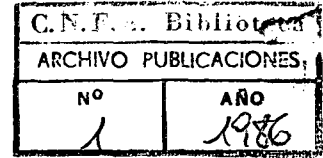


# ESTRUCTURA DE LAMINACION EN CALIENTE DE ALUMINIO Y COBRE



**J.C. Cuyás**

Profesor-Facultad de Ingeniería-U.N.L.P. (\*)

**A. Pochettino**

Investigador-Departamento de Materiales-C.N.E.A. (\*\*)

**A.C. González**

Becario-CONICET (\*)

*Las propiedades de los materiales deformados en caliente cambian por efecto de procesos que se desarrollan durante o inmediatamente después de la deformación. La velocidad de formación de las dislocaciones depende en mayor medida de la velocidad de deformación y de la tensión efectiva que del grado de deformación. Mediante laminación fueron deformadas muestras de aluminio comercialmente puro y cobre "tough pitch" a distintas velocidades de deformación y temperaturas. Las muestras fueron templadas inmediatamente a la salida de los cilindros laminadores y las estructuras obtenidas fueron estudiadas mediante el empleo de la microscopía óptica y electrónica de transmisión. El aluminio en ningún caso presentó evidencias de recristalización, pero sí recuperación dinámica y/o estática y coalescencia de subgranos en las muestras laminadas a 450° C y velocidad de deformación de 13 s<sup>-1</sup> y 26 s<sup>-1</sup>. En cambio el cobre a 725° C y velocidad de deformación de 13 s<sup>-1</sup> sufriría un proceso de recristalización dinámica.*

## I—INTRODUCCION

La deformación de metales a alta temperatura es ampliamente empleada en la industria, debido a que, con relativamente bajas potencias, pueden lograrse grandes deformaciones. Esto se origina en que a dichas temperaturas (mayores de 0,5 T<sub>f</sub> K) la tensión de fluencia de los metales baja. Estos cambios en las propiedades de los metales son causados por una serie de procesos que se desarrollan ya sea durante la deformación o durante un período inmediatamente posterior a la deformación.

Es un hecho conocido que cuando un metal es deformado se endurece. Este proceso esta originado en un aumento de la cantidad de defectos cristalinicos presentes.

La velocidad de formación de las dislocaciones depende en mayor medida de la velocidad de de-

mación y de la tensión efectiva que del grado de deformación (1).

Estas dislocaciones generadas durante el proceso de deformación se van disponiendo en espesas marañas separando regiones de baja densidad de dislocaciones, dando lugar a la formación de celdas. En la medida que aumenta la densidad de las dislocaciones, el tamaño de las celdas se hace menor y la tensión de fluencia aumenta rápidamente. Las nuevas dislocaciones generadas se incorporan a las paredes ya existentes, aumentando la desorientación entre las celdas y la tensión de fluencia.

Cuando la temperatura de deformación aumenta, el tamaño límite de las celdas aumenta, la densidad de dislocaciones en las paredes de las celdas disminuye disponiéndose en redes más regulares, y la tensión de fluencia baja.

Estos cambios estructurales presentes en el metal están asociados con los procesos de ablandamiento que se originan en él. Los mecanismos actuantes están en gran relación de dependencia con la energía de falla de apilamiento del metal involucrado.

Aquellos metales con una elevada energía de

Trabajo presentado en las Jornadas Metalúrgicas 1986 de la Sociedad Argentina de Metales, Mayo 1986.

(\*) Laboratorio de Investigaciones de Metalurgia Física - Facultad de Ingeniería - Departamento de Mecánica - 1 y 47 (1900) La Plata.

(\*\*) C.N.E.A. Av. del Libertador 8250, (1429) Cap. Fed.

falla de apilamiento, por ejemplo el aluminio con una energía de aproximadamente  $200 \text{ erg./cm}^2$ , tienen mayor tendencia a la recuperación dinámica. Esto se debe a la posibilidad que tienen las dislocaciones, por activación térmica, de deslizarse transversalmente o trepar. Esto hace que el exceso de dislocaciones sea eliminado por aniquilación en actos individuales, lo que conduce a un equilibrio dinámico entre la generación y la aniquilación. Las dislocaciones remanentes se reagrupan formando límites de ángulo bajo. El tamaño de los subgranos formados durante la recuperación crece a causa de que muchos subgranos vecinos coalescen por desintegración de sus límites comunes como consecuencias de la atracción que sobre las dislocaciones que los conforman ejercen paredes más estables(2).

En los metales con baja energía de falla de apilamiento, por ejemplo el cobre con una energía de falla de apilamiento de aproximadamente  $40 \text{ erg./cm}^2$ , existe mayor tendencia a la recristalización dinámica. En estos metales la separación entre dislocaciones parciales es de varias distancias interatómicas; por lo tanto, el trepado y el deslizamiento transversal se ven desfavorecidos ya que necesariamente las dislocaciones parciales deben previamente recombinarse. Dada la baja movilidad de las dislocaciones, se retarda el proceso de recuperación lo que hace posible que el metal alcance el grado de deformación crítico para la nucleación.

A bajas velocidades de deformación, la evidencia indica que la nucleación ocurre por el combado de los límites de grano existentes (3). A altas velocidades de deformación, se desarrolla una estructura celular enmarañada dentro de todos los granos. Con el incremento de la deformación, algunas zonas enmarañadas alcanzan un alto grado de desorientación dando origen a una elevada nucleación dentro de cada grano (4). Cuando se alcanza el estado estacionario, pequeños granos equiaxiales reemplazan a los granos originales. Como la deformación continúa durante la nucleación y crecimiento, los nuevos granos se van deformando mientras crecen. Esta subestructura de dislocaciones mantiene la tensión de fluencia promedio en un valor intermedio entre el del material estáticamente recocido y el pico máximo de tensión de fluencia debido al endurecimiento por deformación (5).

La mayoría de los trabajos publicados en relación a las estructuras desarrolladas durante la deformación en caliente han sido estudios sobre materiales deformados en torsión, donde las velocidades de deformación involucradas son relativamente mucho más bajas que aquellas que se desarrollan en los procesos industriales de laminación en caliente. Además el sistema puesto en juego en uno y otro caso es completamente distinto.

En el presente trabajo se estudian mediante

microscopía óptica y electrónica de transmisión las estructuras desarrolladas durante el proceso de laminación en caliente, empleándose para ello dos metales cuyas energías de falla de apilamiento son netamente diferenciadas, aluminio y cobre.

## II — TECNICAS EXPERIMENTALES

Se deformaron por laminación en caliente muestras de aluminio y cobre, empleándose para ello una laminadora de laboratorio con cilindros de 101 mm de diámetro y 150 mm de tabla.

Para el aluminio las reducciones dadas fueron en todos los casos del 50%, mientras que al cobre se le dio reducciones de 30% y 50%.

Con ambos metales se trabajó a temperaturas homólogas parecidas para que el efecto de activación térmica fuera comparable en ambos casos. Las temperaturas utilizadas fueron para el aluminio  $250^\circ \text{C}$  ( $0,56T_f$ ) y  $450^\circ \text{C}$  ( $0,77T_f$ ) mientras que para el cobre fueron  $200^\circ \text{C}$  ( $0,30T_f$ ),  $400^\circ \text{C}$  ( $0,49T_f$ ) y  $725^\circ \text{C}$  ( $0,73T_f$ ).

Las velocidades de laminación y demás datos de laminación son dados en las tablas I y II, respectivamente.

Las probetas para la microscopía electrónica fueron tomadas de secciones longitudinales de las muestras laminadas y el adelgazamiento fue realizado mediante la técnica del doble "jet".

Las observaciones de microscopía óptica fueron realizadas en todos los casos sobre probetas tomadas de secciones longitudinales perpendiculares al plano de laminación.

## III — RESULTADOS Y DISCUSION

### a) Aluminio

El material laminado a temperatura ambiente presenta una estructura celular, de paredes no demasiado densas, dislocaciones individualizables, con algunas dislocaciones en su interior, como puede observarse en la Fig. 1. En la Fig. 2 se aprecian microbandas formando bandas de transición.

A igualdad de temperaturas,  $250^\circ \text{C}$ , las muestras 1 y 2, con velocidades de deformación  $\dot{\epsilon} = 26 \text{ s}^{-1}$  y  $\dot{\epsilon} = 13 \text{ s}^{-1}$  respectivamente, presentan una pequeña diferencia de durezas lo que parecería concordante

Tabla I: Condiciones en que fueron laminadas las muestras de aluminio

Muestra	Temp.	$h_0$	$h_1$	$\Delta h/h_0$	$\dot{\epsilon}$	r.p.m.	Hv <sub>3</sub>
Nº	°C	mm	mm	%	s <sup>-1</sup>		
0	20	10	5	50	26	68	49,8
1	250	10	5	50	26	68	44,1
2	250	10	5	50	13	34	45,2
3	450	10	5	50	26	68	38,3
4	450	10	5	50	13	34	40,3

\* Tabla II: Condiciones en que fueron laminadas las muestras de cobre

Muestra	Temp.	$h_0$	$h_1$	$\Delta h/h_0$	$\dot{\epsilon}$	r.p.m.	Hv <sub>10</sub>
Nº	°C	mm	mm	%	s <sup>-1</sup>		
0	20	10	7	30	13	68	110
1	200	10	7	30	13	68	101
2	200	10	5	50	26	68	112
3	200	10	7	30	7	34	105
4	400	10	7	30	7	34	88
5	400	10	7	30	13	68	88
6	400	10	5	50	26	68	101
7	400	10	5	50	13	34	101
8	725	10	5	50	13	34	79
9	725	10	5	50	26	68	70

con la distribución de dislocaciones observable en las micrografías de TEM correspondiente. La Fig.3a, muestra 2, presenta abundantes redes de dislocaciones, en tanto que la Fig. 3b, muestra 1, presenta una levemente más ordenada distribución de las mismas.

La microscopía óptica confirma las observaciones precedentes. La metalografía, con luz polarizada, de la muestra 2 pone en evidencia una diferencia de coloración dentro del grano original que sugiere un

proceso de coalescencia de subgranos, tal como se puede apreciar en la Fig. 4.

Con respecto al tamaño de los subgranos, el mismo no se ve mayormente afectado por la velocidad de deformación, a esta temperatura de laminación.

En las muestras laminadas a 450° C y con una velocidad de deformación de 26 s<sup>-1</sup> y 13 s<sup>-1</sup> se observa una mayor diferencia de durezas. Las micrografías 5a y b, correspondientes a la muestra 3, denotan un avanzado grado de evolución de la subestruc-



Fig. 1 - Corresponde a la muestra 0 de aluminio, presentando una estructura celular de paredes no demasiado densas, dislocaciones individualizables con algunas dislocaciones en su interior. Micrografía de T.E.M.



Fig. 2 - Idem figura 1, se puede apreciar la presencia de microbandas formando bandas de transición.

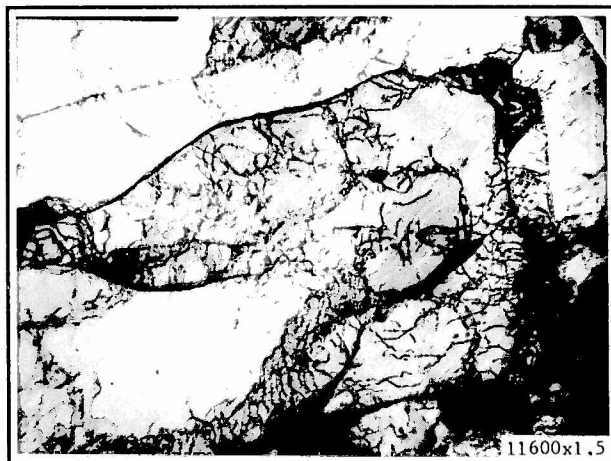


Fig. 3a - Corresponde a la muestra 1 de aluminio, presentando abundantes redes de dislocaciones. Micrografía de T.E.M.

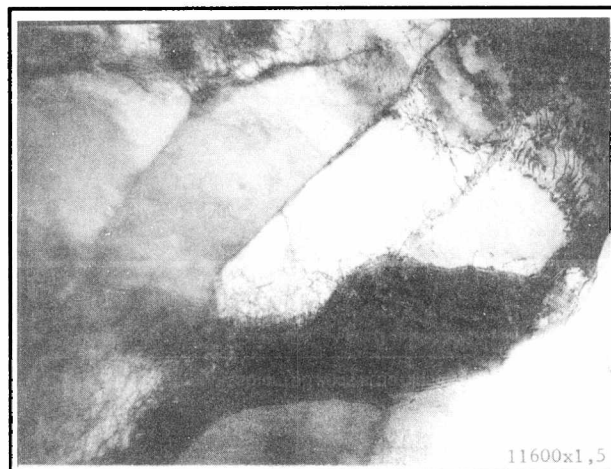


Fig. 3b - Pertenece a la muestra 2 de aluminio, mostrando una estructura de dislocaciones más ordenada que la anterior. Micrografía de T.E.M.

tura. La Fig. 5a muestra claramente la formación de límites de ángulo alto. En la Fig.5b se observa un sublímite evolucionando hacia la coalescencia de los subgranos superior e inferior (6).

No se observaron bandas de transición y las celdas se muestran relativamente equiaxiales.

En la Fig. 6, correspondiente a la muestra 4, con igual temperatura de laminación pero con la mitad de velocidad de deformación que la anteriormente analizada, se observa una subestructura con límites menos agudamente definidos y con mayor número de dislocaciones en su interior. La subestructura de es-



Fig. 4 - Corresponde a la muestra 2 de aluminio, en esta se puede apreciar una diferencia de contraste dentro de cada grano original. Micrografía óptica con luz polarizada.

ta muestra es más vasta que la correspondiente a la muestra laminada a más alta velocidad de deformación.

Comparando las muestras 3 y 1 deformadas a igual velocidad de deformación,  $26 \text{ s}^{-1}$ , laminadas a



Fig. 5a - Pertenece a la muestra 3 de aluminio, presenta un avanzado grado de evolución de la subestructura, con formación de límites de ángulo alto. Micrografía de T.E.M.



Fig. 5b - Idem figura 5a, presenta un sublímite evolucionando hacia la coalescencia de los subgranos superior e inferior. Micrografía de T.E.M.

$450^\circ \text{ C}$  y  $250^\circ \text{ C}$ , respectivamente, se observa un tamaño de subestructura ligeramente mayor en el material laminado a más alta temperatura. Asimismo la muestra 3 presenta una subestructura más ordenada, concordante con los valores de dureza respectivos.

En la muestra 1 no se observan los claros indicios de coalescencia de subgranos presentes en las micrografías de la muestra 3.

Realizando un análisis similar al precedente sobre



Fig. 6 - Corresponde a la muestra 4 de aluminio, mostrando límites menos agudamente definidos que en la muestra 3, con mayor número de dislocaciones en su interior. Micrografía de T.E.M.

las muestras 4 y 2 laminadas a  $450^\circ \text{ C}$  y  $250^\circ \text{ C}$  respectivamente y velocidad de deformación  $13 \text{ s}^{-1}$ , se observa una clara diferencia de subestructura. La muestra 4 tiene mayor tamaño de subgrano, menos densidad de dislocaciones en el interior de los mismos y límites más nítidos.

Tomando en cuenta los tiempos transcurridos desde que el material se introducía en los cilindros y era templado después de la deformación (menor de  $0,5 \text{ s}$  para velocidad de deformación de  $13 \text{ s}^{-1}$  y menor de  $0,25 \text{ s}$  para  $26 \text{ s}^{-1}$ ) y los resultados de Evans y Dunstan (7), se considera que los procesos involucrados han sido recuperación dinámica y/o estática y coalescencia de subgranos.

La menor dureza y más ordenada estructura observadas en el material laminado a más alta velocidad de deformación, a igualdad de temperatura, evidencia un cambio en la cinética de los procesos de restauración ocurridos durante la deformación. Estos cambios están asociados a una más alta densidad de dislocaciones a velocidades de deformación más elevadas (5).

Teniendo en cuenta la diferencia de dureza observada, aún para los casos más extremos, puede afirmarse que los procesos de restauración de las propiedades no han debido ser demasiado radicales ni diferentes entre sí.

Las observaciones mediante microscopio óptico

mostraron la presencia de una estructura con mayor definición y más vasta en la medida que aumenta la temperatura y la velocidad de deformación; esto es así hasta las condiciones correspondientes a la muestra 4. En la muestra 3 la subestructura se esfuma como consecuencia del considerable avance del proceso de coalescencia de subgranos.

Los límites de grano originales no desaparecen pero se ondulan en correspondencia con su intersección con los límites de subgranos oportunamente desarrollados en su interior (7). Esto puede observarse en la Fig.7.

**b) Cobre**

En las muestras laminadas a baja temperatura, 200° C y 400° C, se observa una subestructura de celdas alargadas con paredes más definidas en el material laminado a 400° C, Figs. 8 y 9. En correspondencia con estos cambios en la subestructura hay una disminución de la dureza. Esta disminución de la dureza esta asociada a celdas de mayor tamaño, paredes más ordenadas y menor número de dislocaciones en su interior.

En la microscopía óptica de la muestra 6 se observan algunos granos recristalizados, en ellos resulta

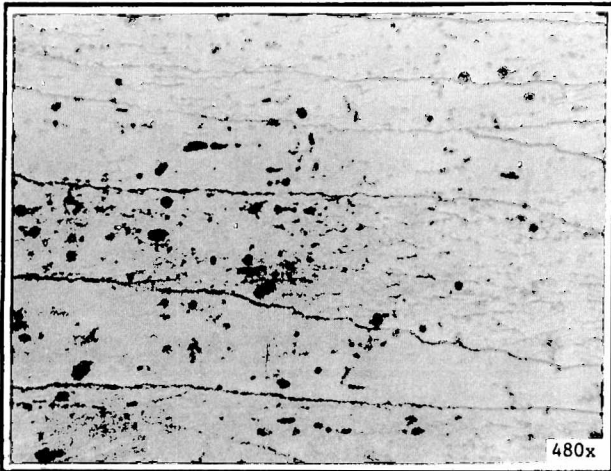


Fig. 7 - Idem figura anterior, muestra la ondulación de los límites originales al ser interceptados por límites de subgranos. Micrografía óptica.

notable la ondulación de los límites (7), lo que indicaría que la formación de los nuevos granos es debida a un proceso de coalescencia de subgranos, Fig.10.

Las probetas 8 y 9 laminadas a igual temperatura, 725° C, pero con velocidades de deformación de 13 s<sup>-1</sup> y 26 s<sup>-1</sup>, respectivamente, muestran claras diferencias microestructurales.

En las micrografías de la probeta 8 se observa una estructura celular de paredes más anchas y difusas; en tanto que en la probeta 9 se ha desarrollado una estructura de pequeños subgranos equiaxiales con baja densidad de dislocaciones en su interior, Figs.11 y 12, respectivamente. La mayor dureza



Fig. 8 - Corresponde a la muestra 2 de cobre, en esta se aprecia una subestructura con celdas alargadas y paredes fuertemente enmarañadas. Micrografía de T.E.M.



Fig. 9 - Pertenece a la muestra 6 de cobre, presenta una subestructura similar a la de la figura anterior. Micrografía de T.E.M.



Fig. 10 - Idem figura 9, muestra algunos granos recristalizados presentando una notable ondulación de los límites. Micrografía óptica.

de la probeta 8 se justifica en la mayor densidad de dislocaciones en su interior, Figs.11 y 12, respectivamente.

Al material laminado en las mismas condiciones de la probeta 8 se le efectuó un tratamiento de recocido a 725° C durante 10 y 20 minutos, dando valo-

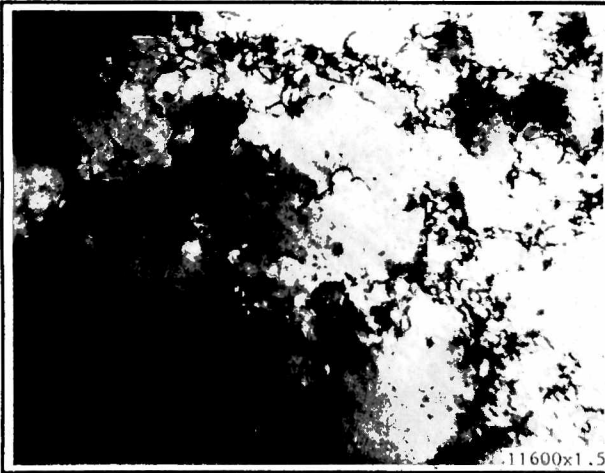


Fig. 11 - Corresponde a la muestra 8 de cobre, presenta una estructura celular de paredes anchas y difusas. Micrografía de T.E.M.

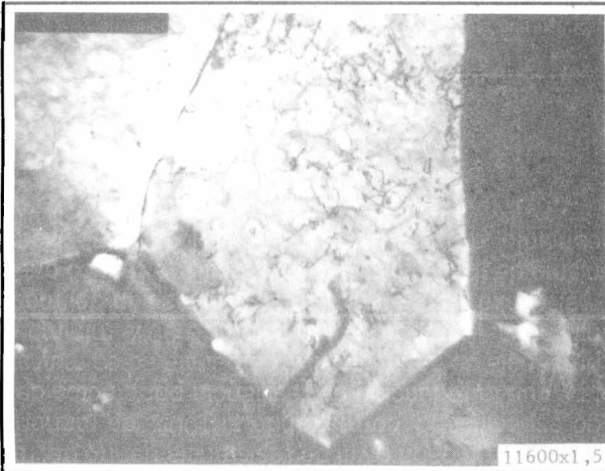


Fig. 12 - Pertenece a la muestra 9 de cobre, la misma ha desarrollado una estructura de pequeños granos equiaxiales con baja densidad de dislocaciones en su interior. Micrografía de T.E.M.

res de dureza  $Hv_{10} = 57$  y  $51$ , respectivamente. La observación realizada sobre el material mantenido a  $725^{\circ}C$  durante 20 minutos mostró una subestructura similar a la de la probeta 8, pero con significativas diferencias en la densidad de las dislocaciones en las paredes celulares, Fig.13.

En correspondencia con las diferencias microestructurales apuntadas se verifica una diferencia en la macrodureza de aproximadamente 30 puntos.

Las observaciones precedentes sugieren que la energía disponible en el material laminado en las condiciones de la probeta 8, es sólo capaz de impulsar proceso de recuperación en un recocido posterior; esto es a causa de que, en las condiciones de deformación de la probeta 8, se alcanza el régimen

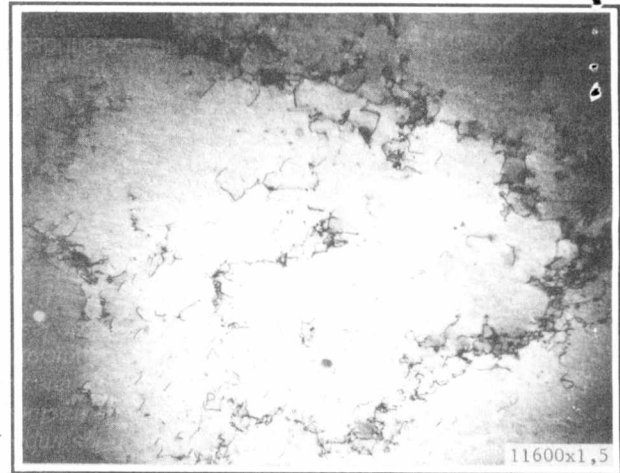


Fig. 13 - Muestra 8 de cobre recocida a  $725^{\circ}C$  durante 20 minutos, presenta una subestructura similar a la muestra 8. Micrografía de T.E.M.

de estado estacionario con formación de una estructura celular equiaxial en el interior de los granos, resultante de los procesos de recristalización dinámica.

Dado el corto tiempo que transcurre el proceso, es razonable suponer que la microestructura de la probeta 9 se genera en un proceso metadinámico y estático.

Si bien las probetas 8 y 9 presentan una estructura de granos recristalizados sus valores de dureza distan mucho del correspondiente al cobre totalmente recocido. Esta diferencia es atribuida a la presencia de gran número de dislocaciones generadas en concurrencia con la recristalización dinámica en el caso de la probeta 8, y a la presencia de pequeños subgranos, resultantes de la recristalización metadinámica en la probeta 9.

Los valores de microdureza correspondientes a las muestras 8 y 9 no arrojaron diferencias significativas por lo que la observada en la macrodureza debe ser atribuida al efecto del tamaño de grano.

#### IV — CONCLUSIONES

—Las microestructuras resultantes de la laminación en caliente, en las condiciones experimentadas, no difieren cualitativamente de las obtenidas por otros autores para procesos de torsión y compresión.

—En ningún caso el aluminio presentó evidencias de recristalización.

—A  $725^{\circ}C$  y velocidad de deformación  $13 s^{-1}$  el cobre recristaliza dinámicamente.

#### REFERENCIAS

- (1) V.Sedlacek, NEVE HEUTTE, 1977, Nº 9, 465.
- (2) H.J. Mc Queen, JOURNAL OF METALS, 1968, abril, 31.
- (3) M.J. Luton y C.M. Sellars, ACTA METALLURGICA, 1969, 17, 1033.
- (4) H.J. McQueen y S. Bergerson, METAL SCI. J., 1972, 6, 25.
- (5) J.J. Jonas y H.J. Mc Queen, "TREATISE ON MATERIALS SCIENCE AND TECHNOLOGY, Vol. 6: Plastic Deformation of Materials" (Edited by R.J. Arsenault), 1975, 394.
- (6) R.D. Doherty y R.W. Cahn, J.LESS-COMMON METALS, 1972, 28, 279.
- (7) R.W. Evans y G.R. Dunstan, J. INSTIT. OF METALS, 1971, 99, 4.