Suplemento de la Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales 2009; **S1** (2): 775-781

MICROMECANISMO DE DEFORMACION DURANTE LA LAMINACION EN FRIO DE LA ALEACIÓN COMERCIAL DE ALUMINIO 3003

Solange Y. Paredes-Dugarte, Benjamín Hidalgo-Prada

- ✓ Este artículo forma parte del "Volumen Suplemento" **S1** de *la Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales* (*RLMM*). Los suplementos de la RLMM son números especiales de la revista dedicados a publicar memorias de congresos.
- ✓ Este suplemento constituye las memorias del congreso "*X Iberoamericano de Metalurgia y Materiales (X IBEROMET)*" celebrado en Cartagena, Colombia, del 13 al 17 de Octubre de 2008.
- ✓ La selección y arbitraje de los trabajos que aparecen en este suplemento fue responsabilidad del Comité Organizador del *X IBEROMET*, quien nombró una comisión *ad-hoc* para este fin (véase editorial de este suplemento).
- ✓ La *RLMM* no sometió estos artículos al proceso regular de arbitraje que utiliza la revista para los números regulares de la misma.
- ✓ Se recomendó el uso de las "Instrucciones para Autores" establecidas por la *RLMM* para la elaboración de los artículos. No obstante, la revisión principal del formato de los artículos que aparecen en este suplemento fue responsabilidad del Comité Organizador del *X IBEROMET*.

Suplemento de la Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales 2009; **S1** (2): 775-781

MICROMECANISMO DE DEFORMACION DURANTE LA LAMINACION EN FRIO DE LA ALEACIÓN COMERCIAL DE ALUMINIO 3003

Solange Y. Paredes-Dugarte, Benjamín Hidalgo-Prada

Laboratorio de Caracterización de Materiales, Dpto. de Ciencia de los Materiales, Instituto de Investigaciones en Biomedicina y Ciencias Aplicadas - IIBCAUDO, Universidad de Oriente. Cumaná, Venezuela

e-mail: padu99@yahoo.com, bhidalgo@sucre.udo.edu.ve

Trabajos presentados en el X CONGRESO IBEROAMERICANO DE METALURGIA Y MATERIALES IBEROMET
Cartagena de Indias (Colombia), 13 al 17 de Octubre de 2008
Selección de trabajos a cargo de los organizadores del evento

Publicado On-Line el 29-Jul-2009
Disponible en: *www.polimeros.labb.usb.ve/RLMM/home.html*

Resumen

El presente trabajo describe los resultados de la exploración por microscopía electrónica de transmisión (MET) de tres niveles de deformación con 33, 50 y 75% reducción de espesor, correspondientes a los temples H14, H16 y H18, obtenidos por laminación en frío de la aleación comercial de aluminio 3003 (AL-Mn). La microestructura deformada se caracteriza por la subdivisión de los granos en regiones con diversas orientaciones, formando celdas y bloques de celdas de dislocaciones, separadas por bordes geométricamente necesarios. Con el incremento de la deformación, la subestructura evoluciona desde extensas marañas de dislocaciones y bandas densas extendidas delineando los bloques de celdas, hasta una subestructura de celdas de dislocaciones relativamente equiaxiales al aumentar la deformación acumulada, consistente con un micromecanismo de deformación donde los bloques de celdas contiguos cumplen el criterio de Taylor en forma colectiva.

Palabras Claves: *Laminación en frío, Microestructura, Dislocaciones, Aleación de aluminio 3003*

Abstract

The present work describes the exploration by transmission electron microscopy (MET) of three deformation levels with 33, 50 and 75% cold rolled thickness reduction, corresponding to tempers H14, H16 and H18 of a commercial aluminum alloy 3003 (Al-Mn). Deformation microstructures are characterized by grain subdivision into differently oriented regions, containing dislocations cells and cells blocks, separated by geometrically necessary boundaries. With increasing strain, the substructure evolve from dislocations forest to long and dense dislocations walls delineating cell blocks, to a substructure of relatively equiaxed dislocations cells, in good agreement with a deformation micro mechanism where the contiguous cell blocks fulfill the Taylor criterion collectively.

Keywords: *Cold rolling, microstructure, dislocations, aluminum alloy 3003*

1. INTRODUCCIÓN

La aleación comercial de aluminio 3003 (Al-Mn), endurecible por deformación, es una de las aleaciones para laminación producida en Venezuela para uso general, debido a su excelente maleabilidad y capacidad para soldarse. Pertenece al grupo de las aleaciones no tratables térmicamente, en cambio derivan su dureza de la deformación acumulada. Presenta en su composición química alrededor de diez elementos constitutivos, siendo los mayoritarios Mn, Fe y Si; elementos que tienden a formar en esta aleación, durante la solidificación, compuestos intermetálicos de segunda fase del tipo β-Al(Fe,Mn) y α-Al(Fe,Mn)Si, Chen et al. [1], Davignon et al. [2]. Durante la fabricación comercial la mayor deformación de esta aleación se hace en el régimen de trabajo en caliente, el cual se realiza en planta desde un lingote tipo planchón de 558 mm de espesor, a una temperatura inicial de 550 ± 10 ºC, hasta una lámina de 6,00 mm de espesor. Los espesores de 4,00, 3,00 y 1,50 mm, correspondientes a los temples H14, H16 y H18, se obtienen por deformación en frío a partir de la lámina de 6,00 mm de espesor. La microestructura de deformación de aleaciones de aluminio deformada tanto por laminación en caliente y en frío ha sido planteada por varios investigadores y diversos mecanismos se han propuesto para describir la secuencia de pasos por el cual los

lingotes de aluminio son convertidos en láminas, Delannay et al. [3], Hurley y Humphreys [4]. De acuerdo con esos estudios el desarrollo de diferentes texturas y microestructuras a distintas profundidades está relacionada con la activación de diferentes sistemas de deslizamiento, debido a los gradientes de deformación a través del espesor de la lámina. De esta manera, cuando la deformación procede, ésta se concentra y tiende a formar las llamadas bandas de deformación, las cuales ocurren por subdivisión de los granos y a una gran variedad de ángulos con respecto al plano de laminación con un rango típico entre 20 y 40º, Humphreys [5]. Por lo tanto, su tamaño y su frecuencia de formación, dependen de la orientación y del tamaño inicial del grano así como de la temperatura de deformación. Igualmente, ocurre un número significativo de transiciones microestructurales; los granos comienzan a subdividirse en bloques de celdas delineados por paredes densas de dislocaciones, estos bloques de celda a su vez se subdividen en pequeñas celdas ordinarias. Con el incremento de la deformación, las celdas se convierten en bloques de celdas y las paredes densas de dislocaciones cambian su morfología a una estructura lamelar constituyéndose, a altas deformaciones, una subestructura de bandas consistente de largas celdas ordinarias separadas por los denominados bordes geométricamente necesarios, Bay et al. [6], Liu et al [7]. A pesar de que estos mecanismos han sido bastante estudiados, aún persisten dudas relacionadas con la evolución de los constituyentes microestructurales durante los procesos de deformación. En este trabajo se ha utilizado la microscopia electrónica de transmisión (MET) para explorar la microestructura de tres láminas con espesores de 4,00 mm, 3,00 mm y 1,50 mm, obtenidas por laminación en frío de la aleación comercial de aluminio 3003 producida por la empresa venezolana Aluminio del Caroní, S.A. (ALCASA) en Ciudad Guayana.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

La composición química de la aleación de aluminio 3003 en estudio se presenta en la Tabla1.

Los espesores de lámina de 4,00 mm, 3,00 mm y 1,50 mm se procesaron por separado a partir de una lámina de 6,00 mm de espesor proveniente del sector de laminación en caliente. El porcentaje de reducción de deformación se presenta en la Tabla 2.

Tabla 1. Composición química en porcentaje en peso de la aleación comercial de aluminio 3003

Si	**Fe**	**Cu**	**Mn**	**Mg**	**Cr**
0.20	0.65	0.128	1.042	0.003	0.0007
Ni	**Zn**	**Ti**	**B**	**Pb**	**Al**
0.0028	0.0075	0.013	0.0022	0.0033	Balance

Tabla 2. Porcentaje de deformación de las láminas de aluminio 3003 utilizadas

Espesor de lámina (mm)	*Temple*	*Porcentaje de reducción de espesor (%)*	*Porcentaje de deformación (ε)*
4,00	H14	33	0,4
3,00	H16	50	0,7
1,50	H18	75	1,4

La exploración microestructural de la aleación se llevo a cabo sobre el plano normal a la dirección del laminado usando microscopía óptica y microscopía electrónica de transmisión. Las muestras para microscopía óptica fueron pulidas electrolíticamente usando una solución de 450 ml metanol y 15 ml de ácido nítrico concentrado, luego fueron atacadas con una solución de 50 ml de reactivo poulton, 25 ml de ácido nítrico concentrado y 40 ml de una solución de 3 gramos de ácido crómico por 10 ml de agua destilada para revelar las bandas de deformación. Las micrografías se obtuvieron con una lupa estereográfica a 7X de magnificación. Las muestras para MET fueron preparadas por electropulido de doble chorro usando un electrolito consistente de 25 % ácido nítrico y 75 % metanol a -20 ºC. Las observaciones se hicieron en campo claro en un microscopio electrónico de transmisión MET Hitachi H-600 operado a 100 KV.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1 Microscopía óptica

La Figura 1a muestra la microestructura superficial producida en la aleación comercial de aluminio 3003 durante la laminación en caliente, la cual constituye la microestructura inicial de la laminación en frío. Por lo tanto, las propiedades de la aleación comercial de aluminio 3003 laminada en frío son influenciadas en forma determinante por las características de la microestructura que se produce durante la laminación en caliente. En la Figura la se

presenta la microestructura resultante de la aleación laminada en caliente, la cual esta constituida de una alta densidad de bandas de deformación de poco espesor y tamaños moderados próximas a los límites de grano y orientadas muy cercanamente a la dirección del laminado (DL). En las Figura 1(b-d) se presentan los cambios ocurridos en la microestructura durante la laminación en frío. En el primer porcentaje de deformación ε = 0,4 (Figura 1b), las bandas de deformación presentan cierto grado de continuidad en comparación con la estructura inicial (Figura 1a), las bandas comenzaron a atravesar granos adyacentes constituyendo bandas más alargadas de espesores moderados; se siguen observando poco definidas y discontinuas, y mantienen la cercanía a la dirección del laminado. A deformaciones intermedias ε = 0,7 (Figura 1c) se incrementa el grado de distorsión de los límites de granos constituyéndose bandas más elongadas en comparación con el nivel de deformación anterior ε = 0,4. Para el mayor porcentaje de deformación en frío ε = 1,4 la estructura presentó cambios mas significativos, los cuales resultaron en la formación de bandas más intensas, más anchas y mas continuas en comparación con la estructura inicial y las deformaciones anteriores, producto de una elevada subdivisión de los granos originales como consecuencia del incremento de la deformación acumulada, lo que ocasionó que las bandas atravesarán un mayor número de límites de granos. Esta estructura se ilustra en la Figura 1d, donde revela lo extenso de las bandas para este nivel de deformación.

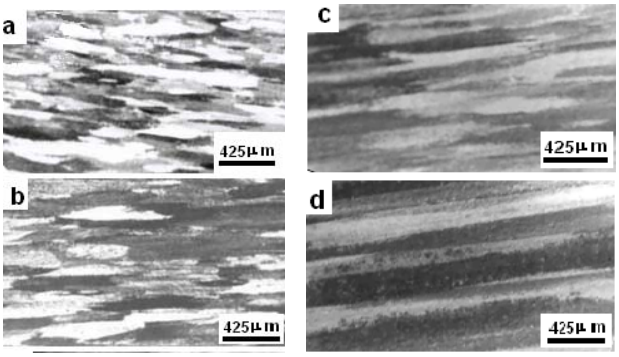


Figura 1. Micrografías ópticas mostrando lo extenso de las bandas de deformación para los distintos niveles de deformación: (a) deformada en caliente, (b) ε = 0,4; (c) ε = 0,7 y (d) ε = 1,4

3.2 Microscopía electrónica de transmisión (MET)

3.2.1 ε = 0,4

El montaje de micrografías por MET presentado en la Figura 2 revela la subestructura de la aleación 3003 ocurrida durante el primer porcentaje de deformación ε = 0,4 (Temple H14). Como puede verse en la Figura 2 la subestructura se caracterizó por la presencia de una alta densidad de dislocaciones formando zonas de enmarañamiento (M), las cuales por efecto de la deformación, se interconectaron progresivamente dando origen a una estructura celular gruesa de paredes continuas y densas de dislocaciones (PDD), cercando grandes volúmenes de material o bloques de celdas de límites anchos (BC). Estos bloques de celda tienden a agruparse y a delimitarse por bandas extensas de dislocaciones o bordes geométricamente necesarios (GNBs), los cuales promueven la formación de una estructura tipo mosaico observada a elevadas deformaciones, Hughes et al. [8], Hansen et al. [9]. Para este mismo temple H14 la subestructura también muestra la presencia de paredes de celdas donde las dislocaciones están en configuraciones paralelas en lo que parece ser una etapa previa a la formación de microbandas (MB), las cuales se generan debido al desplazamiento de las PDD en ciertas zonas a lo largo de su longitud, Bay et al. [6].

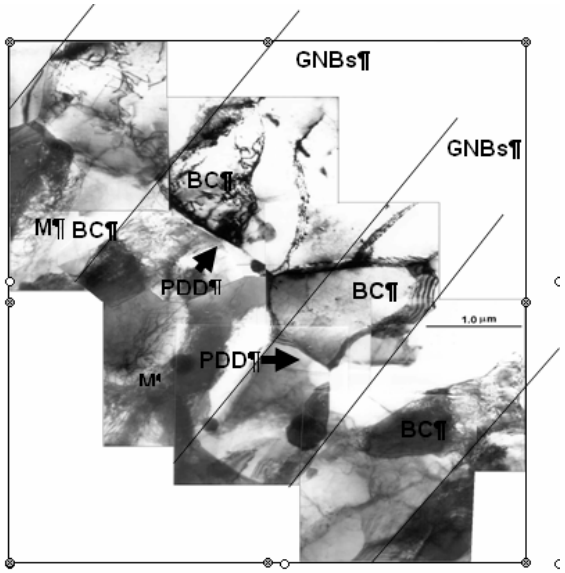


Figura 2. Montaje de micrografías por MET mostrando arreglos celulares de la subestructura de la aleación comercial de aluminio 3003 laminada en frío ε = 0,4.

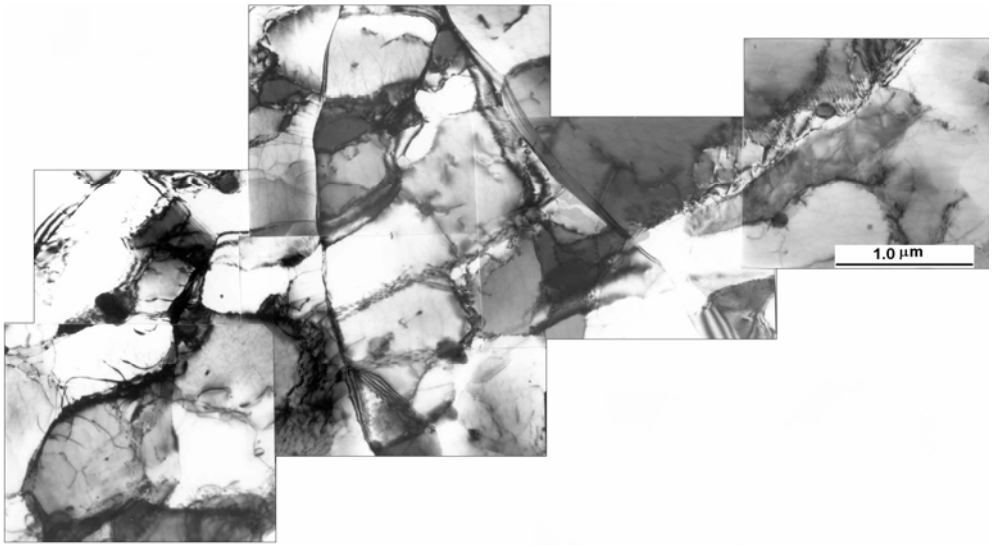


Figura 3. Montaje de micrografías por MET mostrando arreglos celulares continuos de la subestructura de la aleación comercial de aluminio 3003 después de laminada en frío ε = 0,7.

3.2.2 ε = 0,7

Para el segundo nivel de deformación, ε = 0,7, en el cual la lámina de 6,00 mm de espesor se redujo a 4,00 mm (Temple H16), la subestructura resultante muestra bloques de celdas más elongados demarcados por paredes densas de dislocaciones de menor espesor en comparación con la deformación anterior. Las PDD se extienden a lo largo de varias micras, las microbandas son más definidas y delimitan mayor población de bloques de celdas. Con este porcentaje de deformación el volumen encerrado por los bloques de celdas esta relativamente libre de dislocaciones y parte de las paredes densas de dislocaciones son reemplazadas por microbandas de deformación (MB), algunas de ellas compuestas de pequeñas celdas en forma de panquecas otras en forma lamelar. La longitud de los GNBs se extiendió a lo largo de más de tres bloques de celda, como se observa en el montaje de micrografías por MET de la Figura 3.

3.2.3 ε = 1,4

Para el mayor porcentaje de deformación, ε = 1,4, la lámina de 6,00 mm se redujo a 1,50 mm. En este proceso se produjo una subestructura transicional entre la subestructura ocurrida para bajas ε = 0,4 e intermedias deformaciones, ε= 0,7. La subestructura se presentó como una mezcla de celdas y bloques de celdas relativamente equiaxiales y claramente delineados, como se observa en las Figura 4, indicativo de un micro mecanismo tipo Taylor asociado con deformación homogénea, Aubry y Ortiz [10]. Los GNBs delimitan mayor porcentaje de bloques de celdas conformando extensas bandas separadas ~ 4μm (Figura 5), las cuales están compuestas de arreglos celulares semejantes a los descritos en los temples anteriores, como bloques de celdas, microbandas y paredes dobles de dislocaciones. Se observa así mismo volúmenes encerrados por paredes densas de dislocaciones (PDD) y grupos de dislocaciones desorganizadas al final de las extensas PDD, como se ilustra en el montaje de micrografías por MET mostrado en la Figura 6, donde se evidencian detalles continuos de deformación de la aleación para este último temple H18.

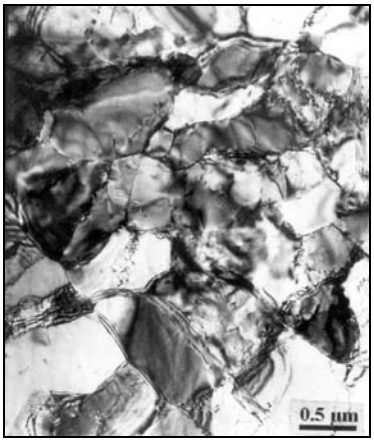


Figura 4. Subestructura de la aleación de aluminio 3003 correspondiente al nivel de deformación ε = 1,4 mostrando subgranos relativamente equiaxiales.

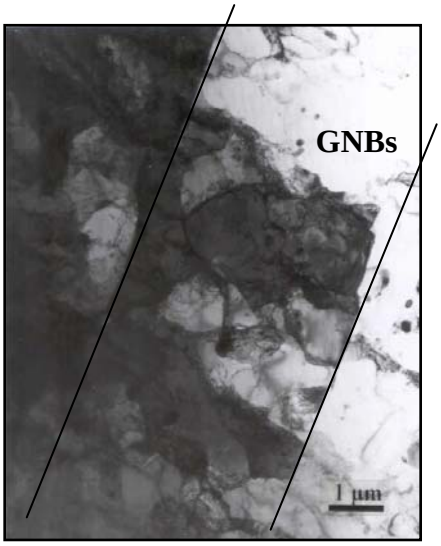


Figura 5. Micrografía por MET de la subestructura de la aleación comercial de aluminio 3003 deformada en frío ε = 1,4 mostrando microbandas de deformación delimitadas por limites geométricamente necesarios (GNBs) separadas ~4 µm.

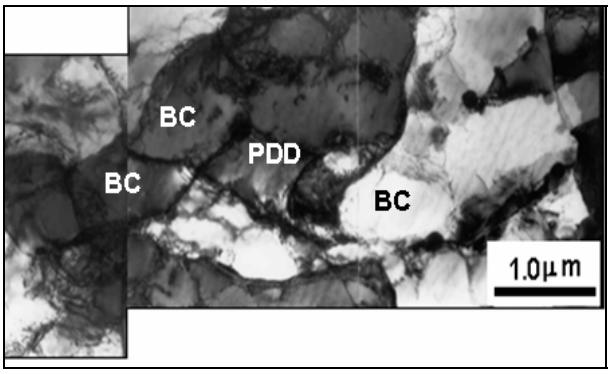


Figura 6. Montaje de micrografías por MET mostrando arreglos celulares presentes en la subestructura de la aleación de aluminio 3003 después de deformada ε = 1,4

3.2.4 Dispersoides y partículas constitutivas

La microestructura de la aleación 3003 laminada en frío observada en el MET presenta para todos los temples una elevada cantidad de dispersoides distribuidos uniformemente en el volumen del material, con tamaños comprendidos entre 0,1 y 0,7 µm, como se aprecia en la Figura 7. Estos dispersoides pudieron haber precipitado durante el proceso de fabricación o mediante el tratamiento de homogeneización al que se somete el planchón previo a la deformación en caliente.

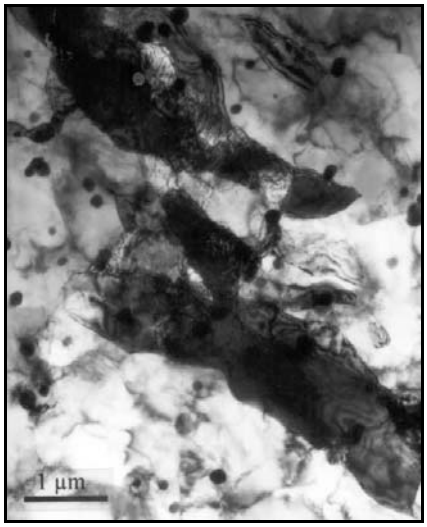


Figura 7. Micrografía por MET mostrando la distribución de partículas submicroscópicas en el volumen del material

La interacción de estos dispersoides con la subestructura de deformación se muestra en la Figura 8(a-c), en la cual se observa un dispersoide submicrométrico de ~ 0,1 µm de forma globular segregado a la pared de una celda de dislocaciones (Figura 8a) y partículas de ~ 0,3 µm de formas geométricas bien definidas (hexagonales, romboides) algunas de ellas dispersas en la matriz y otras interactuando con los bordes o paredes de las celdas (Figura 8b).

La naturaleza de esta interacción sugiere que estos dispersoides tienen un rol importante en la estabilización de la microestructura durante el proceso de deformación. Estas pequeñas partículas pueden restringir el subsiguiente movimiento de límites de granos y subgranos y promover una estructura de grano fino a través del efecto Zener, Hughes y Kassner [11], Sun et al [12], como se ilustra en la Figura 8b en la cual se observa la curvatura de un limite de dislocaciones debido a su anclaje en un dispersoide. También se encontraron partículas de mayor tamaños entre 1,0 y 0,7 µm, interactuando con las dislocaciones y creando débiles campos de esfuerzos, como se aprecia en la Figura 8c.

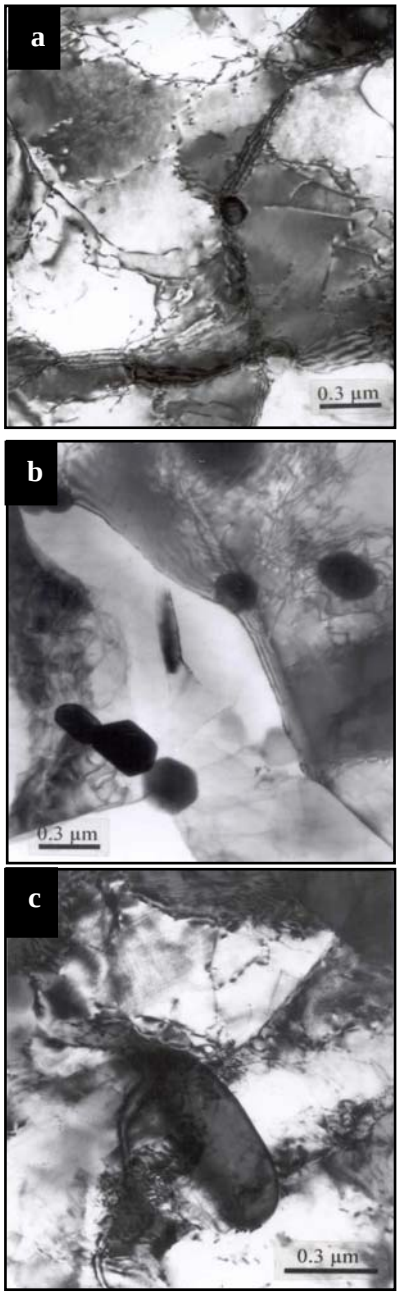


Figura 8. Micrografías por MET mostrando: (a) dispersoide de ~0,1 µm interactuando en el límite de una celda de dislocaciones, (b) partículas tipo romboides y hexagonal anclando límite de grano de ángulo bajo, (c) partícula de ~0,7 µm creando débil campo de esfuerzo a su alrededor

Las observaciones por MET también revelaron la presencia de partículas de segunda fase con tamaños superiores a 2,0 µm. En la Figura 9 (a-b) se aprecian partículas de morfología tipo bastón, ovaladas y globulares, respectivamente. Algunas de estas partículas interactúan creando campos de esfuerzos débiles con la subestructura de dislocaciones del volumen del material, a diferencia de las partículas de tamaños submicrométricos entre 0,1 – 0,7 µm que aparecen generalmente segregadas a las paredes de las celdas de dislocaciones. Otras de estas grandes partículas constitutivas de segunda fase > de 2,0 µm, presentan en su interior dislocaciones de configuraciones diferentes a las de la matriz evidenciando su participación en el proceso de deformación.



Figura 9a Micrografías por MET mostrando partículas intermetálicas tipo bastón de tamaños superiores a 2,0 µm

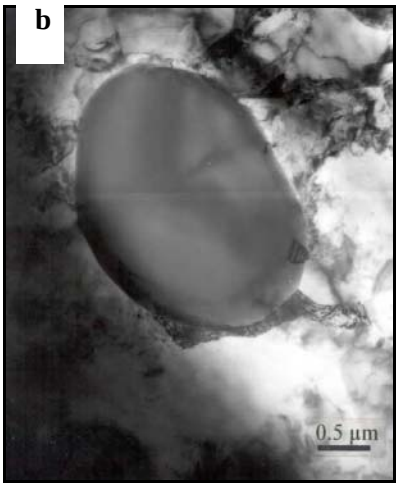


Figura 9b. Micrografías por MET mostrando partícula intermetálica de morfología globular. de tamaño superior a 2,0 µm

4. CONCLUSIONES

El proceso de laminación en frío de la aleación comercial de aluminio 3003 en los distintos porcentajes de deformación, fue condicionado fundamentalmente por la actividad de las dislocaciones, las cuales evolucionaron a una estructura de subgranos relativamente equiaxiales, consistente con un mecanismo de deformación donde los bloques de celdas contiguos cumplen el criterio de Taylor en forma colectiva.

En los tres temples examinados de la aleación de aluminio 3003 la configuración de la estructura de paredes de dislocaciones y la interacción entre las dislocaciones y las paredes de dislocaciones fueron prácticamente las mismas, aunque, los límites de geométricamente necesarios (GNBs) mostraron cambios en la orientación con el incremento de la deformación.

La presencia de microbandas se incrementa con la deformación acumulada durante la laminación en frío.

La microestructura deformada muestra la presencia de dispersoides con tamaños < 0,7 μm que interactúan con las bandas de dislocaciones y bordes de subgranos. También presenta partículas constitutivas entre 0,7 y 2,0 μm que producen campos de esfuerzos débiles en su interacción con la subestructura de dislocaciones.

5. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen el apoyo del Instituto de Investigaciones en Biomedicina y Ciencias Aplicadas, Universidad de Oriente, Cumaná-Venezuela para realizar el trabajo de microscopia electrónica de transmisión.

6. REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[1] Chen SP, Kujiepers NCW, van der Zwaag S. *Materials Science and Engineering*, 2003; **A341:** 296-306.

[2] Davignon G, Serneels A, Verlinden B, Delaey L. *Metallurgical and Materials Transactions A, Physical Metallurgy and Materials Science*, 1996; **27** (11): 3357-3361.

[3] Delannay L, Mishin OV, Juul Jensen D, Van Houtte P. *Acta Materialia*, 2001; **49**: 2441-2451

[4] Hurley PJ, Humphreys FJ. *Acta Materialia*, 2003; **51**: 1087-1102.

[5] Humphreys FJ. *Acta Metallurgica*, 1979; **27**: 1801-1814.

[6] Bay B, Hansen N, Hughes DA, Kuhlmann-Wilsdorf D. *Acta Materialia*, 1992; **40 (2)**: 205-219.

[7] Liu Q, Huang X, Lloyd DJ, Hansen N. *Acta Materialia*, 2002; **50**: 3789-3802.

[8] Hughes DA, Chrzan DC, Liu Q, Hansen N. *Physicals Review Letters*, 1998; **81** (21): 4664-4667.

[9] Hansen N, Huang X, Ueji R, Tsuji N. *Materials Science and Engineering*, 2004; **A 387-389**: 191-194.

[10] Aubry S, Ortiz M. *Proc. R. Soc. Lond.* A. 2003; 3132-3158.

[11] Hughes DA, Kassner ME, Stout M.G, Vetrano JS. Journal JOM, 1998; **50** (6): 16-21.

[12] Sun N, Patterson B, Suni J, Weiland H, Allard L. Acta Materialia, 2006; **54** (15): 4091-4099.