

## ESTABILIDAD TÉRMICA DE ALEACIONES DE ALUMINIO PROCESADAS POR FRICCIÓN-AGITACIÓN (FSP)

Tomás Dieguez<sup>1</sup>, Hernán G. Svoboda<sup>1,2,3\*</sup>

1: Dpto. de Ingeniería Mecánica, Facultad de Ingeniería, Universidad de Buenos Aires. Buenos Aires, Argentina

2: Laboratorio de Materiales y Estructuras, INTECIN, Facultad de Ingeniería, Universidad de Buenos Aires. Buenos Aires, Argentina

3: CONICET. Buenos Aires, Argentina

\* e-mail: hsvobod@fi.uba.ar



## RESUMEN

El conformado superplástico (SuperPlastic Forming: SPF) se ha constituido en el último tiempo como un proceso tecnológico de gran potencial basado en el comportamiento superplástico que evidencian diversas aleaciones, encontrando aplicaciones para las industrias aeronáutica, aeroespacial y automotriz. Este comportamiento permite alcanzar deformaciones de hasta 8000%, debido al mecanismo de deslizamiento de bordes de grano (Grain Boundary Sliding: GBS). En la superplasticidad por estructuras finas (Fine Structure Superplasticity: FSS), el afino del tamaño de grano favorece el mencionado mecanismo de deformación. El procesamiento de materiales mediante Fricción-Agitación (FSP del inglés Friction Stir Processing) es un tema de reciente desarrollo y produce un fuerte refinamiento de grano. La estabilidad de la estructura fina con la temperatura es un aspecto fundamental, siendo escasos los estudios sistemáticos realizados sobre la influencia de los parámetros de procesamiento sobre la estabilidad térmica de las microestructuras obtenidas mediante FSP. El objetivo del presente trabajo fue evaluar la estabilidad térmica de aleaciones de aluminio procesadas por FSP. Se procesaron muestras de aluminio AA5052, AA5088 y AA7075, bajo distintas condiciones de velocidades de rotación y de avance. Sobre muestras extraídas se aplicaron diversos ciclos térmicos a temperaturas ente 310 y 550°C, analizando la estabilidad térmica de la microestructura obtenida. Se determinaron las temperaturas críticas para el inicio del crecimiento anormal de grano (Abnormal Grain Growth: AGG). Se observó una fuerte influencia de los parámetros de procesamiento, aumentando la estabilidad a medida que disminuye el índice de velocidades.

**Palabras Claves:** Aluminio, Procesamiento por Fricción Agitación (FSP), estabilidad térmica, crecimiento anormal de grano (AGG)

## THERMAL STABILITY OF ALUMINUM ALLOYS PROCESSED BY FRICTION-STIR (FSP)

## ABSTRACT

Superplastic forming (SPF) has become in recent times as a potential technological process based on the superplastic behavior that demonstrate different alloys, finding applications in aerospace, aeronautic and automotive industries. This behavior allows reaching strains of 8000% due to the mechanism of grain boundary sliding (GBS). In fine structure superplasticity (FSS), the refinement of grain size favors the above deformation mechanism. The processing of materials by friction-stir (FSP) is a newly developing issue and produces a strong grain refinement. The thermal stability of the fine structure produced is a key aspect, whereby only few systematic studies on the influence of processing parameters on thermal stability of the microstructures obtained by FSP are available. The aim of this study was to evaluate the thermal stability of aluminum alloys processed by FSP. Samples of AA5052, AA5088 and AA7075 were processed by Friction Stir, under different rotation and feed speeds. Extracted samples were heat treated to different temperatures, between 310 and 550°C, analyzing the thermal stability of the microstructure. Critical time and temperatures were determined for the start of abnormal grain growth (AGG). A strong influence of processing parameters on microstructural evolution was detected. It was observed that stability increased with decreasing the rate of speeds.

**Keywords:** Aluminum, Friction Stir Processing (FSP), thermal stability, abnormal grain growth (AGG)

## 1. INTRODUCCIÓN

El estudio del comportamiento superplástico de aleaciones metálicas ha sido un campo de gran interés y desarrollo en los últimos tiempos, debido al lugar de importancia tecnológica que ha alcanzado el proceso de conformado superplástico de componentes de geometrías complejas [1,2]. La superplasticidad (SP) es uno de los varios micromecanismos de deformación a elevada temperatura, que está caracterizado por una extensa deformación plástica previa a la fractura [1], siendo en el modo de superplasticidad por Estructura Fina (FSS), el Deslizamiento de Fronteras de Grano (GBS) el mecanismo que controla la deformación superplástica [3]. La activación de este mecanismo está determinada fundamentalmente por la temperatura, la velocidad de deformación y el tamaño de grano (TG) [4]. Se ha reportado superplasticidad en materiales con una estructura fina y estable, que son deformados en el rango de velocidades de deformación entre  $10^{-5}$  y  $10^{-2}$  y temperaturas usualmente superiores a  $0,5T_m$ , siendo  $T_m$  la temperatura de fusión absoluta. El refinamiento del tamaño de grano presenta una fuerte influencia sobre la velocidad de deformación óptima para obtener FSS, aumentando dicha velocidad de deformación y disminuyendo la temperatura con la disminución del TG [1]. En este sentido, la estabilidad térmica de la microestructura fina del material es un aspecto crítico en la aplicabilidad de una aleación para superplasticidad [5].

El procesamiento de materiales mediante fricción agitación (FSP) ha sido desarrollado en los últimos años como una variante de la soldadura por fricción agitación (Friction Stir Welding: FSW) y presenta un gran potencial como técnica para refinamiento de grano, habiéndose reportado la activación del comportamiento superplástico en aleaciones procesadas por FSP [5,6].

Sin embargo, se ha observado que el comportamiento superplástico de aleaciones de aluminio procesadas por FSP, a pesar de las características microestructurales favorables generadas, se ve limitado debido a la evolución de microestructuras inestables a elevadas temperaturas [6]. Esta inestabilidad microestructural ha sido identificada como un crecimiento anormal de grano (AGG). Este fenómeno es altamente indeseable ya que controla la ductilidad de la microestructura y ha

sido observado en diferentes aleaciones de aluminio, siendo su ocurrencia dependiente de los parámetros de procesamiento empleados [7,8].

El AGG es un proceso a nivel microestructural en el cual algunos granos crecen a expensas de los granos más finos de la matriz, y ocurre generalmente cuanto el crecimiento normal de grano se detiene [9]. Se ha reportado AGG en aleaciones de aluminio procesadas por FSP. Si bien la mayor cantidad de trabajo se ha realizado sobre aleaciones termotratables (series 2XXX y 7XXX) [10,11], también se ha observado en aleaciones no termotratables (serie 5XXX) [5,7,12]. Actualmente la teoría unificada de Humphreys se ha aceptado como el modelo que mejor explica el fenómeno de AGG [9].

Se considera que la estructura producida durante el FSP se encuentra en estado recrystalizado debido a que entre el 80-95% de los bordes de grano son de alto ángulo ( $>15^\circ$ ) [7,11]. El fenómeno de AGG se encuentra relacionado con el mecanismo de recrystalización que tiene lugar durante el FSP. Se ha postulado en forma variada la ocurrencia de mecanismos tales como recrystalización dinámica discontinua, continua convencional, dinámica geométrica y recrystalización en las bandas de corte [7,11]. A su vez, la inhomogeneidad de la deformación introducida durante FSP es otro de los aspectos a tener en cuenta. Todavía se dista de una cabal comprensión del efecto de los parámetros de proceso de FSP sobre la evolución microestructural, que lleva al AGG [7].

En este sentido, son escasos los estudios sistemáticos disponibles sobre la estabilidad térmica de la microestructura obtenida mediante FSP en aleaciones de aluminio y la influencia de los parámetros del procesamiento. La temperatura y el tiempo de permanencia para los cuales comienza el AGG son parámetros de relevancia en relación al procesamiento superplástico, ya que limitan su aplicación.

El objetivo del presente trabajo evaluar la estabilidad térmica de diversas aleaciones de aluminio procesadas por fricción agitación (FSP), bajo distintas condiciones, a fin de analizar su aplicabilidad como aleación superplástica y la influencia de la condiciones de proceso sobre dicha estabilidad.

## 2. PARTE EXPERIMENTAL

A fin de alcanzar los objetivos propuestos se procesaron mediante FSP probetas de aluminio AA5052-H32, AA5088 (X-tral 728) y AA7075-

T651, mediante diferentes condiciones de procesamiento. Las composiciones químicas nominales de las aleaciones estudiadas se muestran en la Tabla 1.

**Tabla 1.** Composición química nominal de las aleaciones estudiadas.

Aleación	Mg	Si	Zn	Cu	Fe	Mn	Ti	Cr	Zr	Al
5052	2.20-2.80	0.25	0.10	0.10	0.40	0.10	-	0.15-0.35	-	Bal.
5088	4.7-5.5	0.20	0.15-0.40	0.25	0.10-0.35	0.20-0.50	-	0.15	0.15	Bal.
7075	2.10-2.90	0.40	5.10-6.10	1.20-2.00	0.50	0.30	0.20	0.18-0.28		Bal.

Se trabajó con muestras de chapas de 3 mm para 5052, 4 mm para 7075 y de 5 mm para 5088, cortadas a 150x75 mm. En la Tabla 2 se muestran las condiciones de procesamiento analizadas, así como el índice velocidades (Iv), para cada caso.

**Tabla 2.** Condiciones de procesamiento FSP analizadas para los distintos materiales.

Identif.	Nº Pas	V rot (rpm)	Vav (mm/min)	Iv (rev/mm)
5052-A5	2	680	146	4,7
5088-A3	2	514	73	7,1
5088-A1	1	514	35	14,7
5088-A2	1	514	51	10,1
5088-A4	1	514	98	5,2
5088-B2	1	388	51	7,6
5088-B3	1	388	73	5,3
5088-B4	1	388	98	4,0
7075-A2	1	514	51	10,1
7075-B2	1	388	51	7,6

Para el 5052 se empleó una herramienta con pin cónico, de 3 mm de diámetro mínimo y un ángulo de 15°. En el 5088 y 7075 se empleó una herramienta con pin cuadrado de 2,5 mm entre caras y de 2,8 mm de longitud. Ambas herramientas presentaban hombro cóncavo de 12 mm de diámetro. El ángulo de inclinación de la herramienta utilizado fue de 1,5° en todos los casos. Asimismo, se muestra en la tabla el índice de velocidades (Iv) que es una medida del aporte de calor introducido en el material [4]. Para el procesamiento se empleó una máquina herramienta adaptada para este tipo de procesos. La placa base sobre la que se fijaron las muestras a procesar fue de acero.

A fin de evaluar el efecto una sucesión de pasadas durante el FSP y de aumentar el área procesada, para ciertas configuraciones se procesaron probetas con 2 pasadas. La segunda pasada se realizó del lado opuesto de la chapa, coincidente en posición con la primera pasada, obteniéndose cierto grado de superposición entre ambas.

A fin de evaluar la estabilidad térmica de la estructura obtenida mediante FSP, de las probetas procesadas en las distintas condiciones se extrajeron muestras sobre las que se realizaron recocidos a distintas temperaturas. El ciclo de calentamiento y el tiempo de permanencia se definieron de modo de reproducir las condiciones en las que se realizarán los ensayos de superplasticidad. En la Tabla 3 se observan las temperaturas y tiempos analizados para cada material, con las distintas condiciones de procesamiento. Las temperaturas fueron elegidas en función de las temperaturas requeridas para la activación de la superplasticidad en cada aleación [3,4,5]. El tiempo seleccionado se encuentra asociado al tiempo requerido para que se alcance la temperatura en la probeta durante el ensayo de superplasticidad.

Las muestras se introdujeron con el horno a temperatura, y el tiempo indicado en la Tabla 2 se considera desde la introducción de las muestras al horno hasta que se alcanza la temperatura deseada. Luego las muestras fueron extraídas y enfriadas en agua.

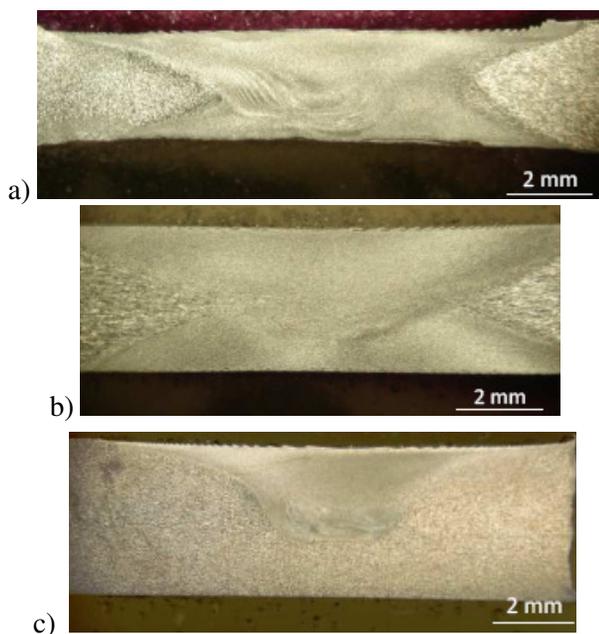
De las muestras sometidas a los diferentes ciclos térmicos se extrajeron cortes transversales que fueron preparadas para observación metalográfica mediante microscopía óptica (LM) analizándose la estabilidad de la microestructura a través del crecimiento anormal de grano.

**Tabla 3.** Temperaturas y tiempos de calentamiento analizados.

Material	Temperatura (°C)	Tiempo (min)
5052	310	15
5052	350	15
5052	400	15
5088	350	15
5088	400	15
5088	450	15
5088	500	15
5088	550	15
7075	350	15
7075	400	15
7075	450	15
7075	500	15

### 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En la Figura 1 se muestran las macrografías de los diferentes materiales procesados mediante FSP.

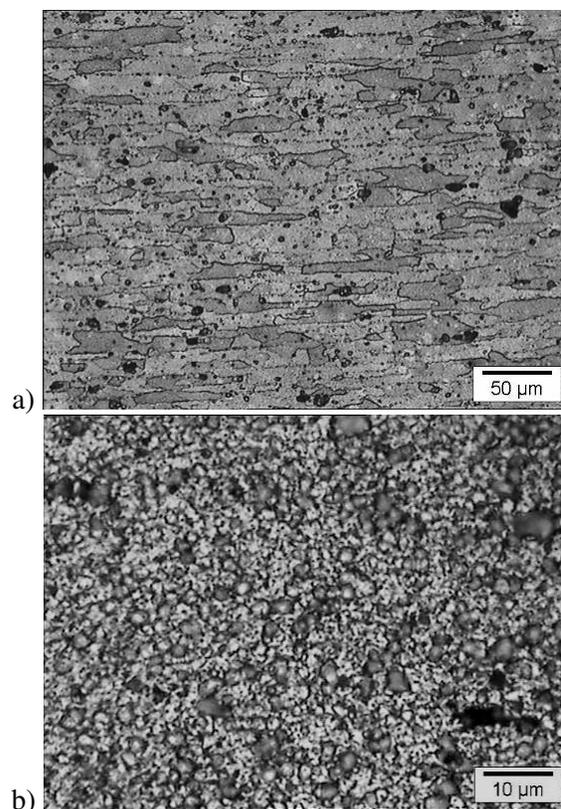


**Figura 1.** Macrografías de probetas procesadas por FSP: a- 5052 (2 pas.), b-5088 (2 pas.) y c-7075 (1 pas.).

Se ve una excelente homogeneidad obtenida en la zona procesada, sin presencia de defectos. Asimismo, en la zona agitada (SZ del inglés *stirred zone*) se obtuvo un fuerte refinamiento de grano, respecto de la condición original (metal base). Para

el 5052 y el 5088, la segunda pasada corresponde a la que se ubica en la parte superior de la imagen, ubicándose el lado de avance del lado izquierdo de las imágenes.

En la Figura 2a se muestra una micrografía correspondiente al material base 7075-T651, en la que pueden verse los granos alineados de acuerdo a la dirección de laminación en frío original. En la Figura 2b se observa una micrografía del mismo material procesado según la condición B2 (388/51), donde se ve el fuerte refinamiento de grano introducido por el procesamiento. Este efecto fue observado para las distintas aleaciones analizadas.

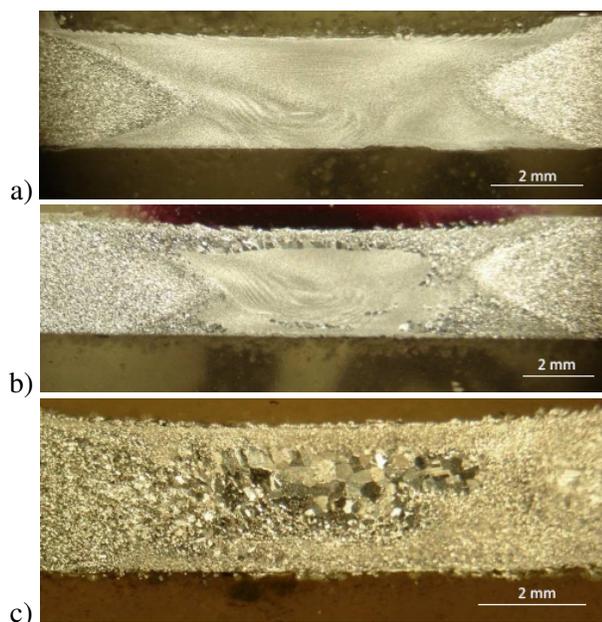


**Figura 2.** Micrografías: a- material base 7075 y b- material procesado 7075- B2 (388/51).

En la Figura 3 se observan las macroestructuras de la probeta 5052-A5 procesada con dos pasadas, luego de recocidos a distintas temperaturas. Como puede verse en la Figura 3a, la aleación 5052 a 310°C mantiene la estructura de grano fino obtenida mediante FSP sin observarse variaciones.

Para 350°C (Figura 3b) se observa zonas con crecimiento de grano, principalmente cerca de la superficie, tanto de la primera como de la segunda

pasada, con una mayor extensión y crecimiento de grano en la zona correspondiente a la segunda. Se ha sugerido que el AGG en esta zona se debe a las altas temperaturas y las altas velocidades de deformación inducidas durante la agitación [6], así como a la presencia de mayor cantidad de partículas de óxido dispersas [8]. En la parte central del SZ se observa que se conserva la estructura refinada original. A su vez, puede observarse una zona con crecimiento de grano incipiente en el material ubicado por debajo del pin en la segunda pasada. Este comportamiento ha sido observado previamente [5,6]. Sin embargo, también se ha reportado que empleando una secuencia adecuada de multipasadas puede mejorarse la resistencia al AGG [12].

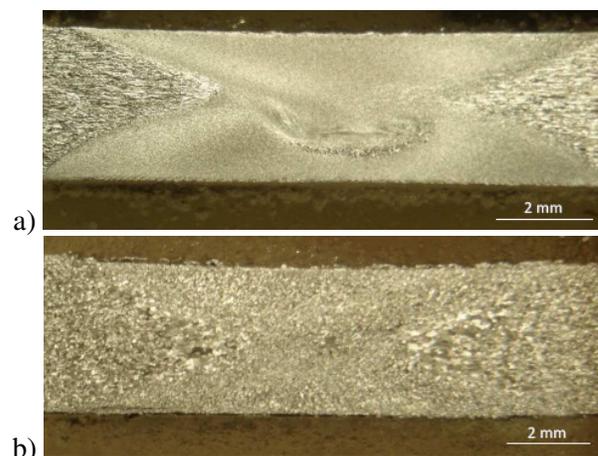


**Figura 3.** Macrografías de 5052-A5 recocida: a- 310°C, b- 350°C y c-400°C.

Para 400°C (Figura 3c) se observa un crecimiento de grano que abarca prácticamente toda la sección procesada, así como crecimiento anormal de grano en la zona central correspondiente a la segunda pasada. En este sentido, puede indicarse que la temperatura límite para este material con las condiciones de procesamiento empleadas se encuentra en 310°C, teniendo en cuenta un tiempo de 15 minutos. Desde el punto de vista del comportamiento superplástico de estas aleaciones, en ese rango de temperaturas, las velocidades de deformación necesarias para obtener superplasticidad son bajas ( $<10^{-4}$  1/seg) [4],

requiriéndose tiempos mayores a los disponibles, por lo que la posibilidad de lograr deformaciones superplásticas es baja. Esta pérdida de la estabilidad de la microestructura estaría asociada a la disolución y/o crecimiento de partículas que anclan el crecimiento de grano [5]. Cabe aclarar que este material no cuenta con elementos de aleación como el Zr que es conocido por su capacidad para formar partículas de  $Al_3Zr$  que actúan anclando el borde de grano e impidiendo su crecimiento [6]. En este sentido es esperable que la estabilidad de la estructura obtenida en este material sea menor. Sin embargo cabe aclarar que se ha observado AGG aún en presencia de las mencionadas partículas [5,6].

En la Figura 4 se observan las macroestructuras de la probeta 5088-A3, procesada con 2 pasadas, luego de aplicados los recocidos a distintas temperaturas.



**Figura 4.** Macrografías de 5088-A3 y recocida: a- 350°C y b-550°C.

Para 350°C (Figura 4a) se conserva la estructura de grano fina prácticamente en toda la sección procesada, excepto por una pequeña zona de material ubicado debajo del pin de la herramienta correspondiente a la segunda pasada, donde se observa un incipiente crecimiento de grano. Para 550°C (Figura 4b) puede verse un crecimiento normal de grano en toda la sección procesada, observándose en la zona afectada por el calor (HAZ) y en la zona termomecánicamente afectada (TMAZ) crecimiento anormal de grano. A partir de estas observaciones, para este material, procesado bajo estas condiciones, la temperatura límite se encuentra cercana a los 350°C. El mayor contenido de Mg y la presencia de otros elementos como Zr, explicarían la mayor estabilidad de la estructura obtenida por FSP

para este material, respecto del 5052, debido a la formación de precipitados más estables que efectuarían el efecto de anclaje de los bordes de grano, evitando un crecimiento prematuro de los mismos [8].

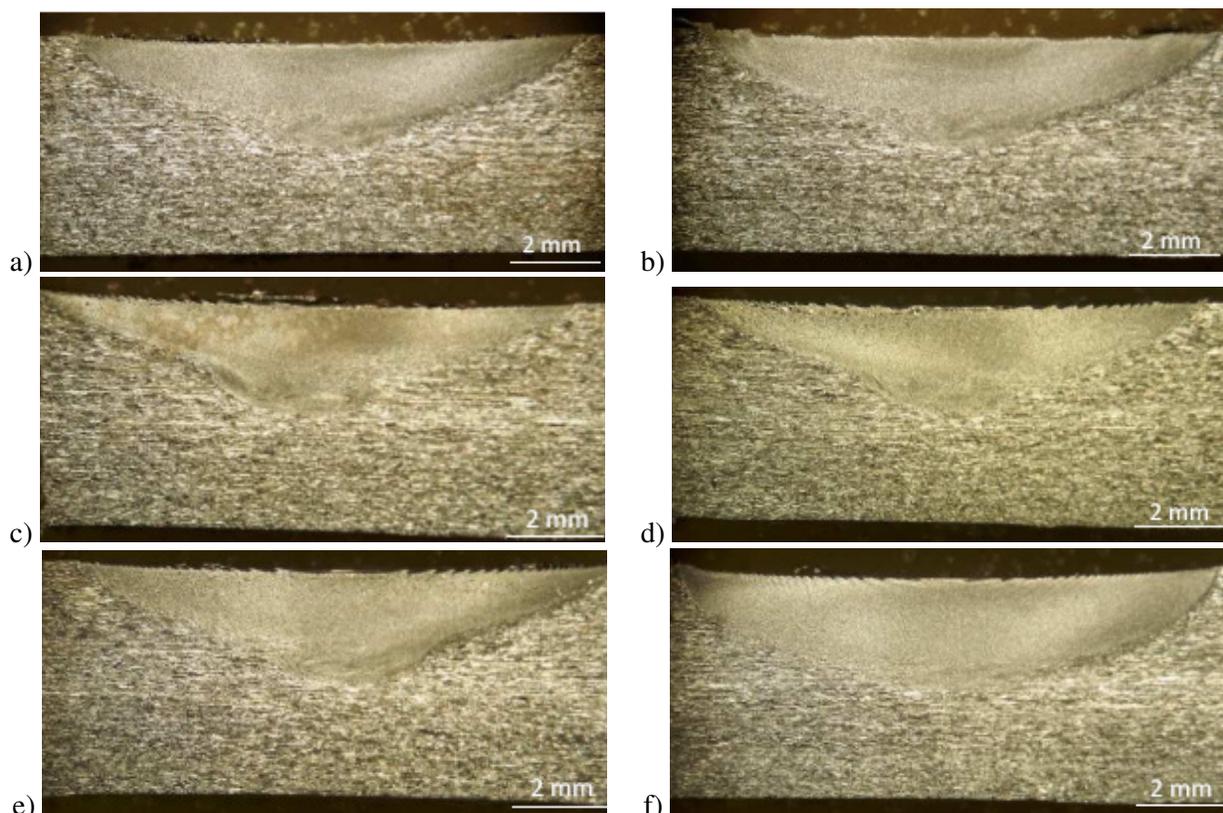
En las Figuras 5 a 12 se muestran los resultados obtenidos para las probetas de 5088 y 7075, procesadas con solo 1 pasada y diferentes parámetros, luego de recocidos a temperaturas entre 350°C y 500°C.

En la Figura 5 se observan las macroestructuras

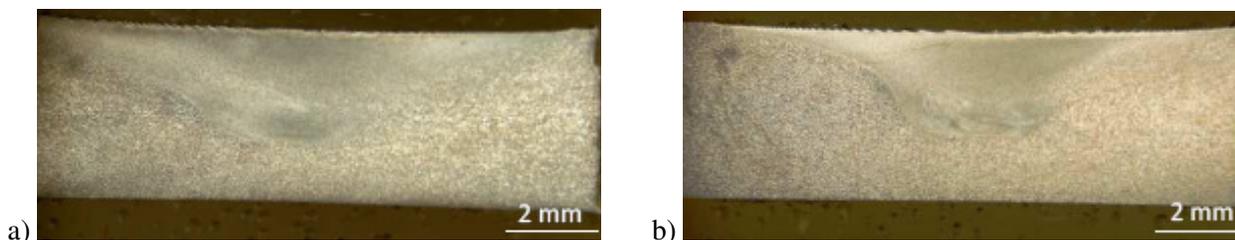
obtenidas para probetas de 5088 procesadas con una sola pasada y distintos parámetros, recocidas a 350°C.

Como puede verse a 350°C, la microestructura fue térmicamente estable para las distintas condiciones de procesamiento analizadas para este material. Esto evidencia una mejora en la estabilidad respecto a la condición procesada con dos pasadas.

En la Figura 6 se observan las microestructuras obtenidas para probetas de 7075 procesadas con distintos parámetros y recocidas a 350°C.



**Figura 5.** Muestras procesadas de AA5088 recocidas a 350°C: a- A1 (514/35), b- A2 (514/51), c- A4 (514/98), d- B2 (388/51), e- B3 (388/73), f- B4 (388/98).



**Figura 6.** Muestras procesadas de AA7075 a 350°C: a- A2 (514/51), b- B2 (388/51).

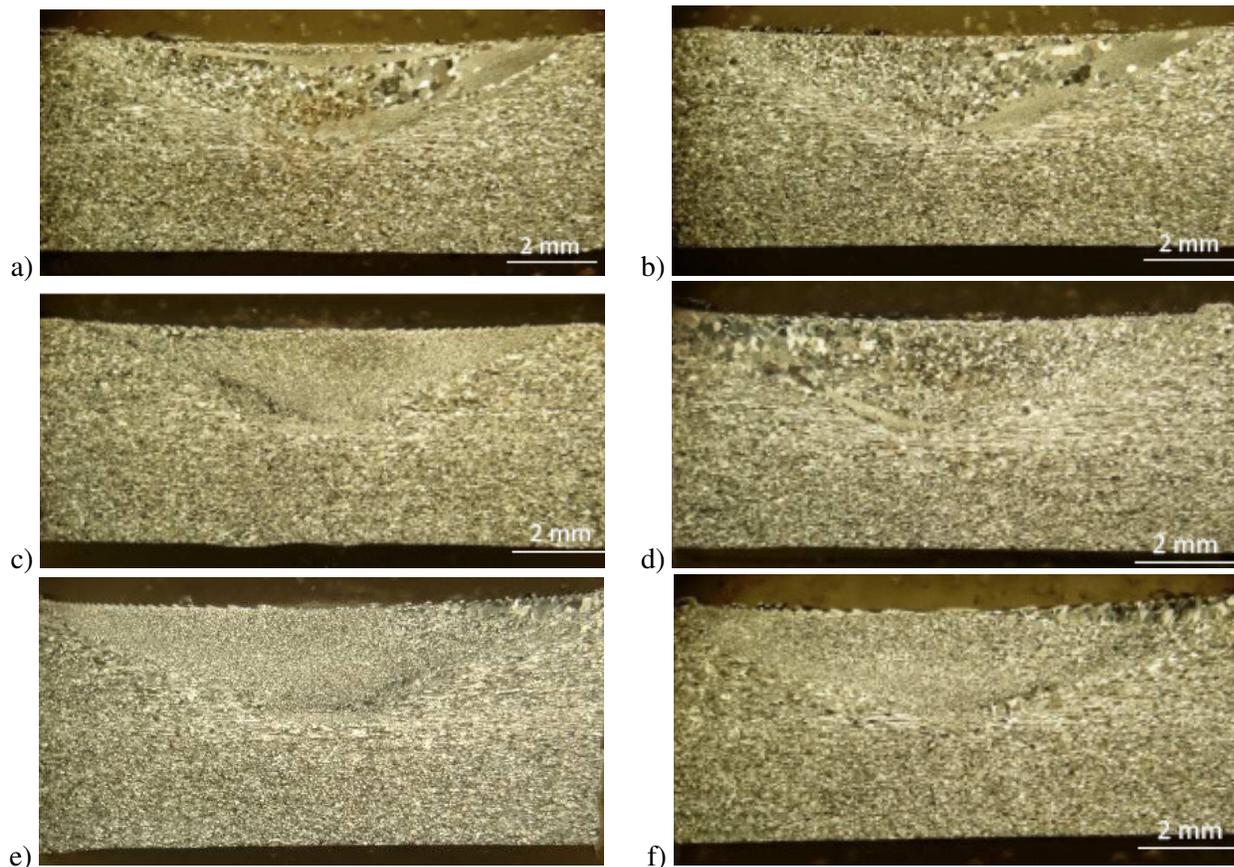
Del mismo modo que para el 5088, el 7075 procesado se mantuvo estable a 350°C para ambas condiciones de procesamiento.

En la Figura 7 se observan las microestructuras obtenidas para probetas de 5088 procesadas con distintos parámetros y recocidas a 400°C.

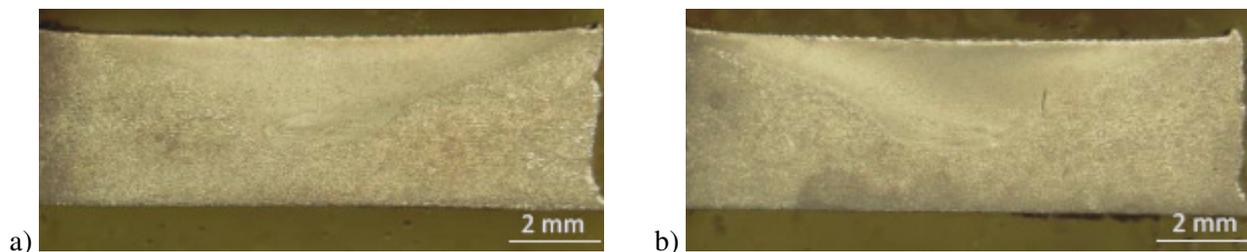
Puede verse que para 400°C, a 514 rpm (muestras A) para las menores velocidades de avance se produce crecimiento de grano, mientras que para 98

mm/min la microestructura se mantiene estable. Para 388 rpm (muestras B), la estabilidad térmica se mantiene para 51 y 98 mm/min. Algunos autores han reportado que al aumentar la velocidad de rotación se disminuye la tendencia al AGG, así como para velocidad de avance bajas a medias [8].

En la Figura 8 se observan las macroestructuras obtenidas para probetas de 7075 procesadas con distintos parámetros y recocidas a 400°C.



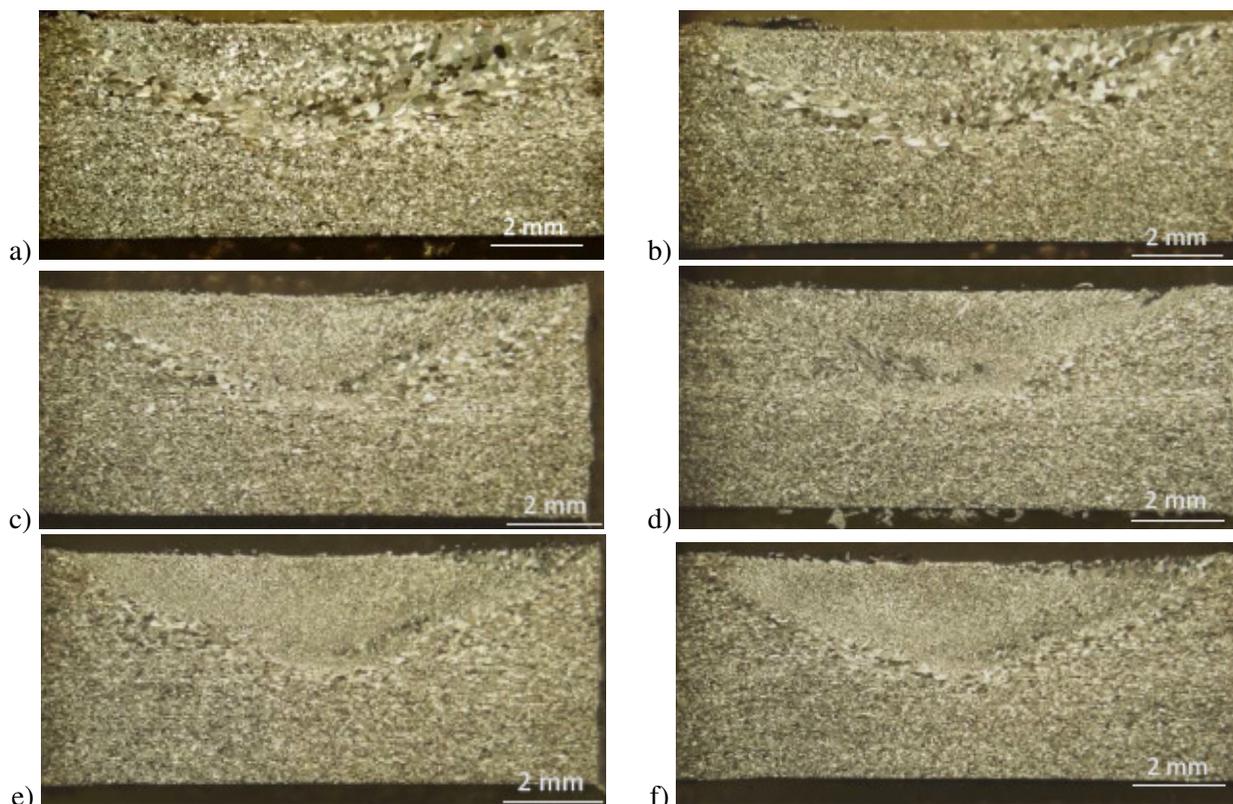
**Figura 7.** Muestras procesadas de AA5088 a 400°C: a- A1 (514/35), b- A2 (514/51), c- A4 (514/98), d- B2 (388/51), e- B3 (388/73), f- B4 (388/98).



**Figura 8.** Muestras procesadas de AA7075 a 400°C: a- A2 (514/51), b- B2 (388/51).

Puede verse que la estructura se mantiene estable a esa temperatura para ambas condiciones. La mayor estabilidad térmica de esta aleación estaría relacionada a su composición química, que provee la precipitación de partículas capaces de mantener las fuerzas de anclaje, que evitan el crecimiento de grano [5,8,9].

En la Figura 9 se observan las macroestructuras obtenidas para probetas de 5088 procesadas con distintos parámetros y recocidas a 450°C. De la misma forma que para 400°C, las condiciones B3 y B4 se presentaron más estables en el WN, mientras que las A1, A2 presentaron AGG y las A4 y B2 zonas que se inestabilizaron.



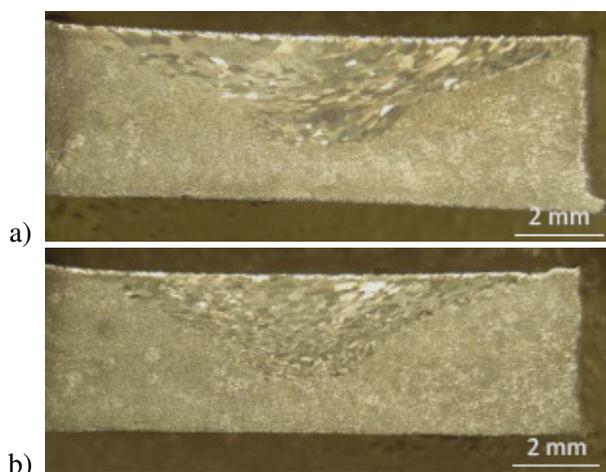
**Figura 9.** Muestras procesadas de AA5088 a 450°C: a- A1 (514/35), b- A2 (514/51), c- A4 (514/98), d- B2 (388/51), e- B3 (388/73), f- B4 (388/98).

Se ha reportado que este comportamiento podría asociarse a una mayor homogeneidad en la distribución de deformaciones durante el FSP asociada a la combinación de parámetros empleados para las condiciones térmicamente más estables [5]. La combinación de baja velocidad de rotación y alta velocidad de avance, definen el flujo plástico que tiene lugar dentro de la zona agitada, así como la deformación y velocidad de deformación, para una dada geometría de la herramienta y carga axial [11]. En este sentido es que diversos conjuntos de ambos parámetros producen flujos plásticos con diferentes características lo cual influye sobre la estabilidad térmica de la microestructura. Se ha propuesto que crecimiento de grano puede darse en forma normal (NGG), anormal (AGG) o anularse. La ocurrencia

de alguno de estos modos mencionados depende de dos factores: del tamaño de grano medio de la estructura R, y del parámetro de anclaje. Dicho parámetro de anclaje queda definido por el cociente entre la fracción en volumen de las partículas de anclaje y el diámetro medio de dichas partículas ( $Fv/d$ ) [9]. Para un dado tamaño de grano de la microestructura (R), a medida que aumenta el parámetro de anclaje ( $Fv/d$ ) se evoluciona de NGG, a AGG y posteriormente a la zona de no-crecimiento de grano. Cuanto menor es el tamaño de grano R, mayor es el valor crítico de  $(Fv/d)_c$  para la transición de un modo a otro. De esta forma, el tamaño de grano R queda definido por los parámetros de procesado, si bien, dentro de una misma probeta pueden presentarse diferencias

locales. Por otro lado el parámetro de anclaje depende de la composición de la aleación, de los parámetros de procesamiento y de la temperatura de tratamiento. Al alcanzarse una temperatura crítica, las partículas de anclaje presentes pueden disolverse o crecer, modificando el valor de dicho parámetro. La combinación de estos aspectos definirá la ocurrencia de alguno de los modos de crecimiento mencionados. Otros autores han sugerido que también la textura cristalina afecta la ocurrencia del AGG, determinando en conjunto el nivel de anisotropía microestructural [8]. La cabal comprensión de los mecanismos que controlan este fenómeno todavía dista de lograrse, por lo que más estudios deben llevarse a cabo.

En la Figura 10 se observan las macroestructuras obtenidas para probetas de 7075 procesadas con distintos parámetros y recocidas a 450°C.

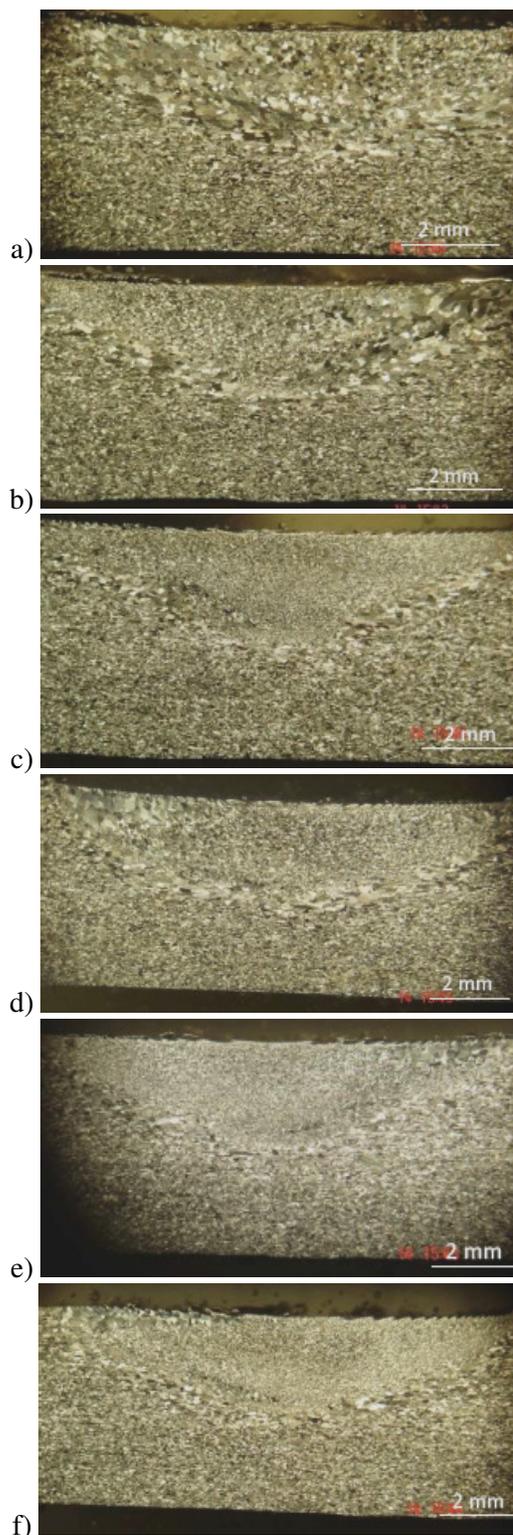


**Figura 10.** Muestras procesadas de AA7075 a 450°C: a- A2 (514/51), b- B2 (388/51).

Como puede verse a esta temperatura ambas condiciones fueron inestables térmicamente, perdiéndose la estructura de grano fina en la zona del SZ, y observándose AGG. Esto podría estar asociado a la disolución de los precipitados metaestables de Mg-Zn, los cuales terminan de disolverse a alrededor de 440°C [7]. La condición de procesamiento B2 presentó un crecimiento menor que la condición A2.

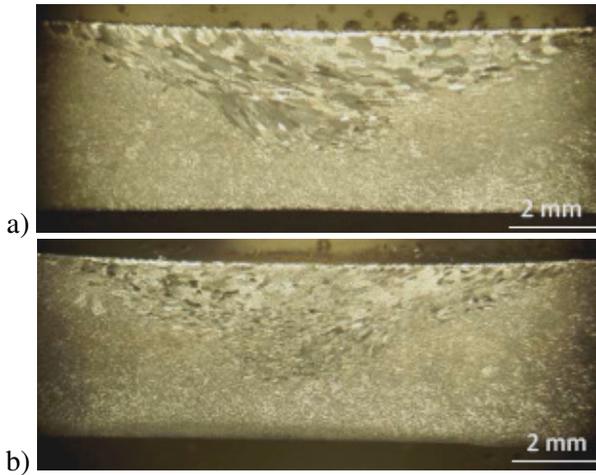
En la Figura 11 se ven las macroestructuras obtenidas para probetas de 5088 procesadas con distintos parámetros y tratadas a 500°C. Si bien se observan zonas con crecimiento de grano, la estructura en el WN se mantiene relativamente

estable para las condiciones A4, B3 y B4.



**Figura 11.** Muestras procesadas de AA5088 a 500°C: a- A1 (514/35), b- A2 (514/51), c- A4 (514/98), d- B2 (388/51), e- B3 (388/73), f- B4 (388/98).

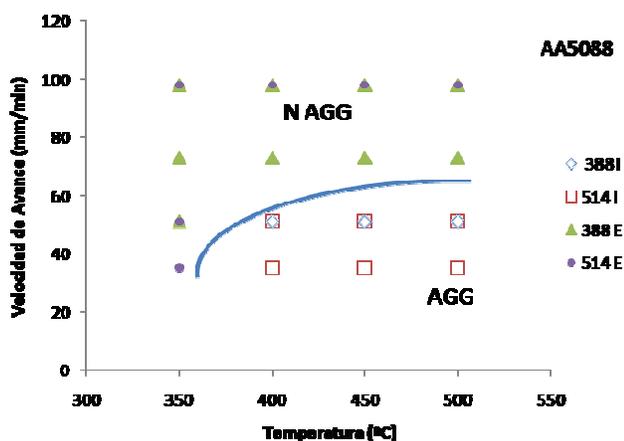
En la Figura 12 se observan las macroestructuras obtenidas para probetas de 7075 procesadas con distintos parámetros y recocidas a 500°C.



**Figura 12.** Muestras procesadas de AA7075 a 500°C: a- A2 (514/51), b- B2 (388/51).

De acuerdo con lo observado para 450°C, a esta temperatura ambas condiciones fueron también inestables térmicamente, perdiéndose la estructura de grano fina en la zona del WN. Adicionalmente, la condición B2 presentó un menor crecimiento que la A2, de la misma forma que lo observado para 450°C.

En la Figura 13 se puede ver el efecto de los parámetros de procesamiento sobre el crecimiento anormal de grano (AGG) para la aleación AA5088.



**Figura 13.** Efecto de los parámetros de procesamiento FSP sobre la estabilidad térmica de AA5088, en función de la temperatura de recocido.

Para este material, procesado con una pasada, se logró obtener un conjunto de parámetros para el que

no evidenció crecimiento de grano. Esto se produjo al ser procesado con las menores velocidades de rotación y las mayores velocidades de avance, o sea, un menor índice de velocidades. Ha sido reportado previamente que el AGG se evitó para condiciones con bajas velocidades de avance o mayor calor aportado, así como también se han logrado estructuras térmicamente estables con bajos aportes de calor [5]. En este sentido todavía no está clara la influencia de los parámetros de proceso sobre la ocurrencia de AGG, conociéndose que se puede definir un conjunto de parámetros que limite o evite el AGG. El diseño de la herramienta también ocupa un lugar de importancia que en general no se ve analizado.

En términos de las temperaturas límite para el conformado superplástico, este material se mostró estable hasta 500°C al emplear condiciones de procesamiento con un índice de velocidades menor que 5,3 rev/mm. Para el 7075 el límite de estabilidad se encontró en 400°C, mientras que para el 5052 estuvo en 310°C.

En general en el crecimiento de grano se observó en primer lugar en el lado de avance, y en ciertos casos, en la zona superior y en la zona de material ubicado debajo del pin. Esto estaría asociado a la distribución de deformaciones producida durante el FSP en el volumen de material.

La utilización de dos pasadas acelera el proceso recristalización de la microestructura, disminuyendo su estabilidad.

#### 4. CONCLUSIONES

Se procesaron mediante FSP muestras de aleaciones de aluminio AA5052, AA5088 y AA7075, con diferentes parámetros de procesamiento. Sobre dichas muestras se evaluó la influencia del material y de los parámetros de procesamiento (velocidad de rotación y avance) sobre la estabilidad térmica de la estructura fina obtenida, a temperaturas entre 310 y 550°C. Se analizó la ocurrencia de crecimiento anormal de grano (AGG). Se observó una fuerte influencia de los parámetros de procesamiento sobre la estabilidad térmica de la microestructura, asociada a la cantidad de calor introducida y a la inhomogeneidad de la deformación generada. Los resultados fueron discutidos en relación al modelo de Humphreys de AGG. Las muestras procesadas con menor velocidad de rotación y mayor velocidad de avance ( $I_v < 5,3$  rev/mn) fueron las que

produjeron una estructura refinada con mayor estabilidad térmica, para todos los materiales. El AA5088 presentó una estructura estable hasta 500 °C cuando fue procesada con una pasada, 388 rpm de velocidad de rotación de la herramienta y 98 mm/min de velocidad de avance. A su vez, el AA 5052 procesado con dos pasadas presentó estabilidad térmica hasta 310 °C y el AA 7075 procesado con una pasada hasta 400 °C, para las condiciones de procesamiento empleados en el presente trabajo. Estas temperaturas mencionadas para los distintos materiales analizados se constituyen en los límites superiores para la temperatura de conformado superplástico.

## 5. AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer a la Universidad de Buenos Aires por el apoyo económico prestado para el desarrollo del presente trabajo y al personal del Laboratorio de Materiales y Estructuras de la FIUBA por su colaboración.

## 6. REFERENCIAS

- [1]. Ha T, Chang Y. *Scripta Materialia*. 1999; 41: 103-108.
- [2]. Charit I., Mishra R. S., Mahoney M. W. *Scripta Materialia*. 2002; 47: 631–636.
- [3]. Sherby O, Wadsworth W. J. *Progress in Materials Science*. 1989; 33: 169-221.
- [4]. Mukherjee A. *Materials Science and Engineering A*, 2002; 322: 1-22.
- [5]. Mishra R. “Friction Stir Processing”. En: Mishra R, Mahoney M (eds.), *Friction Stir Welding and Processing*, Ohio (EE.UU.): ASM, 2007, p. 309-350.
- [6]. El-Danaf E. A., El-Rayes M. M., Soliman M. S. *Materials and Design*. 2010; 31: 1231–1236.
- [7]. Charit I., Mishra R. *Scripta Materialia*. 2008; 58: 367-371.
- [8]. Attallah M, Salem H. *Materials Science Engineering A*. 2005; 391: 51-59.
- [9]. Humphreys F. J. *Acta Materialia*. 1997; 45 (12): 5031-5039.
- [10]. Charit I., Mishra R. *Acta Materialia*. 2005; 53: 4211-4223.
- [11]. Hassan Kh. A.A., Norman A.F., Price D.A., Prangnell P.B. *Acta Materialia*. 2010; 51: 1923–1936.
- [12]. Jana S., Mishra R.S., Baumann J.A., Grant G. *Materials Science and Engineering A*. 2010; 528: 189–199.