

EFFECTO DE TRATAMIENTOS TERMICOS A TEMPERATURAS INTERMEDIAS SOBRE LA ALEACION DE ALUMINIO AS5U3

M. Stipcich, R. Romero*, A. Somoza*

Instituto de Física de Materiales (IFIMAT) Facultad de Ciencias Exactas
Universidad Nacional del Centro de la Provincia de Buenos Aires,
Pinto 399, 7000 Tandil.

E. Collivignarelli

Metalúrgica Tandil S.A., Figueroa 544, 7000 Tandil.

Se realizaron tratamientos isotérmicos a temperaturas intermedias en muestras extraídas de piezas fundidas de una aleación de Al-Si-Cu, con el objetivo de estudiar las modificaciones microestructurales inducidas y su relación con otras propiedades como fluencia plástica, dureza y maquinabilidad. Se representan, en este trabajo, relevamientos de macro y microdureza y de microscopía óptica, así como resultados preliminares de ensayos de maquinabilidad.

I. INTRODUCCION

Dentro de un estudio integral de los efectos microestructurales y mecánicos de los tratamientos térmicos a temperaturas intermedias en la aleación del aluminio AS5U3, se realizaron determinaciones de macrodureza Brinell, microdureza Vickers y microscopía óptica en muestras tomadas de piezas fundidas, las cuales fueron tratadas isotérmicamente en un rango de temperaturas de 393 K hasta 493 K.

Piezas fundidas con dicha aleación se utilizan para la fabricación de tapas de cilindros, al ser sometidas a tratamientos térmicos a temperaturas entre 100°C y 200°C. Dado que se ha encontrado que éstas presentan una degradación de las propiedades de maquinabilidad (pérdida de friabilidad de la viruta, mal acabado superficial, etc.), lo cual dificulta el trabajo de las piezas, se realizaron, ensayos de torneado para el estudio cualitativo de las propiedades de maquinabilidad representadas, en nuestro caso, por el tipo de virutas extraídas y la rugosidad superficial de las probetas luego del mecanizado.

Recientemente¹ se ha estudiado, sobre aleaciones de composición similar, la influencia de modificadores de la contracción, densidad y maquinabilidad. Sin embargo, a pesar de su indudable importancia, no existe un relevamiento sistemático sobre el efecto de los tratamientos térmicos en la microestructura y propiedades mecánicas.

II. EXPERIMENTAL

Se trabajó con muestras obtenidas de lingotes y

tapa de cilindro fundidas en fábrica, de la aleación comercial AS5U3, cuya composición promedio (en % en peso) puede verse en la Tabla I:

		elemento químico								
		Fe	Si	Cu	Zn	Mg	Mn	Cr	Ni	Pb
wt%		0.11	4.80	2.87	0.01	0.12	0.39	0.39	0.01	0.01

Tabla I: Composición química promedio de la aleación AS5U3.

Las probetas consistieron en placas de aproximadamente 1.5 cm x 1.5 cm y 0.8 cm de espesor, dimensiones que permiten obtener, en todos los casos un tratamiento térmico homogéneo dentro de una muestra representativa. Las probetas fueron sometidas a tratamientos isotérmicos a T = 393K, 413K, 443K, 453K, 473K y 493K para tiempos que van desde 300 segundos hasta las 300 horas. Previo a cada tratamiento las muestras fueron lijadas hasta grit 600 y, posteriormente, sometidas a un ataque en una solución de 10g de NaOH en 100 ml de H₂O durante 60 segundos. Para las micrografías las muestras fueron pulidas con pasta de diamante hasta 0.25 µm y atacadas con el reactivo Keller diluído (90.5 ml de H₂O, 5 ml de HF, 3 ml de HCl y 1.5 ml de HNO₃).

Para los tratamientos térmicos se usó un horno resistivo, controlado electrónicamente. Las medidas de dureza Brinell se realizaron con un durómetro convencional, utilizando como cuerpo penetrante una esfera de acero de 1.6 mm de diámetro y aplicando una carga de 15kg. Para las medidas de microdureza se usó un microdurómetro Vickers con cuerpo penetrante de diamante, aplicándose una carga de 15g. durante 10s. Las medidas de rugosimetría superficial presentadas en este trabajo se realizaron con un rugosímetro

* Investigador CICPBA

industrial.

IV. RESULTADOS Y DISCUSION

En las Figs. 1 y 2 se muestra la evolución de la dureza Brinell con el tiempo de tratamiento térmico para las temperaturas estudiadas. Puede verse que, luego de un ablandamiento inicial, todos los ensayos, la dureza se incrementa hasta valores del orden del 50% superiores a los iniciales para, posteriormente, disminuir nuevamente. Es posible que el deterioro de las prioridades de maquinabilidad esté relacionado con el proceso inicial de ablandamiento, aunque no se pueden destacar otras contribuciones.

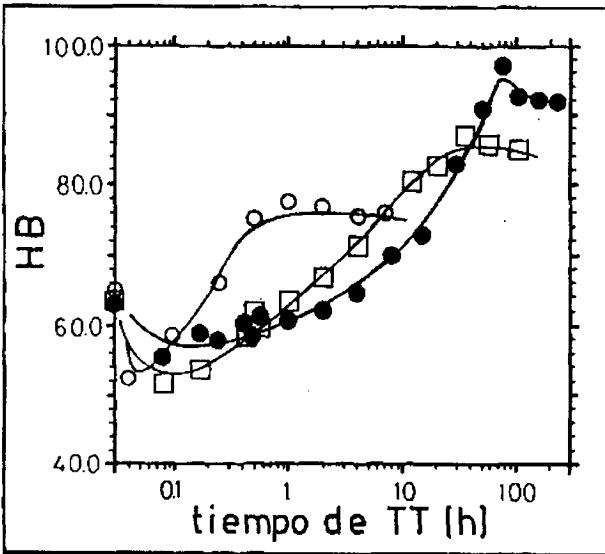


Fig. 1: Evolución de la dureza Brinell con el tiempo de tratamiento térmico. (○)T=493K; (□)T=453K; (●)T=423K. Las líneas llenas sólo representan una ayuda visual.

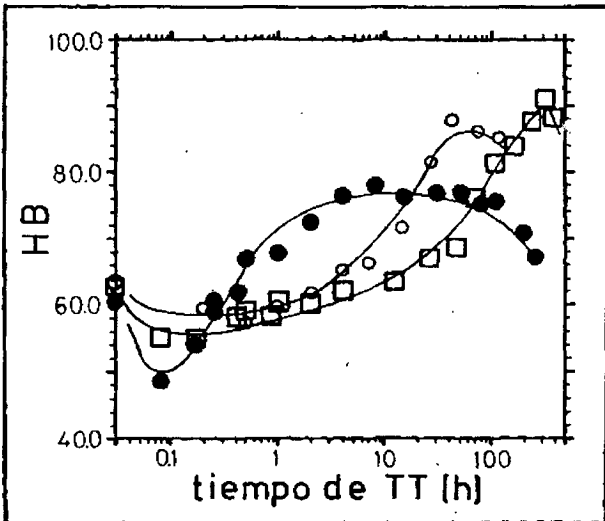


Fig. 2: Evolución de la dureza Brinell con el tiempo de tratamiento térmico. (●)T=473; (○)T=443K; (□)T=413K. Las líneas llenas representan sólo una ayuda visual.

Sobre muestras sin tratar y tratadas térmicamente,

hasta llevarlas a su máximo ablandamiento, se practicó un desbaste con el torno no encontrándose diferencias en la calidad de las virutas extraídas en ambos casos. Luego del torneado, sobre los tipos de probetas se midió la rugosidad superficial encontrándose un incremento de aproximadamente 50% en las muestras tratadas térmicamente, hasta su máximo ablandamiento, respecto de las sin tratar.

Con el objetivo de determinar qué cambios microestructurales están relacionados con las variaciones observadas en la macrodureza, se realizaron determinaciones de microdureza de la fase matriz (alfa). En la Fig. 3 se muestran los valores de macrodureza en función de la microdureza de la fase matriz, para muestras tratadas térmicamente hasta su máximo ablandamiento; en la misma se observa una buena correlación entre ambas propiedades. Este comportamiento indicaría que el proceso de ablandamiento sucede principalmente en la fase matriz.

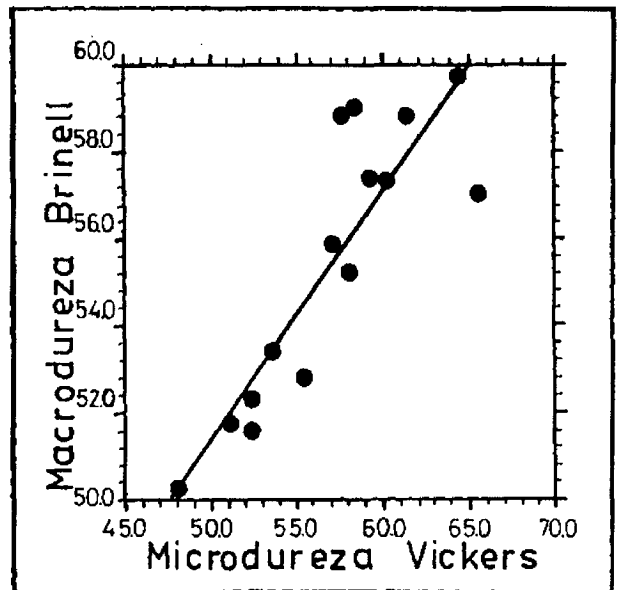


Fig. 3: Valores de macrodureza en función de la microdureza de la fase matriz (alfa) para muestras tratadas térmicas hasta su máximo ablandamiento.

Se realizó un estudio similar para los tratamientos de endurecimiento, en muestras llevadas a su máxima dureza, encontrando, también una buena correlación entre la macrodureza y la microdureza de la matriz (ver Fig. 4). Se efectuó, para este proceso de endurecimiento, un relevamiento de la fracción de volumen precipitada antes y después de los tratamientos térmicos observándose, en todos los casos, un decremento en la fracción precipitada desde un $22.5\% \pm 0.4\%$ hasta un $19.2\% \pm 0.3\%$ en promedio. Estos resultados indicarían que el endurecimiento se debe al aumento de la concentración de solutos en la fase matriz.

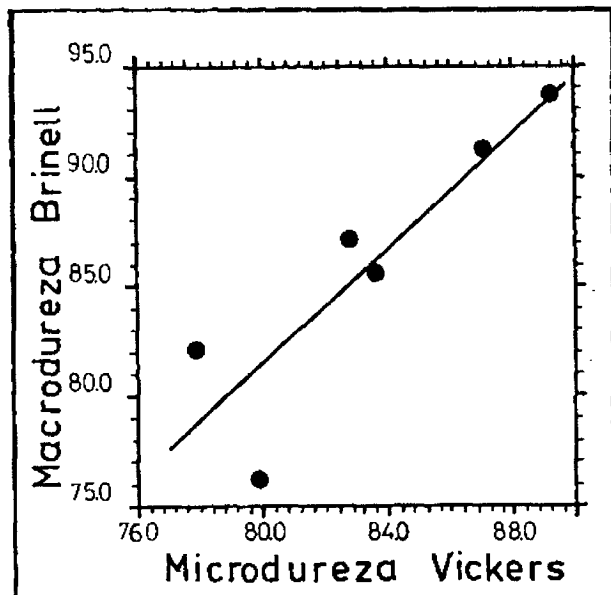


Fig. 4: Valores de macro dureza en función de micro dureza de la fase matriz (alfa) para muestras tratadas térmicamente hasta su mayor ablandamiento.

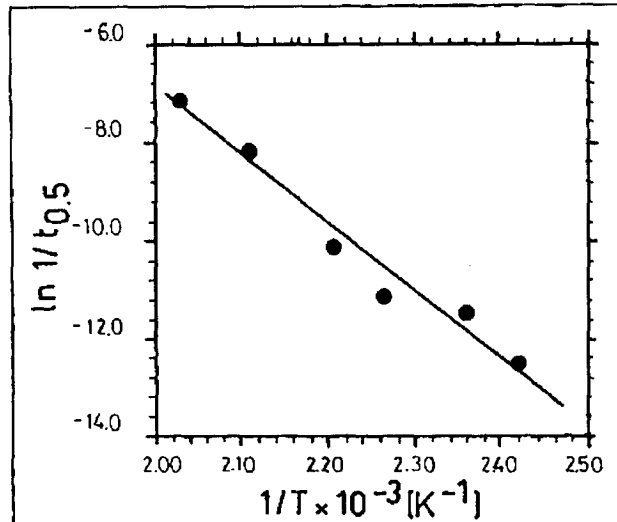


Fig. 5: $\ln(t_{0.5})^{-1}$ en función de la inversa de la temperatura T [K]; $t_{0.5}$ es la mitad del tiempo [S] que la muestra tarda en llegar a su máxima dureza.

Se estimó, para el proceso de endurecimiento, la energía de activación aparente Q mediante el método habitual de realizar el gráfico de Arrhenius entre el logaritmo de la inversa del tiempo necesario para que una muestra alcance la mitad de su dureza máxima ($t_{0.5}$ [S]), a una dada temperatura, y la inversa de la temperatura del tratamiento térmico (T [K]) (ver Fig.5). El valor obtenido fue de $Q = 114$ KJ/mol; este valor es aproximadamente un 10% menor al Q obtenido para la difusión de átomos de Si en la matriz de Al^2 y de aproximadamente un 20% inferior al obtenido para la difusión de átomos de Cu en $Al^{3,4}$; aunque es próximo el valor observado por Paugh y Seshan⁵ (97 ± 34 KJ/mol) para el crecimiento de partículas y la degradación de propiedades mecánicas en alambres de Al-1wt%Si, en el, mismo rango de temperaturas, y ligeramente superior al determinado por Ho y Weatherly⁶ para la difusión interfacial en el sistema Al-CuAl₂ (97.5 KJ/mol); por lo que es posible que la microestructura juegue, junto a la difusión, un rol fundamental en este proceso.

Con el objeto de obtener mayor información acerca de la influencia de la microestructura sobre los procesos antes mencionados, se realizaron determinaciones similares a las anteriores para muestras extraídas de lingotes. Cabe señalar que los procesos son cualitativamente similares: la energía de activación aparente, para el endurecimiento, es la misma pero los tiempos necesarios para alcanzar la máxima dureza son notoriamente superiores; este último hecho se corresponde con una microestructura de precipitados más grandes con mayor separación entre los mismos.

REFERENCIAS

1. M. Dudyk, B. Ficek, B. Suchanek, P. Wasilewski; Cast Metals **3**, 157 (1990).
2. L.F. Mondolfo (ed.); 'Aluminium Alloys' (Butterworth & Co., Londres, UK 1979) p372.
3. D. Fainstein, G. F. Bolling, H. Biolini; Met. Trans. **2**, 1315 (1971).
4. Ibidem ref [1]; p26.
5. M. Paugh, K. Seshan; Met Trans. **A14**, 921 (1983).
6. E. Ho, G. C. Weatherly; Acta Metall **23**, 1451 (1975).

CEILAP
CITEFA - CONICET
ZUFRIATEGUI Y VARELA
1603 - VILLA MARTELLI
REPUBLICA ARGENTINA