

COMPORTAMIENTO FERROMAGNÉTICO CON SATURACIÓN INCOMPLETA DEL COMPUESTO INTERMETÁLICO η -Al₅Fe₂ SINTETIZADO MEDIANTE LA TÉCNICA DE FUSIÓN POR DESCARGA DE ARCO

FERROMAGNETIC BEHAVIOR WITH INCOMPLETE SATURATION OF THE η -Al₅Fe₂ INTERMETALLIC COMPOUND SYNTHESIZED BY THE ARC-MELTING TECHNIQUE

Sarina Gálvez-Breña¹, Carlos V. Landauro^{1,2}, Justiniano Quispe-Marcatoma^{1,2}, Víctor A. Peña-Rodríguez^{1,2}

¹ Facultad de Ciencias Físicas, Universidad Nacional Mayor de San Marcos, Ap. postal 14-0149, Lima 14, Perú.

² Centro de investigaciones Tecnológicas, Biomédicas y Medioambientales, Calle José Santos Chocano 199, Bellavista Callao, Perú.

(Recibido: 04/2020. Aceptado: 06/2020)

Resumen

El presente trabajo presenta un estudio del proceso de síntesis y de caracterización estructural y magnética del intermetálico η -Al₅Fe₂ preparado mediante la técnica de fusión por descarga eléctrica de arco. Con la finalidad de obtener una fase homogénea, todas las muestras obtenidas por fusión fueron sometidas a un tratamiento de recocido térmico durante 2 días a 847 °C y, finalmente, enfriadas rápidamente en agua. La caracterización estructural y micro-estructural de las muestras se realizó mediante un análisis combinado de difracción de rayos X y espectroscopia Mössbauer de transmisión del Fe⁵⁷; en tanto que, el estudio morfológico de los granos se realizó usando microscopía electrónica de barrido. La caracterización magnética de las muestras se llevó a cabo empleando la técnica de magnetometría de muestra vibrante. Medidas de fluorescencia de rayos X fueron realizadas para el análisis

de composición de elementos. Los resultados indican que el método de síntesis empleado permite obtener directamente la fase intermetálica η -Al₅Fe₂ con alta calidad estructural: estructura cristalina ortorrómbica y grupo espacial *Cmcm*. También se ha encontrado que la aleación η -Al₅Fe₂ muestra un comportamiento ferromagnético con saturación incompleta. Por otro lado, estudios Mössbauer de la estructura local alrededor de los átomos de hierro muestran desorden topológico debido a las ocupancias fraccionales inherentes en la estructura del sistema intermetálico bajo estudio. Finalmente, el análisis composicional indica que el material se encuentra dentro del rango de homogeneidad permitido.

Palabras clave: Compuestos intermetálicos, aleaciones complejas, difracción de rayos X, respuesta magnética.

Abstract

In this work, we study the synthesis process and structural and magnetic characterization of the η -Al₅Fe₂ intermetallic alloy obtained by the arc-melting technique. Subsequently, in order to obtain homogeneous crystalline phase, all melted samples were annealed at 847 °C during 2 days, and then quenched into water. The structural and micro-structural characterization of the samples were performed by X-ray diffraction and, ⁵⁷Fe transmission Mössbauer spectroscopy, while the morphological study was performed using scanning electron microscopy. Moreover, magnetic characterization was carried out using vibrating sample magnetometer. X-ray fluorescence was employed for elemental characterization. The results indicate that it is possible to employ the arc-melting technique to synthesize the η -Al₅Fe₂ intermetallic phase with high structural quality: orthorhombic crystalline structure and *Cmcm* space group. It has also been found that the η -Al₅Fe₂ alloy has a ferromagnetic behavior with incomplete saturation. On the other hand, studies of the local structure around iron atoms show topological disorder due to the fractional occupations inherent in the structure of the intermetallic

under study. Finally, the compositional analysis indicates that the material is within the allowed homogeneity range.

Keywords: Intermetallic compounds, complex alloys, X-ray diffraction, magnetic response.

Introducción

Los estudios de compuestos intermetálicos Al-Fe con alto porcentaje de aluminio son de interés a nivel tecnológico e industrial, debido a sus atractivas propiedades mecánicas, tales como la dureza y resistencia a la tracción [1, 2]. Estas aleaciones además poseen una baja densidad comparada con el acero inoxidable, así como, una buena resistencia a la corrosión a elevadas temperaturas; lo cual es útil para la fabricación de filtros de gases calientes o metales líquidos [3].

El diagrama de fase binario Al-Fe (véase la Ref. [4]) muestra los rangos composicionales de existencia de todas las fases en función del contenido de aluminio. Arriba de 50 % de Al tenemos tres compuestos intermetálicos Al_2Fe , Al_5Fe_2 y $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ estables hasta aproximadamente 1160°C. En 1994, Burkhardt y cols. [5] reportaron un estudio del intermetálico Al_5Fe_2 obtenido por fusión por descarga eléctrica, seguida de un recocido térmico a 847°C durante dos días y, finalmente, un enfriamiento lento. Los resultados de este trabajo concluyen que el intermetálico Al_5Fe_2 tiene una estructura ortorrómbica con grupo espacial *Cmcm*. El modelo estructural de Burkhardt considera que existen 3 sitios de aluminio y un sitio de hierro, dentro del cual, los átomos que le dan su estructura característica son los sitios del hierro, etiquetados como Fe1 y los sitios del átomo de aluminio, etiquetados como Al1; ambos sitios tienen ocupancia completa 1. Los otros dos sitios de aluminio, etiquetados como Al2 y Al3, se encuentran formando cadenas y poseen ocupancias fraccionales. El intermetálico Al_5Fe_2 se encuentra en una fase η , a la que denominaremos $\eta\text{-Al}_5\text{Fe}_2$. Medidas de calor específico [6] reportan una transición de orden-desorden entre 250-280 °C.

J.Chi y cols. [7] sintetizaron lingotes policristalinos de $\eta\text{-Al}_5\text{Fe}_2$ usando la técnica de horno de arco con posterior tratamiento

térmico a 600 °C durante 7 días y subsecuente enfriamiento lento. Ellos reportaron que a 150 K el policristal presenta un comportamiento paramagnético; mientras que, a 2K presenta una magnetización no-lineal con una saturación incompleta, incluso a campos tan elevados como 7T. Por otro lado, Z. Jagličić y cols. [8] reportaron una fase vidrio de espin (spin glass, en inglés) en la aleación η -Al₅Fe₂, a T=3K, a campos magnéticos menores a 100 Oe; donde lingotes policristalinos de η -Al₅Fe₂ fueron preparados por aleación directa, tratadas térmicamente a 950°C durante 290 horas y, finalmente, enfriadas lentamente. Medidas de magnetización a 2K evidenciaron una pequeña curva de histéresis con campo coercitivo de 14.5 Oe que tampoco alcanza la saturación incluso a campos magnéticos altos de 40 000 Oe. Este comportamiento de no alcanzar la saturación ya ha sido reportado en fases vidrio de espín con momentos magnéticos acoplados antiferromagnéticamente [9]. Se sabe que el comportamiento magnético y el origen del mismo dependen de muchos factores, tales como, distancias interatómicas, estructura cristalina, composición, entre otros factores.

Diversos artículos [5–8] muestran distintas técnicas de fusión o aleación directa, y posterior tratamiento térmico, para sintetizar el sistema η -Al₅Fe₂. Cada una de ellas posee sus respectivas características, determinantes para la obtención de fases η ordenadas del policristal sintetizado η -Al₅Fe₂.

En el presente trabajo se estudia el efecto del tipo de enfriamiento rápido sobre la estructura de la fase desordenada de intermetálico η -Al₅Fe₂, así como, sobre su respuesta magnética. A través del enfriamiento rápido se genera contracción térmica [10]; la cual podría influenciar en la cantidad de defectos presentes en los bordes de grano que forman el policristal final. Estos bordes de grano deben contener momentos magnéticos de átomos de hierro que darían origen a una respuesta magnética del material.

Detalle experimental

El intermetálico η -Al₅Fe₂ fue preparado tomando como referencia el trabajo de Burkhardt y cols. [5]. Para tal efecto, los elementos metálicos aluminio (Al, 99.999 %, Sigma Aldrich) y hierro (Fe,

99+ %, Alfa Aesar) fueron pesados en la composición Al_5Fe_2 en una balanza analítica y compactados en una prensa hidráulica uniaxial para obtener *pellets*. Luego, los *pellets* fueron fundidos en un equipo de horno de arco voltaico y homogenizados bajo una atmósfera controlada de argón para evitar contaminación por oxidación, para finalmente obtener las muestras en forma esférica. Posteriormente la muestra (~ 2 g) se encapsuló en un tubo de cuarzo, con atmósfera de argón, y se realizó un tratamiento térmico en un horno tubular. La muestra fue sometida a un calentamiento de 5 °C/min hasta alcanzar la temperatura de 847 °C y permaneció en esa temperatura durante 48 horas. Luego se realizó un enfriamiento rápido en agua (*water quenching*, en inglés). La muestra obtenida fue pulverizada para su caracterización estructural mediante la técnica de difracción de rayos X (DRX), esto se realizó empleando un difractómetro Bruker D8 Focus con geometría Bragg Brentano usando una fuente radiactiva de Cu con longitud de onda $\lambda \text{K}\alpha_1 = 1.5406$ Å. Las intensidades difractadas fueron medidas en un intervalo 2θ de 10° a 90° con un paso de 0.01° y un tiempo de un segundo por paso. Se usó un detector lineal LYNXEYE.

La composición elemental de la muestra intermetálica fue analizada usando un detector de energía dispersiva de rayos X (EDX); mientras que la morfología fue examinada con un detector de electrones retrodispersados, ambos detectores acoplados a un microscopio electrónico de barrido (MEB) FEI modelo Quanta 650. La estructura local alrededor de los sitios de hierro fue examinada con un espectrómetro Mössbauer por transmisión, empleando una fuente radiactiva de $^{57}\text{Co}/\text{Rh}$. Todas las medidas se realizaron a temperatura ambiente y fueron calibradas respecto al $\alpha\text{-Fe}$. Se utilizó una señal triangular y 1024 canales para la adquisición de datos. Todos los espectros Mössbauer fueron ajustados por distribución de dobletes cuadrupolares usando el programa *WinNormos for Igor*. Finalmente, el estudio de las propiedades magnéticas fue realizado a través de medidas de magnetización usando un magnetómetro de muestra vibrante (MMV), Quantum design, bajo un campo magnético H , hasta $\pm 30\,000$ Oe. Todas las medidas fueron realizadas a temperatura ambiente.

Resultados y discusión

En la figura 1 se observa que la muestra antes del tratamiento térmico es altamente pura y coincide con la fase intermetálica de la fase Al_5Fe_2 identificada con el No. de PDF 01-071-9849 tomada de la base de datos ICSD. Posterior al tratamiento térmico, la muestra permanece estable estructuralmente y no se disocia en otras fases.

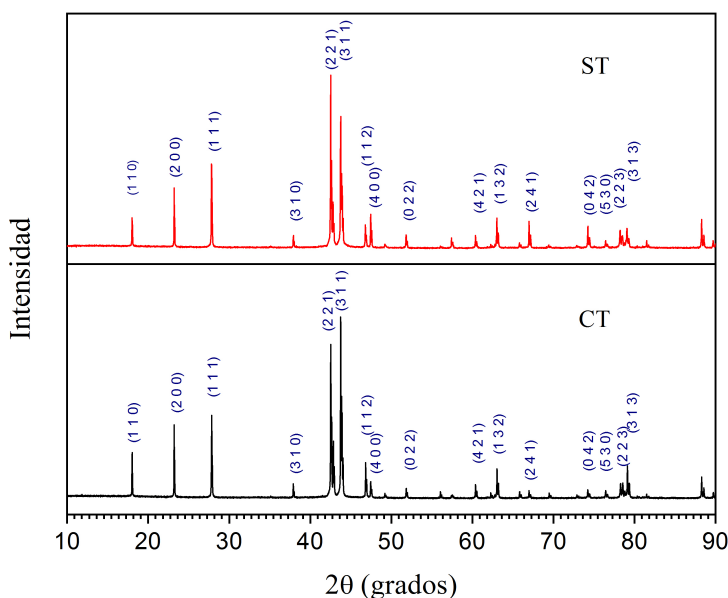


FIGURA 1. Diffractogramas de la fase Al_5Fe_2 : Sin tratamiento térmico (ST) y con tratamiento térmico (CT). Los índices de Miller son indicados en los picos correspondientes a la fase Al_5Fe_2 .

La fase intermetálica Al_5Fe_2 presenta sus picos principales en la región angular 2θ : $42^\circ - 45^\circ$. Además, tomando en cuenta la alta intensidad y ancho a media altura de los picos característicos del sistema intermetálico Al_5Fe_2 , es evidente que la muestra sin y con tratamiento térmico presenta una alta cristalinidad. En efecto, se ha determinado un tamaño de cristalito promedio de 256 nm y una tensión interna aproximada de 0.001 para la muestra sin tratamiento térmico. Por otro lado, se ha determinado un tamaño de cristalito promedio de aproximadamente 335 nm y una tensión de la red de aproximadamente 0.004 para la muestra con tratamiento térmico. Los cálculos del tamaño de cristalito promedio, $\langle D \rangle$,

y de la tensión interna, $\langle \varepsilon \rangle$, han sido realizados mediante el método de refinamiento Rietveld utilizando el programa TOPAS 4.2 [11]. Los parámetros de la red y las coordenadas atómicas son presentados en las tablas 1 y 2 para la muestra sin tratamiento (ST) y con tratamiento térmico (CT), respectivamente. Los parámetros obtenidos están en buen acuerdo con los reportados en la literatura [5, 12].

Al ₅ Fe ₂												
Estructura cristalina: Ortorrónica												
Grupo espacial: <i>Cmcm</i>												
Coordenadas atómicas					Parámetros de la red				β	V	R_{wp}	χ^2
A	S	x	y	z	O	a (Å)	b (Å)	c (Å)	(°)	(Å ³)		
A11	8g	0.1856	0.1434	0.2500	1							
A12	4b	0.0000	0.5000	0.0000	0.295	7.6569	6.4136	4.2200	90	207.24	10.7	2.6
A13	8f	0.0000	0.5364	0.8349	0.248	± 0.0002	± 0.0001	± 0.0001		± 0.01		
Fe1	4c	0.0000	0.8299	0.2500	1							

TABLA 1. *Coordenadas atómicas y parámetros de la red para el intermetálico Al₅Fe₂ (ST). A: Átomo. S: Sitio. O: Ocupancia. V: Volumen de la celda. R_{wp} es el factor R del perfil ponderado y χ^2 es el chi-cuadrado del refinamiento.*

Al ₅ Fe ₂												
Estructura cristalina: Ortorrónica												
Grupo espacial: <i>Cmcm</i>												
Coordenadas atómicas					Parámetros de la red				β	V	R_{wp}	χ^2
A	S	x	y	z	O	a (Å)	b (Å)	c (Å)	(°)	(Å ³)		
A11	8g	0.1856	0.1434	0.2500	1							
A12	4b	0.0000	0.5000	0.0000	0.295	7.6582	6.4152	4.2180	90	207.22	7.4	1.8
A13	8f	0.0000	0.5364	0.8349	0.248	± 0.0001	± 0.0000	± 0.0000		± 0.02		
Fe1	4c	0.0000	0.8299	0.2500	1							

TABLA 2. *Coordenadas atómicas y parámetros de la red para el intermetálico Al₅Fe₂ (CT). A: Átomo. S: Sitio. O: Ocupancia. V: Volumen de la celda. R_{wp} es el factor R del perfil ponderado y χ^2 es el chi-cuadrado del refinamiento.*

La figura 2 muestra las medidas MEB de la muestra tratada térmicamente. Los tamaños de partícula varían entre 10 - 70 μm . Sobre este conjunto de cristales se realizó el estudio composicional semi-cuantitativo con el cual se obtuvieron los elementos presentes en la muestra: aluminio y hierro y ninguna traza de oxígeno. La composición elemental de la muestra se presenta en la tabla 3. Los resultados obtenidos están en concordancia con los valores teóricos de existencia del sistema Al₅Fe₂.

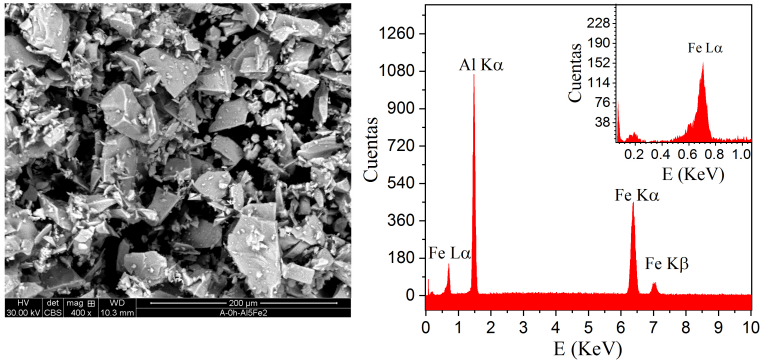


FIGURA 2. (a) Micrografía MEB del polvo policristalino Al_5Fe_2 . (b) Espectro EDS de la región mostrada del policristal Al_5Fe_2

El espectro Mössbauer del ^{57}Fe a temperatura ambiente (TA) del intermetálico Al_5Fe_2 , mostrado en la figura 3, presenta un doblete ensanchado característico de materiales paramagnéticos con una distribución de sitios no equivalentes de Fe [13]. El ajuste del espectro Mössbauer, mostrado en la figura 3(a), se realizó a través de una distribución de 30 sub-espectros de dobletes. En la figura 3(b) se muestra la distribución del desdoblamiento cuadrupolar (ΔE_Q) de los sub-espectros de dobletes usados en el ajuste. Los detalles del ajuste son mostrados en la tabla 4. El valor en el cual se centra la distribución $P(\Delta E_Q)$ es similar al reportado en el cuasicristal $i-Al_{64}Cu_{23}Fe_{13}$ ($\Delta E_Q=0.45$ mm/s) lo cual es esperado dado que ambos sistemas presentan un comportamiento similar [14]. Por otro lado, el hecho de que el valor más probable de desdoblamiento cuadrupolar se aleje de cero indica que los entornos de hierro se alejan de la simetría esférica; es decir, la distribución de cargas eléctricas que genera un gradiente de campo eléctrico es distinto de cero [13]. La amplia distribución de sitios

Elemento	Experimental			Teórico	
	% at.	% p/p	error %	% at.	% p/p
Al	70.16	53.19	7.8	71.429	54.71
Fe	29.84	46.81	2.18	28.571	45.29

TABLA 3. Análisis semi-cuantitativo del polvo policristalino Al_5Fe_2 en porcentaje atómico (% at.) y porcentaje en peso (% p/p)

de hierro obtenida a partir del ajuste del espectro Mössbauer mostrada en la figura 3(b) es de esperarse considerando un desorden intrínseco presente en la estructura del sistema intermetálico Al_5Fe_2 , reportado por Burkardt y cols. [5].

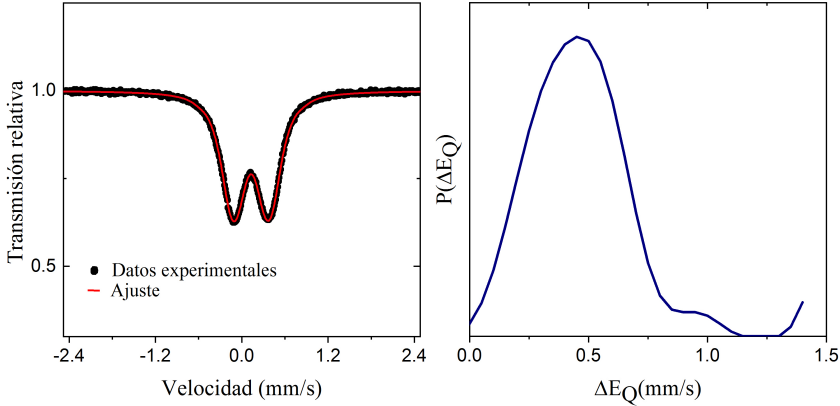


FIGURA 3. (a) Espectro Mössbauer del sistema intermetálico Al_5Fe_2 ajustado por distribución $P(\Delta E_Q)$ de cuadrupolos. (b) Distribución de desdoblamientos cuadrupolares $P(\Delta E_Q)$.

Parámetros hiperfinos del sistema Al_5Fe_2		
Corrimiento isométrico	Desdoblamiento Cuadrupolar	χ^2
$\langle\delta\rangle$ (mm/s)	$\langle\Delta E_Q\rangle$ (mm/s)	
0.240(6)	0.52(24)	1.31

TABLA 4. Parámetros hiperfinos promedios (Corrimiento isomérico $\langle\delta\rangle$ y desdoblamiento cuadrupolar $\langle\Delta E_Q\rangle$) para el intermetálico Al_5Fe_2 . Los $\langle\delta\rangle$ son dados con respecto al valor del α -Fe a temperatura ambiente. χ^2 es la desviación estándar del ajuste.

La figura 4 muestra la curva de magnetización en función del campo magnético a temperatura ambiente del sistema intermetálico Al_5Fe_2 . El gráfico interno muestra una pequeña curva de histéresis de la cual se obtuvo el valor del campo coercitivo, $H_C=46.82$ Oe. Este resultado indica que el sistema intermetálico Al_5Fe_2 tiene un comportamiento ferromagnético con saturación incompleta. La magnetización de saturación incompleta, M_S , a 30 kOe es 0.3128 emu/g, la cual ha sido calculada siguiendo el método propuesto por Chernikov y cols. [15]. Alternativamente, haciendo uso de

la ley de aproximación a la saturación (*LAS*, por sus siglas en inglés) [16], la cual introduce una corrección (para campos altos) a la aproximación anterior, se puede obtener, además de M_S , la constante anisotrópica K . En efecto, empleando el método *LAS* [16], se obtiene $M_S=0.3122$ emu/g y $K=20$ J/m³, lo cual es un valor esperado considerando que este es un material con comportamiento de tipo magnético blando. Se puede notar que los valores de M_S son consistentemente similares en ambos procedimientos, pero con la corrección *LAS* se puede acceder a la anisotropía del material. Adicionalmente, la magnetización remanente, M_r , fue obtenida directamente de los datos experimentales (forma visual), véase la figura 4. Los parámetros magnéticos son mostrados en la tabla 5. Estos resultados son similares a los reportados por M.Pillaca y cols. [14] al estudiar el magnetismo inducido durante la nano-estructuración del cuasicristal $i\text{-Al}_{64}\text{Cu}_{23}\text{Fe}_{13}$ y el aproximante $\omega\text{-Al}_{70}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{10}$.

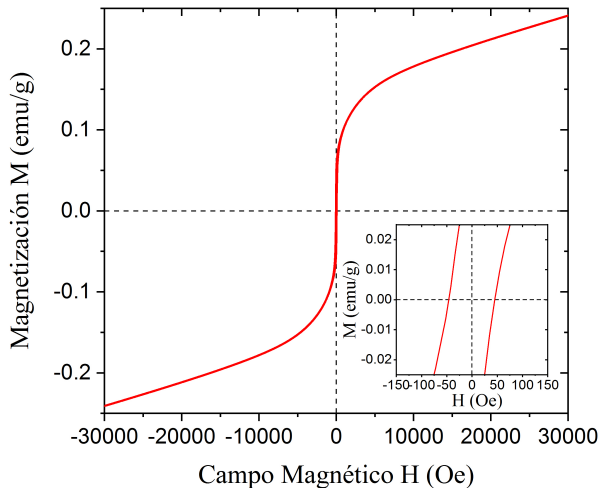


FIGURA 4. Curva de magnetización en función del campo aplicado $M=f(H)$ a temperatura ambiente $T=300K$ del sistema intermetálico Al_5Fe_2 .

Si comparamos las figuras 3 y 4 aparentemente existiría una contradicción entre el comportamiento mostrado por la estructura local alrededor de los átomos de hierro (indicando un comportamiento paramagnético) y la curva de magnetización cuando la muestra es sometida a un campo magnético

Parámetros magnéticos del sistema Al_5Fe_2		
Magnetización incompleta \mathbf{M}_S (emu/g)	Campo Coercitivo \mathbf{H}_C (Oe)	Magnetización Remanente \mathbf{M}_R (emu/g)
0.3128(2)	46.820(4)	0.0473(0)

TABLA 5. *Parámetros magnéticos del sistema intermetálico Al_5Fe_2 . \mathbf{M}_S : Magnetización incompleta. \mathbf{H}_C : Campo Coercitivo. \mathbf{M}_R : Magnetización remanente.*

externo (presentando comportamiento magnético con saturación incompleta). Una posible explicación es que existen átomos de hierro en los bordes de grano de este sistema policristalino que indudablemente afectan el valor del momento magnético local en las fronteras de grano. Se sabe que para el hierro puro policristalino, el momento magnético del grano es distinto al momento magnético en su frontera de grano, siendo este último mayor [17]. Esto es una evidencia que efectivamente el comportamiento magnético dentro del grano cristalino y en su frontera es distinto. Debido a que las curvas de magnetización brindan información tanto del grano cristalino como de su frontera, es de esperarse que la respuesta magnética global presente un comportamiento magnético compuesto de ambas contribuciones, en forma similar a lo reportado para el cuasicristal $i\text{-Al}_{64}\text{Cu}_{23}\text{Fe}_{13}$ y la fase cristalina $\omega\text{-Al}_{70}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{10}$ [14]. Además, el magnetismo débil de los bordes y fronteras de grano no se detecta por espectroscopia Mössbauer dado que la cantidad de átomos de hierro en dicha región debe ser menor que la capacidad de detección de la técnica ($<2\%$). Adicionalmente, en el sistema $\eta\text{-Al}_5\text{Fe}_2$ se tienen ocupaciones fraccionarias que introducen un desorden adicional que afecta la respuesta magnética del material.

Conclusiones

Como resultado del presente estudio, se ha comprobado que mediante la técnica de fusión por descarga eléctrica es posible obtener la fase pura Al_5Fe_2 con una alta cristalinidad, la cual presenta un comportamiento ferromagnético con saturación

incompleta a 300 K. El origen de este podría deberse a los átomos de hierro presentes en los bordes de grano, los cuales compiten con el desorden introducido por las ocupaciones fraccionarias de algunos sitios atómicos dentro del cristalito (véase tablas 1 y 2). Estos bordes de grano juegan un papel importante debido a que contribuyen a una respuesta magnética en materiales policristalinos que contienen baja concentración de átomos de hierro en su composición. Esta concentración está por debajo del límite de detección de la técnica de espectroscopia Mössbauer, por ello esta técnica no detecta el comportamiento ferromagnético que sí se observa con la técnica de magnetometría de muestra vibrante. Más aún, la curva de histéresis permite determinar los valores correspondientes de campo coercitivo y magnetización de saturación incompleta, los cuales son similares a los valores encontrados en estructuras similares de Al-Cu-Fe. Con el ajuste de la magnetización en el límite de altos campos, empleando la corrección *LAS*, se estimó también la constante anisotrópica del material, la cual tiene un valor ($K=20 \text{ J/m}^3$) correspondiente a los materiales magnéticos blandos.

Finalmente, es importante mencionar que para corroborar la hipótesis que el magnetismo observado en este material es debido a los bordes de grano y las zonas intersticiales, es necesario realizar medidas magnéticas del material nano-estructurado tanto a diferentes tamaños de cristalito como a diferentes temperaturas. En esos casos el efecto magnético se debería incrementar al reducir el tamaño de grano (aumento de la zona intersticial) y al reducir la temperatura (reducción de las fluctuaciones térmicas). Dicho estudio forma parte de un proyecto que está en desarrollo.

Agradecimientos

Los autores agradecen a FONDECYT (CONCYTEC) por el soporte financiero parcial a través de sus programas de “Centros de Excelencia” y de “Círculo de Investigación e Innovación de Materiales Avanzados para la Industria y Biomedicina” (contrato #011-2014-FONDECYT). C.V.L. y J.Q-M. agradecen a la Universidad Nacional Mayor de San Marcos por el financiamiento parcial de este trabajo bajo el código de Proyecto Nro. 151301011.

Referencias

- [1] U. Köster, W. Liu, H. Liebertz, and M. Michel, *J. Non-Cryst. Solids* **153-154**, 446 (1993).
- [2] J.-M. Dubois, *Chem. Soc. Rev.* **41**, 6760 (2012).
- [3] M. Krasnowski and T. Kulik, *Intermetallics* **18**, 47 (2010).
- [4] T. B. Massalski and H. Okamoto, *Binary Alloy Phase Diagrams* (ASM International, 1990).
- [5] U. Burkhardt, Y. Grin, M. Ellner, and K. Peters, *Acta Crystallogr. B* **50**, 313 (1994).
- [6] T. Zienert and et al., *Intermetallics* **77**, 4 (2016).
- [7] J. Chi, X. Zheng, S. Y. Rodriguez, Y. Li, W. Gou, V. Goruganti, K. D. D. Rathnayaka, and J. H. Ross, *Phys. Rev. B* **82**, 174419 (2010).
- [8] Z. Jagličić, S. Vrtnik, M. Feuerbacher, and J. Dolinšek, *Phys. Rev. B* **83**, 224427 (2011).
- [9] L. F. Kiss, D. Kaptás, J. Balogh, L. Bujdosó, T. Kemény, L. Vincze, and J. Gubicza, *Phys. Rev. B* **70**, 012408 (2004).
- [10] D. G. Eskin and L. Katgerman, in *Aluminium Alloys 2006 - ICAA10*, Materials Science Forum, Vol. 519 (Trans Tech Publications Ltd, 2006) pp. 1681–1686.
- [11] *TOPAS V4.2 User's Manual* (Bruker AXS GmbH, 2008).
- [12] H. Becker, L. Amirkhanyan, J. Kortus, and A. Leineweber, *Journal of Alloys and Compounds* **721**, 691 (2017).
- [13] R. A. Dunlap and D. W. Lawther, *Mater. Sci. Rep.* **10**, 141 (1993).
- [14] M. Pillaca Quispe, C. V. Landauro, M. Z. Pinto Vergara, J. Quispe-Marcatoma, C. Rojas-Ayala, V. A. Peña-Rodríguez, and E. Baggio-Saitovitch, *RSC Adv.* **6**, 5367 (2016).
- [15] M. A. Chernikov, A. Bernasconi, C. Beeli, A. Schilling, and H. R. Ott, *Phys. Rev. B* **48**, 3058 (1993).
- [16] S. Ii, K. Hirayama, K. Matsunaga, H. Fujii, and S. Tsurekawa, *Scr. Mater.* **68**, 253 (2013).
- [17] H. Zhang, D. Zeng, and Z. Liu, *J. Magn. Magn. Mater* **322**, 2375 (2010).