

CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL DE POLVOS DE Cu-24%at.Al, OBTENIDOS MEDIANTE MOLIENDA REACTIVA, ANTES Y DESPUÉS DE UN TT

Natasha N. Sánchez Pascal (1), Ma. Florencia Giordana (2,3), Marcelo R. Esquivel (2,4), Eugenia Zelaya (2)

(1) Fac. Ingeniería-UNCo, 8300 Neuquén, Argentina. (2) Centro Atómico Bariloche, CNEA-CONICET, 8400 Bariloche, Argentina. (3) IFIR-CONICET, 2000 Rosario, Argentina. (4) CRUB-UNCo, Quintral 1250, 8400 Bariloche, Argentina.
Email: giordana@ifir-conicet.gov.ar

A partir del trabajo precursor de Benjamin [1], se ha estudiado el proceso de molienda reactiva (MR) como una ruta de síntesis y producción de materiales en sistemas de no equilibrio. Este método puede llevar a la obtención de fases de equilibrio como así también de fases no estables. En la mayoría de los trabajos encontrados en la literatura se reporta la formación de uno o más compuesto en forma nanocrystalina. Como objetivo general de este trabajo se propone el estudio de la microestructura de una aleación de Cu-24%at.Al obtenida mediante MR, antes y después de ser sometida a un tratamiento térmico (TT). Para ello se procesaron, mediante dos molinos, polvos de Cu y Al puros, en una proporción igual a 24%at.Al. Los molinos utilizados fueron: i. molino de media energía (M24), Fritsch pulverisette 6, $t_i = 50$ h y ii. molino de baja energía (B24), Uniball Mill II-Australian Instruments, $t_i = 100$ h. El TT posterior a la molienda constó de un recocido a 850 °C por 48 h y posterior templado en agua. Las muestras B24 y M24 sometidas al TT son denominadas RM24 y RB24, respectivamente. Los polvos obtenidos fueron estudiados mediante rayos x (RX), con un difractómetro PANalytical Empyrean, con monocromador de grafito, y mediante microscopía electrónica de transmisión (TEM) con los microscopios FEI CM200 y FEI TECNAI F20 G2 con cañón de emisión de campo. A partir del diagrama de fases para Cu-24%at.Al se esperaría obtener, a temperatura ambiente, la fase α_2 (tetragonal), o a temperaturas un poco más elevadas pero menores a los 350 °C, la coexistencia de las fases α_2 y γ_2 (cúbica). Por otro lado, en 24%at.Al, se observa un máximo de estabilidad de la fase metaestable β (BCC). Fase que puede transformarse sin difusión en las fases martensíticas β_1' (monoclínica) o γ' (hexagonal). El análisis de los difractogramas de RX de las muestras B24 (Fig. 1a) y M24 [2] mostró que los polvos están compuestos por las fases α y γ_2 en diferentes proporciones. Resultado similar al encontrado mediante TEM. Sin embargo, luego del TT las fases detectadas para ambas muestras no son coincidentes. Para el caso de la muestra RB24, RX detectó la presencia de las fases α_2 y β_1' , Fig. 1a, mientras que para RM24 el difractograma se indexó considerando la presencia de las fases α_2 y γ' , Fig. 2a. El TEM aportó, además, información sobre las fases minoritarias existentes, las cuales son γ_2 , γ' , β y una fase martensítica del tipo 3R para RB24, y las fases γ_2 y 3R para RM24. Esto parece indicar que la martensita obtenida en forma mayoritaria es dependiente de la efectividad de la molienda. Comparando las imágenes de campo oscuro correspondientes a granos martensíticos en RB24 y RM24, Fig. 1d y Fig. 2b respectivamente, se puede observar la naturaleza disímil de ambas martensitas. Por otro lado, se estudió rango de tamaño de grano de cada muestra. Estos resultados se presentan en las tablas de las Figs. 1b y 2c. Las muestras sin TT están constituidas por partículas con granos que no superan los 32 nm, y una vez realizado el TT lo que se obtuvo fue un crecimiento notable en el tamaño promedio de grano. Si bien el tamaño de grano se agrupó en un solo rango, cabe destacar que el mismo se puede dividir en dos distribuciones diferentes. En la Fig. 1c se muestra una imagen de campo claro de RB24 donde se distinguen estas dos distribuciones. Donde la de mayores tamaños de grano es del orden de los cientos de nanómetros (Fig. 1d), mientras que, el rango de los granos más pequeños no superan las decenas de nanómetros (Fig. 1e). Se concluye entonces mediante técnicas complementarias (RX y TEM) que luego del TT la martensita inducida depende de la efectividad del molino empleado.

REFERENCIAS

- [1] Benjamin J.S., (1970) "Dispersion Strengthened Superalloys by Mechanical Alloying" *Metall. Trans.* 1:2943-2951.
[2] Giordana M.F., Esquivel M.R., Zelaya E., (2015) "Study of the formation of Cu-24at.%Al by reactive milling" *Proc. Mater. Sci.* 9:262-270.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a ANPCyT (PICT-2011-0643 y PICT-2011-0092), a CNEA, a CONICET y al Instituto Balseiro por la financiación del trabajo, y a Adriano Geraci por la asistencia en el uso del microscopio electrónico de transmisión.

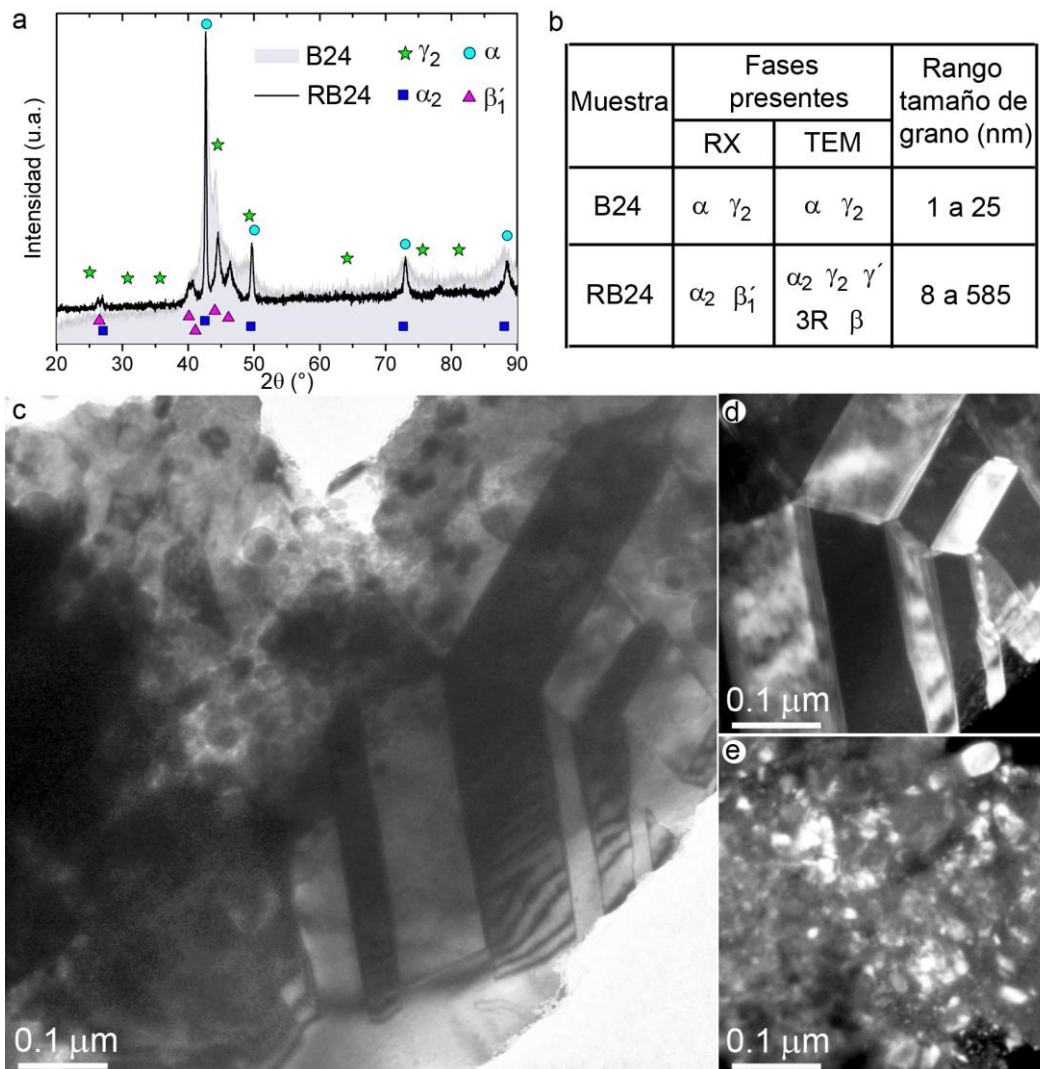


Figura 1. a. Difractogramas de RX de la muestra del molino de baja antes y después del TT; b. Resultados de las fases determinadas mediante RX y TEM, tamaños mínimos y máximos de granos para B24 y RB24; c. Imagen de campo claro de una partícula de la muestra RB24; d. y e. Imágenes de campo oscuro de diferentes regiones de la partícula mostrada en (c).

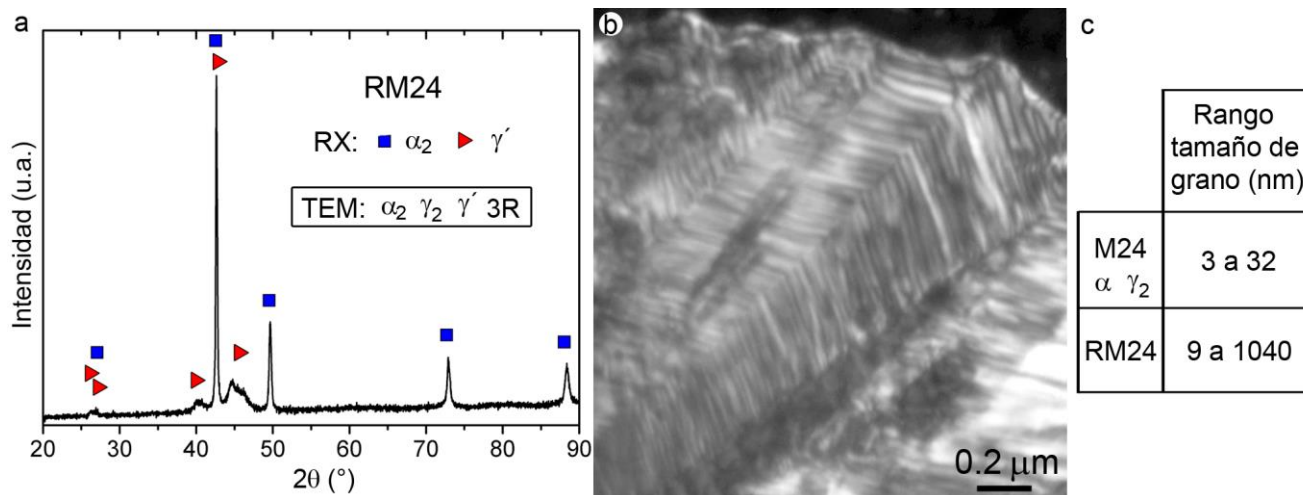


Figura 2. a. Difractogramas de RX de la muestra RM24; b. Imagen de campo oscuro de un grano martensítico de la muestra RM24; c. Tamaños mínimos y máximos de granos para M24 y RM24.