

Vidrios Metálicos Masivos

L. Marta , G. Lavorato , C. Berejnoi , C. Bernal , J. Moya *

jmoja@ucasal.net

Resumen:

La primera generación de vidrios metálicos (es decir, aleaciones metálicas con estructura amorfa) fueron desarrollados en la década de 1960 en forma de cintas o chapas con espesores del orden de los 40 μm . Luego, en los años 70, las aleaciones amorfas base Fe o Co encontraron rápidamente su lugar en la industria como núcleos de transformadores, debido a sus excelentes propiedades magnéticas blandas. Un resumen de los mismos y de sus propiedades magnéticas puede encontrarse en el volumen anterior de estos cuadernos. En este artículo haremos hincapié en la nueva familia de los vidrios metálicos, los llamados vidrios metálicos masivos o sus siglas en inglés BMGs (*Bulk Metallic Glasses*) denominados así por obtenerse con espesores mayores al milímetro. Se hará una introducción al problema de la capacidad de amorfización de las aleaciones metálicas, se comentarán sus propiedades mecánicas y corrosivas y sus aplicaciones incipientes como material estructural. Finalmente, se mostrarán algunos resultados experimentales obtenidos gracias al fruto de diversas colaboraciones.

Palabras claves: Vidrios metálicos masivos, aleaciones amorfas, aleaciones metálicas avanzadas.

* Leonardo Marta: es Ingeniero Aeronáutico (U.N.L.P) y becario doctoral del CONICET. Su tema de tesis es "Desarrollo de aleaciones amorfas masivas base Fe para aplicaciones estructurales" y trabaja actualmente en el I.Es.I.Ing de la Fac. de Ingeniería e Informática de la UCASAL.

Gabriel Lavorato: es estudiante de Ingeniería Industrial de la Facultad de Ingeniería de la UBA y becario de investigación en dicha institución (Beca Estímulo FI-UBA). Su tema de tesis de graduación es: "Materiales magnéticos amorfos y nanoestructurados masivos para dispositivos eléctricos".

Carlos Berejnoi: es Ingeniero Metalúrgico (U.N.L.P.), Doctor en Ingeniería (U.N.L.P.), profesor en la F.I.- U.N.Sa. Su actividad principal, actualmente, es la investigación en mecánica de fractura, trabajando en el Grupo Mecánica de Fractura de la U.N.Comahue.

Celina Bernal: es Ingeniera Mecánica (UNMdP), Doctora en Ciencia de Materiales (UNMdP) y miembro de la Carrera del Investigador del CONICET. Su actividad principal, actualmente, es la investigación en materiales en la Facultad de Ingeniería de la Universidad de Buenos Aires.

Javier Moya: es Ingeniero Mecánico (UBA), Doctor en Ingeniería (UBA), miembro de la Carrera del Investigador del CONICET y profesor en la FII-UCASAL. Su actividad principal, actualmente, es la investigación en materiales en el I.Es.I.Ing de la FII-UCASAL.

1. Historia:

Los vidrios metálicos masivos fueron desarrollados en los años 80 en aleaciones base Pd y en los 90 en sistemas metal-metal (base metálica y aleantes metálicos), en aleaciones de base Zr-, Mg-, La-, siendo los metales de transición temprana los primeros que lograron grandes avances (Zr-, Ti-, y Hf). El desarrollo de BMGs de metal de transición tardía fue impulsado por la necesidad de tener aleaciones de menor costo y mayor disponibilidad. Fueron entonces desarrollados a partir de 1995, BMGs en base Fe- en un sistema ferromagnético de aleación Fe-Al-Ga-P-C-B con espesores máximos de 1 mm. Luego, en 2003 fue desarrollado el primer BMG base Fe no magnético a temperatura ambiente en el sistema Fe-Mn-Cr-Mo-C-B con espesores de 4 mm y fue llamado acero amorfo estructural, o *Structural Amorphous Steel* (SAS). Un año más tarde, se estableció que el agregado de tierras raras como Y, Er, Yb, Gd o Dy incrementaba drásticamente el espesor crítico a 12 y 16 mm.

Los BMGs en base Fe- por sus óptimas propiedades mecánicas (resistencia a la fractura 3500-5500 MPa y dureza 850-1370 Hv), magnéticas y químicas despiertan gran interés en el campo tanto científico como industrial, esperando ser aplicados en la industria automotriz, naval, aeronáutica, quirúrgica, deportiva, etc., en un tiempo estimado no superior a 5 años.

Actualmente una de las mayores complejidades en la obtención de estos materiales radica en la gran velocidad de enfriamiento a la que deben ser sometidos en el estado líquido para mantener su estructura amorfa en estado sólido, limitando esto el espesor máximo que puede obtenerse.

2. ¿Qué son los Vidrios Metálicos Masivos (Bulk Metallic Glasses, BMGs)?

El nombre de vidrios se refiere a que la estructura del material fue congelada del estado líquido sin permitirle cristalizar como una aleación metálica convencional, manteniendo una estructura atómica desordenada (amorfa) como la de un vidrio.

Debajo de cierta temperatura los cambios en la estructura atómica de la aleación en estado líquido se vuelven más difíciles y a medida que desciende la temperatura la estructura aparece congelada por una

especie de arresto cinético de los átomos. Esta temperatura es conocida como temperatura de transición vítrea (T_g) (Ver Fig. 1).

Los BMGs son aleaciones amorfas masivas, que a diferencia de los primeros vidrios metálicos de un espesor muy pequeño, tienen mayores dimensiones pudiendo ser utilizados también como componentes estructurales.

Para que las aleaciones de base Fe-, Mg-, Zr-, Ni-, Ti- conserven la estructura amorfa del estado líquido, en el estado sólido, es necesaria una gran velocidad de enfriamiento (R_c), evitando así proceso de cristalización normal, lo que depende de la capacidad de formar amorfo (CFA) que tenga la aleación, es decir, de su resistencia a la cristalización.

La velocidad de enfriamiento y la capacidad de formar amorfo de la aleación, junto con el método de producción que se utilice, determinará el tamaño máximo de la pieza que se obtiene [1].

Cada aleación tiene parámetros propios de la capacidad de formar amorfo (o la resistencia que la aleación opone a formar una estructura cristalina), y de velocidad crítica de enfriamiento (velocidad por debajo de la cual la aleación cristaliza y no forma la estructura amorfa).

Otro punto interesante es su comportamiento plasto-viscoso en la región de líquido superenfriado (ΔT_{xg} Fig. 1), que es la diferencia de temperatura entre el inicio de la cristalización T_x y la temperatura de transición vítrea T_g , sin que pierda su estructura amorfa, pudiéndose trabajar como vidrios o plásticos y obteniendo piezas metálicas de nanodimensiones de perfecto acabado sin la necesidad de un mecanizado posterior. Esto supone grandes ventajas económicas y ambientales evitando el proceso de mecanizado y sus residuos. Actualmente esta región de comportamiento plastoviscoso es de aproximadamente 50K para las aleaciones base Fe-, al ser tan acotada dificulta el proceso de industrialización.

3. Capacidad de Formar Amorfo (CFA) de las aleaciones

La capacidad de formar amorfo, CFA, puede interpretarse como la facilidad que tiene una aleación en estado líquido, de que al momento de ser enfriada forme una estructura atómica amorfa sin una apreciable formación de fases cristalinas. Entender y predecir la capacidad de formar amorfo CFA es la llave para el desarrollo de nuevos tipos de

BMGs, ya que uno de los mayores tropiezos para el uso de aleaciones no cristalinas es la baja CFA o la gran velocidad de enfriamiento requerida.

En cuanto a este tema la CFA incluye dos puntos fundamentales:

- 1) Cuán estable es la fase líquida.
- 2) Cuán resistente es a la cristalización.

Si la fase líquida es estable después del enfriamiento y/o las fases cristalinas son de difícil precipitación, entonces la formación de la estructura amorfa se verá facilitada [2].

Las aleaciones capaces de formar amorfo tienen que ser muy estable en la región de líquido superenfriado. Inoue et al. [3] han propuesto tres reglas empíricas que rigen esta capacidad.

La aleación debe tener al menos 3 componentes.

Tiene que haber una diferencia significativa en el tamaño atómico de los componentes de la aleación (mayor al 12%).

El calor de formación tiene que ser negativo.

La diferencia de tamaño en los átomos desestabiliza la estructura cristalina y genera tensiones volumétricas en la red, siendo esto un punto fundamental en la elección de una nueva aleación amorfa. Hay elementos que se añaden a las aleaciones con este fin, como el Boro y Carbono (radios pequeños comparados con el Fe) y el Itrio, Niobio y Erblio (radios grandes).

Otra regla utilizada es que la aleación se sitúe cerca de su eutéctico, o sea que tenga el punto de fusión más bajo para la aleación. Según Cheney [4] todo buen formador de amorfos situará su aleación cerca del eutéctico y tendrán altas tensiones volumétricas.

La búsqueda de un parámetro o criterio que indique la alta CFA es hoy un punto de gran interés y motivo de esfuerzos científicos. Algunos parámetros simples han sido sugeridos, basados en propiedades físicas y temperaturas características. El más conocido es la temperatura reducida de transición vítrea T_{rg} (la relación entre la temperatura de transición vítrea T_g y la de líquido T_l) propuestos por Turnbull [5]. Basándose en la cinética de la nucleación de cristal y la viscosidad del líquido, cuando una aleación líquida es enfriada hasta T_g la viscosidad

aumenta rápidamente y se forma el vidrio. Otro indicador es la región de líquido superenfriado ΔT_{xg} (la diferencia de temperatura entre el inicio de la cristalización y la temperatura de vitrificación) basado en la consideración de que un mayor ΔT_{xg} está ligado a una menor formación de cristales. Sin embargo, estudios empíricos demuestran que tanto un indicador como el otro no tienen buena correlación en ciertos BMGs dependiendo de su base. El fenómeno de la formación de la estructura amorfa es un proceso muy complicado y no parece susceptible a análisis teóricos. Por otra parte, se han propuesto métodos teóricos como el desarrollado por Senkov y su grupo [6]; allí se evalúa el tamaño de los átomos de los elementos de la aleación, el sitio que ocuparán en la celda atómica (intersticial o sustitucional) y la concentración de cada uno. En base a esto, se calcula la tensión que generarán los átomos en la celda por sus diferentes volúmenes y el lugar que ocuparán. Por encima de una tensión crítica se dice que la aleación tiene capacidad de formar amorfo. Con este método uno puede tener una idea si una aleación va a dar un resultado positivo antes de ensayar la muestra, es decir, sirve para evaluar a priori en una aleación su capacidad de formar amorfo. Si tenemos una alta tensión volumétrica (por encima de la crítica) entonces tendremos más probabilidades de obtener un BMG.

Las mayores CFA han sido obtenidas para las aleaciones Pd- y Pt-base, seguidas por Cu-, Ni-, Fe-, y las aleaciones de Co- base. Generalmente la CFA de aleaciones ternarias se ve mejorada con el descenso de la temperatura de líquido T_l .

Los diagramas tiempo-temperatura-transformación, TTT, contienen toda la información que se necesita para predecir la CFA (Fig. 1). La curva R_c no debe cortar la curva de transición cristalina al enfriarse para asegurar una estructura amorfa al solidificar la aleación. En este diagrama se entiende fácilmente la manera de generar un sólido amorfo, el líquido debe ser enfriado lo suficientemente rápido desde la temperatura de líquido hasta la temperatura de transición vítrea T_g sin interceptar la curva TTT

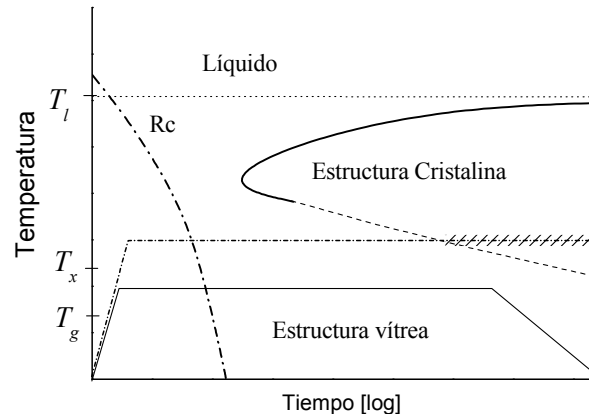


Fig. 1: Diagrama Tiempo-Temperatura-Transformación (TTT). La cristalización ocurre entre T_l y T_g y puede ser evitada mediante una rápida velocidad de enfriamiento (R_c). R_c es la velocidad de enfriamiento crítica, más allá de ella ocurre la cristalización. Cuando el sólido amorfo es calentado a ritmo constante, la muestra comienza a cristalizar a la temperatura T_x .

4. Propiedades Mecánicas

Las aleaciones amorfas tienen propiedades mecánicas que se diferencian de sus símiles cristalinas y que las vuelven muy interesantes cuando se las compara con ellas. Por ejemplo la resistencia última puede triplicar la de una aleación convencional. Su comportamiento plasto-viscoso en la región de líquido superenfriado da lugar a deformaciones que superan el 20000%, pudiendo en esta región obtenerse piezas estructurales de un acabado perfecto sin la necesidad de un posterior mecanizado, evitando así residuos y pérdidas. Las propiedades mecánicas en los BMGs están estrechamente ligadas con la estructura atómica y electrónica.

Los BMGs tiene un comportamiento asimétrico en ensayos de tracción y compresión, la fluencia de los BMGs obedece el criterio de Mohr-Coulomb en lugar del criterio de Von Mises. Experimentalmente el límite de elasticidad de los BMGs es típicamente 2%, mientras que el límite elástico de las aleaciones cristalinas es generalmente menor a 0.65%. Por otra, parte la capacidad de deformación plástica se ve afectada por el desorden atómico que dificulta el movimiento de las dislocaciones. La resistencia está estrechamente ligada a parámetros físicos como la temperatura de transición (T_g), el módulo de elasticidad, y los coeficientes de expansión térmica.

Una manera de distinguir un material dúctil de uno frágil es el índice de solidez S definido por:

$$S = \frac{\mu}{B}$$

Donde μ y B son el módulo de corte y el módulo de elasticidad volumétrica respectivamente. Lewandowski extendió este parámetro de los sólidos cristalinos a los vidrios metálicos y encontró una correlación similar con el valor crítico de S . En los metales cristalinos el valor crítico de S es 0.3, por debajo de este valor el comportamiento del metal será dúctil. En los BMGs este valor es 0.41. Esta relación también puede ser expresada en función del coeficiente de Poisson, ν , de manera tal que los BMGs con alto ν suelen resultar dúctiles. [7]

La deformación homogénea en vidrios metálicos siempre ocurre a altas temperaturas ($>0.70 T_g$) mostrando asombrosa plasticidad en la región de líquido superenfriado.

En la foto de abajo se ve el microengranaje más pequeño del mundo que fue construido en un BMG de base Níquel en la región del líquido superenfriado, sin la necesidad de un acabado posterior. La comparación de algunas propiedades mecánicas significativas, entre aleaciones amorfas y cristalinas puede verse en la Tabla 1.

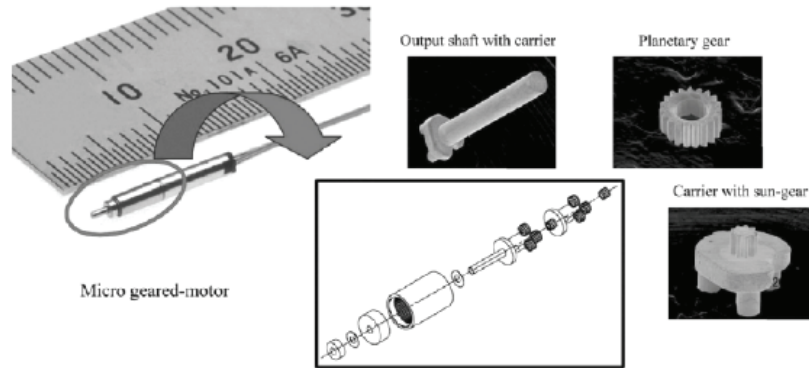


Fig. 2: Microengranaje más pequeño del mundo, 1.5 mm de diámetro, construido en un BMG de base Níquel. [8]

Tabla 1: Hv (microdureza Vickers), E (módulo de elasticidad), σ_f (tensión de fractura), σ_y (tensión de fluencia). [9] [10].

Composición	Propiedades Mecánicas			
	Hv	E(GPa)	σ_f (MPa)	σ_y (MPa)
$(\text{Fe}_{0.5} \text{Co}_{0.5})_{0.75}\text{Bo}_{0.2}\text{Si}_{0.05})_{96}\text{Nb}_4$	1250	210	4210	
$(\text{Co}_{0.6} \text{Fe}_{0.4})_{0.75}\text{Bo}_{0.2}\text{Si}_{0.05})_{96}\text{Nb}_4$	1230	210	4170	
$(\text{Fe}_{71.2} \text{B}_{24} \text{Y}_{4.8})_{96}\text{Nb}_4$	1120	195	4000	
$\text{Fe}_{48}\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{Cr}_{15}\text{Er}_2\text{B}_6$	1300	200	4000	
Stainless Steel 316 LVM		187	800	
Stainless Steel 304	129	200	505	
AISI 6150 Steel	384	205	1240	1225
Austenitic Stainless Steel201		197	1276	965

5. Resistencia a la Fatiga

La fatiga es un fenómeno por el cual la rotura de materiales es debido a cargas dinámicas cíclicas, se da a una tensión menor que la máxima del material y de una manera catastrófica y frágil aunque el material sea dúctil. Existe una tensión por debajo de la cual no existe la fatiga, a esta se la denomina límite de fatiga.

Las propiedades de los materiales cambian generalmente con la temperatura, por ejemplo en la mayoría de los metales cristalinos la resistencia a la fatiga disminuye con el aumento de la temperatura. Sin embargo en los BMGs el efecto de la temperatura es limitado: estudios realizados sobre el crecimiento de fisura por fatiga demostraron que no hay cambios significativos con el aumento de temperatura [11].

El comportamiento en fatiga de los BMGs es muy bueno para aleaciones de base Zr- (si se lo compara con aceros de alta resistencia y aleaciones de Titanio) y es pobre en aleaciones base Cu. Por

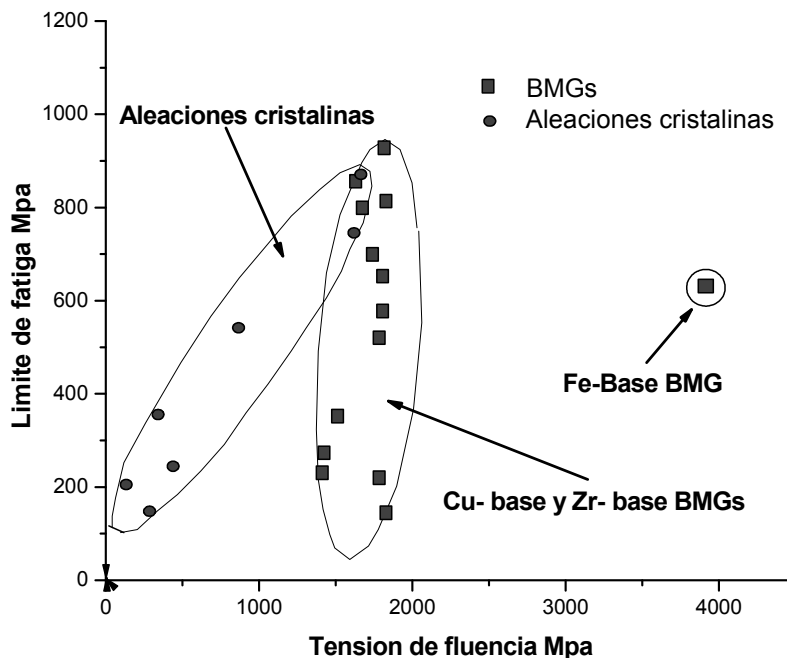


Fig. 3: algunos Fe- base y Cu- base BMG muestran una alta tensión pero bajos coeficientes de fatiga (coeficiente de fatiga es la relación entre el límite de fatiga y la tensión de fluencia) [12].

ejemplo, sometido a un ensayo de fatiga el BMG $\text{Fe}_{48}\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{Er}_2\text{C}_{15}\text{B}_6$ reportó un límite de fatiga de aproximadamente 680 MPa, mucho mayor que los BMGs base Zr- (aproximadamente 150 MPa) y que una aleación de aluminio 6082 (aproximadamente 72 MPa). Sin embargo, un dato a tener en cuenta es que cuando se supera el límite de fatiga, la vida del material se reduce drásticamente a un número de ciclos mucho menor. En este caso, la vida útil de esta aleación es menor que la de una aleación convencional de aluminio o de un acero de alto nitrógeno. Por otra parte, tal como los cristalinos, los BMGs son muy sensibles al acabado de la superficie en lo que respecta a su resistencia a la fatiga.

6. Corrosión

La corrosión es considerado un fenómeno de superficie mediante el cual masa del material es transferida al medio ambiente por procesos de transporte ya sean químicos, físicos o electroquímicos. Los BMGs tienen buena resistencia a la corrosión por dos motivos fundamentales:

1) Su composición, que no está limitada con límites de solubilidad, puede alearse con elementos que promuevan el pasivado del proceso corrosivo.

2) La ausencia de características microestructurales como borde de grano o dislocaciones, que sirven como inicio del proceso corrosivo en los materiales.

La primera generación de vidrios metálicos, los obtenidos mediante grandes enfriamientos y en espesores del orden de los micrones, suelen ser más factible de un diseño químico que prevenga la corrosión. En este sentido, se han producido aleaciones amorfas con mayor capacidad de pasivado que los aceros inoxidable. Pero el advenimiento de los BMGs junto con un diseño más ajustado de la composición química hace comprometer el logro alcanzado por sus predecesores. Sin embargo, estudios recientes demuestran que los aceros amorfos estructurales presentan un mejor comportamiento a la corrosión que aceros convencionales de alto contenido de Cr (12% peso).

7. Aporte al estudio de los BMGs. Resultados Experimentales

Los primeros resultados exitosos los hemos obtenido en dos aleaciones de composición $(\text{Fe}_{0.375}\text{Co}_{0.375}\text{Si}_{0.25-x}\text{B}_x)_{96}\text{Nb}_4$, con $X= 0.20$ (primeramente obtenida por Inoue et al. [13]) y con $X= 0.15$ (una modificación de la anterior) a las que llamaremos X20 y X15 respectivamente. La aleación se preparó en crisoles de cuarzo fundiéndola con un horno a inducción en una atmósfera inerte de Argón. Luego se procedió a la colada con enfriamiento rápido en atmósfera de aire por el método de inyección en molde de cobre (refrigerado por agua) en forma de cuña, a fin de obtener distintas velocidades de enfriamiento en el lingote y evaluar el espesor máximo de material amorfo que se puede obtener. Fig. 4.

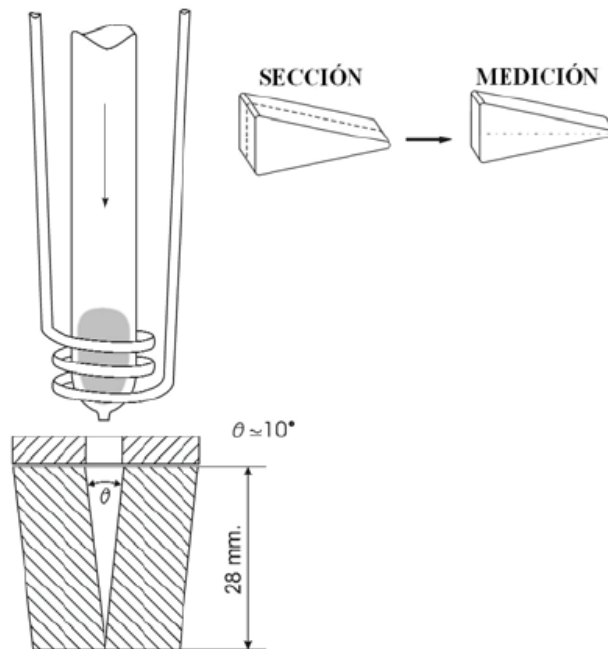


Fig. 4: Esquema de la técnica de colada en molde de cobre y de la forma de la muestra obtenida.

En la aleación X20 se logró un espesor crítico de 2.5 mm y con muy buenas características de material magnético blando.

En la Fig. 5 se muestra una fotocomposición de micrografías ópticas de la muestra X20 donde se pueden apreciar claramente dos regiones: cristalina y amorfa. En la región amorfa no se evidencian bordes de grano. Existe una zona de transición donde se observan

granos inmersos en una matriz amorfa caracterizada por fisuras debidas a tensiones en el material.

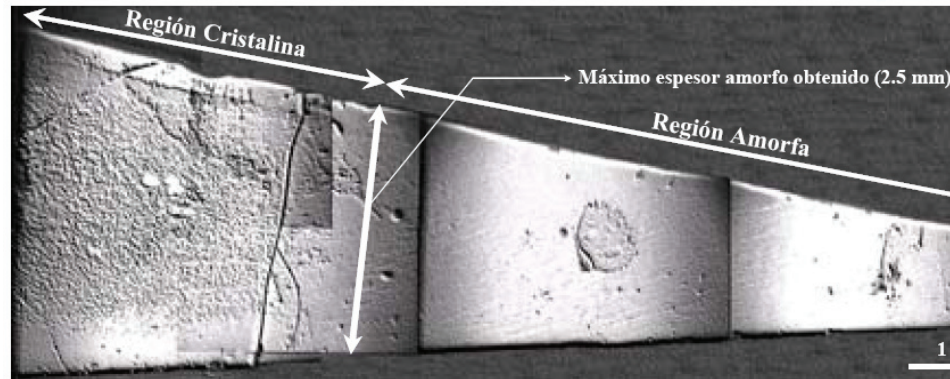


Fig. 5: Fotocomposición de micrografías ópticas de la muestra amorfa X20. Puede verse la región amorfa y cristalina.

La aleación X15 es un composite de dendritas de una solución sólida α -Fe(Co) dispersas en una matriz amorfa de composición similar a la X20.

Presenta un deterioro en sus propiedades magnéticas blandas debido a la mayor anisotropía magnetocristalina que posee la fase α -Fe(Co) en comparación con la amorfa. No obstante la presencia de dendritas proporcionaría al material una mayor tenacidad, lo que queda evidenciado en el descenso de los valores de microdureza (en relación con la otra aleación) obtenidos experimentalmente. Las dendritas actuarían como crack stopper durante la propagación de fisuras, por consiguiente este material sería apto para uso estructural con una resistencia mecánica estimada en 2760 MPa.

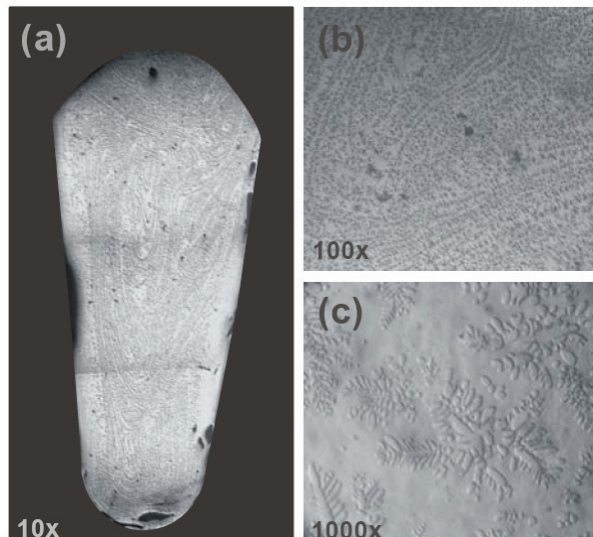


Fig. 6: Micrografía óptica de la aleación con dendritas.

En la Fig. 6 se puede apreciar una única región donde habría dos fases: una matriz amorfa poblada de dendritas que siguen un patrón de líneas de flujo.

Con el objetivo de su empleo como material magnético blando, se trabajó en el estudio de la aleación $\text{Fe}_{76}\text{P}_5(\text{Si}_{0.3}\text{B}_{0.5}\text{C}_{0.2})_{19}$ (previamente obtenida por Makino et al. [14] mediante dos técnicas de solidificación rápida: i) Se hicieron cintas de un espesor de aproximadamente $40\ \mu\text{m}$ por planar-flow casting y, ii) cilindros de 1 y 2 mm de diámetro por injection copper mold casting [15].

La elección de esta composición química se realizó a partir de un sistema formador de vidrio que no presentara elementos costosos que suelen utilizarse para incrementar la capacidad de formación del amorfo y, a la vez, que no deterioren las propiedades magnéticas blandas. Los estudios realizados sobre el material masivo dieron una imanación de saturación de unos 1.44 T y un campo coercitivo entre 4 y 7 A/m resultando, este material, superior a los materiales magnéticos tradicionales. También, los resultados del estudio de pérdidas magnéticas obtenidas para este material fueron muy competitivos en relación a los materiales tradicionales a frecuencias cercanas a los 60 Hz, siendo dichas pérdidas entre 2 y 3 veces menores que la del Fe(Si) de grano orientado. Estos valores indican el gran potencial en cuanto a la utilización a nivel industrial de estos materiales (aún en etapa de

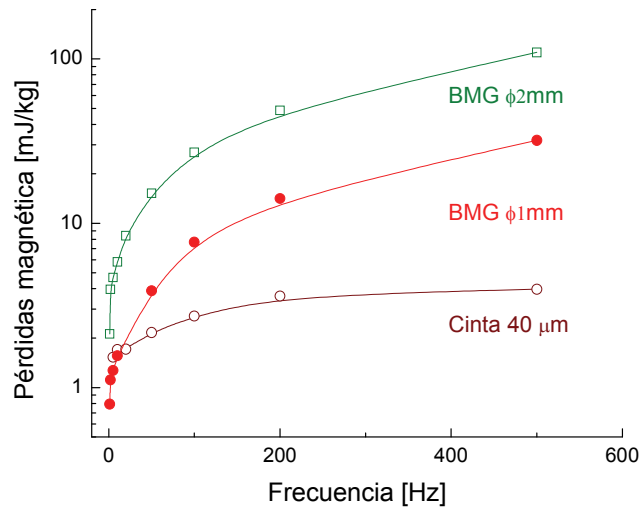


Fig. 7: Estudio de las pérdidas magnéticas en aleaciones amorfas masivas (BMG) y en forma de cintas de composición $\text{Fe}_{76}\text{P}_5(\text{Si}_{0.3}\text{B}_{0.5}\text{C}_{0.2})_{19}$ en función de la frecuencia.

desarrollo) y se espera que en el futuro sean utilizados en núcleos de transformadores, sensores inductivos y otros dispositivos eléctricos.

Finalmente y, buscando contribuir al desarrollo industrial de estos nuevos materiales, se prepararon tres aceros amorfos estructurales diferentes en aleaciones base Fe-Cr-Mo-C con el agregado de B, Y y/o Gd como elementos amorfizadores [16]. Dos de estas aleaciones fueron coladas también en atmósfera de aire y en moldes en forma de planchuelas de 2 mm de espesor y 20 mm de ancho (y largo libre). La tercera aleación fue una combinación de 56% en peso de un acero comercial AISI430 y 44% de una de las aleaciones anteriores con contenido de Y. En este caso se obtuvo un cilindro de 2 mm de diámetro totalmente amorfo demostrando que es posible la obtención de BMGs a partir de materia prima industrial.

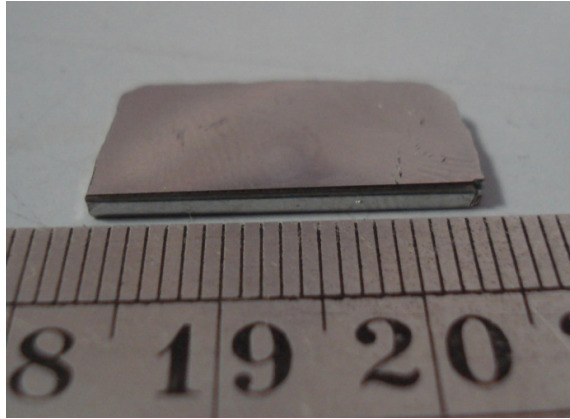


Fig. 8: Aspecto externo de acero amorfo estructural de composición $\text{Fe}_{48}\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{14}\text{B}_6\text{Gd}_2$ obtenido en forma de planchuelas

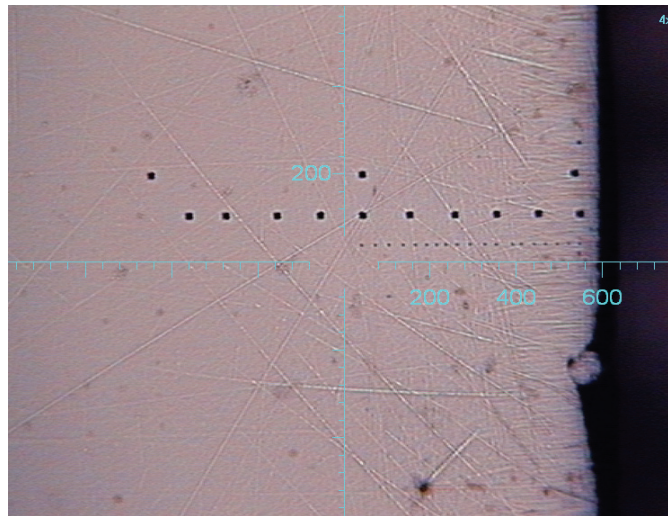


Fig. 9: Micrografía óptica donde se distinguen improntas grandes y pequeñas de nanoindentación, a partir de las cuales se estudiaron algunas propiedades mecánicas del material (escala en μm).

8. Conclusión:

Se ha pretendido dar una introducción sobre los nuevos materiales llamados Vidrios Metálicos Masivos (o Bulk Metallic Glasses, BMGs) que en el caso particular de las aleaciones ferrosas no magnéticas reciben el nombre de Aceros Amorfo Estructurales (Structural Amorphous Steels). Los resultados presentados, fruto de colaboraciones, muestran el interés por su desarrollo industrial como material magnético blando o como material estructural. Nuevos experimentos se realizarán en este sentido buscando nuevas aleaciones con una buena combinación de capacidad de formar amorfo y de propiedades magnéticas y/o mecánicas.

Referencias

- [1] W.Y. Liu, H.F. Zhang, A.M. Wang, H. Li, Z.Q. Hu; New criteria of glass forming ability, thermal stability and characteristic temperatures for various bulk metallic glass systems; Mater. Sci. Eng. A 459 (2007)
- [2] Z.P. Lu, C.T. Liu; A New glass forming ability criterion for Bulk Metallic Glasses; Acta Mater. 50 (2002)
- [3] A. Inoue, T. Zhang, A. Takeuchi; Ferrous and non-ferrous bulk amorphous alloys; Mater Sci. Forum 269-272 (1988)
- [4] J. Cheney, K. Vecchio; Evaluation of glass forming ability in metals using multi-model techniques; Journal of alloys and compounds 471 (2009)
- [5] D. Turnbull, Under what conditions can a glass be formed? Contemp. Phys. 10, 473-483 (1969)
- [6] O.N. Senkov, D.B. Miracle; A topological model for metallic glass formation; Journal of Non-crystalline Solids 317 (2003)
- [7] J.J. Lewandowski, W.H. Wang, A.L. Greer, Intrinsic plasticity or brittleness of metallic glasses, Philos. Mag. Lett. 85 (2005)
- [8] Tomado del Libro BMGs, editores M. Miller y P. Liaw, Capitulo 1, Pag. 20.

- [9] F. Bassi, G. Lavorato, J. Moya, H. Sirkin, Searching for structural amorphous steels, Proceedings of: New Developments on Metallurgy and Applications of High Strength Steels, May 26 - 28, 2008 Buenos Aires, Argentina. Publisher TMS. USA (2008)
- [10] www.matweb.com
- [11] P. Hess, R. Dauskart, Mechanisms of elevated temperature fatigue crack growth; *Acta Mater* 52 (2004)
- [12] Tomado del Libro BMGs, editores M. Miller y P. Liaw, Capitulo 7, Pag. 181.
- [13] G. Lavorato, F. Bassi, H. de Rosa, J. Moya; Aleaciones metalicas amorfas y compuestas base Fe para uso magnético y estructural; CONAMET/SAM-2008
- [14] A. Makino, Ch. Changa, T. Kubota, A. Inoue. Soft magnetic Fe–Si–B–P–C bulk metallic glasses without any glass-forming metal elements; *Journal of Alloys and Comp.* 483 (2009) 616–619.
- [15] G. Lavorato, M. Baricco, P. Tiberto, J. Moya et al., A ser publicado.
- [16] G. Lavorato, G. Fiore, M. Baricco, J. Moya et al., A ser publicado.