

CARACTERIZACION DEL SISTEMA Fe-B-Sn Y ANÁLISIS DE SU CAPACIDAD DE AMORFIZACIÓN

V. Cremaschi*, F. Audebert, B. Arcondo y H. Sirkin

*Laboratorio de Sólidos Amorfos. Departamento de Física. Facultad de Ingeniería (Universidad de Buenos Aires).
Paseo Colón 850, Capital Federal., Argentina
e-mail: vidrios@aleph.fi.uba.ar*

Se presenta una caracterización de la estructura metalográfica del sistema FeBSn cristalino en la zona rica en Fe del diagrama ternario, obteniéndose una aproximación a la ubicación del valle eutéctico. Se obtuvieron muestras por enfriamiento rápido desde el estado líquido mediante un equipo del tipo Melt-Spinning con el objeto de complementar estudios previos en los que se delimitan los intervalos de concentración en que este sistema amorfiza. Se midió la microdureza de las muestras que fueron caracterizadas también por difracción de rayos X y espectroscopía Mössbauer con fuente de ^{57}Co .

A characterization of the metallographic structure of the FeBSn crystalline system in the Fe rich zone of the ternary diagram is shown, obtaining an approximation to the eutectic valley location. Samples were obtained by rapid quenching from the liquid state by the Melt-Spinning technique in order to complement previous studies in which the concentration range where this system amorphizes was delimited. The microhardness of the samples was measured. These samples were also characterized by X ray diffraction and Mössbauer spectroscopy using a ^{57}Co source.

INTRODUCCIÓN

En trabajos previos [1,2], se realizó un estudio preliminar del sistema, determinándose en forma aproximada, los intervalos de concentración en los cuales este amorfiza por enfriamiento rápido desde el líquido. En este trabajo se definen con mayor precisión estos límites, los que se discuten según las fases de equilibrio para las distintas concentraciones.

Como no existen referencias del diagrama ternario, se realizaron análisis metalográficos, de difracción de Rayos X y de Microsonda Electrónica de las aleaciones cristalinas, obteniéndose una ubicación aproximada del camino del valle eutéctico. En la región más rica en Boro, se encuentran evidencias de la extensión de la reacción monotéctica del sistema binario Fe-Sn.

Con las muestras obtenidas por enfriamiento rápido, se midió la microdureza de las aleaciones en la región de vitrificación total. El análisis estructural se realizó mediante difracción de Rayos X y complementariamente con Espectroscopía Mössbauer con fuente de ^{57}Co [3].

DESARROLLO EXPERIMENTAL

Las aleaciones cristalinas se prepararon con materiales de 99.99 % de pureza, en un horno de inducción de alta frecuencia, en crisol de cuarzo bajo atmósfera de Argón con previo vacío de difusora de 10^{-5} Torr. Las composiciones químicas pueden observarse en la Tabla 1 y su ubicación en el diagrama de fases en la Figura 1. Las muestras fueron pulidas hasta paño con Alúmina γ ($0.05 \mu\text{m}$) en suspensión en agua, utilizándose Nital 1% para el revelado de la estructura. La

observación metalográfica se realizó mediante microscopía óptica y mediante análisis dispersivo en Energía de Rayos X (EDS) y la estructura se estudió por difracción de rayos X con radiación monocromática $K\alpha$ del Cu.

Tabla 1

Muestra	%at. Fe	%at. Sn	%at. B
1	81.5	0	18.5
2	80	2	18
3	84	4	12
4	72.4	6.9	20.7
5	84.8	6	9.2
6	78.5	8	13.5
7	83.5	2	14.5
8	87	2	11
9	89	2	9
10	76	2	22
11	73	2	25
12	81.5	4	14.5
13	78	4	18
14	83	6	11
15	79.5	6	14.5
16	76	4	20
17	80	10	10
18	75	10	15
19	75	7.5	17.5
20	70	2	28

Para la producción de las muestras obtenidas por enfriamiento rápido desde el líquido se utilizó un equipo del tipo "Melt-Spinning", obteniéndose muestras con anchos de 1 mm y un espesor medio $\langle e \rangle = 20 \mu\text{m}$. Se realizaron ensayos de microdureza utilizando un Microdurómetro Shimadzu HMV-2000. Las mediciones se efectuaron con un aumento de 500X para improntas Vickers producidas con una carga de 50 gramos y un tiempo de carga de 15 segundos.

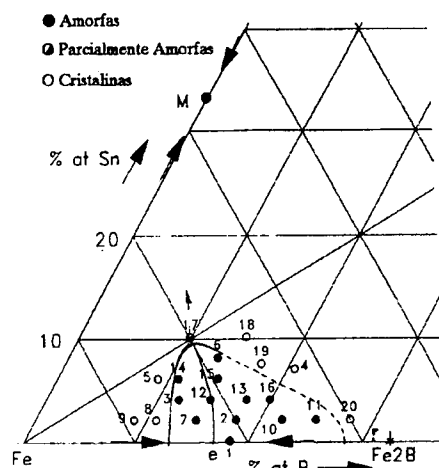


Figura 1: Región de amorfización y aproximación al camino del Valle Eutéctico ($\text{Fe}_2\text{B} + \alpha(\text{Fe}, \text{Sn})$).

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

a) Sistema Cristalino

El análisis metalográfico permite definir en forma aproximada el camino del valle eutéctico (e1: $\text{Fe}_2\text{B} + \alpha(\text{Fe}, \text{Sn})$), como se indica en la Figura 1.

En la Figura 2, puede observarse la estructura del eutéctico (e1).

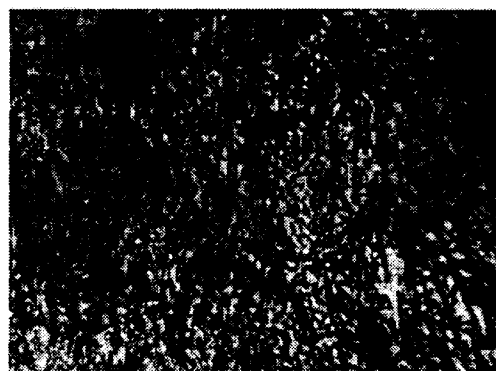


Figura 2: Aleación 12. Aumento: 110X. Eutéctico ($\text{Fe}_2\text{B} + \alpha(\text{Fe}, \text{Sn})$).

En las metalografías de las muestras hipoeutéticas se observaron dendritas de la solución $\alpha(\text{Fe}, \text{Sn})$ y el constituyente eutéctico (e1).

A la derecha del valle eutéctico (e1) se encuentra la región de precipitación primaria del Fe_2B .

En las muestras 4, 18, 20 y 19 se observa, además de placas primarias de Fe_2B y

del eutéctico (e1) (Fig. 3), una segregación interna de Sn y B posiblemente como producto de la extensión de la reacción monotéctica del sistema binario Fe-Sn y de la completa inmiscibilidad entre el B y el Sn. Solo las aleaciones 4 y 18 muestran, además de segregación interna, una segregación en los bordes del lingote, posiblemente también debida a la misma reacción, pero mostrando dendritas de $\alpha(\text{Fe, Sn})$, en una matriz rica en Sn y B, según se verifica mediante análisis dispersivo en Energía de Rayos X (EDS).



Figura 3: Aleación 4. Aumento: 110X. Segregación interna de (Sn y B) y placas primarias de Fe_2B + Eutéctico ($\text{Fe}_2\text{B} + \alpha(\text{Fe, Sn})$).

Mediante análisis cualitativo (EDS), se determinó que las placas corresponden a un compuesto de Fe-B (Fe_2B según difracción de Rayos X), prácticamente sin disolución de Sn y que la segregación tanto interna como la de los bordes del lingote corresponden a Sn y B.

En todas las muestras sin segregación, se observan solo las fases $\alpha(\text{Fe, Sn})$ y Fe_2B , como se comprueba por difracción de rayos X.

b) Muestras obtenidas por enfriamiento rápido desde el líquido

Mediante las muestras 24 y 17 se define más claramente la región superior izquierda del campo de amorfización (Fig. 1), según se observa en los difractogramas de la Figura 4. El espectro de difracción de la muestra 17 presenta trazas cristalinas de la fase $\alpha(\text{Fe, Sn})$.

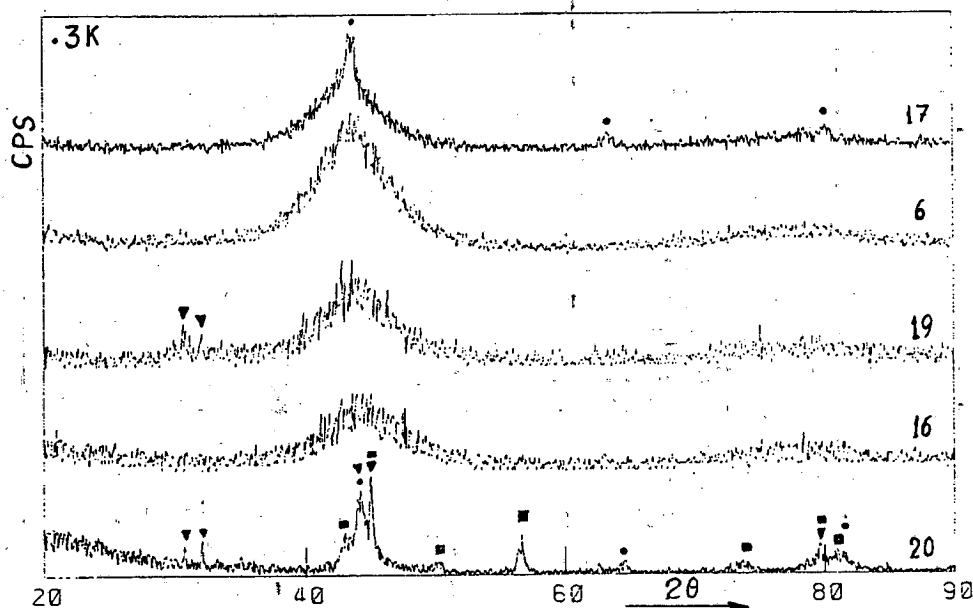


Figura 4: Espectros de rayos X de muestras obtenidas por enfriamiento rápido. ∇ β -Sn, \blacksquare Fe_2B , \odot $\alpha(\text{Fe, Sn})$.

En las muestras que en estado cristalino mostraban separación de líquidos, no se obtuvo

amorfización completa (Fig. 5). Para una determinación más precisa de la región de

determinar previamente la superficie de inmiscibilidad del líquido.

Los valores de microdureza Vickers obtenidos se consignan en la Figura 5. Como es conocido en la bibliografía [3], se observa un incremento de esos valores con el aumento del porcentaje de Boro en la aleación, pero en detrimento de la tenacidad. Además, puede observarse que el agregado de Sn disminuye la microdureza.

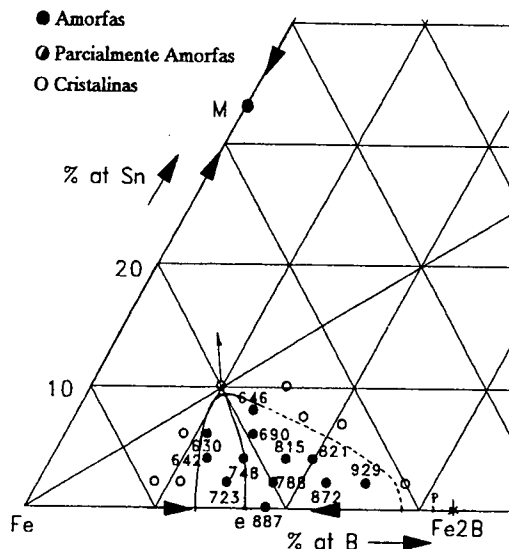


Figura 5: Valores de microdureza Vickers (Hv₅₀) de las aleaciones amorfas.

Por otra parte, se observa visualmente un aumento en la resistencia a la oxidación durante el enfriamiento con el agregado de Boro. Asimismo, en el centro del campo amorfo, el agregado de Sn parece mejorar dicha resistencia.

CONCLUSIONES

1- El máximo de penetración del campo amorfo en el diagrama ternario se encuentra aproximadamente para un 8% de Sn en la dirección de la menor temperatura de la superficie de liquidus, en concordancia con el modelo semiempírico de amorfización en eutécticos profundos.

2- Para aleaciones hipoeutécticas, el límite de amorfización está dado por las composiciones a partir de la cual la solución

sólida de $\alpha(\text{Fe}, \text{Sn})$ es la fase de menor energía libre.

3- Para aleaciones hipereutécticas los efectos de inmiscibilidad del Sn, tanto con el Fe como con el B, imponen un límite experimental debido a la segregación en la fase líquida durante el enfriamiento.

4- Con respecto a las propiedades mecánicas puede observarse que el aumento en el porcentaje de B, si bien aumenta la dureza, disminuye su tenacidad como consecuencia de una preponderancia de ligaduras covalentes entre el Fe y el B [4]. En tanto que el aumento del porcentaje de Sn intensifica las ligaduras metálicas produciendo una disminución de la dureza y de la fragilidad, mejorando las propiedades mecánicas del material.

Referencias

[1] B. Arcondo; A. Lorenzo; F. Audebert and H. Sirkin; *Hyperfine Interactions* 83 (1994) 281-288.

[2] B. Arcondo; F. Audebert; A. Lorenzo and H. Sirkin; *Hyperfine Interactions*, to be published.

[3] "Amorphous metallic Alloys". Ed. by F. E. Luborsky, Butterworths Monog. in Mat. (1983), London.

[4] A. Amamou y G. Krill, *Solid State Comm.* 33 (1980) 1087.