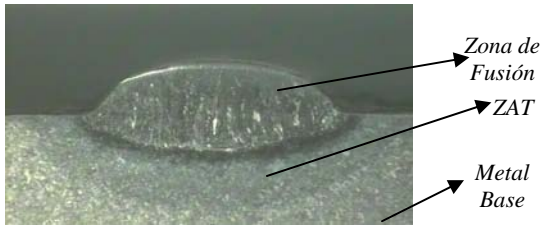


Fig. 2. Depósito de soldadura en acero CA6NM.

Para el acero CA6NM, la ZAT se divide en cinco regiones como se muestra en las Figuras 3 [5] y 4 [5].

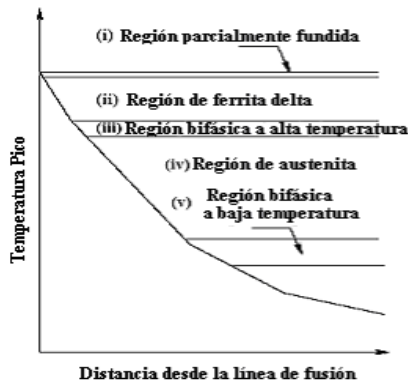


Fig. 3. Cambios microestructurales que ocurren en la ZAT generada por un cordón sobre placas de aceros inoxidables supermartensíticos.

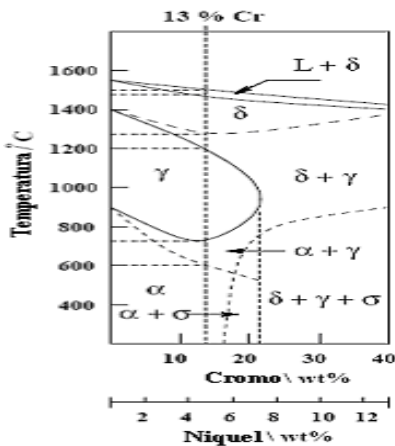


Fig. 4. Diagrama de equilibrio para aceros con Cr-Ni de bajo contenido de C.

- (i) Región parcialmente fundida, localizada cerca de la línea de fusión.
- (ii) En esta región ocurre una transformación total a ferrita δ con un significativo crecimiento del grano. Posteriormente se da la transformación a austenita que además de la austenita alotrópica e intragranular típicas, se genera la formación de austenita tipo Widmanstätten con morfología de pequeñas cuñas que crecen en dirección preferencial desde los límites de los antiguos granos de ferrita (figuras 5 y 6).

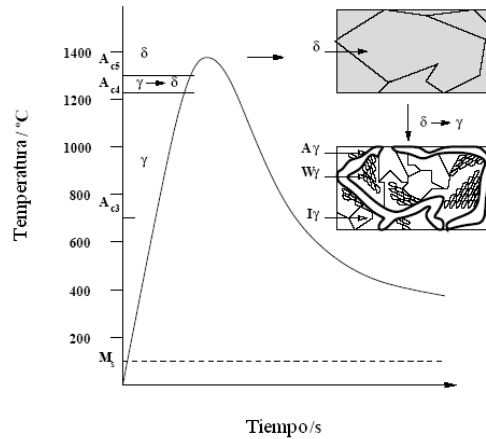


Fig. 5. Esquema de la evolución de la microestructura en la región de ferrita delta de la ZAT durante la soldadura. $A\gamma$: austenita alotrópica, $W\gamma$: austenita Widmanstätten, $I\gamma$: austenita intragranular.



Fig. 6. Zona de grano grueso de la ZAT revenida a 700°C a 40 min. Atacada con Vilella.

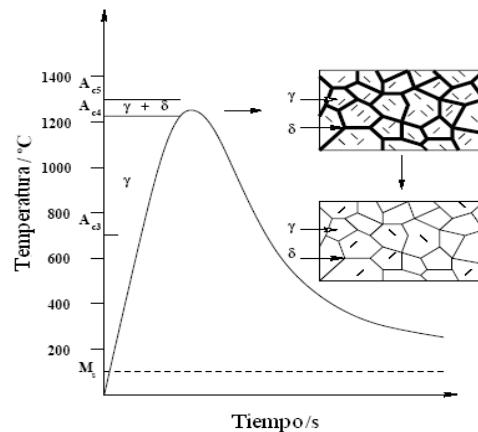


Figure 7. Esquema de la evolución de la microestructura durante la soldadura en la región bifásica de alta temperatura de la ZAT.

- (iii) Región bifásica a alta temperatura, caracterizada por la transformación parcial de austenita a

ferrita δ en el calentamiento. La nucleación de esta ferrita se inicia a partir de los límites de granos austeníticos (figura 7) y durante el enfriamiento parte de esta ferrita queda retenida (figura 8).

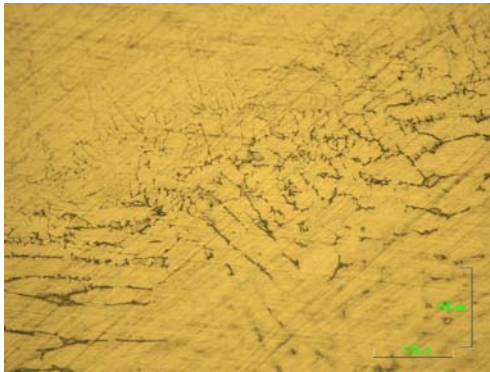


Figura 8. Región Bifásica de alta temperatura. Revenida a 620°C durante 60 min.

- (iv) Región que transforma completamente a austenita durante el calentamiento.
- (v) Región bifásica de baja temperatura, caracterizada por la transformación parcial de la martensita revenida a austenita durante el calentamiento [5].

En las Fig. 9 y 10 se muestra la forma como varía la dureza de cada una de las muestras, dicha toma comienza en la zona de fusión y se extiende hasta llegar a metal base.

En la Fig. 11 se comparan las micrografías de la zona de fusión, línea de fusión y la ZAT con PWHT y sin éste.

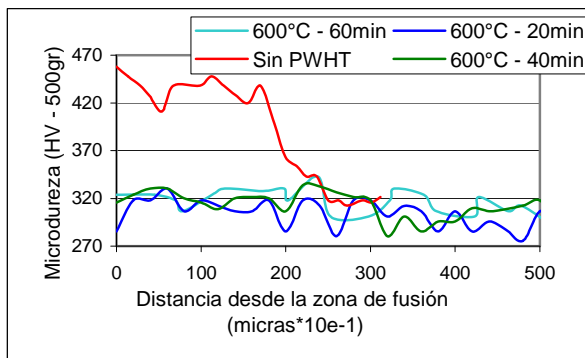


Fig. 9. Variación de la dureza probetas tratadas a 600°C con tiempos de 20,40 y 60 minutos, y sin PWHT.

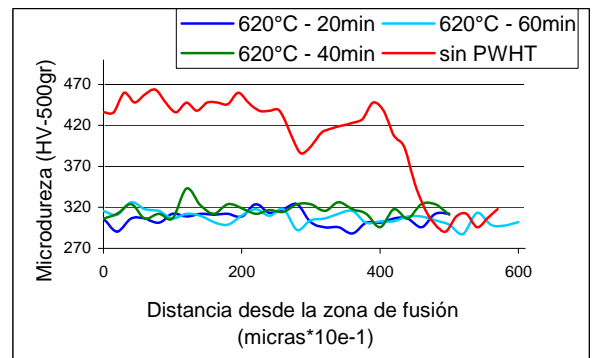


Fig. 10. Variación de la dureza probetas tratadas a 620°C con tiempos de 20,40 y 60 minutos, y sin PWHT.

ZONA	Con PWHT 620°C - 20 MIN	Sin PWHT
LÍNEA DE FUSIÓN		

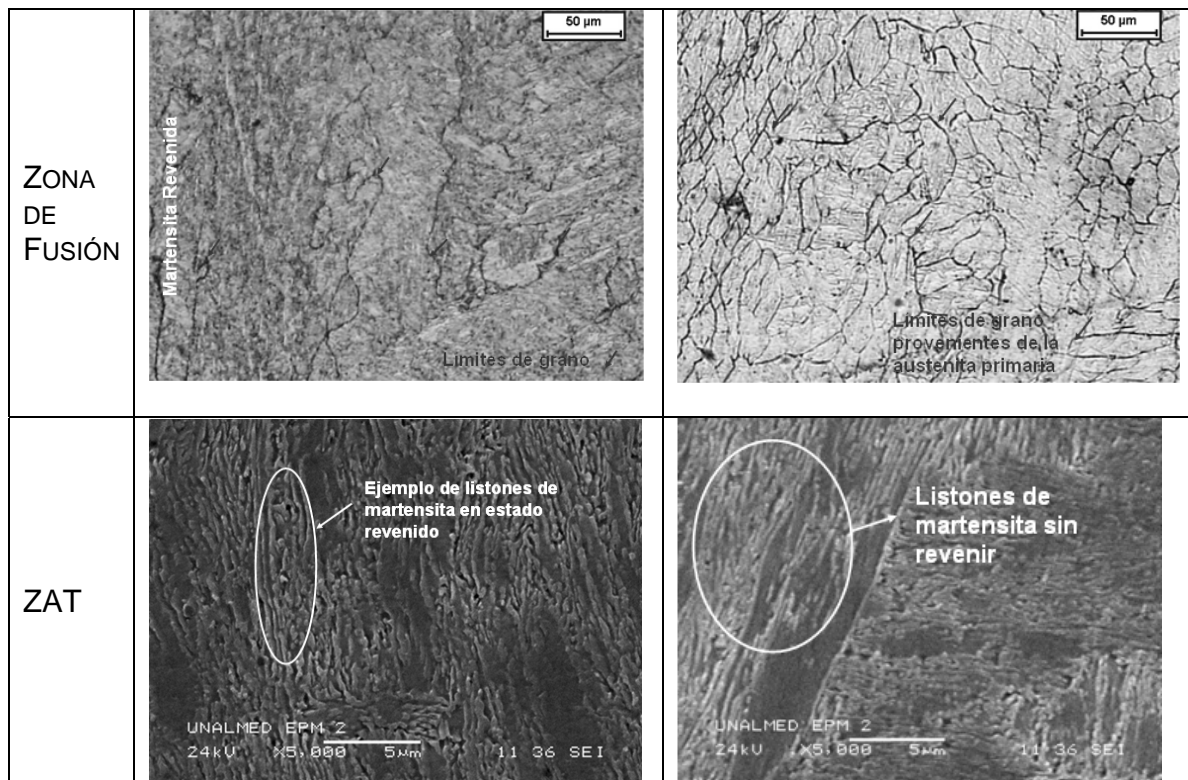


Fig. 11. Micro estructuras con y sin PWHT después del depósito de soldadura sobre un acero CA6NM.

4.1 Análisis de Resultados

En las Fig. 9 y Fig. 10, en las curvas correspondientes a las probetas sin PWHT, se observa que la dureza del material va disminuyendo gradualmente a medida que se va alejando de la zona de fusión, esto se debe a las temperaturas alcanzadas por los ciclos térmicos de soldadura y las microestructuras obtenidas por los mismos. Las zonas en las cuales se sobrepasa los 800 °C se denominan zonas de alta temperatura ya que alcanzan austenización completa y durante el enfriamiento la austenita transforma a martensita. Las zonas donde la temperatura se acerca a la temperatura de fusión son susceptibles a la aparición de ferrita delta; sin embargo, la composición química del acero sólo permite porcentajes del orden del 3% en volumen que no afectan considerablemente las propiedades mecánicas del material [6]. Sin embargo, el contenido de ferrita puede variar dependiendo de la tasa de enfriamiento en la región bifásica de alta temperatura de la ZAT durante la soldadura [8]; en el caso de los tratamientos térmicos post soldadura realizados, la cantidad de ferrita delta aumenta considerablemente en esta región como se observa en la figura 8.

Todas las zonas que alcanzan temperaturas inferiores a 550 °C, son denominadas material base. Las zonas del material base que se encuentran más cerca del cordón de soldadura y por tanto alcanzan temperaturas mayores, experimentan un tratamiento térmico de revenido en un corto tiempo, de tal forma que la microestructura y en consecuencia las propiedades mecánicas no se ven afectadas. En cuanto a la zona intermedia la microestructura predominante es martensita sin revenir y algo de austenita retenida que para la composición del acero puede alcanzar hasta de 20-30% en volumen. Sin embargo, dada las características de la martensita sin revenir esta zona experimenta un incremento de dureza similar al de la zona de alta temperatura [4].

El tamaño de la ZAT es de alrededor de 3 mm, suficientemente grande para que el material falle ante fenómenos como cavitación y erosión.

De las Fig. 9 y Fig. 10, se observa que todas las probetas con PWHT experimentan una reducción en la dureza en la ZAT, esto se debe a que el tratamiento térmico promueve los procesos difusionales que generan el revenido de la martensita fresca, el alivio de esfuerzos residuales a escala microscópica, la precipitación de carburos y la transformación de

austenita [3]. Se observa además, en las Fig. 9 y Fig. 10, que en general los valores de dureza de las probetas con PWHT con temperatura de 620 °C son menos dispersos que los valores para las probetas tratadas con temperatura de 600 °C. Para tener una medida cuantitativa de esta situación se calculó la varianza que para las probetas tratadas a 620 °C fue de alrededor de 9 HV, mientras que para las probetas tratadas a 600 °C fue de alrededor de 15 HV. Aunque este cálculo estadístico no es completamente determinante, puede dar una indicación del efecto que pequeñas variaciones de la temperatura del PWHT (en este caso 20 °C) tienen sobre la microestructura.

En la Fig. 11, se puede observar que la microestructura de la zona de fusión de las probetas sin PWHT no se alcanza a revelar con el procedimiento convencional de ataque químico empleado, mientras que para el caso de las probetas con PWHT se alcanzan a diferenciar los listones de martensita, posiblemente a causa de la precipitación de carburos y la formación de nuevas intercaras formadas en el PWHT [5]. La zona cercana a la línea de fusión, la cual hemos denominado zona de alta temperatura, es la que experimenta mayor grado de tensiones, debido a los gradientes de temperatura experimentados en una región tan pequeña.

Las últimas dos micrografías mostradas en la Fig. 11, fueron tomadas utilizando un microscopio electrónico de barrido, corresponden a las ZAT de las probetas analizadas. En ellas se pueden observar como los listones de martensita de las probetas sin PWHT han sufrido una deformación causada por el alivio de tensiones elásticas e inelásticas y la formación de carburos, estas transformaciones traen consigo una disminución de la dureza en esta zona, acercándola a valores similares a los medidos en el material base, que como se observa en las Fig. 9 y Fig. 10 se hace más uniforme con temperaturas de 620 °C y sostenimientos más prolongados.

4. CONCLUSIONES

El efecto de seis PWHT sobre el depósito de soldadura sobre el acero CA6NM ha sido estudiado. Se encontró mayor homogeneidad de las microdurezas tomadas de las probetas a 620 °C en relación a las tomadas a 600 °C. El efecto de la temperatura es más marcado que el de los tiempos de sostenimiento.

El tratamiento de 1 hora y 620 °C permite que el material en la zona afectada térmicamente adquiera

una microestructura similar a la del material base y por tanto propiedades similares en su espesor.

Un tratamiento térmico post soldadura a una temperatura de 600 °C con tiempo de sostenimiento de 20 minutos no es suficiente para promover en el material cambios microestructurales que permitan obtener propiedades (dureza) similares en todo el espesor de las probetas utilizadas.

La cantidad de ferrita delta medida en el material no es suficiente para alterar sus propiedades mecánicas, sin embargo existe una zona de aproximadamente 100 micras en los que la cantidad de esta fase sobrepasa el 10% en volumen y en la que se esperaría una menor resistencia al impacto del material. Esta zona permanece aún después de los tratamientos térmicos post-soldadura.

5. BIBLIOGRAFÍA

- [1] Douthett, J. Heat Treating of Stainless Steels, En: ASM Handbook, Heat Treating Vol. 4, Editor Manager: Davis, J. ASM. p 769-792. 2004.
- [2] ASTM A 743/A 743M. Standard Specification for Casting, Iron-Chromium-Nickel, Corrosion Resistant, for General Application, 2003.
- [3] Kotecki, Damian J., Stainless Q&A. Welding Journal, Junio 2000. p 89-90.
- [4] Henke, S. L. et al, Especificação de Procedimentos de Reparo por Soldagem de Aços Inoxidáveis Martensíticos Macios Sem Tratamento Térmico Posterior, XXIV Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, XI Congresso Latino-Americano e V Ibero-Americano de Soldagem, 1998
- [5] Carrouge, D. Transformation in Supermartensitic Stainless Steels, PhD Tesis, University of Cambridge, 2002.
- [6] Lippold, John C.; Kotecki, Damian J. Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels. Ed WILEY. Abril de 2005.
- [7] Carrouge, D. Bhadeshia, H. K. D. H. and Woollin, P., Effect of d-ferrite on impact properties of supermartensitic stainless steel Heat affected zones, Science and Technology of Welding and Joining 2004 Vol. 9 No. 5
- [8] Fernández, R. Procedimientos de Fabricación, Inspección y Reparación de Rodetes Pelton. Trabajo dirigido para la obtención de título de especialista en tratamientos térmicos, Universidad Nacional de Colombia, Medellín, 1997.