

Efecto del procesado termomecánico sobre las propiedades mecánicas de la aleación MA956.

II. Caracterización mecánica

J. Chao^(*) y G. González-Doncel^(*)

Resumen Se estudia el efecto de las características microestructurales de la aleación MA956 obtenidas en algunas de las etapas intermedias de su procesado, sobre sus propiedades mecánicas a temperatura ambiente y a bajas temperaturas. Se considera también el efecto de la orientación cristalográfica sobre los fenómenos fuertemente anisótropos de deformación plástica y de fractura frágil. De este análisis, se deduce que aunque esta aleación está concebida para trabajar a elevadas temperaturas de servicio, también puede presentar, en ciertas condiciones, buenas propiedades mecánicas a temperaturas criogénicas.

Palabras clave: **Aleación MA956. Propiedades mecánicas. Procesado. Textura.**

Effect of the mechanical processing on the mechanical properties of MA956 alloy. II. Mechanical characterization

Abstract The mechanical properties at room and low temperature of MA956 alloy in some stages of their processing route are evaluated. In this study the influence of crystallographic orientation on plastic deformation and brittle fracture, strongly anisotropic phenomena, is also considered. It is concluded that even though MA956 alloy was designated for high temperature applications it could be also used for cryogenic temperatures applications.

Keywords: **MA956 alloy. Mechanical Properties. Processing. Texture.**

1. INTRODUCCIÓN

La aleación MA956 es un material diseñado para trabajar a temperaturas de servicio elevadas. La posibilidad de usar esta aleación en el campo de los biomateriales (1) hace necesario evaluar sus propiedades mecánicas a temperatura ambiente.

En este trabajo se estudia la influencia de la microestructura de esta aleación en distintas etapas de su procesado, según se describía en la primera parte, sobre sus propiedades mecánicas a temperatura ambiente y a bajas temperaturas.

2. MÉTODO EXPERIMENTAL

Las propiedades mecánicas convencionales se determinaron sobre probetas de tracción con una

zona calibrada de 10 mm de longitud y 3 mm de diámetro utilizando una velocidad del travesaño de 3×10^{-3} mm/s. Se determinó el módulo de elasticidad del material sobre probetas de tracción con una zona calibrada de 45 mm de longitud y 5 mm de diámetro. La deformación se determinó con un extensómetro clase A, según ASTM-E 83-67 (2), de 25 mm de longitud base y 5 mm de recorrido. La tensión de descohesión del material se estimó como la tensión correspondiente al instante de rotura de aquellas probetas ensayadas a la temperatura de -196°C que fracturaban sin plasticidad macroscópica apreciable. Se realizaron medidas de dureza Vickers empleando una carga de 1 kg.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En la tabla I se dan los valores de las diferentes características mecánicas en función del procesado y de las características microestructurales (tamaño

^(*) Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas, CENIM (CSIC), Avda. de Gregorio del Amo, 8. 28040-Madrid (España).

TABLA I.— Características microestructurales y propiedades de la aleación MA956

TABLE I.— Microstructural and mechanical characteristics of MA956 alloy

Procesado	Comp. isostática			Extr. 1 h	Laminación		
	1100°C	1330°C 100 h	+1330°C 1 h		+1100°C	+1330°C 100 h	1 h
Tam. grano textura	≈1 μm —	10 μm —	20 μm —	>1 mm <111>	≈1 μm <110>/<100>	150 μm <100>	300 μm <100>
E (GPa)	200	200	200	290 (290)*	185 (225)*	150 (134)*	162 (134)*
σ _y 20°C (MPa) -196°C	1152	742	648	816	984	660	636
	1008	1200	1104	1334	1596	1140	1104
σ _u 20°C (MPa) -196°C	1152	888	804	816	1032	756	732
	1008	1246	1128	1488	1596	1176	1104
A _u 20°C (%) -196°C	≈0	11.9	13.8	≈0	6.5	12.1	15.6
	≈0	3.1	1.6	18.5	≈0	1.3	≈0
A _r 20°C (%) -196°C	≈0	18.7	22	7.8	12.1	17.6	26.2
	≈0	3.1	1.6	26.5	≈0	1.3	≈0
HV1	467	292	288	294	330	269	257
F. Schmid {110}<111>	—	—	—	0.272	0.408	0.408	0.408
F. Schmid {211}<111>	—	—	—	0.314	0.471	0.471	0.471
F. Sohncke Angulo	—	—	—	0.33 55°	0.5 45°	1 0°	1 0°

E — Módulo de Young. σ_y — Límite elástico. σ_u — Resistencia a la tracción. A_u — Alargamiento uniforme. A_r — Alargamiento en rotura. HV1 Dureza Vickers.

(*) Valores del módulo de Young de Fe-α monocristalino a lo largo de la dirección cristalina definida por la componente más intensa de la textura [3].

de grano y textura) resultantes. Se observa que el procesado modifica sensiblemente la textura del material, afectando así a su módulo de elasticidad. En un policristal en el que los granos tuvieran una orientación cristalográfica preferente, el valor del módulo de elasticidad se aproximaría al de un monocristal con dicha orientación cristalográfica ideal, tanto más cuanto más acusada fuera la textura. Dada la naturaleza monofásica de esta aleación y la ausencia de datos en la literatura sobre valores del módulo de elasticidad en monocristales de la aleación MA956, se han tomado como referencia los datos de monocristales de hierro α. La tabla I muestra para el material extruido y recristalizado (textura <111>) un buen acuerdo entre su módulo de elasticidad y el de hierro α a lo largo de la dirección <111>. En orden de menor a mayor, el material laminado y tratado a 1.100 °C/100 h presenta una diferencia de un 12 % con respecto al del hierro α, el material laminado sin tratar presenta una diferen-

cia de un 18 % y, por último, en el material laminado y tratado 1.330 °C/1 h la diferencia es de un 21 %. Estas diferencias pueden atribuirse al grado de intensidad de la componente principal de la textura y a la presencia de otras componentes minoritarias. En el caso del material compactado isostáticamente (sin textura), se ha obtenido, como era de esperar, un valor intermedio entre los valores extremos del material laminado y tratado (<100>) y el del extruido y tratado 1.330 °C/1 h (<111>).

La deformación plástica de un monocristal se inicia, de acuerdo con la ley de Schmid (4), cuando la tensión de cizalla sobre ciertos planos y en direcciones determinadas, alcanza un valor crítico. La componente de la fuerza paralela al sistema de deslizamiento está determinada por el factor de orientación $\cos \lambda \cos \phi$, donde λ y ϕ son los ángulos que forma el eje de tracción con el plano y la dirección de deslizamiento, respectivamente. Este factor da una idea de la fuerza neta utilizada para producir

cizalla en ese sistema de deslizamiento. En hierro α monocristalino y a temperaturas <184 K, el deslizamiento ocurre sobre el sistema $\{110\}<111\}$ (5). Por encima de dicha temperatura, el deslizamiento puede ocurrir, además, sobre el sistema $\{211\}<111\}$ (5). En ambos casos, existen doce formas posibles para que se produzca deslizamiento. En la tabla I se dan, para cada orientación, los valores máximos del factor de Schmid asociados a ambos sistemas de deslizamiento.

Por otro lado, la fractura frágil de un sólido cristalino ocurre cuando la tensión normal al plano de descohesión alcanza cierto valor crítico (Ley de Sohcncke) (4). La fracción de la fuerza aplicada necesaria para descohesionar el cristal está determinada, en este caso, por el factor $\cos^2\lambda$, donde λ es ahora el ángulo que forma la dirección del esfuerzo con la normal al plano de descohesión. En hierro α , la descohesión se produce sobre planos $\{100\}$ (6). En la tabla I se recogen los valores del factor de Sohcncke y del ángulo λ para cada una de las orientaciones ideales que definen la textura del material en cada caso.

En la tabla I, se observa, en primer lugar, tanto para el material laminado como para el material compactado isostáticamente, que σ_y decrece conforme aumenta el tamaño de grano. No hay un efecto claro de la textura sobre este parámetro, ya que independientemente del tratamiento que se dé al material laminado, se desarrolla la misma textura y, por tanto, se tiene el mismo factor de Schmid. Además, dicho factor es el mismo para las direcciones $<100>$ y $<110>$. La dureza Vickers de los materiales laminado y compactado también decrece cuando aumenta el tamaño de grano. Sin embargo, en el caso del material laminado, el ablandamiento que se observa después de cualquiera de los dos tratamientos térmicos, no puede atribuirse únicamente a las diferencias en el tamaño de grano, ya que éste es aproximadamente el doble que el de la huella de dureza. Se puede, por ello, atribuir este efecto a un mayor espaciado de los dispersoides de itria en el material tratado a 1.330 °C/1 h (7). Las diferencias de dureza observadas en el material compactado isostáticamente sometido a los mismos tratamientos térmicos es menor (4 HV1). La dureza del material compactado es, además, mayor que en el material laminado y tratado en las mismas circunstancias. Parece, entonces, que, en el caso del material compactado, hay un mayor efecto del tamaño de grano sobre σ_y que el que ejercen los dispersoides de itria.

Si se comparan los valores de σ_y de los materiales laminado y extruido después del tratamiento de 1.330 °C/1 h, se comprueba que el del material extruido es 1,28 veces mayor que el del material laminado. Sin embargo, el factor de Schmid del material laminado es 1,5 veces mayor que el del material extruido. Esto último quiere decir que si

tomamos como valor de referencia de σ_y el del material extruido, el σ_y del material laminado debería ser $816/1,5$ MPa, es decir, 92 MPa menos que el observado experimentalmente. Por otro lado, la dureza del material laminado es también mayor de lo que cabría esperar ($294/1,5$).

Para estudiar la influencia de la microestructura sobre la tensión de descohesión del material, se ha tomado como valor de referencia, la tensión de rotura a -196 °C del material laminado con textura $<100>$. Como se ve en la tabla I, este valor es de unos 1.100 MPa. En el caso del material laminado sin tratar (textura $<110>$, $<100>$), la fractura tiene lugar mayoritariamente sobre facetas inclinadas 45° con respecto al eje de tracción (Fig. 1), lo cual está de acuerdo con que el plano de descohesión de los granos con orientación $<110>$ (la orientación más intensa), se produzca sobre los planos $\{100\}$. La tensión de rotura frágil fue de 1.600 MPa. Sin embargo, según la ley de Sohcncke, para obtener una tensión de 1.100 MPa en los planos $\{100\}$ se tendría que haber alcanzado una tensión de 2.200 MPa. Esta diferencia puede atribuirse a los dos factores siguientes:

- 1°) Si bien la componente principal de la textura del material laminado es la $<110>$, hay una cantidad apreciable de granos con la orientación $<100>$ (ver la parte I de este trabajo) paralela al eje de tracción.
- 2°) La fractura frágil es un fenómeno local; es decir, una vez que se nuclea en una región de cierto tamaño crítico de la probeta, se propaga inmediatamente a través del resto de la sección.

El hecho de que el valor de la tensión de fractura frágil (1.600 MPa) sea mayor que la tensión de descohesión de referencia, se debe atribuir a la propia naturaleza estadística del fenómeno de la fractura frágil. Efectivamente, la probabilidad de encontrar un elemento microestructural crítico es mayor en el caso del material laminado tratado que en el caso del material laminado, puesto que la fracción en volumen de material con la orientación $<100>$ es mayor.

Para el caso del material compactado isostáticamente, ya sea tratado a 1.100 °C/100 h ó a 1.330 °C/1 h, no hay una orientación cristalina privilegiada de los granos, pero sí hay una cierta probabilidad de encontrar granos con el plano (100) sobre un plano diametral de la probeta. Por otra parte, se puede observar que la tensión de fractura a -196 °C es, en estos casos, similar a la tensión de descohesión de referencia. En el caso del material compactado isostáticamente sin tratamiento térmico, la tensión de fractura a -196 °C es algo menor que la tensión de descohesión de referencia, pero el mecanismo de fractura no ocurre por descohesión

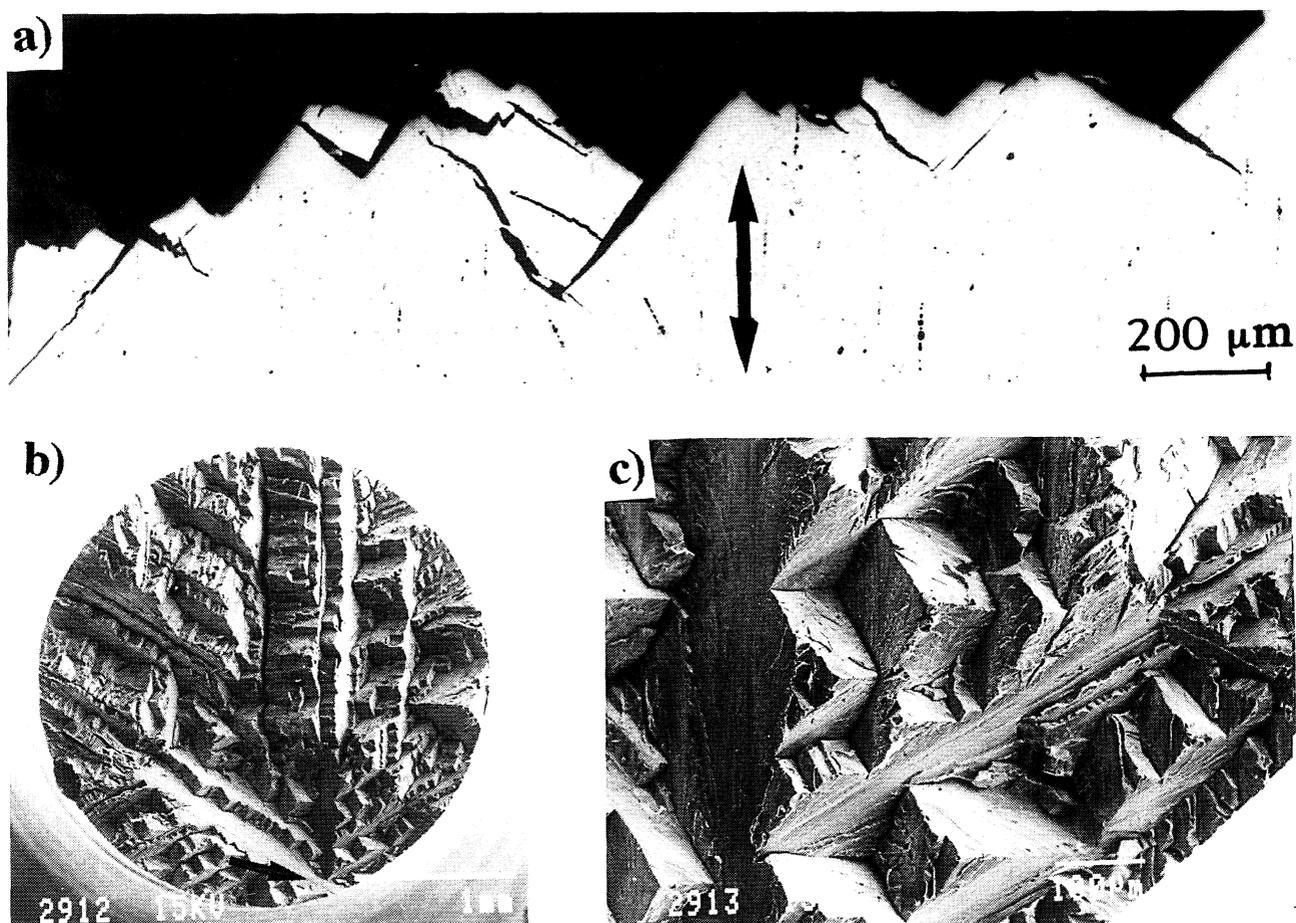


FIG. 1.— Características morfológicas de la fractura del material laminado sin tratar ensayado en tracción a -196°C . a) Vista lateral mostrando la inclinación de los planos de descohesión con respecto a la dirección de tracción. b) Vista en planta de la superficie de fractura. La flecha apunta hacia la región de iniciación de la fractura. c) Detalle de b).

FIG. 1.— Fracture appearance of the un-treated rolled material tensile tested at -196°C . a) Lateral view showing the inclination of the decohesive planes with respect the tensile direction. b) Top view of the fracture surface. Arrow denotes initiation of fracture. c) Detail of b)

cristalina, sino por descohesión interparticular (Fig. 2). En el caso del material extruido, no se produce la fractura frágil a -196°C . Ello ocurre, porque la probabilidad de encontrar en una sección diametral granos con la orientación $\langle 100 \rangle$ es muy pequeña, debido a la acusada intensidad de la textura $\langle 111 \rangle$ que presenta el material. A pesar de ello, en el curso del ensayo de tracción (Fig. 3), se producen algunas inestabilidades frágiles, probablemente asociadas a pequeños granos con una orientación favorable para que se produzca una fractura local. Por otra parte, para alcanzar la tensión de descohesión en un grano con la orientación $\langle 111 \rangle$, se debe aplicar una tensión de 3.400 MPa, que no se alcanza porque antes se produce la deformación plástica y la fractura dúctil.

Es de resaltar, en el caso material extruido, las buenas propiedades mecánicas de límite elástico,

resistencia a la tracción y alargamiento a -196°C . Específicamente, el límite elástico es superior al de aceros austeníticos y similar al de las aleaciones de base titanio utilizadas a temperaturas criogénicas (8). El alargamiento, sin embargo, es considerablemente menor que el de los aceros austeníticos, pero algo mayor que el de las aleaciones de titanio (8).

4. CONCLUSIONES

- La aleación MA956 procesada por aleado mecánico, conformada mediante extrusión y tratada térmicamente a 1.330°C durante 1 h, presenta, en comparación con los otros tipos de conformado considerados y a igualdad de tratamiento térmico, la máxima rigidez y resistencia al flujo plástico.

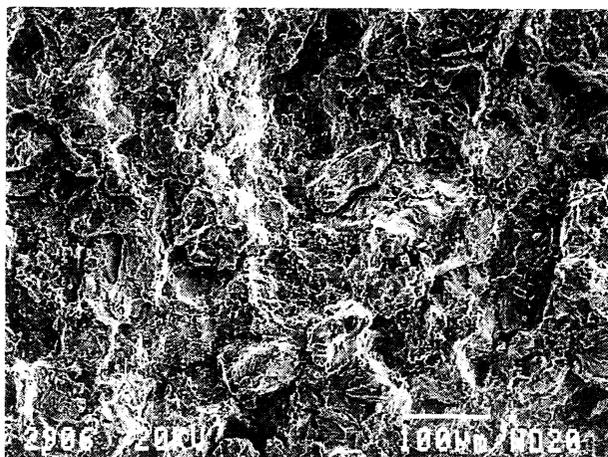


FIG. 2.— Fotografía que revela el carácter predominantemente interparticular de la fractura de una probeta de tracción del material compactado isostáticamente ensayada a $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$.

FIG. 2.— Picture showing the interparticle nature of the fracture in a sample tensile tested at $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ of the hipped material.

- La aleación MA956, diseñada en principio para aplicaciones a temperaturas de servicio elevadas, presenta también buenas propiedades mecánicas a temperaturas criogénicas.

Agradecimiento

Este trabajo ha sido financiado por la CICYT. Proyecto MAT95-0796.

REFERENCIAS

(1) ESCUDERO, M.L., GONZALEZ-CARRASCO, J.L., GARCIA-ALONSO, M.C. y RAMIREZ, E. *J. Biom. Mat. Res.*, 31, 1996: 313.

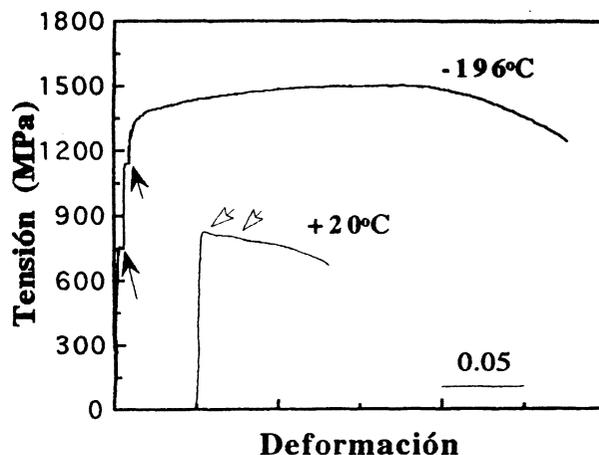


FIG. 3.— Comparación de las curvas del ensayo de tracción a $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ y a temperatura ambiente del material extruido tratado $1330\text{ }^{\circ}\text{C}/1\text{ h}$.

FIG. 3.— Comparison of the stress-strain tensile curves obtained at $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ and room temperature in the extruded and heat-treated ($1330\text{ }^{\circ}\text{C}/1\text{ h}$) material.

(2) Annual Book of ASTM Standards. Part 10. 1981: 310.
(3) BERANGER, G. The Book of Steel. Eds. G. BERANGER, G. HENRY y G. SANZ, Lavoisier Publishing. París (Francia) 1996: 61.
(4) SMITH, E. y BOAS, W. Plasticity of Crystals, F.A. Hughes & Co. Limited. 1950.
(5) ERICKSON, J.S. *J. Appl. Phys.* 33 (8), 1962: 2.499.
(6) GILMAN, J.J. Proc. Conf. Fracture, Eds. B.L. Averbach, D.K. Felbeck, G.T. Hahn y D.A. Thomas. Technology Press-John Willey & Sons. 1959: 193.
(7) CAMA, H. y HUGHES, T.A. Proc. Conf. Materials for Advanced Powder Engineering. Part II. Eds. D. Coutsouradis, J.H. Davidson, J. Ewald, P. Greenfield, T. Khan, M. Malik, D.B. Meadowcroft, V. Regis, R.B. Scarlin, F. Schubert y D.V. Thornton, 1994. Kluwer Academic Press. 1497.
(8) GHICHARD, D. *Rev. Metall.* (Paris) Dic. 1996: 1.501.