ESTUDIO DEL EFECTO DEL TRATAMIENTO TÉRMICO Y LOS CICLOS DE TRABAJO EN LA TENACIDAD EN CALIENTE DEL ACERO DE HERRAMIENTAS UNE X40CrMoV 5.

I. Espinosa, M.Raris, J. A. Benito

Departamento de Ciencia de Materials i Enginyeria Metal·lúrgica
EUETIB, Universidad Politécnica de Catalunya, C/Urgell, 187, 08036 Barcelona. Josep.A.Benito@upc.es

Resumen. En el presente trabajo se ha estudiado el efecto de eliminar un revenido en el tratamiento térmico de el acero X40CrMoV 5 sobre la tenacidad en caliente (580ºC) medida mediante ensayo de impacto. Para ello, probetas con entalla en U han sido sometidas a dos tratamientos térmicos diferentes con uno o dos revenidos. Se ha seguido la tenacidad y dureza de los dos tratamientos sometiendo al material a repetidos ciclos térmicos que simulan las temperaturas de trabajo (500ºC-600ºC) de este tipo de acero. Los resultados muestran pocas diferencias en la tenacidad al aplicar uno o dos revenidos. Incluso parece, por análisis posteriores, que las diferencias pueden provocarse por diferencias en el temple, más que por la diferencias del número de revenidos. El efecto de los ciclos térmicos provoca una caída de la dureza y un ligero aumento de la tenacidad.

Abstract. In this paper the effect of one or double tempering in hot toughness (580ºC) of an X40CrMoV 5 tool steel is discussed. U-notched impact samples have been prepared with two different heat treatments. Specimens of both treatments have been exposed to high temperature cycles (500ºC-600ºC) that simulate as-working conditions. Little differences have been found in Toughness between heat treatments with one or two tempering cycles. Differences in austenitizing temperature or cooling rates seem to be more important than the number of tempering cycles. High temperature cycles led to a drop of hardness and a smooth rise of toughness values.

1. INTRODUCCIÓN

Actualmente existe una gran demanda de productos estructurales de diversas aleaciones de aluminio. La transformación del aluminio requiere trabajar con altas temperaturas (500-600ºC) en las que los aceros de herramientas utilizados habitualmente sufren, aparte de otros problemas más importantes como desgaste o fatiga térmica, roturas frágiles. Debido a ello, se requiere que la tenacidad en caliente del acero tratado sea elevada.

Numerosos factores están asociados a la variación de la tenacidad para estos aceros, como la influencia del volumen y dispersión de los carburos, la calidad del acero, la velocidad de enfriamiento en el temple, la temperatura de austenización y revenido, el número de revenidos...[1-4] Dentro de este último punto, está aceptada la influencia beneficiosa para la tenacidad asociada a un segundo revenido[5] debido en parte al proceso de esferoidización de los carburos, formados a partir del primer revenido[6] y también al revenido de martensita.

En los procesos de transformación que se alcanzan temperaturas cercanas a los 600º C, los carburos más fragilizantes sufren procesos de esferoidización[4]. Debido a ello, las mismas condiciones de servicio podrían servir para minimizar la posible fragilidad del primer revenido. El objetivo de este trabajo es comprobar, mediante ensayos simples de impacto, si existen grandes diferencias en la tenacidad al realizar tratamientos térmicos con un solo revenido o con dos (tabla 1). Los ensayos se han realizado a 580ºC, que es una temperatura habitual de servicio en los procesos de conformación de aluminio, aunque las partes en contacto con el metal pueden estar a temperaturas superiores, superando incluso la barrera de los 600ºC en algunas ocasiones.

Otro objetivo importante del trabajo es estudiar la respuesta de los dos tratamientos a los sucesivos ciclos térmicos de trabajo a temperaturas relativamente altas para este acero como son las de los procesos de conformación de aluminio.

Tabla 1. Tratamientos térmicos realizados

Tratamiento 1	Tratamiento 2
Temple al vacío Tº aust. = 1030º C	Temple en aceite Tº aust. = 980º C
Revenido 580 ºC Tiempo = 5 horas	Revenido 590 ºC Tiempo = 5 horas
Revenido 580 ºC Tiempo = 5 horas	

2. PARTE EXPERIMENTAL

Probetas charpy con entalla en U (figura 1) fueron mecanizadas a partir de barra redonda de 16 mm de diámetro de acero de herramientas para trabajo en caliente X40CrMoV 5 en estado de recocido. La composición del acero se detalla en la tabla 2. La figura 2 muestra la microestructura de recocido de la barra inicial, con una correcta distribución de carburos en la matriz ferrítica, según la norma VDeh[7]. Para evitar que la distorsión provocada por los tratamientos térmicos posteriores pudiera afectar a la entalla y se generaran grietas, se rellenó la entalla con cobre una vez mecanizada la entalla.

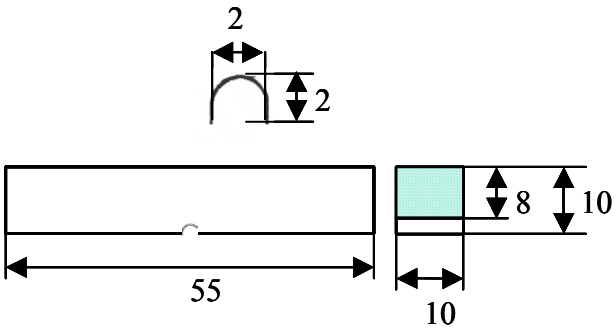


Figura 1. Croquis de las probetas de impacto utilizadas en el trabajo.

Las probetas fueron sometidas a dos tratamientos térmicos comerciales diferentes (tabla 1), diseñados para conseguir una dureza HRC final de 44/46, habitual para la maquinaria utilizada en los procesos de transformación en caliente de aluminio. El temple de alta temperatura de austenización (Tratamiento 1), se realizó en horno de vacío, mientras que el de baja temperatura de austenización (Tratamiento 2) se templó en aceite. Todos los revenidos se realizaron en horno de gas con atmósfera protectora de N_2/CH_4.

Tabla 2. Composición del acero X40 CrMoV 5 1.

C	Si	Mn	Cr	Mo	V
0.39	1.0	0.4	5.1	1.3	1.0

Los ciclos térmicos de trabajo se realizaron siguiendo el esquema de la figura 3. Se aprecia una primera fase de precalentamiento a 400ºC utilizada habitualmente para evitar el choque térmico del material, y un tiempo de trabajo real de 4 horas a 580ºC, con posterior enfriamiento al aire. Dichos ciclos térmicos se realizaron en un horno con atmósfera de N_2. Para cada uno de los tratamientos térmicos se realizaron hasta siete ciclos de trabajo.

Se realizaron medidas de microdureza Vickers para cada probeta de los ciclos estudiados. Previamente se desbastó la superficie para eliminar la capa oxidada y decarburada. Los ensayos de impacto se realizaron manteniendo la probeta durante media hora en un horno a 580ºC, y colocándola lo más rápidamente posible en el soporte del martillo, sin tener constancia de la temperatura en el momento exacto de la rotura. Las probetas rotas se enfriaron en atmósfera protectora de Argón.

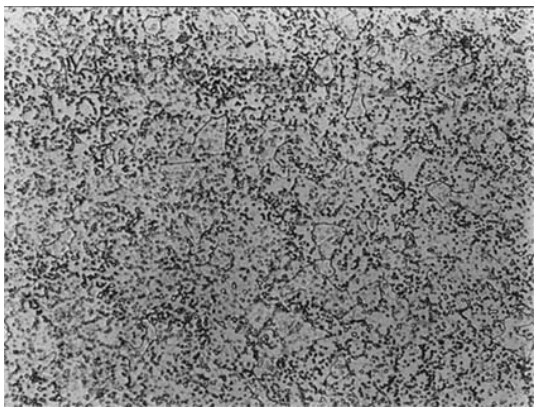


Fig. 2. Microestructura de recepción del acero en estado de recocido (x1000 aumentos).

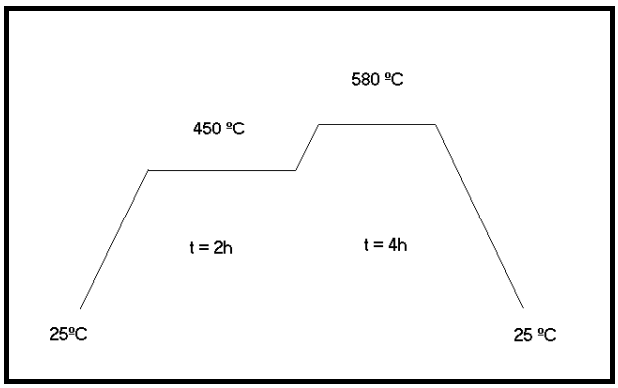


Fig. 3. Esquema temperatura-tiempo de los ciclos térmicos de trabajo realizados.

A partir de las probetas fracturadas se estudió la microestructura mediante microscopía óptica, realizando el ataque con nital 2%. Se determinó el tamaño de grano austenítico aproximado a partir de los carburos precipitados en el límite de grano mediante el método de intersección.

Finalmente, se estudió la superficie de fractura mediante SEM. A partir de fotografías generales de la superficie de fractura se determinó el área de fractura exento de deformación plástica[8] y la estricción (figura 4), medidas destinadas a esclarecer variaciones en la cantidad de energía destinada a la deformación plástica y al crecimiento de grieta. Mediante un análisis más detallado se intentó establecer el tipo de fractura en cada caso.

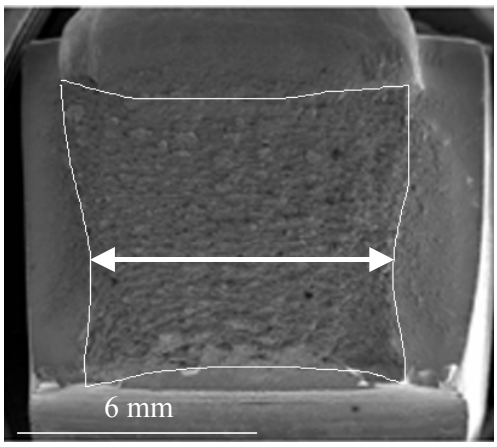


Figura 4. Cálculo de área de rotura y estricción en una fractura charpy de ensayo por impacto.

3. RESULTADOS

El estado inicial después del tratamiento térmico y la evolución del material a través de los ciclos de trabajo se muestra en la figura 5 para la dureza y en la figura 6 para la resiliencia en caliente. Respecto al estado inicial se observa como hay diferencias iniciales de dureza entre ambos tratamientos, ya que para el tratamiento 1 la media de las durezas iniciales es superior. Por el contrario, los valores de tenacidad son un poco más bajos que los del tratamiento 2.

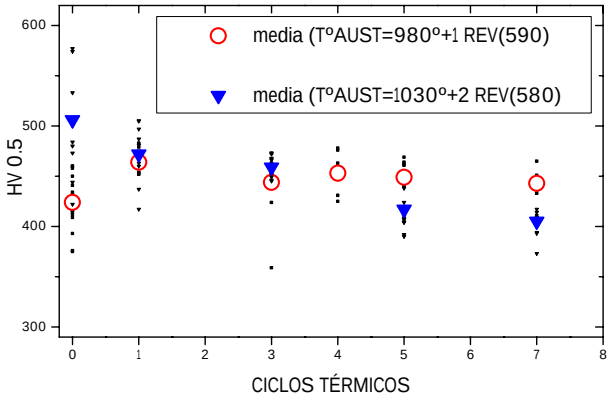


Figura 5. Resultados de dureza a través de los ciclos térmicos para los dos tratamientos térmicos estudiados.

La evolución de la dureza muestra diferencias entre los dos tratamientos. Para el tratamiento 2 parece aumentar ligeramente en el primer ciclo, para permanecer después constante en ciclos subsiguientes y disminuir ligeramente al final. En contra, el tratamiento 1, de mayor dureza inicial, parece sufrir un ablandamiento progresivo con la repetida exposición a la temperatura. La tenacidad en caliente, por su parte muestra el efecto contrario. El material del tratamiento 2, más blando, muestra valores de tenacidad ligeramente superiores en el estado inicial, y va aumentando ligeramente con los ciclos de trabajo. El tratamiento 1 sufre más o menos la misma evolución pero con valores ligeramente inferiores (20-30 J/cm^2).

Las microestructuras de temple y revenido previas a la aplicación de ciclos de trabajo pueden observarse en las figura 7. En ambas se muestra una estructura de martensita revenida junto con carburos primarios globulares no disueltos durante la etapa de austenización. En el tratamiento 1, con un mayor temperatura de austenización, parece observarse una mayor precipitación de carburos en el límite de grano austenítico que en el tratamiento 2. Este hecho no parece estar relacionado muy estrechamente con cambios en la tenacidad del acero[2].

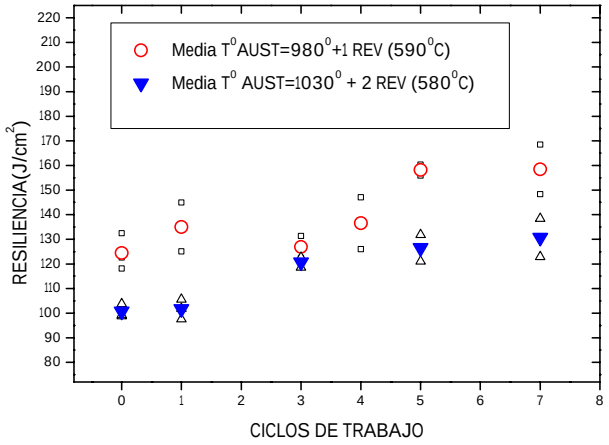


Figura 6. Evolución de los valores de resiliencia a 580ºC a través de los ciclos térmicos de trabajo.

La evolución de la microestructura con los ciclos de trabajo muestra una disolución paulatina de los carburos precipitados en el borde de grano austenítico, sin observarse otros cambios importantes. Cabe reseñar la presencia de carburos primarios de gran tamaño y morfología no globular en los dos tratamientos. El efecto fragilizante de estos puede haber provocado una disminución de la tenacidad y haber eliminado parte del diferente comportamiento de ambos tratamientos.

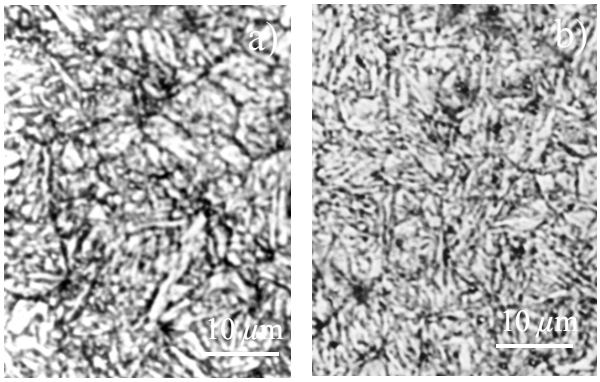


Figura 7. Microestructuras de temple y revenido sin ciclos de trabajo para el tratamiento 1 (a) y para el tratamiento 2 (b).

La tabla 3 muestra el resultado del análisis del tamaño de grano. En ambos casos se considera correcto (el índice de grano *n* ASTM oscila entre 11 y 12) y, como

se observa a simple vista, el tamaño de grano austenítico es mayor para el tratamiento 1, consecuencia de haber tenido una temperatura de austenización (1030ºC) superior a la del tratamiento 2 en 50ºC. Como cabe esperar, el tamaño de grano permanece constante a lo largo de los ciclos de trabajo.

Tabla 3. Longitud media de intersección para los dos tratamientos a lo largo de los ciclos de trabajo.

	Tratamiento 1	**Tratamiento 2**
Lm (μm)	8 ± 1	5,5 ± 1,5

Análisis mediante SEM.

En la figura 8 se muestra la evolución de la fractura de las probetas charpy conforme el material iba sufriendo los ciclos térmicos de trabajo. En todos los casos las probetas sufrieron una considerable deformación plástica. El análisis general no permite establecer diferencias entre ambos tratamientos, tanto en el estado inicial como después a través de los ciclos térmicos.

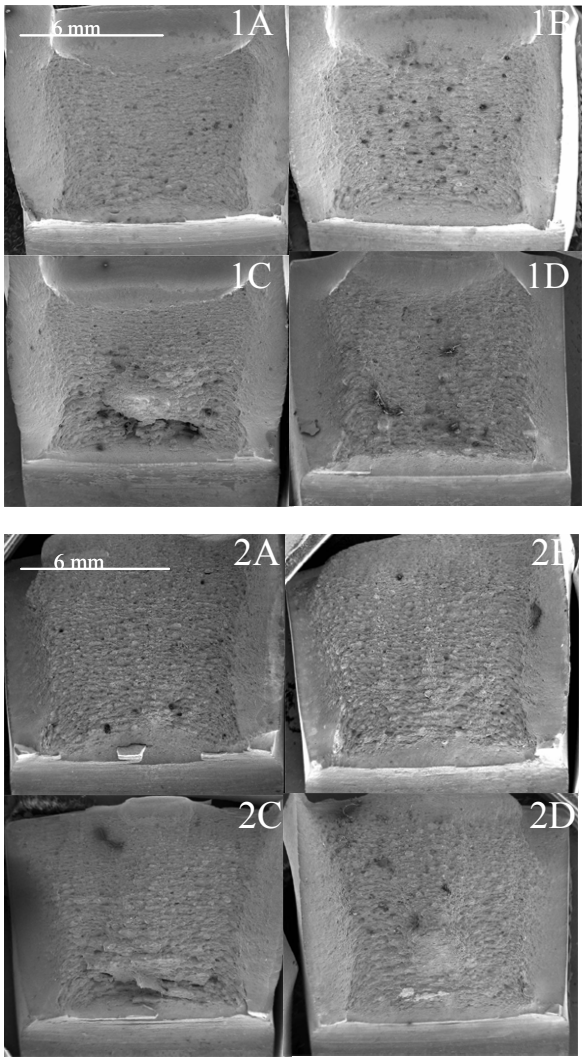


Figura 8. Aspecto de la fractura para los tratamientos 1 y 2 sin ciclos de trabajo (A), 3 ciclos (B), 5 ciclos (C) y siete ciclos (D).

El efecto de la entalla fue observado con detenimiento para intentar esclarecer si el mecanizado de la entalla pudo crear una fragilización de las probetas, independiente del tratamiento, falseando en parte los resultados. En este sentido no se observó en general ninguna tendencia en este sentido.

Los ensayos de cálculo de área de rotura y estricción, mostrados en las figuras 9 y 10, no muestran grandes diferencias entre los dos tratamientos, aunque parece que en el tratamiento 2 el área de fractura parece un poco más elevado. Este método, utilizado habitualmente para determinar temperaturas de transición dúctil-frágil no ayuda a determinar diferencias entre dos comportamientos muy similares.

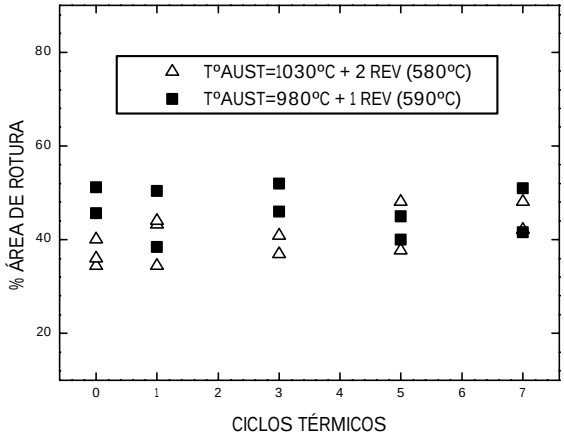


Figura 9. Variación del área de rotura para cada tratamiento con los ciclos de trabajo.

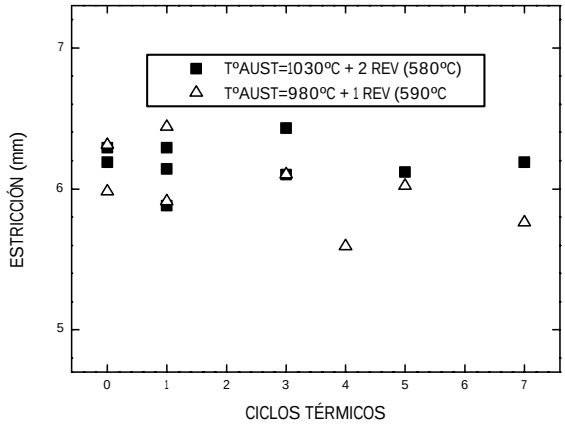


Figura 10. Variación de la estricción para los dos tratamientos con los ciclos de trabajo.

El análisis en detalle de las superficies de fractura (figura 11) muestra una rotura dúctil con huecos provocados por la numerosa presencia de inclusiones. En general, las inclusiones detectadas consisten por una parte en carburos primarios de gran tamaño (algunos más de 10 μm) y por otra escoria de alúmina y silicatos más pequeños y más redondeados. Aunque el aspecto es similar para ambos tratamientos, el tratamiento 2 con menor tamaño de grano austenítico muestra una textura

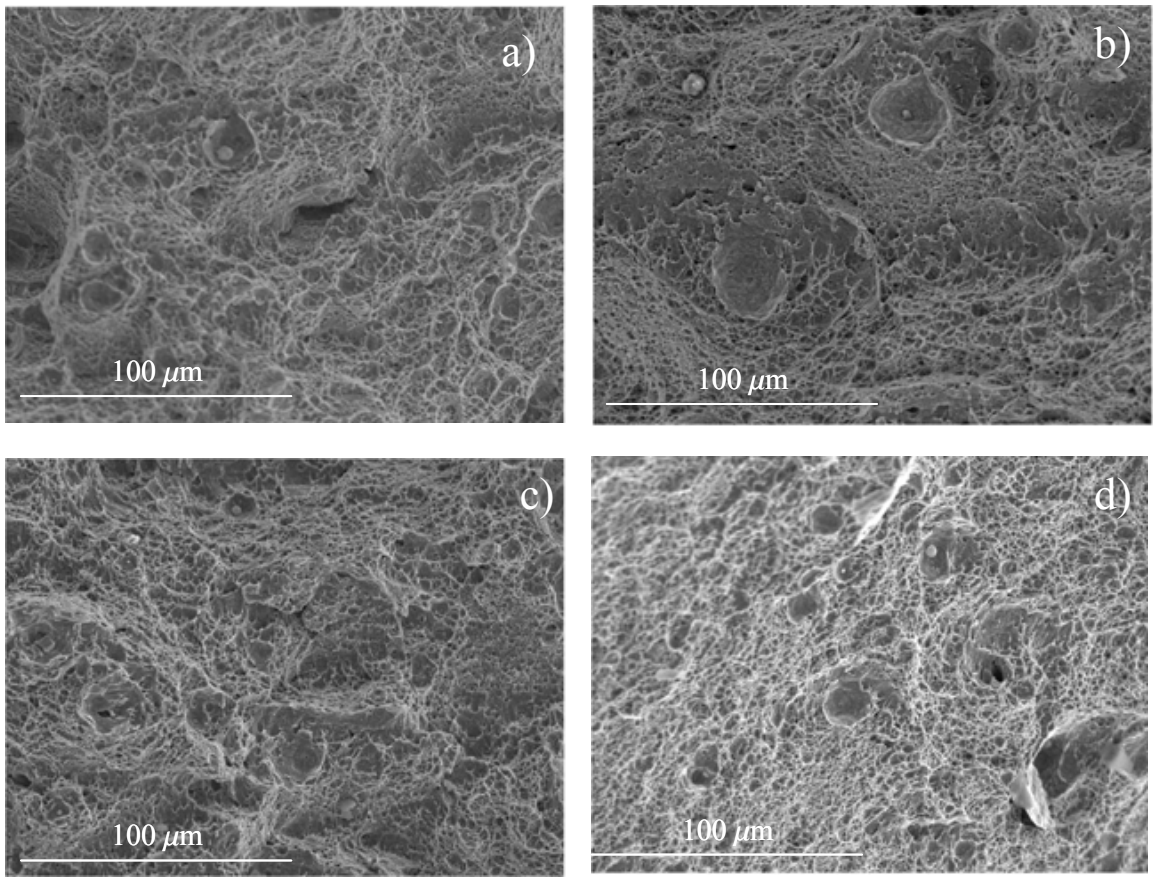


Figura 11. Aspecto de la rotura para el tratamiento 1 y 2 sin ciclos de trabajo (a y b), y con siete ciclos (c y d).

más fina tanto en el estado inicial como después de la aplicación de los ciclos térmicos.

4.CONCLUSIONES.

No existen grandes diferencias en la tenacidad a la temperatura de 580ºC para el acero X40CrMoV 5 entre los dos tratamientos térmicos efectuados. No parece que el hecho que el material tenga sólo un revenido provoque alta fragilidad en el material si se trabaja a esta temperatura.

Las diferencias estructurales encontradas entre los dos tratamientos, un mayor tamaño de grano austenítico y una mayor precipitación de carburos en el antiguo límite de grano, pueden explicar en parte las pequeñas diferencias observadas. En particular la diferencia de tamaño de grano, puesto que existe cierta controversia sobre el efecto de la precipitación de carburos en el límite de grano en la tenacidad medida por ensayo de impacto.

El efecto de los ciclos de trabajo a la temperatura de 580ºC provoca en el acero una disminución de la dureza y un aumento de la tenacidad. Sin embargo, el material con un solo revenido presenta una mejor resistencia al ablandamiento, además de un aumento más acusado de la tenacidad de los ciclos de trabajo.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer a la empresa PROMOTREMP por la realización de los tratamientos térmicos y al Consorci Escola Industrial de Barcelona (CEIB) por la ayuda financiera prestada para la elaboración de este trabajo (Becas AJ-820-98 y AJ-820-101).

REFERENCIAS

[1] O.K. Okorafor. Materials Science and Technology, (3), Feb. 1987, pp. 118-124.
[2] G. Brada. Die casting Engineer, 3 (46), Mayo 2002, pp.22-33.
[3] Metals handbook. ASM. Tenth edition. 1990.
[4] O.Sandberg, P. Miller, B. Klarenfjord. Die casting Engineer, 3 (46), Mayo 2002, pp.40-48.
[5] G.Krauss, *Steels: Heat Treatment and processing principles*, American Society for metals, Materials Park, 1990.
[6] J.R.T. Branco, G. Krauss. Tool Materials for Molds and Dies, Colorado School of Mines Press, pp. 94-117, 1987.
[7] Mikroskopische Prüfung von Warmarbeitsstählen. SEP 1614, Verlag Stahleisen GmbH, 1996.
[8] R.W. Hertzberg, *Deformation and Fracture Mechanisms of Engineering Materials.* Ed. John Wiley & sons, 1996. pp. 375-380.