

Evolución de las propiedades mecánicas con la temperatura de cintas amorfas Mg₁₀Ni₁₀Y

M.A. Torrijos*, G. Garcés*, J. García-Barriocanal**, P. Pérez* y P. Adeva*

Resumen

El objetivo de este estudio es la caracterización mecánica, mediante ensayos de tracción, desde temperatura ambiente hasta 350 °C, de una aleación amorfa de composición Mg-10Ni-10Y (% at.) obtenida mediante solidificación rápida por la técnica de la rueda. Se analiza la influencia de la adición de itrio al Mg-Ni para lo cual los resultados se comparan con los de la aleación binaria Mg-11Ni estudiada previamente. Antes de iniciar la caracterización mecánica del material, se realizó un estudio mediante calorimetría diferencial de barrido para comprobar la naturaleza amorfa de la cinta, analizar su estabilidad térmica y conocer las transformaciones que experimenta hasta la cristalización. Los resultados indican que el itrio es un estabilizador de la fase amorfa pero no mejora las propiedades mecánicas de la cinta binaria. Los valores de resistencia mecánica y alargamiento a rotura medidos en la cinta con itrio son menores que los obtenidos para la aleación binaria.

Palabras clave

Vidrios metálicos. Aleaciones de magnesio. Propiedades mecánicas.

Evolution of mechanical properties with temperature in amorphous Mg₁₀Ni₁₀Y ribbons

Abstract

The mechanical behaviour by tensile strength test from room temperature to 350 °C in the rapidly solidified Mg-10Ni-10Y (at. %) ribbon has been studied. To determine the effect of yttrium additions the results are compared with those of Mg-11Ni studied in a previous work. Before studying the mechanical behavior of the material the thermal stability of the amorphous ribbon and the crystallization reactions were determined by DSC experiments. Results show that yttrium stabilizes the amorphous phase but it has not reinforcement effect. The tensile strength and elongation to failure values of the ternary alloy are lower than those of Mg-11Ni.

Keywords

Metallic glasses. Magnesium alloys. Mechanical behaviour.

1. INTRODUCCIÓN

Las aleaciones de base magnesio son los materiales metálicos estructurales más ligeros y presentan propiedades mecánicas específicas comparables a las aleaciones de aluminio. Además, se reciclan fácilmente, tienen un bajo coste y las reservas de magne-

sio son grandes. Actualmente, el empleo del magnesio se ha extendido a la fabricación de componentes en la industria del automóvil, carcasas de ordenadores y teléfonos móviles. La ligereza, la posibilidad de fabricar componentes de paredes muy delgadas y su capacidad de apantallar los campos electromagnéticos son sus principales ventajas. Recientemente, las

* Departamento de Metalurgia Física, Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas, CSIC. Av. Gregorio del Amo, 8. 28040 Madrid

** Departamento de Física Aplicada. Facultad de Ciencias Físicas, UCM.

aleaciones de magnesio han suscitado un gran interés por su posible empleo en la fabricación de electrodos negativos de baterías recargables, debido a su capacidad para almacenar hidrógeno. Esto, unido a que son materiales muy prometedores desde el punto de vista estructural ha hecho que, en los últimos años, haya aumentado el número de grupos de investigación trabajando en aleaciones amorfas y nanocristalinas del sistema Mg-(Cu, Ni)-TR (Tierra rara o itrio) [1-8]. El interés por este sistema se debe a que son fácilmente amorfificables, ya que presentan una relativamente amplia región de subenfriamiento líquido antes de la cristalización y está bien comprobado que la amorfificación de una aleación, por temple desde el líquido, produce un aumento considerable de la resistencia mecánica, de la tenacidad y de la resistencia a la corrosión.

La información más reciente disponible en la literatura sobre aleaciones Mg-Ni-TR se refiere fundamentalmente a su procesado, estabilidad térmica, cinética de cristalización y cinética de hidrogenación [4, 5, 7 y 9-11]. El comportamiento mecánico se ha estudiado fundamentalmente a temperatura ambiente. Además, los datos disponibles se obtienen mayoritariamente a partir de ensayos de microdureza y ensayos de compresión en amorfos masivos. Existen pocos datos de la evolución del límite elástico y de la resistencia mecánica con la temperatura de cintas amorfas.

En un trabajo anterior se estudió el comportamiento en tracción de la cinta amorfa Mg-11Ni (% at.) a diferentes temperaturas. Los resultados obtenidos indicaron que esta aleación experimenta, en el intervalo de temperaturas de ensayo (Ta-350°C) procesos de cristalización que transcurren en dos etapas. Los cambios microestructurales asociados a dichos procesos de cristalización, por efecto del calentamiento hasta la temperatura de ensayo, la cristalización y el crecimiento de las fases, provoca una variación importante de las propiedades mecánicas. Los valores más altos de resistencia mecánica los presenta la aleación en estado amorfo, alcanzando 450 MPa a 50 °C [12].

Este estudio se ha planteado como continuación del trabajo anterior. El objetivo es la caracterización mecánica, mediante ensayos de tracción, de la cinta amorfa Mg-10Ni-10Y (% at.), en el intervalo temperatura ambiente -350 °C. Se analiza la variación de las propiedades mecánicas con la evolución de la microestructura desde el estado amorfo hasta el cristalino, por efecto de la temperatura de ensayo. Los resultados se comparan con los de la aleación binaria Mg-11Ni para conocer la influencia del itrio.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

La cinta amorfa de composición nominal Mg-10Ni-10Y (% at) obtenida mediante la técnica de la rueda, fue suministrada por el Prof. F. Sommer del Max Plank Institute de Stuttgart. La cinta presentaba una excelente resistencia al doblado, un buen acabado superficial con caras brillantes, y sus dimensiones eran homogéneas de 2.348 µm de anchura y 24 µm de espesor.

Antes de iniciar la caracterización mecánica del material, se realizó un estudio mediante calorimetría diferencial de barrido (DSC) para conocer el estado inicial de la cinta, determinar la estabilidad térmica y conocer las transformaciones que experimenta hasta la cristalización. Se utilizó un calorímetro Perkin-Elmer. Los ensayos se realizaron en atmósfera de argón, para minimizar la oxidación del material. El ciclo realizado fue un calentamiento desde temperatura ambiente hasta 500 °C a una velocidad de 20 K min⁻¹, seguido de un mantenimiento a esa temperatura durante 30 min, para conseguir una estructura cristalizada y de equilibrio. Como material de referencia se utilizó el recipiente de aluminio vacío. Para establecer la línea de base, se efectuaron dos barridos. En el primero se utilizaron dos recipientes de aluminio vacíos e idénticos. En el segundo, se utilizó la muestra objeto de estudio y un crisol de aluminio vacío como probeta de referencia. La curva final es la diferencia entre ambos barridos considerándose procesos exotérmicos los que toman valores negativos.

La caracterización microestructural de las cintas, antes y después de los ensayos de tracción, se hizo mediante Microscopía Electrónica de Barrido y de Transmisión (MEB y MET) y Microanálisis de rayos X por Dispersión de Energía (EDS). La preparación de las muestras se realizó mediante adelgazamiento iónico, en un equipo de doble haz y a temperatura del nitrógeno líquido. También se estudiaron las superficies de fractura de las muestras ensayadas para correlacionar el tipo de fractura con el estado de la cinta según fuera amorfa, parcialmente cristalina o completamente cristalizada.

Los ensayos de tracción se realizaron en una micromáquina de tracción utilizando mordazas planas y una celda de carga de 200 N con una sensibilidad de 0.1N. El sistema de calentamiento acoplado a las mordazas permite realizar ensayos hasta 500 °C en atmósfera controlada. Los ensayos, entre temperatura ambiente y 350 °C se realizaron en vacío de 10⁻³ Pa utilizando una longitud inicial de cinta de 7 mm, y una velocidad inicial de deformación de 10⁻⁴ s⁻¹. En todos los casos se utilizó un tiempo de calentamiento de 7 min hasta alcanzar la temperatura de ensayo.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Estabilidad térmica de la cinta amorfa y cristalización

Durante el calentamiento continuo de la cinta amorfa, desde temperatura ambiente hasta 500 °C, se producen tres transformaciones exotérmicas, como se observa en la curva DSC de la figura 1. Estas transformaciones aparecen a 200, 273 y 373 °C, aunque esta última transformación muestra un cambio de entalpía muy pequeño.

Para determinar la naturaleza de estas transformaciones, se estudió al MET la microestructura de la cinta tras cada una de estas transformaciones. Como se aprecia en las micrografías de campo claro (Figs. 1a y b), la cinta presenta hasta 250 °C, temperatura por encima del primer pico, una estructura amorfa

como lo demuestra la presencia de halos en el diagrama de difracción de electrones. Por lo tanto, este primer pico exotérmico se tiene que asociar a una transformación del amorfo inicial a otro estado amorfo, lo que ha de dar lugar a reajustes atómicos locales en el seno de la matriz amorfa. Los pequeños núcleos que aparecen en las micrografías deben ser agrupamientos de átomos de magnesio con orden de medio alcance. Estas observaciones están de acuerdo con los estudios recientes de Louzguine *et al.* en Mg₁₀Ni₂YMm₂ [8]. Estos autores, observan tras un recocido del material durante 50 s a 157 °C un ensanchamiento de la curva de difracción de rayos X que lo asocian a una relajación estructural irreversible en el que se produce un cambio del estado amorfo. Este cambio se caracteriza por la eliminación de defectos generados durante la solidificación del líquido subenfriado y por el reajuste de concentraciones de solutos por fenómenos de redis-

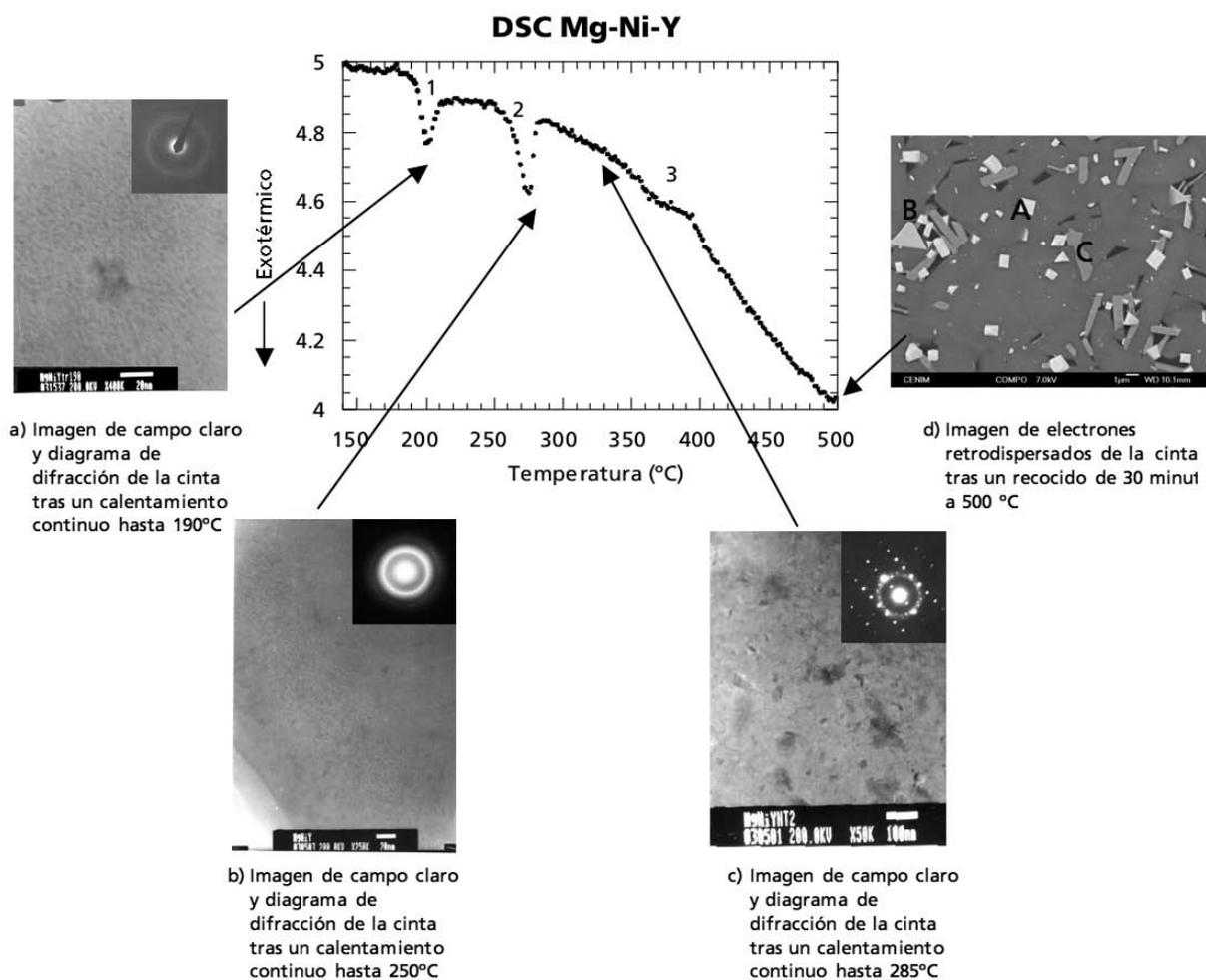


Figura 1. Curva de calorimetría diferencial de barrido obtenida mediante calentamiento continuo a 20 K/min e imágenes de campo claro y diagramas de difracción de electrones correspondientes a los estados marcados con las flechas.

Figure 1. DSC curves at 20K/min. Bright field images and electron diffraction diagrams correspond to the states marked with arrows in the DSC curve.

Tabla I. Composición química en % at. de cada una de las fases obtenida mediante microanálisis semicuantitativo.

Table I. Microanalysis results of different phases (at. %).

Fase	Mg (%)	Ni (%)	Y (%)	Total (%)
Matriz	85,3	6,5	8,2	100,00
Fase A	54,5	4,3	41,2	100,00
Fase B	19,5	64,0	16,5	100,00
Fase C	66,7	28,5	4,8	100,00

tribución difusional que conduce a un reordenamiento atómico de corto alcance.

La observación al MET de la cinta calentada por encima del segundo pico, 285 °C, indica que la cinta ha comenzado a cristalizar. Su microestructura está compuesta por nanocristales extremadamente pequeños, distribuidos homogéneamente, aunque también se observan otros algo mayores (Fig. 1c). El diagrama de difracción de electrones sobre un área de esa micrografía es el de un grano γ , sobre éste, se solapan anillos constituidos por puntos (*spots*), procedentes de la contribución de los nanocristales. De acuerdo a Spassov *et al.*^[5] la distribución homogénea de nanocristales se produce por la existencia de una alta densidad de sitios activos, generados durante la solidificación rápida de la cinta, que actúan como lugares preferentes tanto para la formación de agrupamientos de átomos de magnesio, como para la nucleación de estos nanocristales. Debido al pequeño tamaño de los nanocristales no fue posible realizar su caracterización mediante microanálisis con rayos X por dispersión de energía, pero sí se pudieron analizar los cristales grandes y los resultados indicaron que se trataban de cristales de magnesio con níquel e itrio en solución sólida. Lorimer^[13] y Unsworth *et al.*^[14] estudiaron la aparición de fases metaestables en soluciones sólidas sobresaturadas de magnesio con adiciones de itrio procesadas convencionalmente. Estas fases metaestables podrían aparecer también en aleaciones con estos componentes y procesadas por solidificación rápida.

Tras el calentamiento de la cinta por encima de la tercera transformación exotérmica, se observa una microestructura completamente cristalizada diferenciándose, por su contraste, tres fases además de la matriz de magnesio, como se muestra en la imagen de electrones retrodispersados de la figura 1d. Para realizar la caracterización microanalítica de estas fases se realizó microanálisis cuantitativo por dispersión de energía y difracción de rayos X. Los resultados del microanálisis cuantitativo se presentan en la tabla I. Para completar la caracterización de las fases, se realizó una análisis mediante difracción de

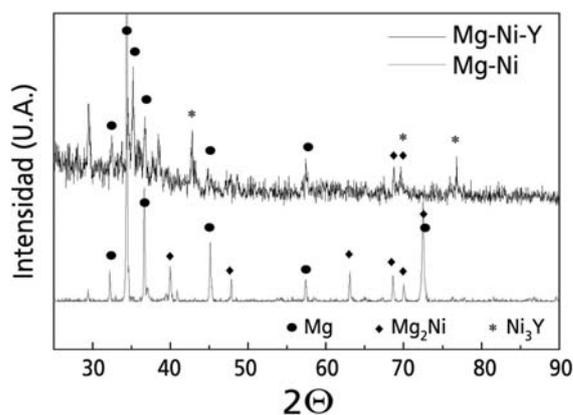


Figura 2. Espectros de difracción de rayos X de las dos cintas cristalizadas y en estado de equilibrio.

Figure 2. X Ray diffraction pattern of crystallized ribbons and in equilibrium state.

rayos X. En la figura 2 se presenta el espectro de difracción de la cinta cristalizada y para facilitar la identificación de los máximos, se compara con el espectro de la aleación eutéctica Mg-11Ni completamente cristalizada, estudiada en un trabajo anterior. De estos resultados se puede concluir que la matriz de magnesio es una solución sólida de níquel e itrio, la fase B es la fase Ni_3Y y la fase C es la fase Mg_2Ni . Respecto a la fase A, no detectada por difracción de rayos X debido probablemente a su baja fracción en volumen, hay bastantes discrepancias en la bibliografía sobre su naturaleza. Hay autores que la identifican como el intermetálico $Mg_{24}Y_5$. Otros consideran que se trata de la fase Mg_2Y o la $Mg_{17}Y_2$ ^[1, 5 y 8]. Los resultados de este estudio, mostrados en la tabla I, se ajustan a la composición de la fase MgY prevista en el diagrama de fase binario Mg-Y^[15].

De acuerdo con los resultados de calorimetría (DSC) y microanálisis (EDS) se propone que la cristalización de la cinta amorfa Mg-10Ni-10Y durante el calentamiento continuo tiene lugar en las siguientes etapas:

Pico 1: Transformación del amorfo inicial en el amorfo 1.

Pico 2: Cristalización del amorfo 1 en matriz de magnesio con itrio y níquel en solución sólida + nanocristales ricos en níquel + nanocristales ricos en itrio. Estas fases deben ser metaestables ya que aparece una tercera transformación.

Pico 3: Transformación de los nanocristales ricos en níquel y ricos en itrio en las fases de equilibrio Ni_3Y , Mg_2Ni y MgY.

Estos resultados están de acuerdo con los obtenidos por otros autores^[7 y 8] (también en comunicación privada del Prof. Sommer).

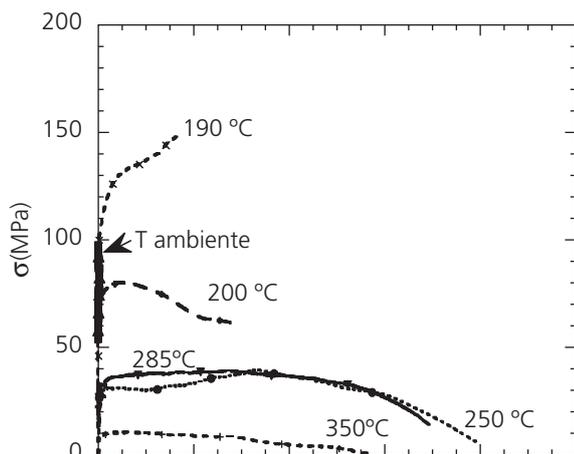


Figura 3. Curvas tensión real-deformación real de la cinta amorfa Mg-10Ni-10Y a diferentes temperaturas.

Figure 3. True stress-true strain curves at different temperatures of amorphous Mg-10Ni-10Y ribbon.

La cristalización de esta aleación es muy diferente a la de la aleación binaria eutéctica Mg-11Ni (% at). Mientras que el amorfo Mg-10Ni-10Y cristaliza en tres etapas, la binaria lo hace en tan solo dos. En la primera, que ocurre alrededor de 164 °C, se forma la fase metaestable $Mg_{5,5}Ni$ [4, 5 y 12] que se descompone en las fases de equilibrio Mg+ Mg_2Ni cuando se superan los 190 °C, aproximadamente. La microestructura de equilibrio es también diferente ya que la aleación binaria presenta una morfología eutéctica laminar Mg+ Mg_2Ni . Por tanto, las adiciones de itrio al Mg-Ni retrasan la cristalización, pudiéndose considerar que este elemento es un estabilizador de la fase amorfa. Este efecto debe relacionarse con el

mayor tamaño atómico de este elemento con respecto al magnesio y al níquel y, por tanto, a la mayor dificultad que tiene para difundir. Por otra parte, la cristalización de una importante fracción en volumen de las fases intermetálicas Ni-Y, Mg-Ni y Mg-Y debe dificultar tanto los fenómenos de difusión para que la transformación se complete, como el crecimiento de las diferentes fases.

3.2. Comportamiento mecánico

El comportamiento mecánico a tracción de las cintas en estado amorfo en el intervalo temperatura ambiente -350°C se presenta en la figura 3. Las curvas tensión real-deformación real muestran un comportamiento muy frágil de la cinta a temperaturas inferiores a 190 °C, rompiendo siempre en región elástica. Por ello, sólo se ha representado la curva correspondiente a temperatura ambiente. Hay que señalar, sin embargo, que la cinta presenta, a esta temperatura, una elevada resistencia al doblado, propiedad que va disminuyendo a medida que aumenta la temperatura de ensayo, reduciéndose a pequeños fragmentos cuando se ensaya a partir de 285 °C. Este comportamiento de buena resistencia al doblado y fragilidad en la tracción, habitualmente, se observa en cintas amorfas y parece estar relacionado con la estructura amorfa, de tal modo, que dicha capacidad de doblado se pierde al iniciarse la cristalización.

Para temperaturas de ensayo desde 190 °C en adelante, la cinta presenta comportamiento plástico en todo el intervalo de temperaturas. El límite elástico disminuye notablemente a medida que aumenta la temperatura de ensayo. Sin embargo, se pueden

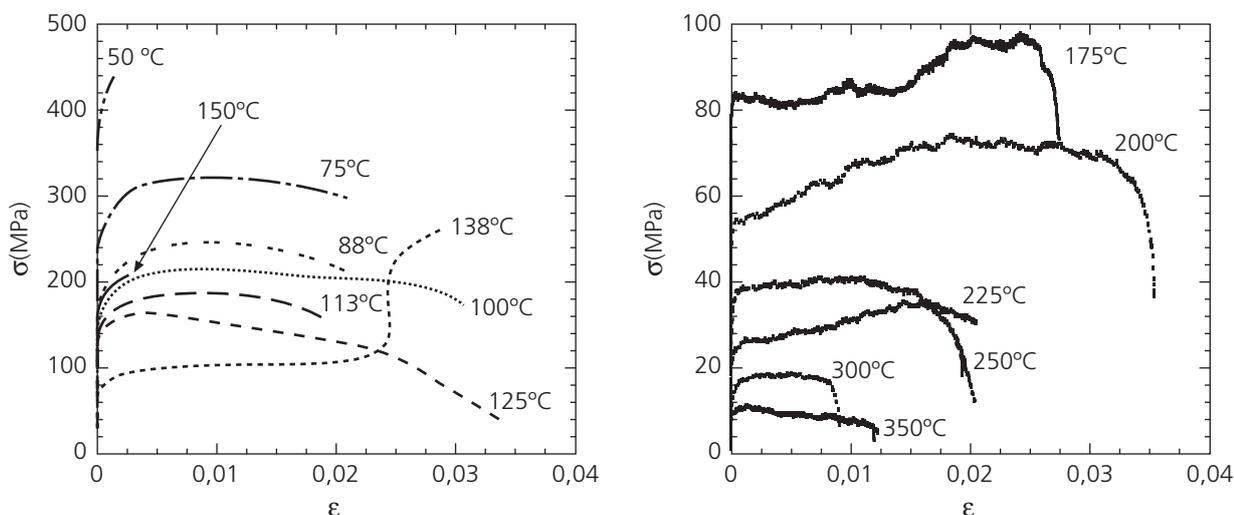


Figura 4. Curvas tensión real-deformación real de la cinta amorfa Mg-11Ni a diferentes temperaturas.

Figure 4. True stress-true strain curves at different temperatures of amorphous Mg-11Ni ribbon.

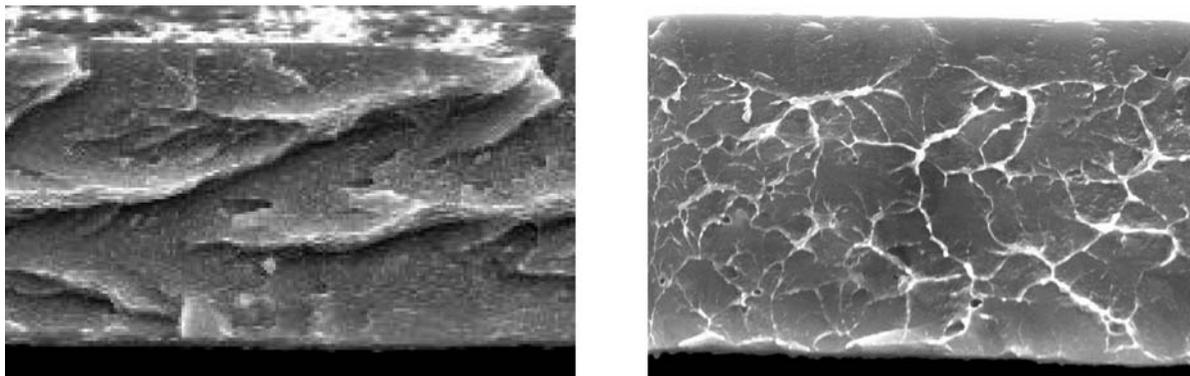


Figura 5. Superficie de fractura de la cinta Mg-10Ni-10Y ensayada a 190 °C . La fractura es heterogénea observándose regiones de fractura de tipo *chevron* y de tipo *en venas* típicas del estado amorfo.

Figure 5. Fracture surface of Mg-10Ni-10Y ribbon tensile tested at 190 °C. The fracture is inhomogeneous coexisting chevron and vein type fractures.

observar comportamientos diferentes a 190 °C y por encima de esta temperatura. A 190 °C, el material presenta un ligero endurecimiento y rompe a 150 MPa, tras un alargamiento, que aunque oscila de unos ensayos a otros dependiendo del estado de la cinta, se sitúa en torno al 2%.

El límite elástico y la resistencia mecánica de la cinta a temperaturas de ensayo de 200 °C y superiores descienden notablemente, pero el alargamiento crece, alcanzando valores superiores al 6%.

El hecho de que la cinta ensayada a 190 °C muestre plasticidad indica el inicio de los cambios microestructurales que tienen lugar como consecuencia del calentamiento. En el DSC de la figura 1 se observa que la primera transformación, asociada a una transición de un estado amorfo a otro, aparece alrededor de esta temperatura. Es muy posible que durante los ensayos de tracción las transformaciones se adelanten respecto a lo medido en el del DSC, tanto por efecto de la temperatura como por la deformación. El estudio de la superficie de fractura de la cinta ensayada indica que el material continúa en estado amorfo, aunque la fractura es heterogénea y se observan regiones de fractura de tipo “en venas” y de tipo *chevron*, características de la fractura frágil de amorfos (Fig. 4). Fracturas similares de tipo *chevron* están descritas en la bibliografía en cintas amorfas que se han fragilizado por hidrógeno^[16]. La aparición de diferentes morfologías de fractura indica un modo de deformación mixto. Este modo de deformación se ha observado en amorfos metálicos deformados por encima de temperatura ambiente y se ha visto que la fractura se inicia por cizalla pero el fallo final ocurre a lo largo de una superficie casi normal al eje de tracción. Por tanto, el ligero endurecimiento y el aumento de la plasticidad observados en la cinta ensayada a 190 °C ha de asociarse a la transformación del amorfo inicial al

segundo estado amorfo. Esta transformación, probablemente, consiste en un reordenamiento atómico que produce agrupaciones locales de átomos (*clusters*), cuyo efecto es similar a los que se observan durante los primeros estadios de la precipitación.

A 200 °C, el límite elástico y la resistencia a la tracción decrecen observándose una ablandamiento en la curva tensión-deformación. Evidentemente, esta disminución de propiedades y el ablandamiento observado han de relacionarse con el inicio de la cristalización del material, que se ha comprobado mediante MET. A medida que la cristalización avanza (para temperaturas de ensayo superiores), la pérdida de propiedades es más acusada. Así, el comportamiento de la cinta a partir de 250 °C se caracteriza por la presencia de una región estacionaria aunque los valores del límite elástico y la resistencia son realmente bajos. Todo ello, indica que se ha producido un cambio en el modo de fractura. Debido a la fragmentación, comentada anteriormente, que ocurre a medida que crece la temperatura de ensayo, aunque el alargamiento a rotura aumenta hasta valores del 6% no se han podido estudiar todas las superficies de fractura de los materiales ensayados ya que la mayor parte de las veces, las muestras ensayadas quedaban reducidas a pequeños fragmentos. Este fenómeno, descrito en la bibliografía para diferentes materiales, aparece cuando la fractura del material amorfo no se produce por pseudoclivaje, desapareciendo la estructura tipo “en venas”. Se explica por la falta de energía para la propagación de grietas^[17]. En el caso de la cinta estudiada, este razonamiento es válido hasta los ensayos a 190 °C, en los que la cinta conserva su estado amorfo. Por encima de esta temperatura, el fenómeno de fragmentación tiene que estar asociado a la cristalización de la cinta y, por tanto, a un cambio de comportamiento, como se puede comprobar en la figura

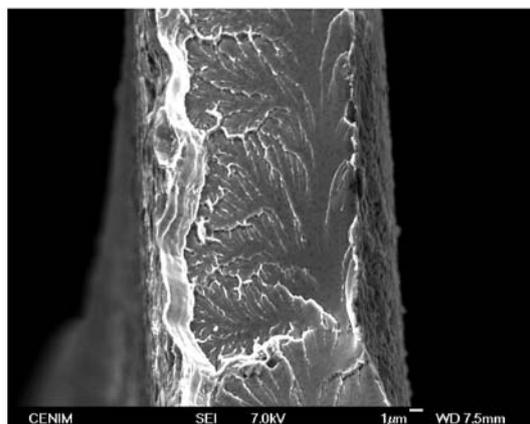
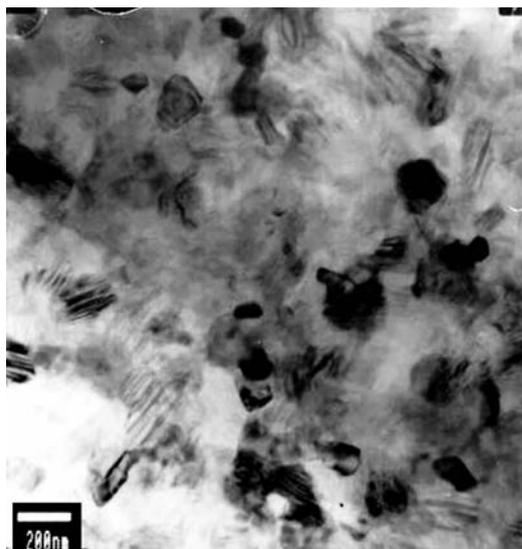


Figura 6. Mg-10Ni-10Y ensayada a tracción a 350 °C. La imagen de campo claro indica que el material es completamente cristalino. La superficie de fractura muestra rotura por clivaje.

Figure 6. Mg-10Ni-10Y ribbon tensile tested at 350 °C. The bright field image indicates a completely crystallized material. Fracture surface shows cleavage.

6 correspondiente a la cinta ensayada a 350 °C. En la imagen de campo claro se observa la presencia de las diferentes fases cristalizadas. La superficie de fractura ya es completamente diferente a la de un material amorfo, observándose una superficie característica, de rotura frágil por clivaje, de un material cristalino, aunque las elevaciones brillantes de las facetas de clivaje indican un cierto grado de plasticidad. Este fenómeno de fragmentación por efecto de la cristalización se comprobó, también, realizando ensayos de tracción a temperatura ambiente en cintas cristalizadas en diferentes estados, 285, 300 y 425 °C. En todos los casos las cintas rompieron en región elástica, a valores de tensión de 100, 50 y 40 MPa, respectivamente, produciéndose el fenómeno de fragmentación comentado.

Para conocer la influencia del itrio en las propiedades mecánicas de las aleaciones Mg-Ni, se compararon los resultados de este trabajo con las curvas tensión real-deformación real de la aleación Mg-11Ni ensayada en las mismas condiciones. Se puede comprobar que las propiedades mecánicas de la cinta Mg-11Ni en el intervalo $T < 138$ °C, en el que se encuentra en estado amorfo, son elevadas y presentan una cierta plasticidad. No es posible comparar estos resultados con los de la aleación ternaria, debido a que, ésta, en el estado amorfo rompe en región elástica. A temperaturas de deformación superiores, $T > 138$ °C, en el caso de la aleación Mg-11Ni y $T > 190$ °C, en el caso de la aleación Mg-10Ni-10Y, los dos materiales muestran una resistencia mecánica baja aunque la aleación binaria presenta una mayor ductilidad. Se

puede concluir, por tanto, que el itrio no proporciona un aumento de las propiedades mecánicas.

Para corroborar estos resultados se realizaron ensayos de microdureza Vickers en ambas aleaciones, en diferentes estados de cristalización, empleando el mismo tiempo de calentamiento que en los ensayos de tracción, que era de unos 7 min, hasta llegar a la temperatura seleccionada. Las temperaturas de tratamiento para cada uno de los materiales, se eligieron de acuerdo con las transformaciones que sufren desde el estado amorfo hasta la cristalización según el DSC. En el caso de la aleación ternaria se escogieron temperaturas en las que el material debía permanecer en estado amorfo, el estado de recepción y 190 °C. También, se midió la dureza tras un tratamiento a 285 °C, temperatura por encima del segundo pico del DSC y, finalmente, en el estado de equilibrio, 500°C. En el caso de la aleación binaria, se midió la dureza en el estado de recepción y a 140 °C, que corresponden al estado amorfo, a 200 °C, que corresponde a una temperatura por encima del primer pico de cristalización y a 350°C, que corresponde al estado de equilibrio. En la figura 7 se presentan los resultados. La aleación Mg-10Ni-10Y presenta en el estado de recepción una microdureza de 214 HV, valor que está de acuerdo con los de la bibliografía^[1]. El máximo alcanzado tras el tratamiento térmico a 190 °C puede relacionarse con la evolución de la cinta al segundo estado amorfo mediante reajustes difusionales de los elementos de aleación. También, se han registrado aumentos de dureza en otros vidrios metálicos hasta del 14 %, por efecto de la relajación estructural^[18]. Por

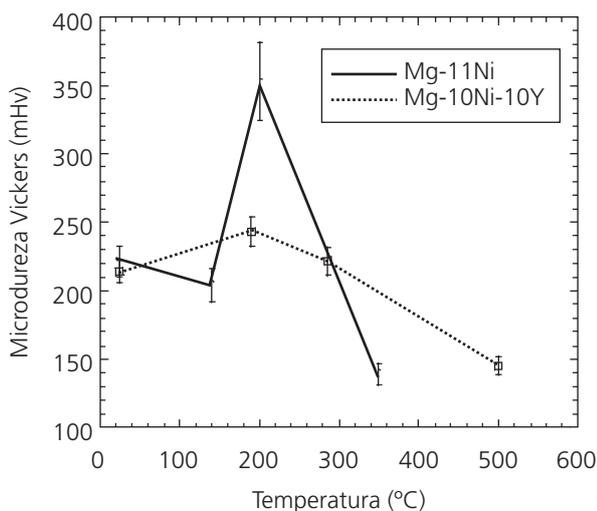


Figura 7. Variación de la microdureza Vickers con la temperatura de tratamiento térmico. El estado inicial corresponde al estado de recepción y por lo tanto es estado amorfo y el final a 500 °C, corresponde al estado completamente cristalino y de equilibrio.

Figure 7. Evolution of Vickers microhardness with the temperature of thermal treatment. The start corresponds to the RS condition (amorphous state) and the end at 500°C corresponds to the completely crystallized state (equilibrium state).

otra parte, de esta gráfica se deduce que la cristalización origina una disminución de la dureza, que se hace más evidente a 500 °C (140 HV), debido al engrosamiento de las fases de equilibrio. La cinta, en este estado, presenta una dureza muy inferior a la que presentaba en el estado de recepción. Ello prueba que la amorfización de una aleación mejora sustancialmente las propiedades mecánicas.

Por otra parte, si se compara la evolución de la dureza de la aleación binaria Mg-11Ni con la de la aleación ternaria se observa que la primera experimenta, a 200 °C, un importante aumento de la dureza, alcanzando un valor muy superior al de la ternaria. Esta diferencia se ha atribuido a la presencia en la aleación binaria de la fase metaestable Mg_{5,5}Ni, fase de elevada dureza que cristaliza, de acuerdo a los estudios cinéticos de Kempen *et al.*^[4], a 190 °C para posteriormente descomponerse por encima de esta temperatura en las fases de equilibrio Mg+Mg₂Ni. La cinta Mg-11Ni tratada a 350 °C muestra una dureza muy baja, aproximadamente 138 HV.

Hay que destacar de la grafica mostrada en la figura 7 que ambos materiales presentan, tanto en el estado de recepción como en el de equilibrio, valores de dureza muy similares. Desde este punto de vista, se vuelve a confirmar que el itrio no tiene apenas efecto endurecedor en la aleación, en estos dos

estados. Su efecto es, por tanto, únicamente el de estabilizar la estructura amorfa.

4. CONCLUSIONES

- El comportamiento en tracción de la cinta amorfa, entre temperatura ambiente y 150°C, es muy frágil, rompiendo siempre en región elástica. A 190 °C presenta comportamiento plástico y alcanza una resistencia mecánica de 150 MPa y, aproximadamente, un 2% de alargamiento. Este comportamiento se ha asociado a un cambio de estado amorfo. Para temperaturas superiores, se produce una importante disminución de la resistencia y las curvas presentan un periodo estacionario alcanzando alargamientos de 6%.
- Comparando las propiedades mecánicas de las dos aleaciones Mg-11Ni y Mg-10Ni-10Y se concluye que las adiciones de itrio no ejercen efecto reforzante. Se ha observado que el itrio no produce un aumento de la resistencia a la tracción de la aleación ternaria con respecto a la binaria y las durezas de ambos materiales presentan, tanto en el estado de recepción como en el completamente cristalizado, valores muy similares.
- Del estudio comparado de los procesos de cristalización del amorfo Mg-10Ni-10Y y Mg-11Ni se deduce que el itrio retrasa la cristalización, estabilizando la fase amorfa ternaria. Además, refina la microestructura cristalizada por la formación de fases intermetálicas que deben retrasar e impedir los fenómenos de difusión.

Agradecimientos

Este trabajo se ha realizado dentro del Proyecto de Investigación CAM 07N 0075-2002. Los autores agradecen al Prof. Sommer, del Max Planck Institut de Stuttgart, su colaboración en la preparación de las cintas y en los ensayos de Calorimetría Diferencial de Barrido. También, se agradece a los Profesores Badia y Antoranz de la ETSI Aeronáuticos su ayuda en la ensayos de Calorimetría Diferencial de Barrido.

REFERENCIAS

- [1] M. SUZUKI, R INOUE, M. SUGIHARA, H. SATO, J. KOIKE, K. MARUYAMA Y H. OIKAWA, *Mater. Sci. Forum.* 350-351 (2000) 151-156.
- [2] S. G. KIM, A. INOUE Y T. MASUMOTO. *Mater. Trans. JIM* 31 (1990) 929-934.
- [3] T. SPASSOV Y U. KÖSTER, *Z. Metallkd.* 91 (2000) 675-679.

- [4] A.T.W. KEMPEN, H. NITSCHKE, F. SOMMER Y E.J. MITTEMEIJER, *Metall. Trans.* 33 A (2002) 1.041-1.050.
- [5] T. SPASSOV, P. SOLSONA, S. SURINACH, M.D. BARÓ, *J. Alloy. Comp.* 345 (2002) 123-129.
- [6] P. PÉREZ, G. GARCÉS, G. CARUANA Y P. ADEVA, *Rev. Metal. Madrid*. Vol. Extr. (2005) 244-245.
- [7] V. RANGELOVA Y T. SPASSOV, *J. Alloy. Comp.* 345 (2002) 148-154.
- [8] D. V. LOUZGUINE, LARISSA V. LOUZGUINA Y AKIHISA. INOUE, *Phil. Mag.* 83 (2003) 203-216
- [9] K. TANAKA, Y. KANDA, M. FURUHASHI, K. SAITO, K. KURODA Y H. SAKA, *J. Alloy Comp.* 293-295 (1999) 521-525.
- [10] N. CUI, P. HE AND J.L. LUO, *Acta Mater.* 47 (1999) 3.737-3.743.
- [11] G. LIANG, *J. Alloy Comp.* 370 (2004) 123-128.
- [12] P. PÉREZ, G. GARCÉS AND P. ADEVA, *J. Alloy Comp.* 381 (2004) 114-123.
- [13] W. LORIMER, *Proc. Magnesium Technology*, The Institute of Metals, London, 1986, pp. 47-53.
- [14] W. UNSWORTH Y J. F. KING, *Proc. Magnesium Technology*, The Institute of Metals, London, 1986, pp. 25-29.
- [15] T. B. MASSASKI, J.L. MURRAY, L. H. BENNET Y H. BACKER, *Binary Alloy Phases Diagrams*, American Society for Metals (1986) pp. 1.559-1.562.
- [16] T.R. ANANTHARAMAN, *Metallic glasses. Production, Properties and Applications*. Trans Tech Publications (1984) pp. 213-216.
- [17] C. PAMPILLO, *J. Mater. Sci.* 10 (1975) 1.194-1.227.
- [18] LIEBERMANN, *Howard H. Rapidly Solidified Alloys. Processes, structures, properties, Applications*. Ed. Marcel Decker (1993).