

Influencia del tratamiento térmico sobre el endurecimiento por deformación y por velocidad de deformación en aleaciones de aluminio para aplicaciones aeronáuticas^(*)

N.M. Piris*, J.M. Badía*, J.M. Antoranz* y P. Tarín*

Resumen La importancia del conformado de chapas de aluminio en la industria aeronáutica y aeroespacial hace necesario un estudio de aquellos parámetros que controlan el comportamiento del material durante el proceso: características del material en tracción y cizalladura, exponente de endurecimiento por deformación, n , exponente de endurecimiento por velocidad de deformación, m , y factor de anisotropía, r , entre otros. Estas propiedades de las chapas metálicas varían en función del metal base, elementos de aleación presentes, tratamiento térmico, procesado previo y textura. Para relacionar el comportamiento durante el conformado con los parámetros que lo controlan, en función del tratamiento térmico, se procedió al estudio de las características en tracción, el parámetro n y el parámetro m para la aleación de aluminio 7075 en forma de chapa, de 1 y 2 mm de espesor, y en tres estados de tratamiento (O, W y T6). Finalmente, se estudió la posible anisotropía, obteniéndose las características tanto en dirección longitudinal como transversal.

Palabras clave Aluminio. Conformado. Chapa. Endurecimiento. Deformación. Velocidad de deformación.

The influence of heat treatment on strain hardening and strain-rate sensitivity of aluminium alloys for aerospace

Abstract The importance of aluminium sheet forming in aerospace industry makes it necessary to study those parameters that control the behaviour of material during the process. Tensile properties, strain hardening exponent n and strain rate sensitivity m in 7075 aluminium alloy have been studied to relate forming behaviour with control parameters. Tests on O, W, and T6 tempers have been performed, to determine the influence of heat treating. Finally, both longitudinal and long transverse directions tensile specimens have been obtained to analyze the anisotropy.

Keywords Aluminium. Forming. Sheet. Hardening. Strain. Strain rate.

1. INTRODUCCIÓN

Las características del material a tracción y cizalladura, el exponente de endurecimiento por deformación, n , el exponente de endurecimiento por velocidad de deformación, m , y el factor de anisotropía, r , son algunos de los parámetros que controlan los distintos procesos de conformado del aluminio en la industria aeronáutica y aeroespacial^[1-3]. Normalmente, en un ensayo de tracción la tensión

en la zona de deformación plástica varía con la deformación, ϵ , y con la velocidad de deformación, $\dot{\epsilon}$, de modo que el comportamiento a partir del límite elástico podría representarse matemáticamente como $\sigma = K\epsilon^n\dot{\epsilon}^m$, donde K depende del material y de la temperatura.

El exponente de endurecimiento por deformación, n , está relacionado con el concepto de inestabilidad plástica. En el conformado de chapas metálicas es fundamental su determinación tanto para

(*) Trabajo recibido el día 8 de junio de 2004 y aceptado en su forma final el día 28 de septiembre de 2004.

(*) Laboratorio de Ensayo de Materiales. Dpto. de Materiales y Producción Aeroespacial. E.T.S. Ingenieros Aeronáuticos, Universidad Politécnica de Madrid.

conocer las cargas a aplicar durante el proceso como para evitar la aparición de estricción localizada con deformaciones elevadas. En algunos materiales, n ni siquiera es constante, por lo que se suelen indicar distintos valores en función de la deformación alcanzada.

El parámetro m , exponente de endurecimiento por velocidad de deformación, puede tomar valores tanto positivos como negativos. El valor de m tiene un efecto significativo en la aparición de la estricción localizada en un ensayo de tracción, retrasándose la estricción a medida que ese parámetro aumenta^[1, 2 y 4]. Si m es negativo, al producirse el estrechamiento en un punto, disminuye la tensión necesaria para continuar deformando esa región y el material rompe por esa zona, observándose un estrechamiento muy bien definido y muy poco extendido en la longitud de la probeta. Se ha visto que, cuanto mayor es m , el material es capaz de alcanzar mayores alargamientos antes de que se produzca el fallo, aumentando tanto el alargamiento total como el alargamiento tras superarse la carga máxima^[5 y 6]. En general, puede decirse que en el conformado de chapas metálicas interesará que el valor de m sea lo mayor posible. Las aleaciones de aluminio presentan un alargamiento tras carga máxima muy pequeño, porque el valor del parámetro m puede ser nulo o ligeramente negativo a temperatura ambiente. Por otra parte, el exponente m varía con la temperatura, aumentando significativamente por encima de la mitad de la temperatura absoluta de fusión del metal. También depende de la microestructura (presencia o no de átomos de soluto disueltos, por ejemplo). Finalmente, en muchas aleaciones se ha observado que m puede variar en función de la deformación aplicada^[2 y 6].

En este estudio se ha tratado de relacionar, en función del tratamiento térmico, el comportamiento en el conformado y las características en tracción, el parámetro n y el parámetro m , para la aleación de aluminio 7075 en forma de chapa de 1 y 2 mm de espesor y en tres estados de tratamiento (O, W y T6). Así mismo, para analizar la presencia de anisotropía, se han obtenido dichas características en dirección longitudinal y transversal.

2. ESTUDIO EXPERIMENTAL

2.1. Material de ensayo

Se seleccionó para el estudio la aleación de aluminio EN-AW 7075 en forma de chapa, por su gran importancia en la industria aeronáutica. Para los

ensayos de tracción, se utilizaron probetas de 75 mm de longitud calibrada, 12,5 mm de anchura, y un espesor nominal de 1 y 2 mm. La composición de ambas chapas se indica en la tabla I. El eje longitudinal de las probetas se mecanizó paralela (L) o transversalmente (T) a la dirección de laminación de la chapa de partida. Parte de las probetas se ensayaron en estado O, de entrega (recocido), y el resto se sometió a un tratamiento de solución, W (inmersión en horno de sales a 475 °C, 40 min y enfriamiento en agua, según MIL-H-6088F^[7]) o de solución más maduración artificial, T6 (tras solución, calentamiento en horno a 120 °C durante 24 h, con enfriamiento posterior al aire, según la misma norma), antes de ser ensayadas. Se realizaron, al menos, tres ensayos en las mismas condiciones.

2.2. Características mecánicas

En la tabla II se muestran los valores medios de las características mecánicas obtenidas a tracción para la aleación estudiada en los tres estados de tratamiento indicados. Las probetas y condiciones de ensayo empleadas se corresponden con la norma EN 10 002-1.

2.3. Determinación del exponente n

Los ensayos se realizaron según la norma ASTM E646^[8]. Los resultados obtenidos a partir de las curvas σ - ϵ se han resumido en la tabla III. Se ha aproximado un único valor de n para todo el intervalo de deformaciones totales verdaderas, desde la correspondiente al límite elástico hasta la de carga máxima para el estado T6 (en torno al 8 % de deformación total). De igual forma, debido a que al representar las curvas $\log \sigma$ - $\log \epsilon$ (en cualquiera de los estados de tratamiento analizados) se constató la presencia de tres tramos, aproximadamente rectos con distinta pendiente, se indican los valores de n correspondientes a cada uno de los intervalos de deformación. En todos los casos, el primer

Tabla I. Composición química de las chapas de aleación EN-AW 7075

Table I. Chemical composition of EN-AW 7075 sheet alloys

	Al	Zn	Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Cr
Chapa 1 mm Base	5,61	1,21	2,45	0,07	0,23	0,18	0,20	
Chapa 2 mm base	5,24	1,32	2,36	0,01	0,26	0,19	0,18	

Tabla II. Características a tracción

Table II. Tensile properties

		Aleación	Dirección	R _{p0,2} (MPa)	R _m (MPa)	A(%)
Chapa de 1 mm	7075 W		L	145	330	14
			T	144	324	14
	7075 O		L	106	212	9
			T	104	211	9
	7075 T6		L	514	569	9
			T	512	566	9
Chapa de 2 mm	7075 W		L	150	340	14
			T	155	340	14
	7075 O		L	118	212	13
			T	123	213	13
	7075 T6		L	520	588	9
			T	535	592	9

cambio de pendiente se produce en torno a un valor de deformación total del 1 % y el segundo cambio en torno al 3 %.

2.4. Determinación del exponente *m*

No existe normativa de aplicación para la determinación experimental de este parámetro, si bien, usualmente, se utilizan dos procedimientos distintos^[1, 2 y 5]. En este estudio se optó por realizar ensayos de tracción manteniendo constante la velocidad de deformación, sobre probetas normalizadas según EN 10 002-1, obteniéndose curvas continuas σ - ϵ , cada una de ellas para una velocidad de deformación constante diferente. Se optó por este método de cálculo por ser el que mejor representa el comportamiento real durante el conformado. Comparando los niveles de tensión obteni-

dos con dos velocidades de deformación diferentes para un mismo nivel de deformación, el exponente de endurecimiento por velocidad de deformación se obtiene de la forma:

$$\frac{\sigma_2}{\sigma_1} = \left(\frac{\dot{\epsilon}_2}{\dot{\epsilon}_1} \right)^m \rightarrow m = \left[\ln \left(\frac{\sigma_2}{\sigma_1} \right) \right] / \left[\ln \left(\frac{\dot{\epsilon}_2}{\dot{\epsilon}_1} \right) \right]$$

En los ensayos se emplearon velocidades de deformación constante de 0,001 s⁻¹ y 1 s⁻¹, aunque en los procesos reales de fabricación las velocidades de deformación típicas son superiores (entre 1 y 10³ s⁻¹ en la forja o el laminado en frío y entre 1 y 10² s⁻¹, en el conformado de chapas)^[4]. Para apreciar cómo varía el exponente *m* con la deformación aplicada al material, se determinó este parámetro para deformaciones ϵ del 1 al 8 %. Por otra parte, como es costumbre proporcionar un único valor de *m* para cada material y estado de tratamiento, y tratarlo como una constante^[9], se optó por obtener, también, un valor medio, promediando los resultados de los ocho niveles de deformación considerados. Los resultados obtenidos se muestran en la figura 1 y en la tabla IV.

3. DISCUSIÓN

3.1. Características mecánicas

Los resultados de la tabla II muestran un comportamiento bastante parecido entre las dos chapas. La distinta composición de ambas no explicaría, por sí misma, las pequeñas diferencias observadas, por lo que probablemente difieran la estructura de granos o de subgranos, o la textura.

Tabla III. Exponente de endurecimiento por deformación, *n*

Table III. Strain hardening exponent, n

(AW 7075, 1 mm de espesor, dirección L y T)

AW 7075	Valor global		Primer tramo ($\epsilon_t < 1\%$)		Segundo tramo ($\epsilon_t < 1-3\%$)		Tercer tramo ($\epsilon_t < 3-8\%$)	
	L	T	L	T	L	T	L	T
Dirección								
<u>O</u>	0,27	0,27	0,30	0,30	0,32	0,33	0,16	0,13
<u>1 mm</u> <u>W</u>	0,31	0,31	0,21	0,20	0,24	0,25	0,33	0,32
<u>T6</u>	0,07	0,07	0,19	0,20	0,05	0,05	0,08	0,08
<u>O</u>	0,21	0,23	0,25	0,26	0,27	0,25	0,12	0,13
<u>2 mm</u> <u>W</u>	0,29	0,30	0,20	0,20	0,24	0,25	0,32	0,31
<u>T6</u>	0,06	0,07	0,17	0,19	0,04	0,06	0,08	0,08

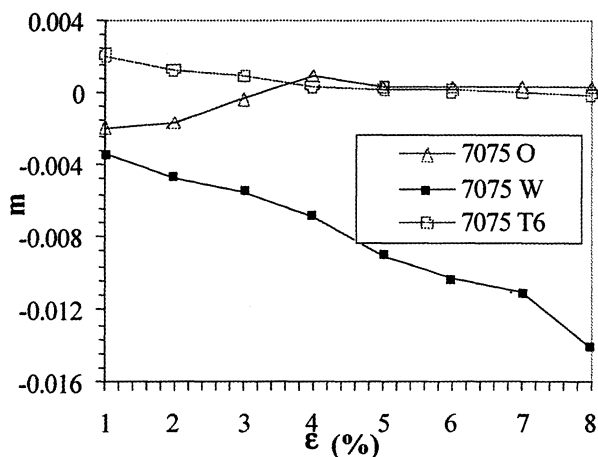


Figura 1. Variación del exponente m con la deformación (EN AW-7075 L, espesor 2 mm).

Figure 1. Strain rate sensitivity vs true strain (EN AW-7075 L; thickness: 2 mm).

Tabla IV. Exponente m (EN AW-7075 L, espesor 2 mm)

Table IV. Strain rate sensitivity m (EN AW-7075 L; thickness: 2 mm)

Estado	O	W	T6
Valor medio	-0,0015	-0,0081	0,0006

La curva tensión-deformación obtenida en estado de solución presenta lo que se conoce como efecto *Portevin-Le-Chatelier*. Se trata de un fenómeno de “envejecimiento dinámico”, y está asociado a la variación en la velocidad de avance de las dislocaciones que se mueven durante el proceso de deformación del material, como consecuencia de la formación en torno a ellas de nubes de átomos de soluto que deben ser superadas con un incremento de tensión adicional. La figura 2 muestra el fenómeno para dos velocidades de deformación distintas, comprobándose que el serrado, en esta aleación, prácticamente desaparece al aumentar la velocidad de deformación de $0,001 \text{ s}^{-1}$ a 1 s^{-1} , lo que resulta lógico si se tiene en cuenta que, cuanto mayor es la velocidad de deformación, menor es el tiempo del que disponen los átomos de soluto para difundirse hasta una dislocación y anclarla, lo que constituye la base del fenómeno.

3.2. El exponente n

El valor global de n obtenido en los estados de tratamiento O y W está dentro de los valores esperados^[2, 4 y 6], entre 0,20 y 0,30. Es ligeramente ma-

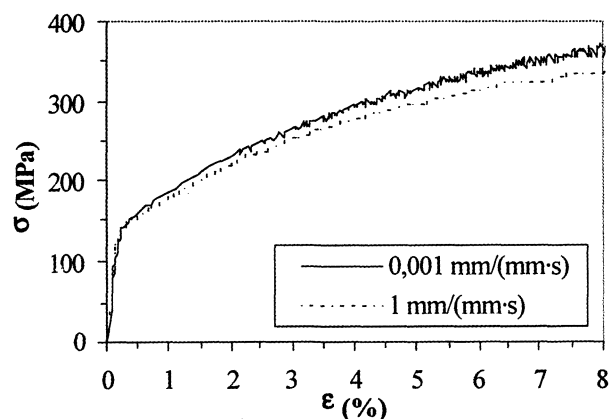


Figura 2. Comparación de la curva σ - ϵ y el efecto *Portevin-Le Chatelier* para dos velocidades de deformación ($0,001 \text{ s}^{-1}$ y 1 s^{-1}) en la aleación EN AW-7075 en estado W.

Figure 2. True stress-true strain and *Portevin Le-Chatelier* phenomenon at two strain rate ($0,001 \text{ s}^{-1}$ and 1 s^{-1}). EN AW-7075 W alloy.

yor en estado W, lo que puede estar relacionado con el hecho de que, al tratarse de un estado metaestable, la microestructura puede ir variando con la deformación a partir del estado inicial (en el que los elementos aleantes se hallan retenidos en solución sólida), haciendo que, globalmente, el material endurezca más.

Lo esperable inicialmente es que el valor de n disminuya a medida que aumenta la deformación en el material, debido al agotamiento de la capacidad de endurecimiento con la deformación. Esto es lo que se ha observado en la aleación en estado de recocido. Sin embargo, resultan bastante llamativos los resultados obtenidos en estado W. En este estado, n va aumentando a medida que lo hace la deformación. La explicación puede hallarse en el hecho de que la estructura cambia con la deformación: los átomos de soluto, que inicialmente endurecen por solución sólida, se van agrupando en zonas de alta energía, como son las dislocaciones, anclándolas e, incluso, pueden empezar a formarse precipitados, de lo que resulta un mecanismo de endurecimiento más potente a medida que aumenta la deformación. Además, el anclaje de esas dislocaciones, que están en movimiento, da lugar al fenómeno *Portevin Le-Chatelier*, ya comentado (Fig. 2).

En estado T6, n toma un valor próximo a 0,20 para deformaciones inferiores al 1 %, y después se mantiene prácticamente constante con la deformación, en torno a 0,07 en el tramo de deformaciones del 1 al 8 %. Los precipitados que constituyen la microestructura del material son

principalmente de tipo semicoherente, que deben endurecer bastante en el primer momento de la deformación plástica ya que las dislocaciones tienen que salvar parte de estos obstáculos por el mecanismo de *Orowan*. Este mecanismo se agotaría rápidamente y las dislocaciones deberían avanzar mediante un mecanismo de deslizamiento cruzado (favorecido en el aluminio por la alta energía de defecto de apilamiento, lo que facilita la recombinación local de las dislocaciones parciales) y, por tanto, el endurecimiento sería tal vez menor, como se obtiene en los ensayos. En cualquier caso, de los resultados puede decirse que el endurecimiento se produce, básicamente, en el primer momento de la deformación.

3.3. El exponente m

Los valores del exponente m a temperatura ambiente para esta aleación son muy bajos en cualquiera de los tres estados de tratamiento, lo que no resultará muy favorable desde el punto de vista del conformado de chapas por deformación plástica. Habrá una gran tendencia a la deformación localizada cuando se produzca la estricción, y la aleación experimentará un alargamiento muy pequeño o casi nulo tras la estricción antes de que se produzca la rotura, lo que perjudica al proceso de conformado. Esto es aún más grave en el caso de la aleación en estados W y O, donde $m < 0$.

Como puede verse en la figura 1, el exponente m varía con la deformación aplicada. En estado T6 hay una ligera disminución hasta el 4 % y, después, m es aproximadamente nulo y constante, por lo que en este estado la velocidad de deformación sólo influye sobre la tensión a aplicar para niveles de deformación muy bajos. En estado de recocido, m aumenta ligeramente con la deformación, manteniéndose prácticamente constante y en torno a cero para deformaciones superiores al 4 %.

En estado de solución puede observarse una disminución progresiva del parámetro m , a medida que aumenta la deformación aplicada. El hecho de que en el estado W, el efecto *Portevin-Le Chatelier* se ponga de manifiesto de forma más acusada a medida que el material se va deformando podría estar relacionado con este comportamiento, explicando la disminución paulatina del valor de m .

4. CONCLUSIONES

- La aleación EN AW-7075 presenta valores relativamente bajos del exponente n en los estados

de tratamiento O, W y T6, tanto en dirección L como en dirección T, de modo que la tensión a aplicar a medida que se deforme el material se mantendrá baja, lo que repercute en la economía del proceso (esto se ve claramente en el doblado de chapas). Además, al cortar o punzonar una chapa, la dureza del borde cortado no será mucho mayor que la del resto de la pieza, y no debería afectar seriamente a la conformabilidad de la chapa en el procesado posterior.

- El comportamiento no será tan bueno en procesos como el estirado de chapas, en los que interesa que n sea alto, ya que con ello aumenta la deformación en el punto de carga máxima, al tiempo que retrasa la tendencia a la formación de un estrechamiento localizado, y la deformación que puede obtenerse en el estirado es mayor.
- En estado T6, n toma valores muy bajos. Esto es desfavorable desde el punto de vista de procesos de conformado como el estirado, pues resulta muy difícil controlar la deformación producida en el material a partir de la tensión aplicada.
- La curva tensión-deformación en estado W presenta el efecto *Portevin-Le Chatelier* que, prácticamente, desaparece al cambiar la velocidad de deformación de $0,001 \text{ s}^{-1}$ a 1 s^{-1} . Es de esperar, por tanto, que no aparezca en los procesos habituales de conformado, por emplearse altas velocidades de deformación.
- Los valores del exponente m para esta aleación, a temperatura ambiente, son negativos o próximos a cero en cualquiera de los tres estados de tratamiento, con lo que habrá una gran tendencia a la deformación localizada cuando se inicie la estricción, y la aleación experimentará un alargamiento muy pequeño o casi nulo a partir de ese momento hasta que se produzca la rotura, lo que perjudica al proceso de conformado. En estado W hay una disminución de m al aumentar la deformación, cuyo origen estaría fundamentalmente en la aparición del efecto *Portevin-Le-Chatelier*.
- No se han observado grandes diferencias de comportamiento entre las dos chapas de espesor diferente.

REFERENCIAS

- [1] B. TAYLOR, *Sheet Formability Testing*, *Metal Handbook*, Vol. 8, 9th ed., Mechanical Testing, ASM, 1990, pp. 447-570.
- [2] W.F. HOSFORD, *Metal Forming, Mechanics and Metallurgy*, Prentice Hall, 1983, pp. 80-102.

- [3] C.J. LUIS y Y. GARCÉS, *Rev. Metal.* Madrid 38 (2002) 270-287.
- [4] B.A. PARKER, Formability and Microstructure. *Treatise on Materials Science and Technology*, Vol. 31, pp. 539-562.
- [5] S. KALPAKJIAN, *Manufacturing Process for Engineering*, Addison Wesley, 1991, pp. 403-472.
- [6] A.K. GHOSH, *Trans. ASME* (1997), 264-274.
- [7] MIL H-6088F, *Heat Treatment of Aluminium Alloys*, 1982, pp. 1-51.
- [8] ASTM E646, *Standard Test Method for Tensile Strain-Hardening Exponents (n-Values) of Metallic Sheet Materials*, Annual Book of ASTM Standards, Vol. 03.01, ASTM, 1993.
- [9] P. GILLIS, *Effect of Strain Rate on Flow Properties*, *Metal Handbook*, Vol. 8, 9th ed., ASM, 1990, pp. 38-46.