

Simulación y procesado de aleaciones de aluminio mediante estirado en canal angular constante (ECAD)^(*)

C.J. Luis* y Y. Garcés*

Resumen

En este trabajo se estudia el proceso denominado ECAD (*Equal Channel Angular Drawing*) que consiste en hacer atravesar un material a través de una matriz de sección transversal constante, que presenta un ángulo comprendido, generalmente, entre 90° y 135°. Para ello, se han procesado tres aleaciones de aluminio: 1370, 6101 y la aleación 6061 mediante las rutas A, B y C. En ellas se observa la evolución de la microestructura según el número de pasadas realizadas (N) y según el tratamiento térmico. Además, la microscopía óptica y SEM muestran la reducción en el tamaño de grano de las aleaciones procesadas respecto a la aleación de partida. Asimismo, se realiza simulación del proceso por elementos finitos, con ángulos de 90° y de 120°, en condiciones de baja fricción ($\mu=0,01$) y de alta fricción ($\mu=0,4$) para determinar las condiciones de fricción conducentes a valores mayores de deformación y a una mayor homogeneidad. Los resultados obtenidos al procesar la aleación 1370 indican que es posible conseguir tamaños de grano de 7 μm con la primera pasada de ECAD, mediante la Ruta C. Ello indica que el procesado de aleaciones mediante ECAD puede tener aplicabilidad industrial si durante el mismo se realiza una pasada final a través de una hilera de calibrado con la finalidad de obtener una sección transversal constante en las aleaciones procesadas.

Palabras clave

ECAD. Simulación. FEM. Deformación plástica. ECAE.

Hot metal temperature prediction by neural networks in blas furnace

Abstract

In this work, the process called ECAD (*Equal Channel Angular Drawing*) is studied. A material is passed through a die with a constant transverse section, which contains an angle, generally, between 90° and 135°. For this purpose, three aluminium alloys are processed: 1370, 6101 and the 6061 alloy by the routes A, B and C. The evolution of the microstructure is observed according to the number of passes (N) and the thermal treatment. Observations by optical and SEM microscopy show the refinement in the grain size of these alloys in relation to the starting alloy. In addition, a simulation of the process with 90° and 120° angles by using Finite Elements Modelling (FEM) is performed. Low friction conditions ($\mu = 0,01$) and high friction conditions ($\mu = 0,4$) are assumed in order to establish the friction conditions that lead to the highest deformation values and allow to obtain a high homogeneity. The results obtained with the 1370 alloy show grain sizes of 7 μm after the first passage of ECAD performed by the Route C. Hence, the processing of alloys by the ECAD process would have industrial applicability if a final passage through a calibrated die is performed in order to obtain a constant cross section of the processed alloys.

Keywords

ECAD. Modelling. FEM. Plastic deformation. ECAE.

1. INTRODUCCIÓN

La técnica de estirado en canal angular constante, referida en inglés como *Equal Channel Angular Drawing* (ECAD), a diferencia del proceso denominado "extrusión en canal angular constante ó *Equal Channel Angular Extrusion* (ECAE)", consiste en hacer pasar un material que es estirado -en lugar de extruido como en el proceso ECAE- a través de una

matriz que contiene dos canales que intersectan un ángulo dado (2ϕ), normalmente, entre 90° y 135°.

El proceso ECAE fue desarrollado en 1972, por el ruso V. M. Segal^[1-3], cuya primera publicación apareció en 1981. Este es un procedimiento de deformación intensa de materiales que consiste en extruir una probeta con un punzón a través de los dos canales de la matriz, como se ha indicado. Para minimizar la fricción entre la probeta y los canales

(*) Trabajo recibido el día 3 de diciembre de 2001 y aceptado en su forma final el día 4 de junio de 2002.

(*) Área de Ingeniería de los Procesos de Fabricación. Dpto. Ingeniería Mecánica, Energética y de Materiales. ETSIT-Universidad Pública de Navarra. C/ Campus de Arrosadia s/n, 31006 Pamplona (España).

se emplean lubricantes como el MoS_2 o teflón, entre otros. De este modo, cuando el material atraviesa la intersección de ambos canales, experimenta una deformación por cortante puro, uniforme y localizada en el centro de la probeta, que origina importantes cambios en las propiedades mecánicas^[4 y 5] y en la microestructura del material de partida.

La probeta se mueve entre los canales como un cuerpo rígido, de manera que se deforma uniformemente, excepto en su región inicial y final. Especialmente, en estas regiones, se observa cómo fluye el material a lo largo de la probeta. De ahí que, para pruebas mecánicas, se tienda a desechar estas zonas por la heterogeneidad de la deformación. En las simulaciones que se realizan por Elementos Finitos, se observa perfectamente esta circunstancia. Por lo tanto, podrán obtenerse microestructuras con tamaño de grano ultrafino, ya sea dentro del rango submicrométrico o nanométrico^[6], así como grandes alargamientos a rotura en determinadas aleaciones.

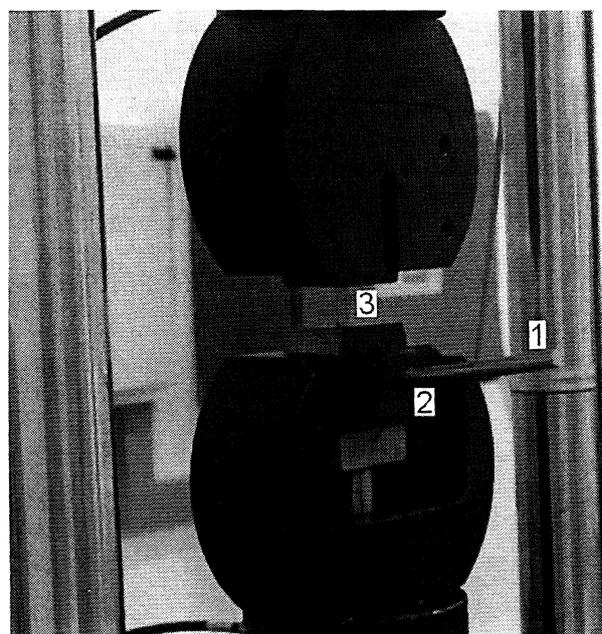
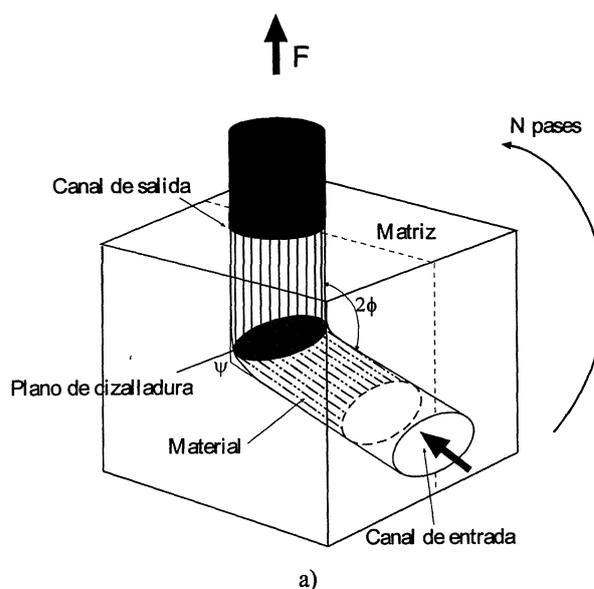
Como el procesado de la probeta puede repetirse las veces que se desee, hay descritas en la bibliografía diferentes rutas que se han denominado^[7]: ruta A, ruta B y ruta C. En la ruta A, la posición de la probeta no varía de un pase al siguiente; en la ruta B, la probeta se gira 90° entre pases consecutivos y en la ruta C, el giro de la probeta es de 180° . Aparte de éstas, aparece también alguna subdivisión en la ruta B, denominadas ruta B_A y B_C , según la notación de Langdon^[8] y dependiendo de si la probeta se gira $\pm 90^\circ$ en sentido horario y antihorario o bien si la probeta se gira $+90^\circ$ en sentido horario, respectivamente. En función de la ruta empleada cabe esperar diferentes resultados microestructurales en cuanto a forma y tamaño del grano debido al control que se ejerce sobre la dirección de cortante^[9].

Los parámetros más importantes de esta técnica son, fundamentalmente, el ángulo de intersección de los canales, el radio exterior de curvatura y las condiciones de fricción entre canales y el material procesado. Otros, tales como la velocidad de procesado, pueden considerarse menos notables.

La principal ventaja del proceso ECAE radica en que la sección transversal de la probeta apenas varía, al contrario de lo que sucede con las técnicas tradicionales de deformación, tales como la extrusión, la forja y el laminado, entre otros. Otra de las ventajas es que se requiere una carga relativamente pequeña para conseguir la extrusión. Sin embargo, la extrusión en canal angular presenta la desventaja de que no puede emplearse en la fabricación en serie de materiales ya que existe limitación en las

dimensiones de la probeta, ante la inestabilidad por pandeo al aplicar la carga de compresión, necesaria para obligar al material a atravesar la matriz en canal angular.

Es en este punto donde el proceso de estirado en canal angular constante, a partir de ahora y en adelante, ECAD, presenta importantes ventajas. Lo que se pretende con el proceso ECAD es la obtención de



b)

Figura 1. a) Esquema del proceso ECAD. b) Procedimiento experimental: 1. Probeta; 2. Canal de entrada; 3. Canal de salida.

Figure 1. a) Scheme of the ECAD process. b) Experimental procedure: 1. Billet; 2. Entrance Channel; 3. Exit channel.

un tamaño de grano final menor respecto del tamaño de grano del material de partida, por lo que, en principio, se espera un aumento en la resistencia del material con el número de pasadas. Ello se explica teóricamente por la deformación impartida al metal, que aumenta con el número de pasadas. El ECAD va a ser, por lo tanto, un proceso en el que el material de partida es estirado a través de una matriz en canal angular, tal como se observa en la figura 1. Como puede observarse, la limitación del tamaño del material no es un problema, tal y como sucedía en el caso del proceso ECAE, en el que el pandeo de la probeta limita ésta a un tamaño que, en la práctica, oscila en torno a 100-150 mm y que hacen que su aplicación industrial se vea limitada. Ello se pone de manifiesto sin más que consultar las diferentes patentes que han aparecido en los últimos años relativas a este proceso^[10-15] y que son bastante escasas, especialmente, si se comparan con las referencias bibliográficas que han aparecido^[16]. Otro factor que ha ocasionado, en opinión de los presentes autores, esta escasa aplicabilidad industrial es la lentitud inherente al proceso, ya que es necesario sacar la probeta y volver a introducirla de nuevo cada vez que se quiere procesar.

Como puede observarse en la figura 1, estas dos limitaciones no se encuentran presentes en el proceso ECAD, ya que el material de partida puede ser, por ejemplo, rollo de alambre. Por lo tanto, aunque la reducción en el tamaño de grano no es tan pronunciada como en el proceso ECAE, esta técnica puede emplearse a nivel industrial como paso intermedio en la fabricación del material, pues no existe la limitación anterior en cuanto a la longitud de la probeta.

El interés, cada vez mayor, por conseguir tamaño de grano submicrométrico o nanométrico en materiales policristalinos, ha provocado que aumente la investigación sobre las técnicas de deformación en canal angular en los últimos años, en especial el proceso ECAE, ha conducido a un gran número de trabajos que estudian dicho proceso^[16-21]. No obstante, el proceso ECAD no ha sido estudiado con tanta profusión. En la actualidad, existen únicamente dos grupos que están trabajando en dicho proceso: un grupo de la Universidad de Monash (Australia)^[22 y 23] y otro de la Universidad Pública de Navarra^[24-27], que han realizado diferentes investigaciones con la técnica de estirado, ECAD, y también con la de extrusión, ECAE.

Además de la experimentación, y como paso previo a ésta, interesa tener un conocimiento *a priori* del comportamiento del material al ser proce-

sado por esta técnica, por ello, se ha recurrido a la simulación por elementos finitos^[26-29], (*Finite Element Method* (FEM), para este fin. Cabe añadir que, aunque los resultados obtenidos no pueden compararse cuantitativamente ya que se van a emplear condiciones simplificadoras de deformación plana, si que van a permitir la obtención de resultados que, cualitativamente, serán de interés, observándose un comportamiento similar entre simulación y experimentación.

2. MODELADO POR ELEMENTOS FINITOS

Para la simulación por elementos finitos se consideraron condiciones de deformación plana para simplificar el problema. Para ello, el programa de elementos finitos empleado fue el MARCTM. Las matrices se consideraron rígidas y la probeta de material deformable. La simulación se llevó a cabo suponiendo condiciones de fricción alta ($\mu = 0,4$) y de fricción baja ($\mu = 0,01$) entre la probeta y los canales de la matriz. El material se caracterizó considerando las curvas tensión-deformación, a partir de los ensayos de tracción realizados sobre las distintas aleaciones que se consideran en el presente trabajo.

Con el propósito de mejorar las condiciones experimentales y de comparar el tipo de deformación en la probeta, se estudió el proceso con ángulos de 90° y 120°. Para ello, se marcaron tres nodos sobre los que se estudió la deformación después de la modelización, tal y como se observa en la figura 2.

En la figura 3 se muestran fotografías del proceso experimental realizado, en las que se observa el adelgazamiento que sufre la probeta al atravesar el canal angular. Una vez realizado el análisis por

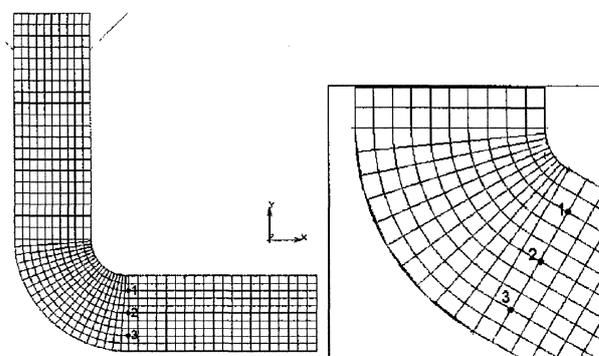


Figura 2. Nodos de estudio para: a) ángulo de 90°; b) ángulo de 120°.

Figure 2. Nodes of study for: a) 90° angle; b) 120° angle.

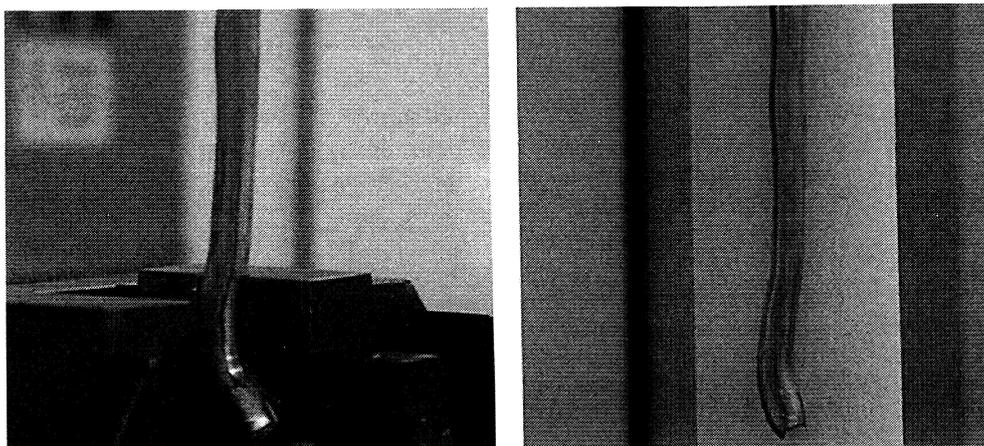


Figura 3. a) Detalle del canal con la probeta durante el procesado; b) Probeta después del procesado.

Figure 3. a) Channel with the rod during the process; b) Rod after the ECAD method.

elementos finitos, lo que se observa, en primer lugar, es un ligero adelgazamiento en la sección de la probeta en el proceso ECAD tal y como puede observarse en las figuras 3a) y 3b), al procesar las aleaciones experimentalmente.

En segundo lugar, el ángulo exterior de los canales, es decir, la esquina inferior del canal, no se llena completamente para ninguno de los dos ángulos ni siquiera con condiciones altas de fricción, como se observa en las figuras 4 a 7. El arco resultante entre la probeta y la matriz es mayor para 90° que para 120° . Por lo tanto, el efecto de doblado es bastante pronunciado en el ECAD. Por otro lado, no hay grandes diferencias en el tipo de deformación impartida. Los valores obtenidos de deformación plástica efectiva son mayores para ángulos menores y con condiciones de fricción alta, habiéndose obtenido valores de 0,92 aproximadamente para 90° frente a valores de deformación de 0,74 para ángulos de 120° . Asimismo, se observa que existe una zona de deformación no homogénea en el caso de procesar la probeta con ángulos de 90° , mientras que la deformación más uniforme se obtiene con mayores ángulos y coeficientes más altos de fricción como puede observarse en las figuras 6 y 7.

En las figuras 8 y 9 aparece representada la deformación efectiva en cada nodo, a medida que son procesados. En ellas, se observa que, con ángulos de 90° , el nodo 3 es el menos afectado por el proceso, tanto en condiciones de fricción alta como en condiciones de fricción baja. El nodo 1, situado en el arco interno del canal, experimenta la mayor deformación para las dos condiciones de fricción, resultando escasas las diferencias en los valores de este nodo en condiciones de alta y baja fricción.

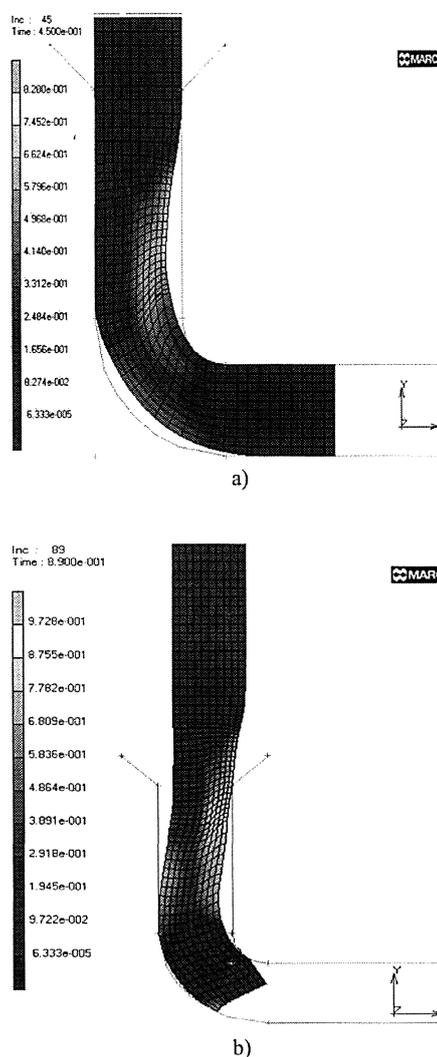


Figura 4. Simulación por Elementos Finitos (FEM) con ángulo de 90° y coeficiente de fricción $\mu = 0,01$: a) pase parcial de la probeta; b) pase completo.

Figure 4. Finite Elements Modelling with 90° angle and friction coefficient $\mu = 0,01$: a) partial passage; b) total passage.

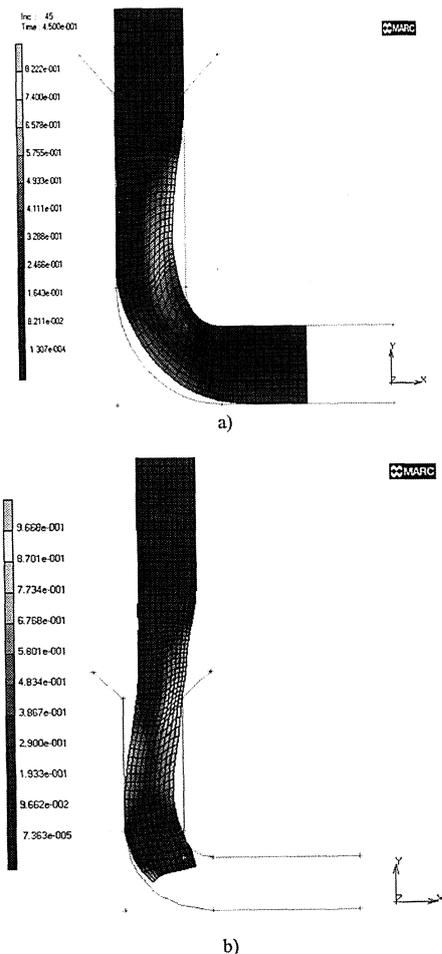


Figura 5. FEM con ángulo de 90° y $\mu = 0,4$: a) pase parcial de la probeta; b) pase completo.

Figure 5. FEM with 90° angle and $\mu = 0,4$: a) partial passage; b) total passage.

Con ángulos de 120°, los nodos 2 y 3 alcanzan la mayor deformación plástica, mientras que en condiciones altas de fricción, los valores obtenidos son algo mayores para el caso del nodo 2 (0,75) frente a 0,72 del nodo 3. Este último no altera, prácticamente, su valor para ambos tipos de condiciones de fricción. Como puede observarse en una primera pasada, las deformaciones obtenidas en el proceso ECAD son menores y menos homogéneas que las que se consiguen con la extrusión (ECAE)^[25 y 27], dada la intensa deformación plástica por cortante que implica este proceso y que en ECAD no llega a obtenerse pues predomina el efecto de doblado. En consecuencia, con la técnica de ECAD las reducciones en tamaños de grano no van a ser tan notables como en ECAE.

3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Para la realización de los experimentos se consideraron tres aleaciones de aluminio: la aleación

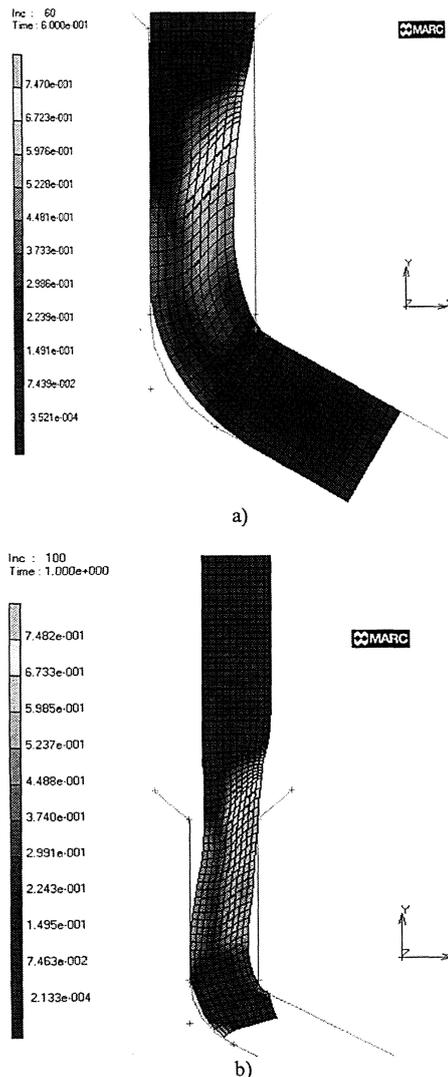


Figura 6. FEM con ángulo de 120° y $\mu = 0,01$: a) pase parcial; b) pase completo.

Figure 6. FEM with 120° angle and $\mu=0,01$: a) partial passage; b) total passage.

1370, la aleación 6101 y la aleación 6061. La composición química de las aleaciones se muestra en la tabla I. Dichas aleaciones se procesaron mediante trefilado, desde un diámetro inicial de 15 mm hasta un diámetro final de 9,4 mm, sin recidos intermedios.

En los ensayos se emplearon probetas de 200 mm de longitud y un diámetro de $(9,4 \pm 0,1)$ mm. Antes de comenzar los ensayos y para homogeneizar el material de partida, las aleaciones reciben un tratamiento térmico de recocido. La aleación 1370 se somete a un recocido de 400 °C durante 1 h, la aleación 6101 a 300 °C durante 2 h, y la aleación 6061 se somete a una temperatura de 350 °C durante 3 h.

Las probetas, previamente a su inserción en los canales de la matriz, se doblan en ángulo de 90°,

Tabla I. Composición química (%) de las aleaciones empleadas para el proceso ECAD

Table I. Chemical composition (wt%) of the alloys for the ECAD process

Composición química (%) de las aleaciones empleadas en ECAD											
	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ti	V	Zn	otros
Aleación 1370	99,78	0,0520	0,1400	0,0001	0,0020	0,0001	0,0001	0,0010	—	—	0,0173
Aleación 6101	98,53	0,59	0,24	0,005	0,0137	0,57	0,0135	0,015	0,0072	0,006	—
Aleación 6061	97,84	0,582	0,295	0,167	0,0247	0,879	0,166	0,034	0,0068	0,0045	—

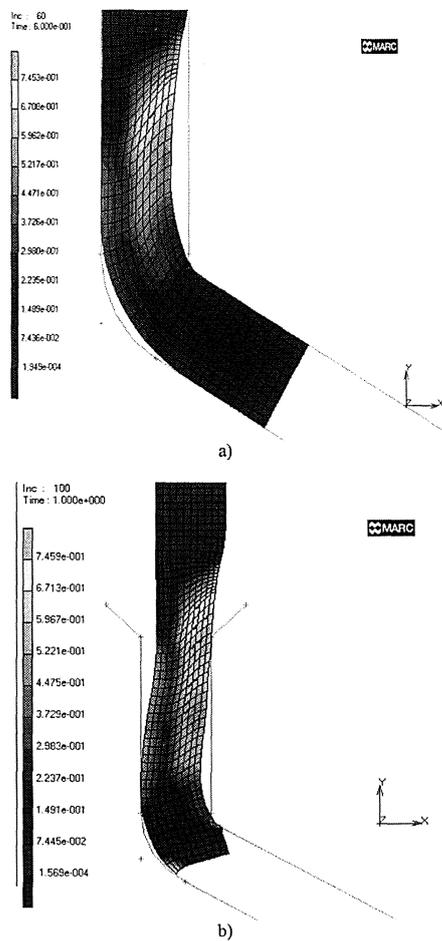


Figura 7. FEM con ángulo de 120° y $\mu = 0,4$: a) pase parcial; b) pase completo.

Figure 7. FEM with 120° angle and $\mu = 0,4$: a) partial passage; b) total passage.

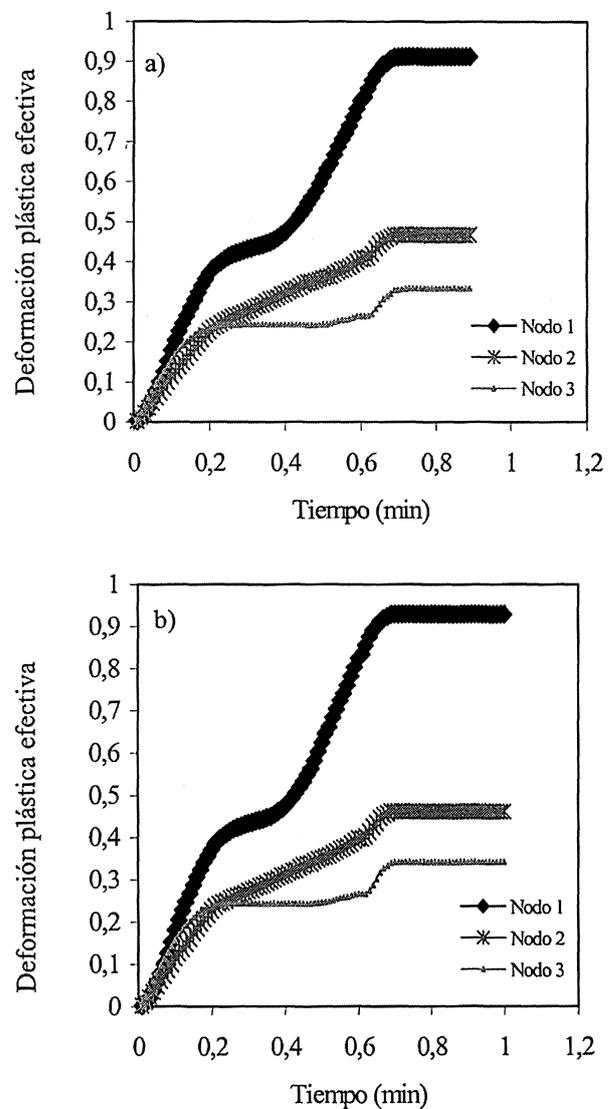


Figura 8. Deformación plástica efectiva vs tiempo para ángulo de 90°: a) $\mu = 0,01$; b) $\mu = 0,4$.

Figure 8. Effective plastic strain vs time for 90° angle: a) $\mu = 0,01$; b) $\mu = 0,4$.

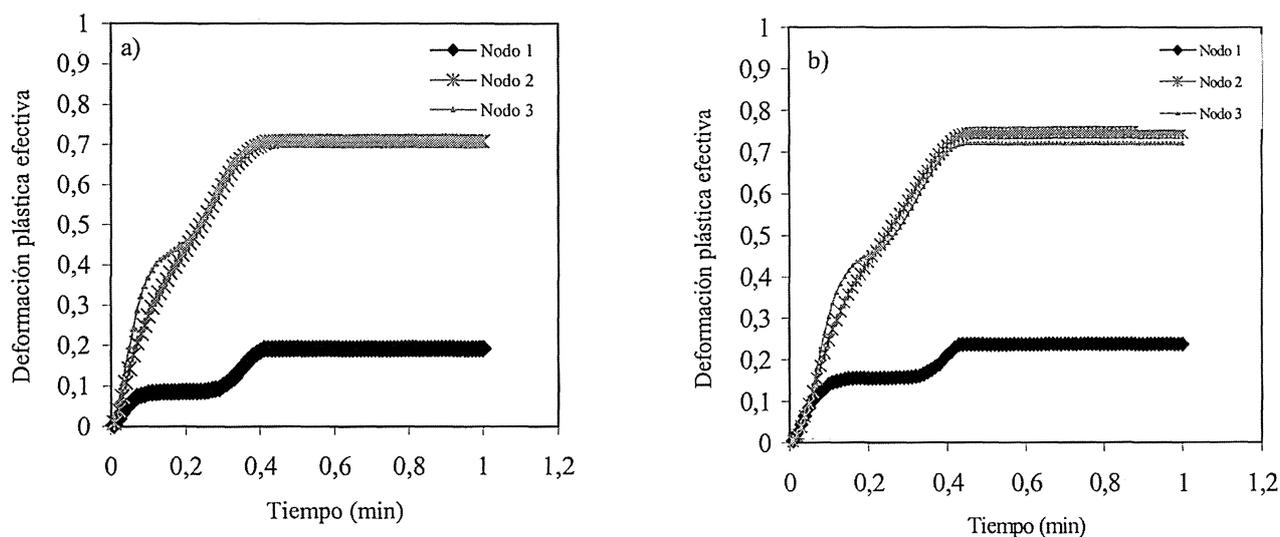


Figura 9. Deformación plástica efectiva vs tiempo para ángulo de 120° : a) $\mu = 0,01$; b) $\mu = 0,4$.

Figure 9. Effective plastic strain vs time for 120° angle: a) $\mu = 0,01$; b) $\mu = 0,4$.

coincidente con el que forma la intersección de dichos canales. En el caso de la aleación 1370, cada una de las probetas se procesa hasta un total de $N = 5$ veces (donde N representa el número de pasadas que se da a la probeta a través de la matriz), y las aleaciones 6101 y 6061 se procesan hasta un total de $N = 4$, dado que en estas aleaciones se observa un deterioro de la superficie de la probeta a partir de la cuarta pasada. El lubricante empleado en los ensayos ha sido disulfuro de molibdeno (MoS_2) y la velocidad de estirado seleccionada de 200 mm/min.

Un factor importante en el proceso es el diseño de las matrices ya que es en éstas donde el material sufre la deformación. Con la finalidad de determinar la geometría más adecuada para llevar a cabo el proceso, se partió de una matriz inicial con radio de curvatura de 10 mm. Asimismo, se consideró una modificación en el canal de entrada a la matriz, con la finalidad de obtener un mejor guiado del material y observar los posibles cambios en la microestructura del mismo. A partir de aquí y para la futura exposición, se denominarán matriz inicial y matriz modificada (de longitud mayor). En esta primera parte experimental se realiza una comparativa entre tipo de matrices y rutas a partir de los resultados obtenidos con la aleación 1370, que se ha procesado mediante las rutas A, B y C.

A la vista de los resultados obtenidos con la aleación 1370, se consideró un segundo factor de diseño de las matrices que es el radio de curvatura del canal. Para ello, se disminuye dicho radio a 5 mm y se procesan las aleaciones 1370, 6001 y 6101

siguiendo la ruta C con esta nueva matriz. El hecho de que se procesen únicamente siguiendo la ruta C es consecuencia de que es la que permitió la obtención de menores tamaños de grano en la aleación 1370.

En resumen, la aleación 1370 se procesa según las tres rutas de procesado, A, B y C con matriz inicial y modificada, y radio de curvatura de 10 mm y, también, según la ruta C, empleando las matrices con radio de curvatura de 5 mm. Las aleaciones 6101 y 6061 sólo se procesan siguiendo la ruta C ya que, como se ha indicado, el tamaño final de grano obtenido para la aleación 1370 al seguir la ruta C era menor que el obtenido para las rutas A y B. Los resultados de los ensayos mecánicos y metalográficos, que se mostrarán a continuación, se relacionan con los siguientes factores experimentales: número de pasadas, rutas de procesado y diseño de matrices.

Después de cada pasada, se registra la tensión de estirado, que indica la máquina donde se realiza el ensayo.

Dado que el proceso ECAD conlleva una orientación de los granos en la dirección de estirado, después de cada pasada, se somete a las probetas a un tratamiento térmico a 250, 300, 350 y 400 °C durante 1 h con la finalidad de determinar las condiciones que permitan obtener un menor tamaño de grano totalmente recristalizado. Asimismo, se han estudiado algunas probetas previamente a someterlas a tratamientos térmicos de recocido.

Posteriormente, se realizó una comparativa, midiendo la microdureza Vickers y observando el tamaño de grano obtenido mediante microscopía

óptica y electrónica (SEM). Las medidas de microdureza Vickers (Hv) se realizaron sobre probetas cortadas longitudinalmente, en la dirección de estirado, con cargas de 0,49 N para las aleaciones estudiadas, previamente a someterlas a los tratamientos térmicos de recocido. Adicionalmente, se observó el tamaño de grano obtenido mediante microscopía óptica. Para ello, se atacaron probetas longitudinales con ácido fluobórico (5 %) y se observaron mediante luz polarizada. La microscopía electrónica de barrido (SEM) sólo se realizó, por el momento, con probetas hasta N = 2 de la aleación 1370 procesada con ruta C, pulidas electrolíticamente con ácido perclórico. En un futuro trabajo, se estudiarán el resto de pasadas y de aleaciones.

4. RESULTADOS EXPERIMENTALES Y DISCUSIÓN

En este apartado se recogen los resultados de tensión de estirado, ensayos mecánicos, microscopía y elementos finitos obtenidos con las tres aleaciones y según las distintas rutas de procesado. Asimismo, se realiza una discusión de los resultados obtenidos al procesar las distintas aleaciones.

En las tres aleaciones consideradas se observa una disminución del diámetro de la probeta. Por ello, con la finalidad de emplear este proceso con aplicación industrial se recomienda realizar un posterior calibrado del material procesado por ECAD, lo que puede realizarse colocando a la salida del material una hilera de calibrado que nos permita obtener una sección transversal más homogénea y con la forma deseada.

4.1. Tensión de estirado

La tabla II muestra los valores de tensión de estirado según las distintas rutas de procesado y el número de pases. Las tensiones mayores de estirado se producen con las matrices modificadas. La representación gráfica de dichas tensiones de estirado se muestra en la figura 10.

En la figura 10a) se observa que la tensión de estirado aumenta ligeramente hasta el pase tercero para la aleación 1370. Asimismo, se muestra que entre el pase primero y el tercero se producen las mayores tensiones de estirado, aumentando hasta N = 3 para el caso de las matrices modificadas. A partir de esta tercera pasada, la tendencia general muestra una disminución en dicho parámetro. Por lo tanto, no existen diferencias significativas ni entre los dos tipos de matrices ni entre las dos rutas. Como se observa en la figura 10b), con la ruta C, en la que el radio de curvatura es menor, se alcanzan mayores tensiones de estirado y valores más igualados en las mismas.

Por otro lado, las tensiones de estirado de las aleaciones 6101 y 6061 son mayores que para la aleación 1370 puesto que son aleaciones más resistentes. Asimismo, como se representa en la figura 10, las tensiones mayores corresponden al primer pase y al tercero. Al igual que para la aleación 1370, se observa una disminución en la tensión de estirado a partir del pase N = 3.

4.2. Resistencia a tracción

En la figura 11 aparecen representados los resultados de la resistencia a tracción y alargamiento de

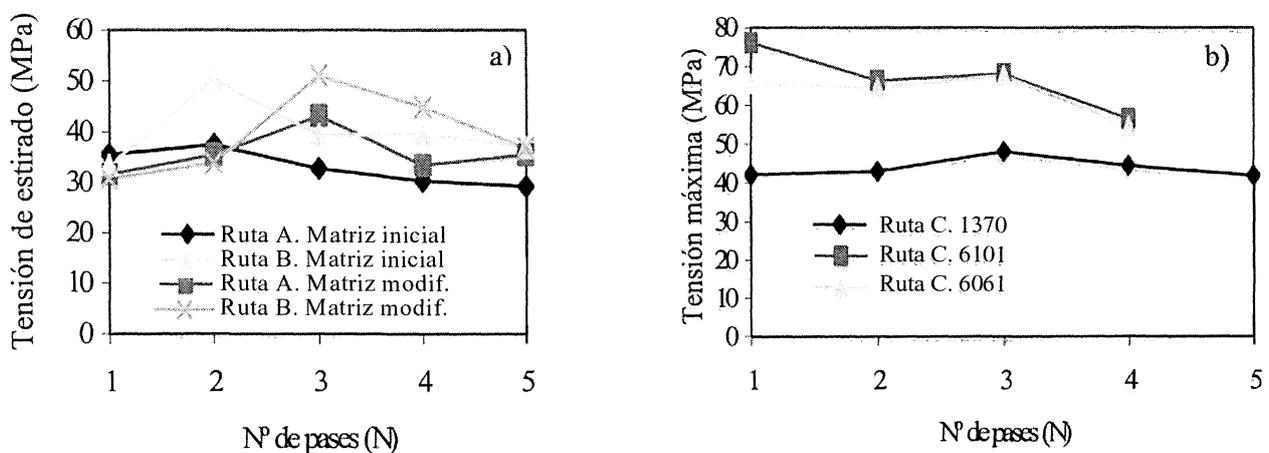


Figura 10. Tensión de estirado vs número de pasadas (N) durante el procesado por ECAD. a) Rutas A y B, aleación 1370; b) Ruta C, aleaciones 1370, 6061 y 6101.

Figure 10. Drawing stress vs number of passages (N) during the ECAD process. a) Routes A and B, 1370 alloy; b) Route C, for the 1370, 6061 and 6101 alloys.

Tabla II. Tensión de estirado (MPa) para las distintas rutas y aleaciones
 Table II. Drawing stress (MPa) for the different routes and alloys

N, número de pases	Tensión de estirado (Mpa)				
	1	2	3	4	5
Ruta A. 1370. Matriz inicial	35,5	37,4	32,8	30,2	29,2
Ruta A. 1370. Matriz modificada	31,5	35,5	43,1	33,4	35,5
Ruta B. 1370. Matriz inicial	33,4	50,4	39,3	39,6	37,0
Ruta B. 1370. Matriz modificada	30,7	33,9	51,0	44,8	36,9
Ruta C. Aleación 1370	42,1	43,0	48,1	44,4	41,8
Ruta C. Aleación 6101	76,0	66,4	68,1	56,6	—
Ruta C. Aleación 6061	65,6	64,5	67,7	—	—

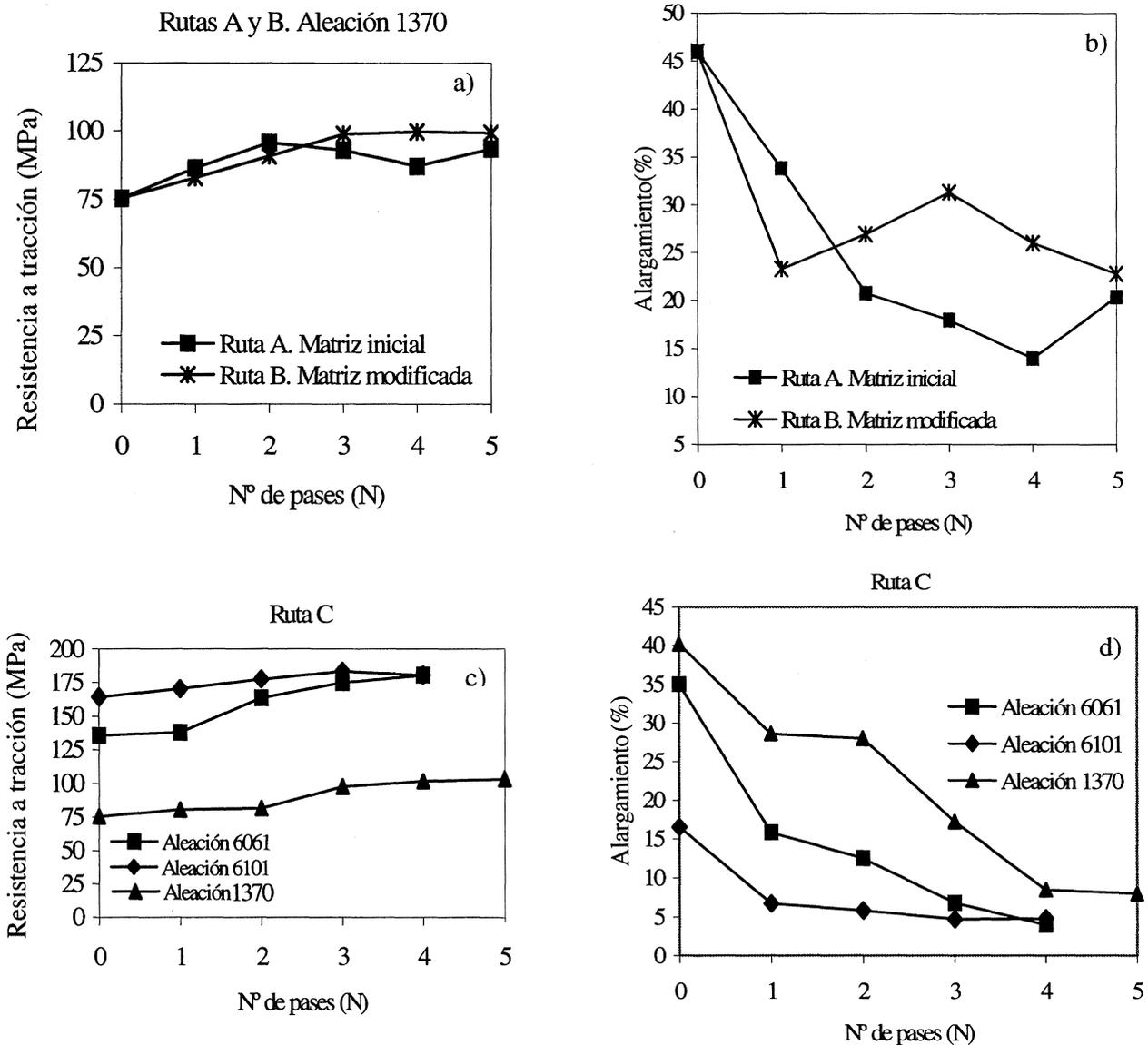


Figura 11. a) Resistencia a tracción de la aleación 1370, según rutas A y B ; b) Alargamiento(%) vs número de pases (N) de la aleación 1370 después del procesado por ECAD; c) Resistencia a tracción con ruta C y d) Alargamiento (%) vs número de pasadas (N) de las aleaciones 1370, 6061 y 6101, según ruta C, después del procesado por ECAD.

Figure 11. a) Tensile strength of the 1370 alloy with routes A and B; b) Elongation(%) vs number of passages (N) of the 1370 alloy after the ECAD process. c) Tensile strength with route C; d) elongation (%) vs N of the 1370, 6061 and 6101 alloys processed by route C after the ECAD process.

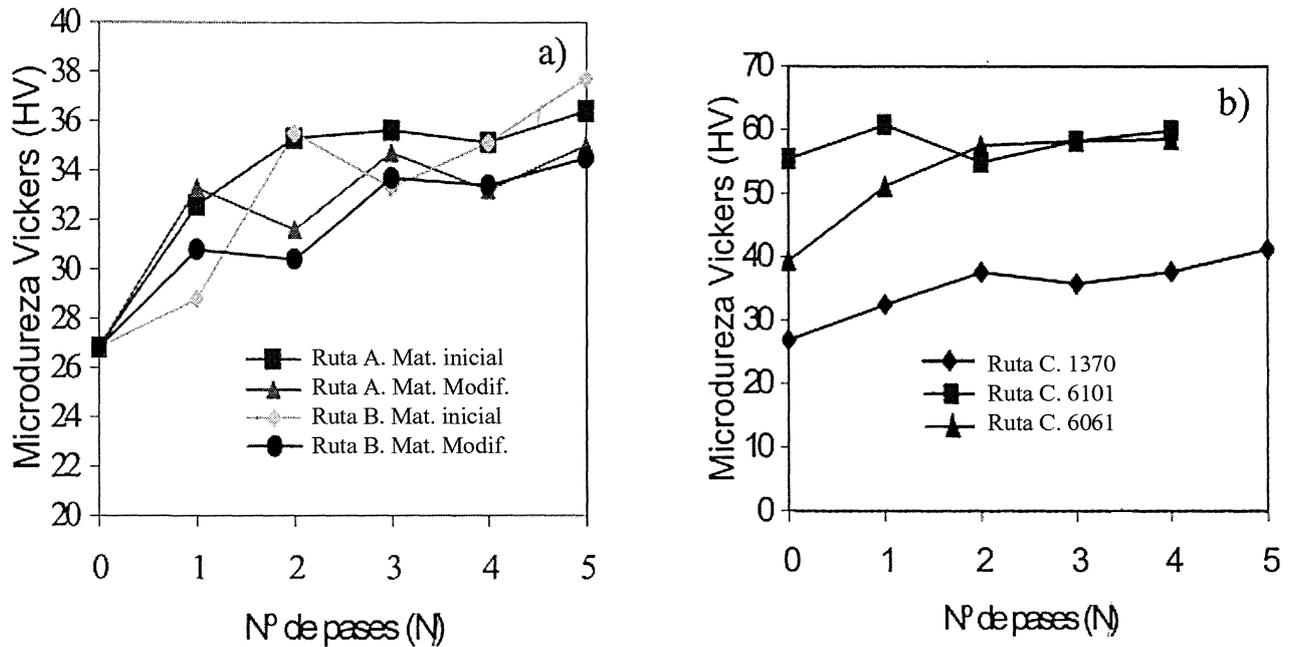


Figura 12. a) Microdureza vs número de pasadas (N) de la aleación 1370 con rutas A y B; b) Microdureza vs número de pasadas (N) de las aleaciones estudiadas según ruta C.

Figure 12. a) Microhardness vs number of passages (N) of the 1370 alloy with Routes A and B; b) Microhardness versus number of passages (N) of the 1370, 6061 and 6101 alloys with Route C.

las distintas aleaciones consideradas. Como puede observarse en la figura 11a), para la aleación 1370, se observa un ligero aumento desde 75,4 MPa para N = 0, hasta un valor de, aproximadamente, 93,4 MPa para N = 5. Asimismo, tanto para la ruta A como para la ruta B, no existen grandes diferencias, en cuanto a los resultados obtenidos considerando ambas rutas de procesamiento. Los resultados de la figura 11b) muestran una disminución sensible en el alargamiento, desde N = 0 con un valor de, aproximadamente, 46 % hasta la pasada N = 5, en la que se obtienen valores aproximados de 24,5 % para las rutas A y B.

Los resultados obtenidos al procesar las distintas aleaciones mediante la ruta C, empleando las matrices modificadas con radio de curvatura de 5 mm, de las tres aleaciones, se muestran en la figura 11c). En dicha figura se observa un aumento progresivo en la resistencia a tracción con el número de pasadas (N).

El máximo valor obtenido se corresponde con la pasada N = 5 para la aleación 1370 y con la pasada N = 4 para las aleaciones 6061 y 6101. En el caso de la aleación 1370, el aumento final de la resistencia a tracción es ligeramente mayor ya que se alcanza un valor de 103 MPa con respecto a los 93,4 MPa obtenidos con las rutas A y B, y radios de 10 mm. Esto es consecuencia de que al disminuir el

radio de curvatura se tiene un mayor efecto de deformación por cortante.

4.3 Microdureza

La aleación 1370 presentaba una dureza inicial de 26,8 Hv; la aleación 6101, un valor de dureza de 55,4 Hv, doble que la anterior, y la aleación 6061 una dureza inicial de 39,3 Hv. La figura 12 muestra la evolución de la microdureza con el número de pasadas (N), y con las rutas de procesamiento. Como ya se ha indicado, las aleaciones 6101 y 6061, sólo se han procesado mediante la ruta C.

Como puede observarse en la figura 12a), la aleación 1370 experimenta un aumento de dureza en el primer pase, en todas las rutas de procesamiento. Esta tendencia al aumento de la dureza se observa hasta N = 5, desde una microdureza inicial de 26,8 Hv hasta valores entre 34,5 Hv (ruta B, matriz modificada) y 36,7 Hv (ruta B, matriz inicial). Aunque, en general, se observa un aumento en la dureza, los valores obtenidos son sensiblemente menores que los que se obtienen al procesar las aleaciones por ECAE.

La figura 12b) muestra un aumento uniforme de la dureza de la aleación 6061, con el número de pasadas. Como puede observarse, se pasa de un valor inicial de 39,3 Hv a otro de 58,5 Hv en el

quinto pase. La aleación 6101 presenta un comportamiento algo diferente: los valores de dureza más altos corresponden al pase primero (60,8 Hv), tercero (58,2 Hv) y cuarto (59,8 Hv), con la ruta C. Disminuye ligeramente en el segundo pase, y sigue un comportamiento similar al de la aleación 1370, cuya dureza también disminuye en el segundo pase, cuando se procesa empleando las matrices modificadas mediante las rutas A y B.

Para la aleación 1370 y $N = 2$, ruta C, se obtiene un valor de dureza superior al obtenido con las rutas de procesado A y B, dado el valor menor del radio de curvatura. Para dicha aleación, el valor más alto de dureza, se obtiene para el pase $N = 5$, con un valor de 41,2 Hv.

4.4. Microscopía

Las probetas longitudinales de las aleaciones estudiadas se atacaron con ácido fluobórico (5 %) y se observaron mediante luz polarizada. En la figura 13 se muestran los tamaños de grano de la aleación 1370 obtenidos después de su procesado

mediante las rutas A y B y tras someterla a diferentes tratamientos térmicos. El tamaño del grano de partida para esta aleación es de 44,9 μm .

Según estos gráficos, a temperaturas de recocido de 350 °C y de 400 °C, la inestabilidad en el tamaño de grano es evidente ya que se produce un gran crecimiento del mismo a dichas temperaturas. Aunque los granos obtenidos son equiaxiales en la mayor parte de la probeta, también se observan bandas de deformación que se ven, simplemente, con microscopía óptica.

Tal como se observa en la figura 13, para la aleación 1370, temperaturas bajas de recristalización después del procesado por ECAD permiten la obtención de un tamaño de grano inferior al de partida (44,9 μm). Así, los tamaños menores de grano (26,7 μm), se obtienen para la ruta A, empleando la matriz modificada y para la ruta B, con la matriz inicial, a temperaturas de recocido de 250 y 300 °C.

En la figura 14 se representan los tamaños de grano obtenidos en función del nº de pasadas (N), para las tres aleaciones estudiadas, siguiendo la

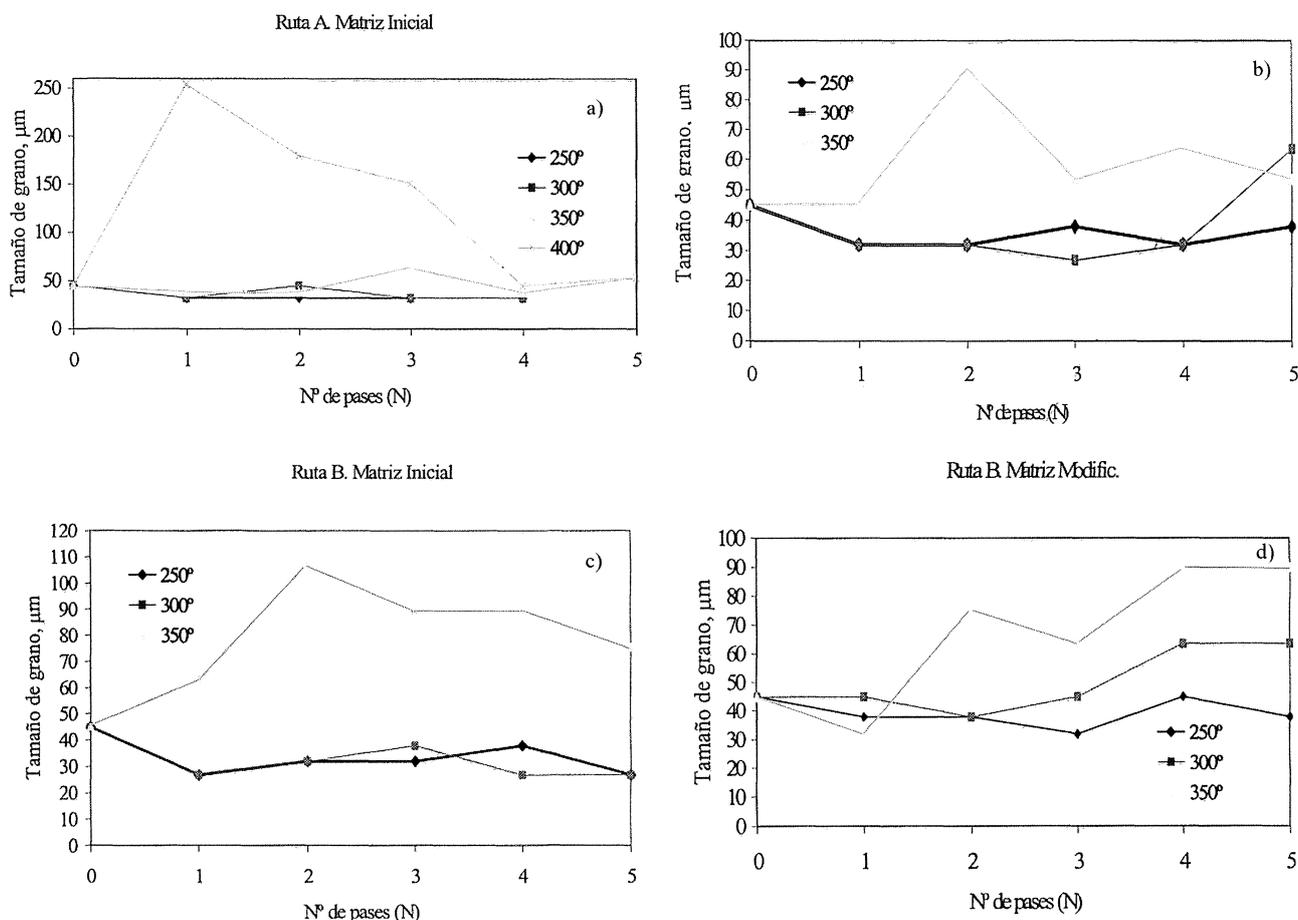


Figura 13. Variación de los tamaños de grano según rutas y temperaturas para la aleación 1370.

Figure 13. Variation of grain sizes with the routes and temperatures for the 1370 alloy.

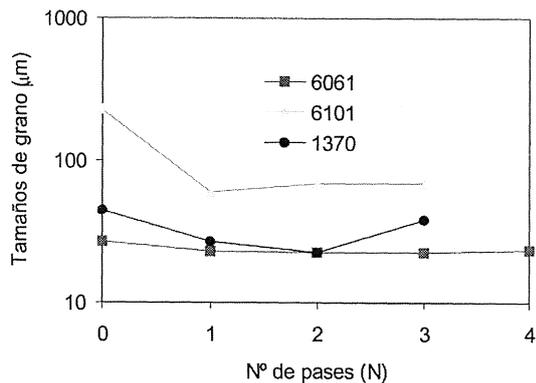


Figura 14. Variación del tamaño de grano con la ruta C para las aleaciones 1370, 6061 y 6101 recocidas a 300 °C después del ECAD.

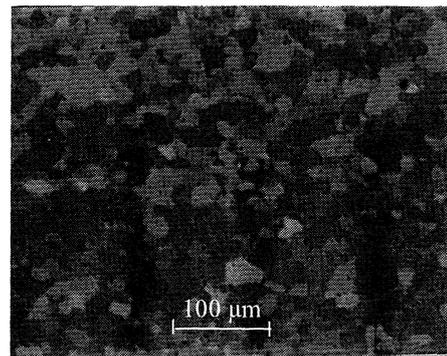
Figure 14. Grain size variation according to the route C for the 1370, 6061 and 6101 alloys after annealing at 300 °C after ECAD.

ruta C. La microscopía óptica indica un tamaño inicial de grano de 26,7 µm y 228 µm para las aleaciones 6061 y 6101, respectivamente. En ambas, se consiguen valores menores en el tamaño del grano final, en especial en la aleación 6101, con N = 2, que muestra valores de 59,4 µm. Asimismo, se muestra que la aleación 6061 es la que experimenta menor disminución en el tamaño de grano (22,5 µm) para las pasadas N = 2 y N = 3.

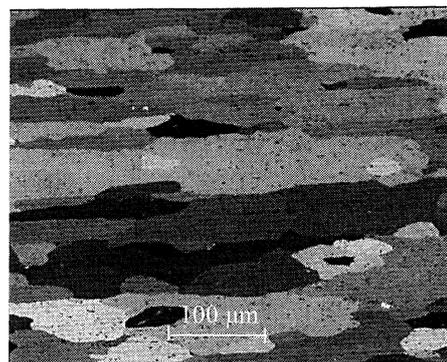
Por lo tanto, a partir de los resultados anteriores, las mejores temperaturas de recocido después del ECAD, serían las comprendidas entre 250 y 300 °C, excepto para la ruta A con la matriz inicial y la ruta B con la matriz modificada, donde los tamaños de grano también disminuyen a 350 °C con respecto al tamaño inicial. Por tanto y tal como indica la figura 13, parece que temperaturas bajas de recristalización después del procesado por ECAD ayudan a la obtención de un tamaño de grano inferior al de partida.

En la figura 15 se observan las microfotografías ópticas de las aleaciones de partida, sin procesar. Las aleaciones 1370 y 6061 poseen una estructura granular equiaxial, en tanto que la aleación 6101 presenta unos granos alargados y de tamaño mayor (228 µm). Las figuras 16-23 muestran microfotografías de la microestructura de las aleaciones procesadas según las distintas rutas empleadas y después del correspondiente tratamiento térmico de recocido.

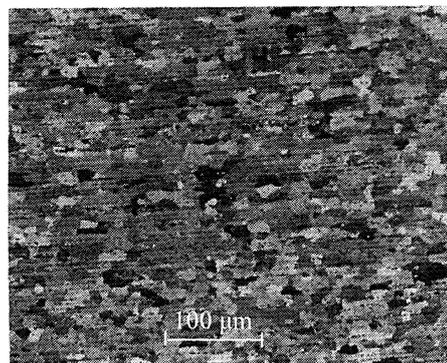
Comparando la microscopía óptica de las figuras 16 y 17, aparece una microestructura más orientada, granos con cierto aplastamiento, a partir de la tercera pasada para la ruta A empleando la matriz inicial, más que para esta misma ruta con la matriz modificada, independientemente de la temperatura



a)



b)



c)

Figura 15. a) Aleación 1370. Material de partida. Sin procesar por ECAD. N = 0 (44,9 µm); b) Aleación 6101. Material de partida. Sin procesar por ECAD. N = 0 (228 µm); c) Aleación 6061. Material de partida. Sin procesar por ECAD. N = 0 (26,7µm).

Figure 15. a) 1370 initial alloy. Without ECAD process. N = 0 (44,9 µm); b) 6101 initial alloy. Without ECAD process. N = 0 (228 µm); c) 6061 initial alloy. Without ECAD process. N = 0 (26,7 µm).

de recocido. En lo que respecta a la ruta B con la matriz inicial se obtiene, también, una estructura más deformada, aunque este efecto es menos notable que el observado para la ruta A, según muestran las figuras 19 y 20. El efecto de una selección incorrecta de la temperatura de recocido, tras el procesado de las aleaciones se muestra en la figura 18, donde se observa el apreciable crecimiento de

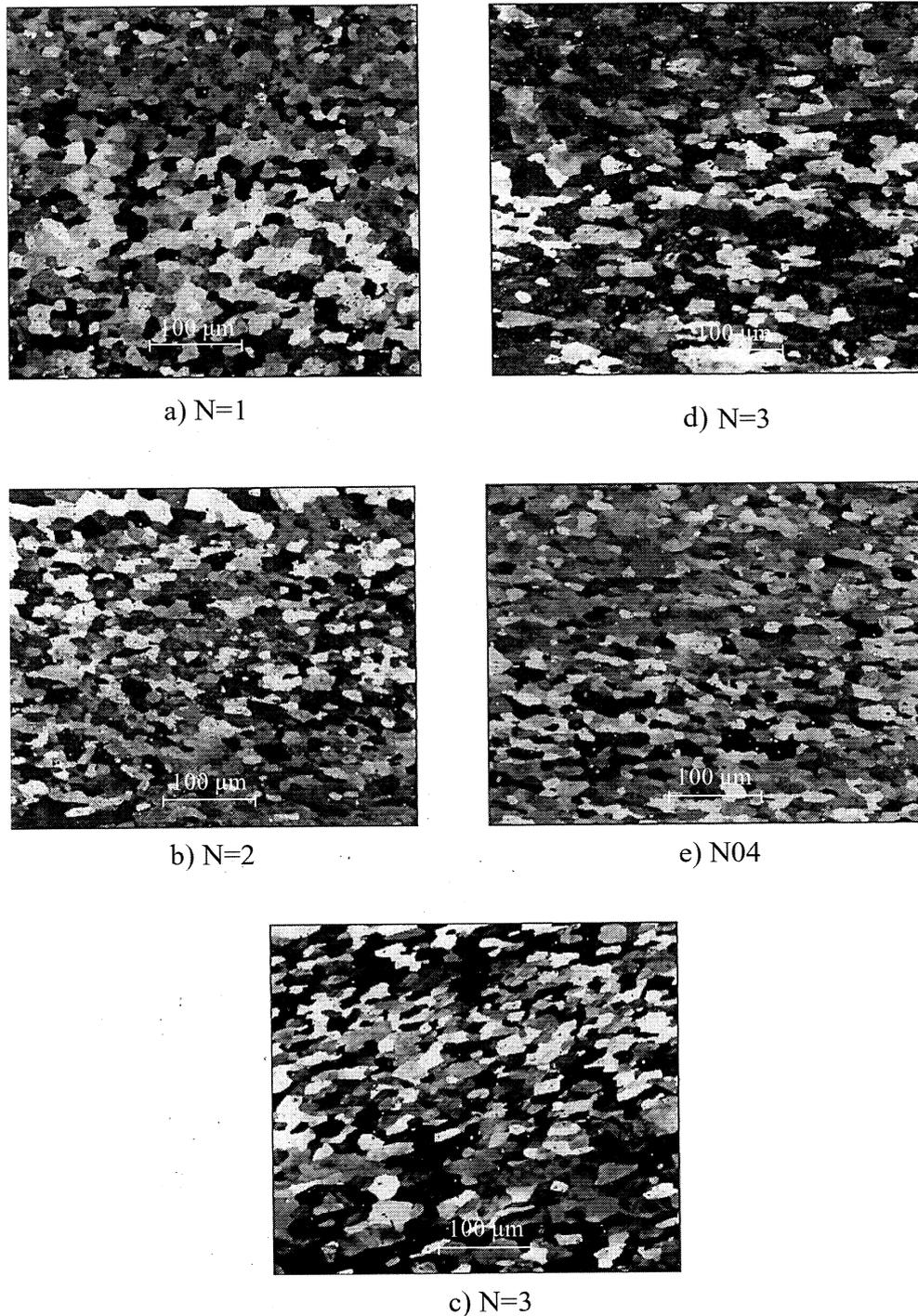


Figura 16. Ruta A. Matriz inicial. Pases: a) N = 1; b) N = 2; c) N = 3 a 250 °C; d) N = 3 y e) N = 4 después del recocido a 300 °C (100×).

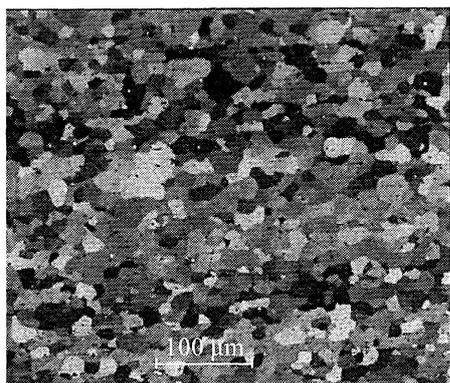
Figure 16. Route A. Initial die. Passes: a) N = 1; b) N = 2; c) N = 3 at 250 °C; d) N = 3 y e) N = 4 after annealing at 300 °C (100×).

grano a temperaturas de 350 °C, tal como se ha indicado anteriormente.

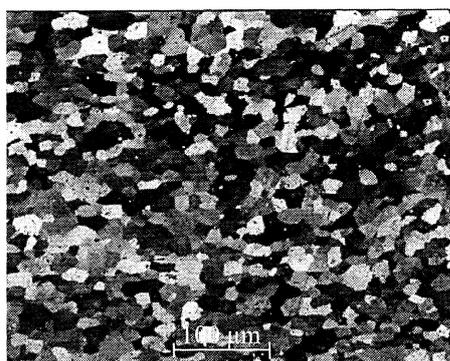
En la figura 21 se muestran micrografías electrónicas de barrido (SEM) de la aleación 1370, procesada mediante ruta C, con recocido a 300 °C después de la primera y segunda pasada de ECAD, donde se observan tamaños de grano de 7 μm.

Como puede observarse, los granos son equiaxiales y, por tanto, el tamaño de grano inicial se habría reducido notablemente ya en el primero y segundo pase, para esta aleación.

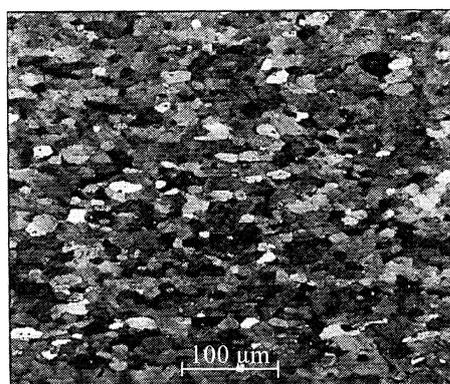
Como se observa en la figura 22, para la aleación 6101, se llega a tamaños de grano de alrededor de 60 μm, alargado, partiendo de un grano alargado



a) N=1



b) N=2

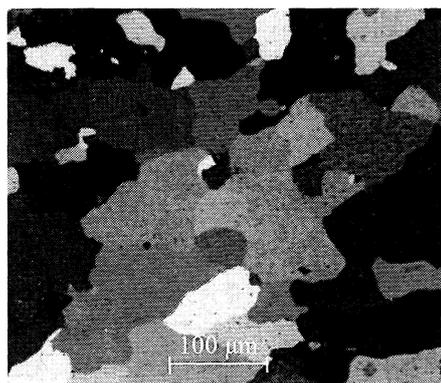


c) N=3

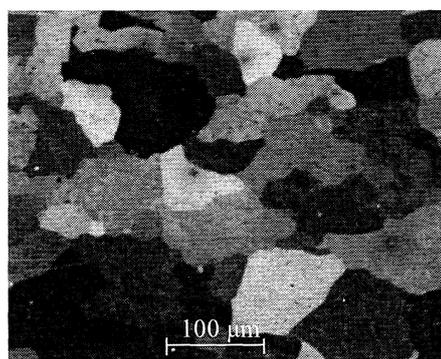
Figura 17. Ruta A. Matriz modificada. Pases: a) N = 1 después de recocido a 250 °C; b) N = 2 y c) N = 3 después de un recocido a 300 °C (1002).

Figure 17. Route A. Modified die. Passes: a) N = 1 after annealing at 250 °C; b) N = 2 and c) N = 3 after annealing at 300 °C (1002).

con un tamaño de 228 μm . En la figura 23 se muestran las micrográficas de la aleación 6061 para los tres primeros pases. Esta aleación presenta una disminución en el tamaño de grano bastante menos notable que las dos aleaciones anteriores, puesto que se logran tamaños de grano de 22,5 μm partiendo de tamaños de 26,7 μm .



a)



b)

Figura 18. Aleación 1370 después del recocido a 350 °C (100 \times). a) N = 1: Ruta A. Mat. Modificada; b) N = 3: Ruta B. Matriz inicial tras el recocido a 350 °C.

Figure 18. 1370 alloy after annealing at 350 °C (100 \times). a) N = 1: Route A. Modified die; b) N = 3: Route B. Initial die after annealing at 350 °C.

4.5. Modelado por elementos finitos

Al realizar el estudio por elementos finitos se muestra que existe un adelgazamiento en la sección transversal de la probeta al ser procesada mediante ECAD. Como se ha visto, dicho efecto coincide con los resultados obtenidos experimentalmente. Asimismo, se ha mostrado que el llenado parcial de la esquina del canal se tiene tanto para ángulos de 90° como para ángulos de 120°. Por otra parte, las condiciones altas de fricción favorecen la uniformidad de la microestructura durante el pase de la probeta a través de los canales, para ambos ángulos.

Además, con ángulos de 120° y condiciones de alta fricción, se consigue mayor homogeneidad durante el procesado, según se ha mostrado en las figuras 6 y 7. Asimismo, se observa que la deformación plástica efectiva es mayor para ángulo de 90° y condiciones de fricción alta, como es lógico, ya que la deformación por cortante tendrá una mayor influencia.

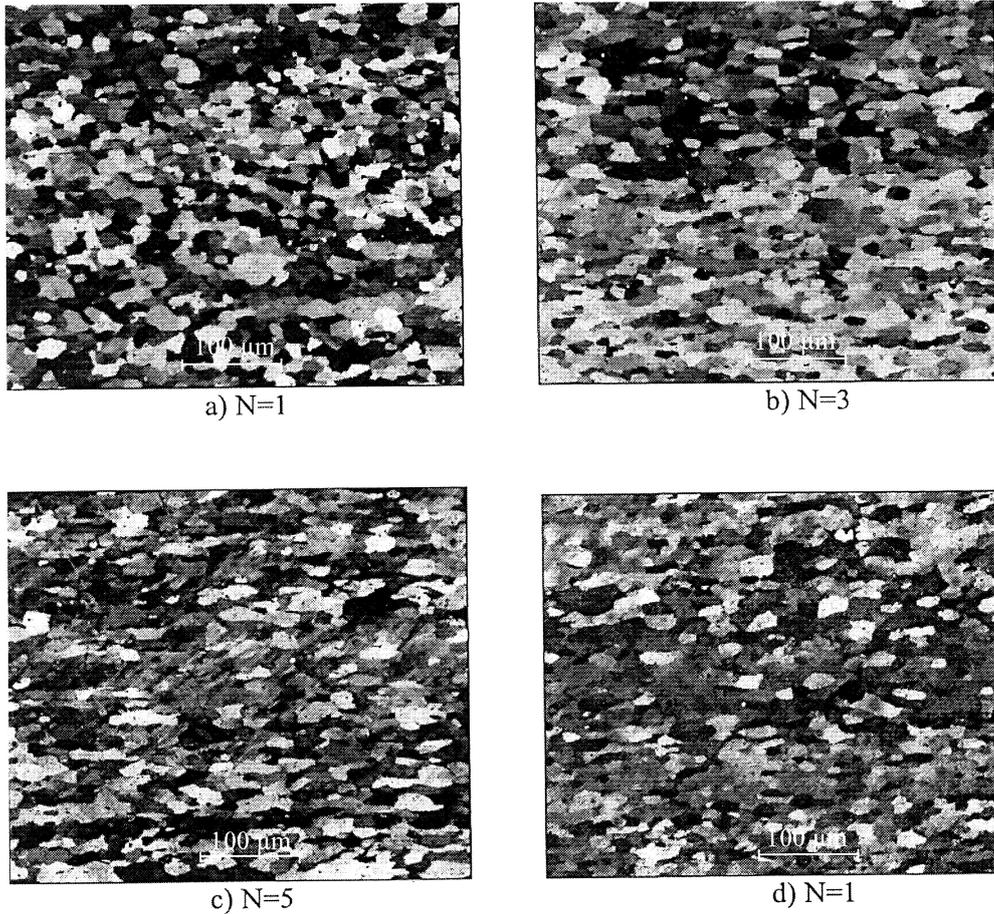


Figura 19. Ruta B. Matriz Inicial. Aleación 1370. Pases: a) N = 1; N = 3 y N = 5 después del recocido a 250 °C; b) N = 1 después del recocido a 300 °C. Ruta B. Mat. Inicial ($\times 100$).

Figure 19. Route B. Initial die. 1370 alloy. Passes: a) N = 1; N = 3 and N = 5 after annealing at 250 °C; b) N = 1 after annealing at 300 °C. Route B. Initial die ($\times 100$).

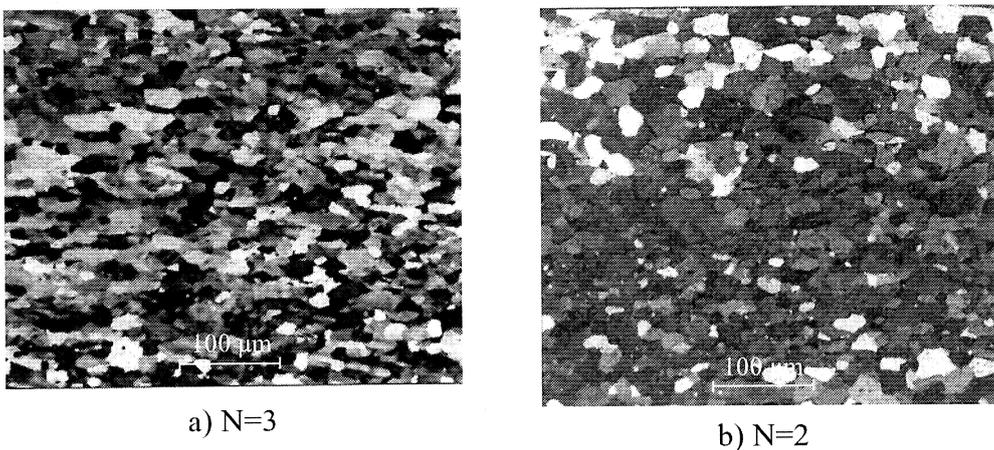


Figura 20. Aleación 1370. Ruta B. Matriz Modificada. a) N = 3 después del recocido a 250 °C; b) N = 2 después del recocido a 300 °C ($\times 100$).

Figure 20. 1370 alloy. Route B. Modified die. a) N = 3 after annealing at 250 °C; b) N = 2 after annealing at 300 °C ($100\times$).

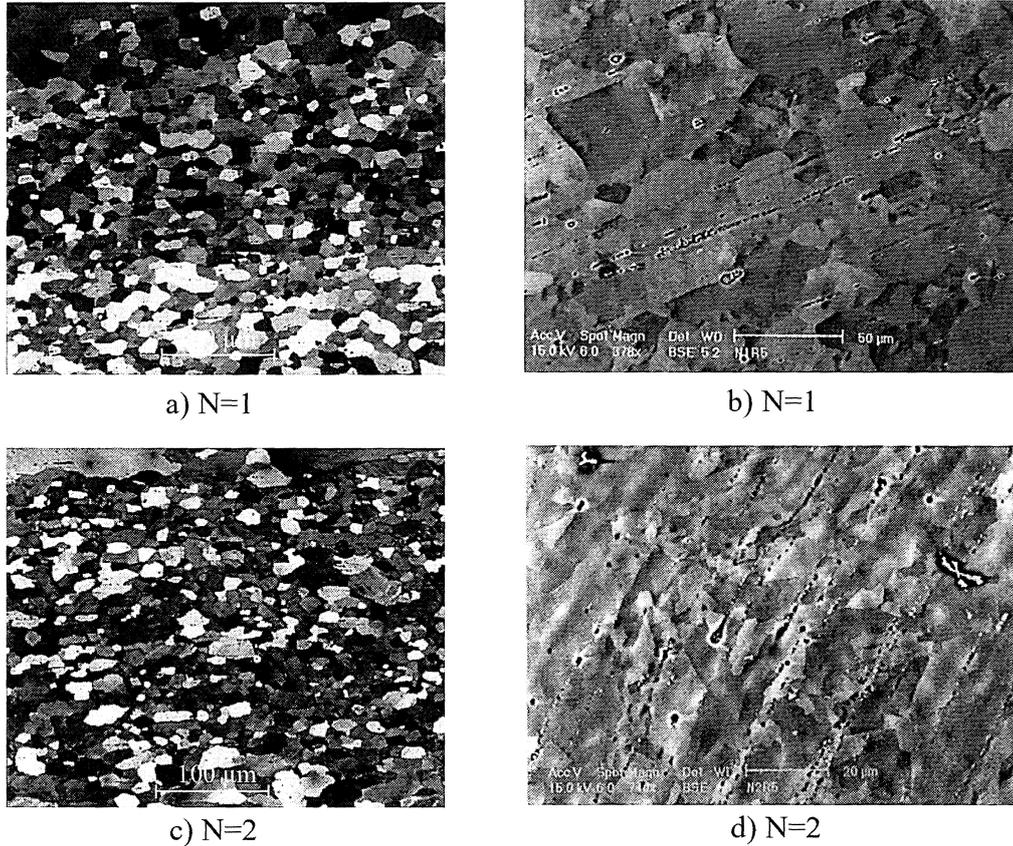


Figura 21. Aleación 1370. Ruta C. a) N = 1 después de recocido a 300 °C ($\times 100$); b) SEM para N = 1; c) N = 2 después del recocido a 300 °C ($\times 100$); d) SEM para N = 2

Figure 21. 1370 alloy. Route C. a) N = 1 after annealing at 300 °C ($100\times$); b) SEM for N = 1; c) N = 2 after annealing at 300 °C ($100\times$); d) SEM for N = 2

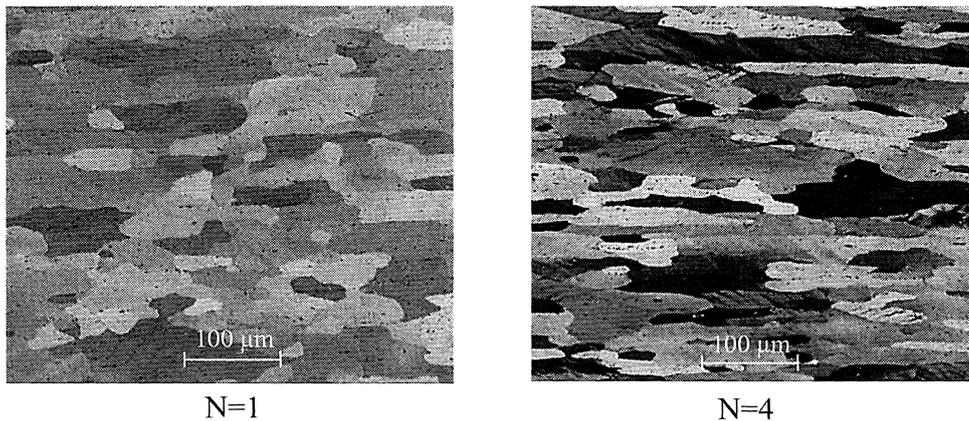
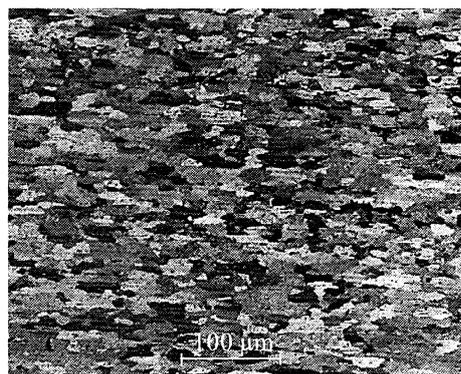
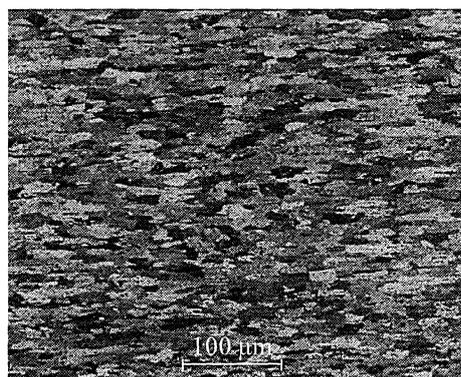


Figura 22. Aleación 6101. Ruta C. a) N = 1 después de recocido a 300 °C; b) N = 4 después de recocido a 300 °C ($\times 100$).

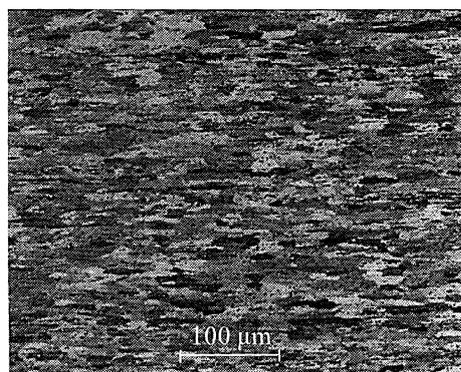
Figure 22. 6101 alloy. Route C. a) N = 1 after annealing at 300 °C; b) N = 4 after annealing at 300 °C ($100\times$).



a) N=1



b) N=2



c) N=3

Figura 23. Aleación 6061. Ruta C. a) N = 1; b) N = 2; c) N = 3 y d) N = 4, todas ellas después de recocido a 300 °C ($\times 100$).

Figure 23. 6061 alloy. Route C. a) N = 1; b) N = 2; c) N = 3 y d) N = 4, all of them after annealing at 300 °C ($100\times$).

5. CONCLUSIONES

- En el presente trabajo se ha realizado un estudio experimental de las condiciones de proceso que conducen a un mayor afinamiento en el tamaño de grano de las aleaciones 1370, 6061 y 6101, al ser procesadas mediante la técnica denominada ECAD, según las rutas de proceso A, B y C. Asimismo, se ha realizado un estudio por elementos

finitos del proceso, considerando matrices con ángulos de 120° y de 90° y condiciones de alta y baja fricción entre el material y las matrices.

- Los resultados de simulación con elementos finitos coinciden con los resultados experimentales. En ambos casos, se observa claramente una pequeña reducción del diámetro del material durante el procesado respecto al diámetro de partida. Por ello, es recomendable realizar un posterior calibrado del material mediante una hilera en serie con la matriz en canal angular, con la finalidad de obtener una sección transversal más uniforme en la probeta.
- Se ha constatado que las condiciones de ángulos agudos y fricción alta originan mayores deformaciones plásticas en el material, siendo éstas menos homogéneas durante el procesado.
- Las tensiones máximas de estirado se consiguen con radios exteriores de curvatura menores y procesando el material mediante la ruta C, por lo que dicho radio de curvatura será un parámetro importante a la hora de diseñar las matrices. Asimismo, se ha visto que dos o, como máximo, tres pasadas por el canal, seguidas de una baja temperatura de recristalización mejora las propiedades mecánicas y reduce el tamaño de grano inicial de las aleaciones.
- El estudio mediante SEM de la aleación 1370, procesada con la ruta C, demuestra que se llega a reducir el tamaño de grano inicial, de dicha aleación, desde 45 μm a 7 μm , ya en la primera y segunda pasada de ECAD. Con las aleaciones 6061 y 6101 se disminuye el tamaño de grano, pero no es tan notable como para la aleación 1370.
- Finalmente, cabe señalar que el proceso ECAD presenta interés industrial como un paso intermedio en el trefilado de aleaciones, posibilitando la reducción del diámetro de grano y una mejora de sus propiedades mecánicas. Para ello, se recomienda realizar uno o dos pases de ECAD y realizar un pase de calibrado. El hecho de que no existan restricciones en cuanto a la longitud de la probeta y que el proceso no sea tan lento como en el caso del proceso ECAE hacen que el proceso ECAD sea una tecnología emergente, con una mayor aplicabilidad industrial que la anterior.

Agradecimientos

Los autores agradecen su apoyo al Ministerio de Ciencia y Tecnología CICYT-FEDER (Proyecto

2FD97-1798-C02) y al Dpto. de Industria y Tecnología, Comercio, Turismo y Trabajo del Gobierno de Navarra. Asimismo, agradecen el apoyo de las empresas ALCOA Extrusión Navarra (ALCOA Europe) y Manufacturas Irular S.A. (MANFISA).

REFERENCIAS

- [1] V.M. SEGAL, *Russ. Metall.* (English Translation) 1 (1981) 99-105.
- [2] V. M. SEGAL, *Mat. Sci. Eng.* A197 (1995) 157-164.
- [3] V. M. SEGAL, *Mat. Sci. Eng.* A271 (1999) 322-333.
- [4] R.Z. VALIEV y R.Z. ISLAMGALIEV, *Mat. Sci. Forum* 304-306 (1999) 39-46.
- [5] R.S. MISHRA, C. ECHER, R.Z. VALIEV y A.K. MUKHERJEE, *Mat. Sci. Eng.* A298 (2001) 44-50.
- [6] R.Z. VALIEV, A.V. KORZNIKOV y R.R. MULYUKOV, *Mat. Sci. Eng.* A168 (1993) 141-148.
- [7] M. FURUKAWA, Y. IWAHASHI, Z. HORITA, M. NEMOTO y T.G. LANGDON, *Mat. Sci. Eng.* A257 (1998) 328-332.
- [8] Y. IWAHASHI, Z. HORITA, M. NEMOTO y T.G. LANGDON, *Acta Mater.* 46, (1998) 3.317-3.331.
- [9] V.M. SEGAL, R.E. GOFORTH y K.T. HARTWIG, *Proc. First Int. Conf. on Processing Mater. for Properties, The Minerals, Metals and Materials Society* (1993) 971-973.
- [10] V.M. SEGAL, United States Patent N° 5.513.512 (1996).
- [11] V.M. SEGAL y L. SEGAL, United States Patent N° 5.600.989 (1997).
- [12] V.M. SEGAL, R.E. GOFORTH y K.T. HARTWIG, United States Patent N° 5.400.633 (1995).
- [13] S.L. SEMIATIN y D.P. DELO, United States Patent N° 5.904.062 (1999).
- [14] M. KAWAZOE, K. HIGASHI y J. NAGAHORA, United States Patent N° 5.826.456 (1998).
- [15] C.C. BAMPTON, United States Patent N° 5.620.537 (1995).
- [16] P.A. GONZÁLEZ, C.J. LUIS, J. GIL SEVILLANO y Y. GARCÉS, *Rev. Metal. Madrid.* 37 (2001) 673-692.
- [17] Y. IWAHASHI, Z. HORITA, M. NEMOTO y T.G. LANGDON, *Acta Mater.* 45 (1997) 4.733-4.741.
- [18] S. FERRASSE, V.M. SEGAL, K.T. HARTWIG y R.E. GOFORTH, *Metall. Mater. Trans.* 28A (1997) 1.047-1.057.
- [19] K. OH-SHI; Z. HORITA, M. FURUKAWA, M. NEMOTO y T.G. LANGDON, *Mat. Trans.* 29A (1998) 2.011-2.013.
- [20] Y. IWAHASHI, M. FURUKAWA, Z. HORITA, M. NEMOTO y T.G. LANGDON, *Metall. Mater. Trans.* 29A (1998) 2.245-2.252.
- [21] L. DUPUY, These, Laboratoire de Génie Physique et mécanique des Materiaux, Institut Polytechnique-CNRS, Grenoble, 2000, p. 125.
- [22] U. CHAKKINGAL, A.B. SURIADI y P.F. THOMSON, *Scrip. Mater.* 39 6 (1998) 677-684.
- [23] U. CHAKKINGAL, A.B. SURIADI y P.F. THOMSON, *Mater. Sci. Eng.* A266 (1999) 241-249.
- [24] Y. GARCÉS, C.J. LUIS, C. BERLANGA y P.A. GONZÁLEZ, *Proc. AMPT'01 Congress*, Universidad Carlos III de Madrid, Leganés, vol. 1, J.M. Torralba (Ed.), Madrid, 2001, pp. 173-180.
- [25] C.J. LUIS, P.A. GONZÁLEZ, Y. GARCÉS, C. BERLANGA y J. PÉREZ-ILZARBE, *Proc. AMPT'01 Congress*; Universidad Carlos III de Madrid, Leganés, vol. 1, J. M. Torralba (Ed.), madrid, 2001, pp. 267-274.
- [26] C.J. LUIS, P. GONZÁLEZ, J. GIL y J. ALKORTA, (Pat. Pend. ES-2002-01163).
- [27] C.J. LUIS, Y. GARCÉS, P.A. GONZÁLEZ y C. BERLANGA, *Mater. Manuf. Processes* 17 (2002) 223-250.
- [28] D. P. DELO y S. L. SEMIATIN, *Metall. Mater. Trans.* 30A (1999) 1.391-1.402.
- [29] S.L. SEMIATIN, D.P. DELO y E.B. SHELL, *Acta Mater.* 48 (2000) 1.841-1.851.
- [30] P.B. PRANGNELL, C. HARRIS y S.M. ROBERTS, *Scrip. Mater.* 37 7 (1997) 983-989.