

«مقاله پژوهشی»

مطالعه ریزساختار و خواص مغناطیسی آلیاژ آمورف Fe-Si-B-Cu با جایگزینی جزئی

C به جای B

ناهید محمدی پارسا¹، صفدر حبیبی^{2*}

1. دکتری فیزیک، دانشکده فیزیک، دانشگاه بوعلی سینا، همدان، ایران
2. استادیار گروه فیزیک، دانشکده فیزیک، دانشگاه بوعلی سینا، همدان، ایران

تاریخ دریافت: 1401/02/02 تاریخ پذیرش: 1401/03/05

Study of microstructure and magnetic properties of Fe-Si-B-Cu amorphous alloy with partial substitution of C for B

N. Mohammadiparsa¹, S. Habibi^{2*}

1. Ph.D. in Physics, Faculty of Physics, Bu-ali Sina University, Hamedan, Iran
2. Assistant Professor, Faculty of Physics, Bu-ali Sina University, Hamedan, Iran

Received: 2022/04/22

Accepted: 2022/05/26

Abstract

Impact of minor substitution of carbon on microstructure, magnetic properties and hyperfine interactions of Fe-Si-B-Cu-type metallic glasses was investigated. For this purpose, samples of $Fe_{83.3}Si_{4}B_{12}Cu_{0.7}$ and $Fe_{83.3}Si_{4}B_{11}Cu_{0.7}C_1$ compositions were prepared using melt spinning technique. Then, to study different characteristics of samples, X-ray diffraction, differential scanning calorimetry, magnetic thermogravimetry, scanning electron microscopy, Mössbauer spectrometry, and magnetic measurements were applied. Fully amorphousness of the samples and a larger heat treatment temperature range of the C-containing sample was found. Though minor carbon introduction had negligible effect upon average values of hyperfine magnetic fields and chemical short-range order, structural deviation in topological short-range order was unveiled. No change was observed in saturation magnetization, however, the amount of coercive field in the case of perpendicular external magnetic field decreased significantly.

Keywords

Amorphous Alloy, Magnetic Properties, Hyperfine Interactions, Microstructure, Mössbauer Spectroscopy.

چکیده

در تحقیق حاضر تأثیر جایگزینی مقدار جزئی کربن به جای بور بر روی ریزساختار، خواص مغناطیسی و برهمکنش‌های فوق‌ریز شیشه فلزی Fe-Si-B-Cu بررسی شد. به این منظور نمونه‌های نواری با ترکیبات $Fe_{83.3}Si_{4}B_{12}Cu_{0.7}$ و $Fe_{83.3}Si_{4}B_{11}Cu_{0.7}C_1$ با استفاده از تکنیک مذاب‌ریسی تهیه شد. سپس آزمون‌های تجربی پراش پرتو ایکس، گرماسنجی روبشی تفاضلی، آنالیز حرارتی افتراقی مغناطیسی، میکروسکوپ الکترونی روبشی، اسپکتروسکوپی موزبائر و مغناطیس‌سنج نمونه ارتعاشی برای مطالعه ویژگی‌های مختلف نمونه‌ها به کار گرفته شد. بررسی‌ها نشان داد که نمونه‌ها کاملاً ساختار آمورف دارند و نمونه حاوی کربن بازه دمایی عملیات حرارتی بزرگتری نسبت به نمونه فاقد کربن نشان داد. اگرچه جایگزینی مقدار جزئی کربن تأثیر ناچیزی بر روی مقادیر متوسط میدان‌های مغناطیسی فوق‌ریز و نظم کوتاه‌برد شیمیایی داشت، اما تغییراتی در نظم کوتاه‌برد توپولوژیکی ایجاد کرد. مقدار مغناطش اشباع با افزودن کربن تغییری نکرد، با این حال مقدار میدان وادارندگی در حالت میدان مغناطیسی خارجی عمود، به طرز محسوسی کاهش یافت.

واژه‌های کلیدی

آلیاژ آمورف، خواص مغناطیسی، برهمکنش‌های فوق‌ریز، ریزساختار، اسپکتروسکوپی موزبائر

مقدمه

امروزه مواد مغناطیسی نرم نقش مهمی در توسعه محصولات الکترونیکی و مغناطیسی ایفا می‌کنند و تأثیر زیادی هم بر صنعت و هم در روش زندگی انسان دارند. در قرن بیست و یکم، اهداف بلندمدت و چالش‌های کلیدی در مسیر تحول صنعتی و اقتصادی، دستیابی به تولید محصولاتی است که قوی‌تر، سبک‌تر، بی‌صداتر و از نظر مصرف انرژی نیز مقرون به صرفه‌تر باشند [1]. این امر مستلزم بهبود مداوم عملکرد مغناطیسی از جمله نفوذپذیری مؤثر (μ_e) و چگالی شار اشباع (B_s) بالاتر و وادارندگی (H_c) و اتلاف هسته کمتر است. بعد از گذشت یک قرن از سیر تکاملی این مواد، انواع متفاوتی از مواد مغناطیسی نرم توسعه یافته‌اند و از آنها با توجه به عملکرد منحصر به فردشان به طور گسترده در زمینه‌های مختلفی استفاده شده است [2]. در سال‌های اخیر، آلیاژهای آمورف و مشتقات نانو کریستالی آنها به دلیل مصرف کم انرژی و بهره‌وری بالا، به طور کلی به عنوان محصولات سبز برای تولید و استفاده شناخته می‌شوند. به عنوان مثال این دسته از مواد در موتورها، ترانسفورماتورها، سپرهای مغناطیسی، حسگرها و موارد دیگر کاربرد دارند.

از سال 1967 تلاش‌های زیادی برای توسعه آلیاژهای آمورف جدید و بهینه‌سازی خواص آنها با تنظیم ترکیب، فرآیند تولید و حالت‌های عملیات حرارتی، برای کاهش تنش و نانوبلورسازی انجام شده است. در همین راستا بسیاری از سیستم‌های آلیاژ آمورف فرومغناطیسی پایه آهن مانند $FePC$ [3]، $FeSiB$ [4]، $FeBP$ و $FeSiBC$ [5] و همچنین آلیاژهای پایه Co و $FeNi$ ، به صورت آلیاژهای نواری شکل تولید شده‌اند. با این حال دستیابی به آلیاژهایی با توانایی تشکیل شیشه (AFA) بالا، با کاهش B_s و نیز افزایش هزینه‌های تولید روبرو است. بنابراین چالش پیش رو، تولید آلیاژهایی است که در عین حال خواص مغناطیسی نرم خوبی از خود نشان می‌دهند، از نظر هزینه نیز جهت استفاده در صنعت مقرون به صرفه باشند.

در میان آلیاژهای آمورف پایه آهن، شیشه‌های فلزی $Fe_{78}Si_9B_{13}$ به دلیل کارایی بالایی که از خود نشان داده‌اند، یعنی خواص مغناطیسی نرم عالی، مقاومت در برابر خوردگی خوب و استحکام بالا، به طور گسترده‌ای در صنعت به کار رفته‌اند [6]. تحقیقات بر روی آلیاژهای آمورف پایه

آهن که شامل یک یا چند عنصر شبه فلز نظیر P ، B ، Si و C هستند، بیانگر تأثیر بالای این شبه‌فلزات در ساختار شیشه‌ای این ترکیبات است [7]. بنابراین بیشینه‌ای برای مقدار آهن موجود در ترکیب برای تشکیل فاز آمورف کامل با خواص نرم مغناطیسی خوب وجود دارد که در ترکیبات مختلف متفاوت است. ثابت شده است که برای آلیاژ $FeSiB$ متداول و آلیاژ $FeSiBC$ مقدار بهینه Fe به ترتیب 80% و 82% است [8].

در میان عناصر شیشه‌ساز مس (Cu) در سیستم پایه آهن غیر قابل اختلاط است و افزودن مقدار کمی از آن می‌تواند مکان‌های هسته‌زایی ناهمگنی را برای نانوذرات α - Fe (Si) فراهم کند که در نتیجه منجر به پراکندگی ریز و یکنواخت ذرات α - Fe (Si) می‌شود که برای رفتار مغناطیسی نرم مطلوب ضروری است [9]. بور (B) و سیلیسیوم (Si) هر دو توانایی تشکیل شیشه را در آلیاژهای آمورف پایه آهن بهبود می‌بخشند. با این حال، باید از افزودن بیش از 10% بور اجتناب کرد؛ زیرا باعث رسوب Fe_2B شده و بر رفتار مغناطیسی نرم تأثیر منفی دارد. B پایداری فاز آمورف باقیمانده را در طول عملیات بازپخت افزایش می‌دهد و مانع رشد دانه‌ها می‌شود در حالی که Si می‌تواند باعث بالا رفتن پایداری حرارتی آلیاژهای آمورف پایه آهن شود [10]. با این وجود، قیمت بالای B هزینه‌های تولید را بسیار بالا می‌برد. این امر منجر به تلاش‌های متعددی برای تولید آلیاژهایی با درصد کم بور و یا فاقد بور در تحقیقات مغناطیسی شده است. به عنوان مثال، جایگزینی سیلیسیوم (Si) به جای B در نانوکامپوزیت‌ها، به دلیل قیمت پایین‌تر ماده اولیه، هزینه نهایی تولید آلیاژ را کاهش می‌دهد [11]. Hao و همکاران [12] با جایگزینی فسفر (P) به جای B در سیستم آمورف $FeSiBCu$ ، نتیجه گرفتند که افزودن جزئی فسفر می‌تواند به طور مؤثر پایداری حرارتی فاز آمورف و نیز نرمی مغناطیسی آلیاژهای نانوبلوری را بهبود ببخشد، اگرچه باید از وارد کردن مقدار زیاد از این عنصر به سیستم جلوگیری کرد. در تحقیق دیگری، Shi و همکاران [13] با جایگذاری C به جای B در سیستم $FeBCSiP$ ، به خواص مغناطیسی نرم بسیار عالی ($H_c=1.5$ A/m و $B_s=1.7$ T) دست یافتند.

بنابراین موضوع این مقاله مطالعه ساختار و خواص مغناطیسی آلیاژهای آمورف غنی از آهن با جایگذاری جزئی

پرتو ایکس کاند مسی بود و اشعه $\text{CuK}\alpha$ با طول موج \AA 1/54186 برای شناسایی فازها به کار گرفته شد. آزمون‌های XRD در بازه $2\theta = 10^\circ$ تا $2\theta = 80^\circ$ انجام گرفتند. دماهای بحرانی نظیر دمای تبلور اول (T_{x1})، دمای تبلور دوم (T_{x2}) و دمای کوری (T_c) توسط دستگاه‌های گرماسنج روبشی تفاضلی 7 Perkin Elmer DSC تحت گاز آرگون خالص با نرخ گرمایش 10 K/min و آنالیز حرارتی افتراقی مغناطیسی (mGTA)، تعیین شدند. اندازه‌گیری‌های اثر موزبائر در هندسه انتقال استاندارد انجام گرفت و طیف‌های موزبائر در دمای اتاق ثبت شدند. برای این منظور، از طیف‌سنج شتاب ثابت متداول با منبع پرتو گاما ^{57}Co در ماتریکس رادیوم، استفاده شد. کالیبراسیون مقیاس سرعت با استفاده از یک فویل $\alpha\text{-Fe}$ با ضخامت $12/5 \mu\text{m}$ انجام گرفت که منجر به پهنای خطوط تجربی $0/25 \text{ mm/s}$ گردید. مقادیر شیفت آیزومری نسبت به مرکز طیف در دمای اتاق داده شده‌اند. طیف‌های موزبائر به دست آمده برای نمونه‌ها توسط نرم‌افزار Confit پردازش شدند [14].

مغناطش اشباع (B_s) و میدان وادارندگی (H_c) توسط دستگاه مغناطیس سنج نمونه ارتعاشی در میدان مغناطیسی خارجی 100 kA/m که به صورت موازی و عمود بر نمونه‌ها اعمال می‌شد، اندازه‌گیری شدند. به نظر می‌رسید که تعدادی از نمونه‌ها در میدان 400 kA/m کاملاً به اشباع نرسیده باشند. بنابراین برای تعیین مغناطش اشباع به این صورت عمل کردیم: حلقه‌های پسماند در بازه میدان 150 kA/m تا 350 kA/m هم برای میدان‌های مثبت و هم برای میدان‌های منفی به صورت خطی درآمدند. در این روش، دو کمیت مورد نظر به دست آمدند که مقدار متوسط آنها در بخش مرتبط آمده است.

جهت بررسی ترکیبات شیمیایی نمونه‌ها، از طیف‌سنجی

شبه‌فلز C به جای B است. به طور خاص، این مقاله بر مطالعه موزبائر و اندازه‌گیری‌های مغناطیسی سیستم‌های شیشه‌ای فلزی Fe-Si-B-Cu-(C) تمرکز دارد. تأکید ویژه ما بر ویژگی‌های ریزساختاری آلیاژهای آمورف مورد نظر متمرکز است.

مواد و روش‌ها

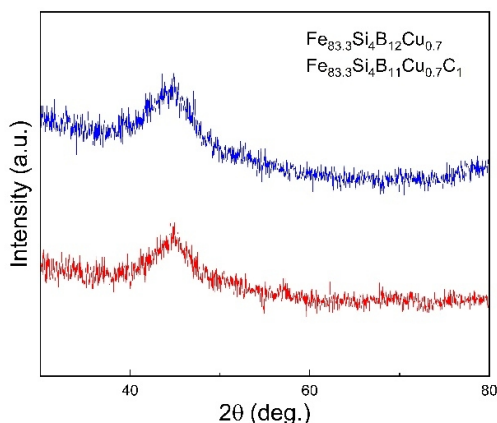
شمش‌های اولیه آلیاژ شیشه‌ای پایه آهن با ترکیب شیمیایی اسمی $\text{Fe}_{83.3}\text{Si}_{4}\text{B}_{12}\text{Cu}_{0.7}$ و $\text{Fe}_{83.3}\text{Si}_{4}\text{B}_{11}\text{Cu}_{0.7}\text{C}_1$ از مواد اولیه که به صورت کلوخه‌ای و با خلوص بالا (99/99%) ساخت شرکت‌های آلفا ایسر و آلدریج تهیه شده بودند، به روش ذوب القایی در لوله آلومینا و تحت گار آرگون با خلوص 99/9999% آماده شدند. لازم به ذکر است که به دلیل تلفات جرمی کربن در حین ذوب، در آلیاژ حاوی کربن ابتدا فروآلیاژ FeC تهیه شده و سپس با نسبت معین در ترکیب آلیاژ نهایی مورد نظر، به کار گرفته شده است. برای تولید نوارهای نازک با انجماد سریع، از فرآیند مذاب‌ریسی با دیسک میرد (Chill Block Melt Spinning) استفاده شد. در این دستگاه مذاب‌ریسی با دیسک میرد که در آن القا با توان 15 کیلووات انجام گرفت، جنس روزنه خروجی از کوارتز خالص و قطر داخلی آن 18 میلی‌متر و همچنین قطر دیسک مس-بریلیومی تعبیه شده در آن 24 میلی‌متر بود. به منظور تعیین عوامل بهینه فرآیند برای آلیاژهای مورد استفاده در این تحقیق که در جدول (1) لیست شده‌اند، چند آزمون با عوامل مختلف انجام گرفت. شرایط بهینه بر اساس ضخامت مناسب نوار برای به دست آوردن ساختار آمورف با انعطاف‌پذیری خوب، کیفیت ظاهری مناسب، عدم دندان‌دار شدن لبه‌ها و عرض مناسب به منظور تهیه نمونه‌های استاندارد آزمون‌های خواص مغناطیسی، تعیین شدند.

جدول 1. عوامل بهینه در فرآیند مذاب‌ریسی و ابعاد نوارهای آمورف

نمونه	فشار تزریق مذاب (mbar)	سرعت خطی دیسک (m/s)	فاصله نازل تا دیسک (mm)	قطر سوراخ نازل (μm)	خلأ نهایی قبل از تزریق گاز آرگون (mbar)	وزن آلیاژ پهنای نوار ضخامت نوار (g) (mm) (μm)
$\text{Fe}_{83.3}\text{Si}_{4}\text{B}_{12}\text{Cu}_{0.7}$	350	40	2	550	0/000023	9/46 (0/9) (0/023)
$\text{Fe}_{83.3}\text{Si}_{4}\text{B}_{11}\text{Cu}_{0.7}\text{C}_1$	350	40	2	550	0/000003	9/4 (0/9) (0/018)

جذب اتمی شعله‌ای (F-AAS) (Perkin Elmer 1100) و جهت بررسی ترکیبات شیمیایی نمونه‌ها، از طیف‌سنجی جذب اتمی شعله‌ای (F-AAS) (Perkin Elmer 1100)

به منظور شناسایی فازها و تعیین ریزساختار نمونه‌های مذاب‌ریسی شده از روش پراش اشعه ایکس (XRD) و پراش‌سنج پیشرفته Bruker D8 استفاده شد. منبع تولید



شکل 1. الگوهای XRD مربوط به نمونه‌های $\text{Fe}_{83.3}\text{Si}_4\text{B}_{11}\text{Cu}_{0.7}\text{C}_1$ و $\text{Fe}_{83.3}\text{Si}_4\text{B}_{12}\text{Cu}_{0.7}$

این شیب آرام در منحنی DSC نشانگر تبلور اولیه با انتشار کنترل شده بلند برد است. این فرآیند، در واقع فرآیند هسته‌زایی (شروع تبلور) و رشد (بیک منحنی) است که بسیار شبیه به سینتیک رشد مشاهده شده در آلیاژهای فاینمت-گونه است [15]. بیک دوم که به صورت یک بیک تیز و غیرمتقارن ایجاد شده است، بازتابی از تشکیل فازهای بوراید در ماتریکس آمورف باقیمانده است [16]. در آلیاژهای آمورفی که حاوی درصد بالایی از بور هستند، ته‌نشینی فازهای بوراید که در دماهای بالا (نزدیک به دمای تبلور دوم) صورت می‌گیرد، به صورت چشمگیری بر رفتار خواص مغناطیسی آلیاژ تأثیر می‌گذارد. اتم‌های Fe و B می‌توانند انواع مختلفی از ترکیبات Fe-B مانند o-FeB ، $\text{bct-Fe}_2\text{B}$ ، $\text{bct-Fe}_3\text{B}$ ، $\text{o-Fe}_3\text{B}$ و $\text{fcc-Fe}_{23}\text{B}_6$ را شکل دهند. از آنجا که این فازها ناهمسانگردی مغناطیس‌گرایی بسیار زیادی دارند و فازهای مغناطیسی سخت به شمار می‌آیند، حتی ته‌نشینی کسر کوچکی از این فازها می‌تواند به صورت قابل توجهی خواص مغناطیسی نرم آلیاژ را تخریب کند. با تشکیل ترکیبات بوراید در ماتریکس آمورف مقدار فاز آمورف باقیمانده و در نتیجه برهمکنش تبدالی بین نانوبلورک‌ها، به شدت کاهش پیدا می‌کند که منجر به افزایش میدان وادارندگی خواهد شد.

برای تعیین مقادیر Fe، Si و Cu و از طیف‌سنجی گسیل نوری با پلاسما جفت‌شده القایی (ICP-OES) (Jobin-Yvon 70 Plus) برای تعیین مقادیر B استفاده شد. نتایج در جدول (2) نمایش داده شده‌اند. تنها اختلاف کوچکی ($<0/5$ at.%) از ترکیبات مورد انتظار مشاهده شد. باید در نظر داشت که مقدار C اندازه‌گیری نشده و برای نمونه حاوی کربن، مقدار موردنظر آن یعنی 1 at.% ثابت در نظر گرفته شده است.

یافته‌ها

اندازه‌گیری‌های XRD

الگوهای XRD نوارهای $\text{Fe}_{83.3}\text{Si}_4\text{B}_{12}\text{Cu}_{0.7}$ و $\text{Fe}_{83.3}\text{Si}_4\text{B}_{11}\text{Cu}_{0.7}\text{C}_1$ از سطوحی که در فرآیند ذوب‌ریسی در تماس با هوا بوده‌اند، در شکل (1) آورده جدول 2. مقادیر اندازه‌گیری شده در ترکیبات نمونه‌ها

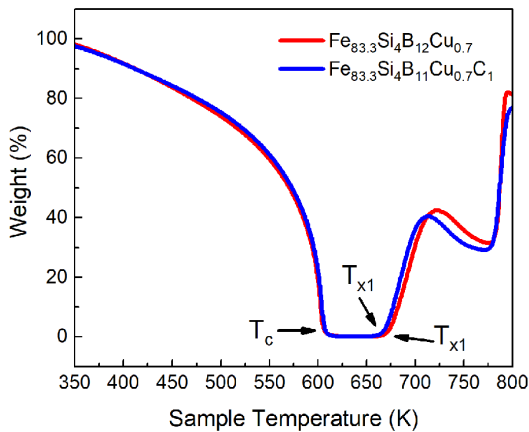
مقادیر (at.%)					
C	Cu	B	Si	Fe	ترکیبات اسمی نمونه‌ها
0	0/7	11/7	4	83/6	$\text{Fe}_{83.3}\text{Si}_4\text{B}_{12}\text{Cu}_{0.7}$
1	0/7	11/1	3/8	83/4	$\text{Fe}_{83.3}\text{Si}_4\text{B}_{11}\text{Cu}_{0.7}\text{C}_1$

شده‌اند. این الگوها دارای تنها یک بیک پهن و تقریباً متقارن بوده که گویای پراکندگی غیرموازی و نظم اتمی کوتاه‌برد در ساختار نمونه‌ها است. به این ترتیب نوارها فاقد شبکه بلوری بوده و ساختار آنها بعد از عملیات مذاب‌ریسی آمورف شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، تغییرات جزئی در مقدار عناصر آلیاژساز B و C تأثیری بر آرایش ساختاری این آلیاژها نداشته است.

گرماسنج روبشی تفاضلی و آنالیز حرارتی افتراقی

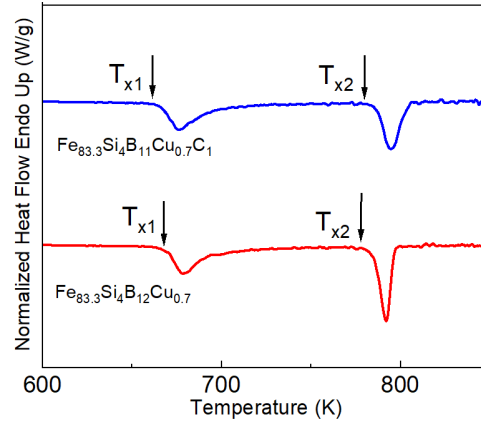
سینتیک تشکیل فازهای بلوری از ماتریکس آمورف با استفاده از گرماسنج روبشی تفاضلی (DSC) بررسی شد. این اندازه‌گیری‌ها، وجود دو مرحله تبلور را که از لحاظ زمانی و دمایی کاملاً مجزا هستند، نشان می‌داد. این امر بیانگر این است که انتقال از حالت آمورف به حالت بلوری و نمونه‌های مورد مطالعه، در بیش از یک مرحله اتفاق می‌افتد. شکل پیک‌های منحنی‌های انتقال که در شکل (2) نشان داده مرحله نخست انتقال در شیشه فلزی، تبلور فاز bcc-Fe شکل می‌گیرد که پیک آن ملایم است و تیز نیست.

منحنی‌های TGA مغناطیسی، رابطه بین کاهش وزن مغناطیسی نمونه‌ها با دما را بیان می‌کنند. تغییرات وزن مغناطیسی که دلالت بر تغییرات گشتاورهای مغناطیسی دارند، در نمونه‌های مورد مطالعه در چند مرحله اتفاق افتادند و مبین تحولات فازی مغناطیسی نمونه‌ها بودند.



شکل 3. منحنی‌های TGA مغناطیسی مربوط به نمونه‌های $Fe_{83.3}Si_4B_{11}Cu_{0.7}C_1$ و $Fe_{83.3}Si_4B_{12}Cu_{0.7}$ دمای تبلور اول، T_{x1} و دمای کوری، T_c ، در شکل مشخص شده‌اند

کاهش درصد وزنی به صفر درصد، حاکی از تغییر از فاز فرومغناطیس به فاز پارامغناطیس در فاز آمورف است. شیب تندتر در افزایش مقدار درصد وزنی بیانگر مقدار رشد فاز فرومغناطیس است. در آلیاژهای موردنظر، وزن به آرامی کاهش پیدا می‌کند تا در دمای کوری، T_c ، به صفر برسد، سپس مجدداً در دمای تبلور اولیه، T_{x1} ، ظاهر می‌شود. دمای کوری، دمایی است که بالاتر از آن دما، ماده فرومغناطیس خاصیت مغناطیسی خود را از دست می‌دهد و به ماده پارامغناطیس تبدیل خواهد شد. اگرچه دمای کوری، دمای کاری تئوری و آزمایشگاهی مواد مغناطیسی به شمار می‌رود و دمای عملیاتی واقعی به مراتب کمتر از دمای کوری است، با این حال هرچه دمای کوری یک ماده مغناطیسی بالاتر باشد، دمای عملیاتی آن بالاتر و پایداری دمایی آن بهتر است. از این رو، بهبود دمای کوری، می‌تواند یکی از اهداف مطالعه مواد آمورف، به خصوص آلیاژهای آمورف پایه آهن، باشد. مقادیر به دست آمده برای T_{x1} ، T_c و T_{x2} در جدول (3) لیست شده‌اند. مطالعات دیگر نیز به نتایج مشابهی در سیستم‌های پایه آهن حاوی کربن دست یافته‌اند [18 و 19]. لازم به ذکر است که تفاوت محسوسی



شکل 2. منحنی‌های DSC مربوط به نمونه‌های $Fe_{83.3}Si_4B_{11}Cu_{0.7}C_1$ و $Fe_{83.3}Si_4B_{12}Cu_{0.7}$ دمای تبلور اول، T_{x1} ، و دمای تبلور دوم، T_{x2} ، در شکل مشخص شده‌اند

دماهای تبلور اول (T_{x1}) و تبلور دوم (T_{x2}) نیز در شکل (3) مشخص شده‌اند. بازه بین تبلور اول و تبلور دوم اهمیت زیادی دارد زیرا مشخص کننده پایداری نانوفاز bcc-Fe است. باید دقت داشت که تغییر در مقدار عناصر شبه‌فلز تأثیر محسوسی بر دمای تبلور دوم نگذاشته است و T_{x2} تقریباً ثابت مانده است. از طرف دیگر با مقایسه T_{x1} مربوط به دو نمونه، مشاهده می‌شود که دمای تبلور اول در نمونه حاوی کربن، $Fe_{83.3}Si_4B_{11}Cu_{0.7}C_1$ ، به اندازه 6 K کاهش یافته است.

می‌توان نتیجه گرفت که جایگزینی C به جای B باعث افزایش بازه میانی بین T_{x1} و T_{x2} یعنی ΔT می‌شود. از این رو، آلیاژ $Fe_{83.3}Si_4B_{11}Cu_{0.7}C_1$ دارای بازه دمایی عملیات حرارتی بزرگتری نسبت به آلیاژ $Fe_{83.3}Si_4B_{12}Cu_{0.7}$ است. به همین دلیل برای ساخت آلیاژهای نانوبلور با فاز α -Fe تک‌بلوری، خواص مغناطیسی نرم بهینه، کاربرد بهتری دارد. نتایج به دست آمده در تطابق با نتایج مطالعات پیشین بر روی سیستم‌های Fe-Si-B-Cu است [17 و 18].

منحنی‌های آنالیز حرارتی افتراقی مغناطیسی (mGTA)، که در شکل (3) نشان داده شده‌اند، در واقع پاسخ مغناطیسی نمونه (به عنوان مثال تحول مغناطیسی با دما، تحول مقدار فاز مغناطیسی و...) را نشان می‌دهند که به عنوان «وزن مغناطیسی» اندازه‌گیری شده و به مقدار اولیه در شروع گرمایش بهنجار شده‌اند. به عبارت دیگر،

جدول 3. مقادیر به دست آمده از آزمون‌های DSC، mTGA و اندازه‌گیری‌های مغناطیسی

Magnetic measurements				mTGA		DSC		نمونه‌ها
T _c (K)	H _c (kA/m) عمود	H _c (kA/m) موازی	M _s (Am ² /kg)	T _c (K)	T _{x1} (K)	T _{x2} (K)	T _{x1} (K)	
612	0/27	0/19	160	606	667	778	667	Fe _{83.3} Si ₄ B ₁₂ Cu _{0.7}
622	0/12	0/19	160	606	663	779	661	Fe _{83.3} Si ₄ B ₁₁ Cu _{0.7} C ₁

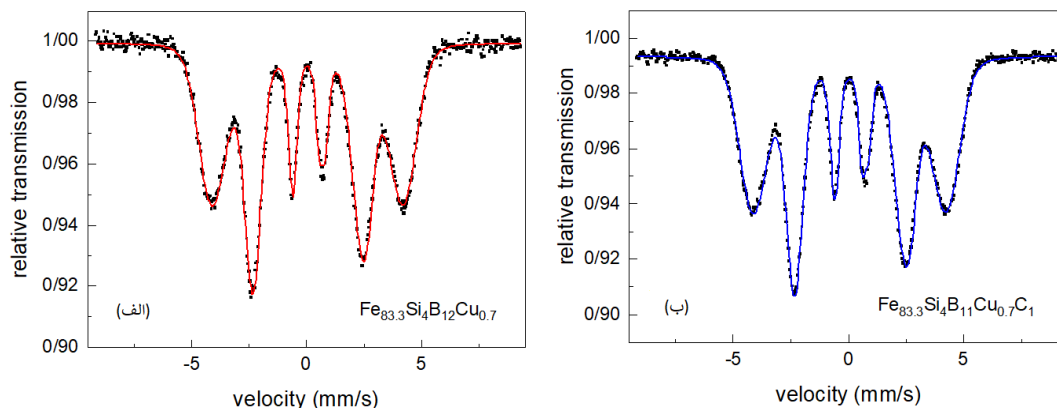
برای نمونه Fe_{83.3}Si₄B₁₁Cu_{0.7}C₁ به ترتیب برابر با 25/5 T و 25/7 T هستند. باید توجه داشت که اختلاف جزئی به دست آمده در مقادیر $\langle B \rangle$ در بازه خطا ($\pm 0/15$ T) که دلالت بر این دارد که هیچ تغییر قابل توجهی در ساختار آمورف نمونه‌ها اتفاق نیفتاده است. با مقایسه مقادیر به دست آمده با نتایج مطالعات پیشین بر روی آلیاژهای آمورف مشابه با نمونه Fe_{83.3}Si₄B₁₂Cu_{0.7} برای مثال سیستم Fe_{80.5}B₁₄Si₄Cu_{1.5} با $\langle B \rangle \sim 25/9$ T [20] و سیستم Fe₈₁Si₈B₁₀Cu₁ با $\langle B \rangle \sim 23/7$ T [21]، مشاهده می‌شود که مقادیر به دست آمده در تطابق با پژوهش‌های پیشین بوده و اختلاف‌های کوچک موجود ناشی از تفاوت در مقادیر عناصر به کار رفته در ترکیب‌های مورد مطالعه، تغییرات در ترکیبات شیمیایی نمونه‌های مورد مطالعه، هیچ‌گونه تأثیری را بر نظم کوتاه برد مغناطیسی (SRO) در ساختار آمورف نمونه‌ها نشان نمی‌دهد. مقادیر میدان‌های مغناطیسی فوق‌ریز، $\langle B \rangle$ و نیز مقادیر متوسط شیفت آیزومری مؤید این امر هستند. شیفت آیزومری بازتابی از رفتار اوربیتال‌های s داخلی است که به دلیل پوشش

در مقدار دمای کوری به دست آمده از نتایج TGA در جانشینی جزئی C به جای B مشاهده نشد. دلیل این امر را می‌توان به ثابت ماندن مقادیر عناصر آلیاژساز و آهن (به عنوان ماده مغناطیسی) در هر دو نمونه نسبت داد.

اندازه‌گیری‌های موزبائر

طیف‌های موزبائر اندازه‌گیری شده در دمای اتاق که در شکل (4) مشاهده می‌شوند، اطلاعات بیشتری در مورد ریزساختار شیشه‌های فلزی مذاب‌ریسی شده در اختیار قرار می‌دهند. پیک‌های شش‌گانه پهن و متقارن به دست آمده، حاکی از ماهیت آمورف هر دو نمونه است و نظم مغناطیسی آنها را بیان می‌کند.

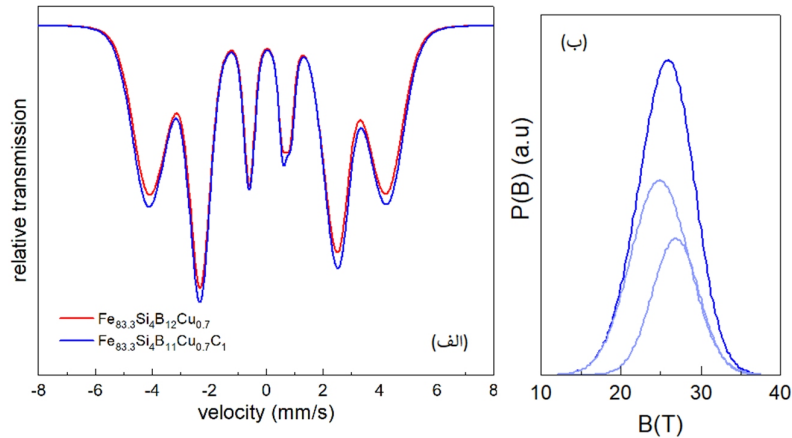
هر کدام از این طیف‌ها توسط دو زیرطیف شش‌گانه برآزی شده‌اند. این زیرطیف‌ها نشانگر نواحی مختلف ساختاری و مغناطیسی اطراف اتم‌های آهن تشدید شده در ساختار آمورف هستند. توزی‌های میدان فوق‌ریز، P(B)، که از فرآیند برازش طیف‌ها به دست آمده‌اند نیز در شکل (5-ب) رسم گردیده‌اند. این منحنی‌ها اندکی نامتقارن و



شکل 4. الف) طیف‌های موزبائر ⁵⁷Fe در مد عبوری در دمای اتاق مربوط به نوارهای الف) Fe_{83.3}Si₄B₁₂Cu_{0.7} و ب) Fe_{83.3}Si₄B₁₁Cu_{0.7}C₁ مذاب‌ریسی شده

پتانسیل هسته‌ای توسط چگالی بار الکترونی لایه‌های ظرفیت منقبض شده‌اند. در واقع این پارامتر به

زنگوله‌مانند هستند. مقادیر متوسط میدان‌های فوق‌ریز، $\langle B \rangle$ برای نمونه‌های Fe_{83.3}Si₄B₁₂Cu_{0.7} و



شکل 5. الف) طیف‌های برازش شده موزبائر در مد عبوری در دمای اتاق مربوط به نمونه‌های $Fe_{83.3}Si_4B_{12}Cu_{0.7}$ و $Fe_{83.3}Si_4B_{11}Cu_{0.7}C_1$ مذاب‌ریسی شده و ب) توزیع میدان فوق‌ریز $P(B)$ مربوط به نمونه $Fe_{83.3}Si_4B_{11}Cu_{0.7}C_1$ که با دو زیرطیف برازش شده است

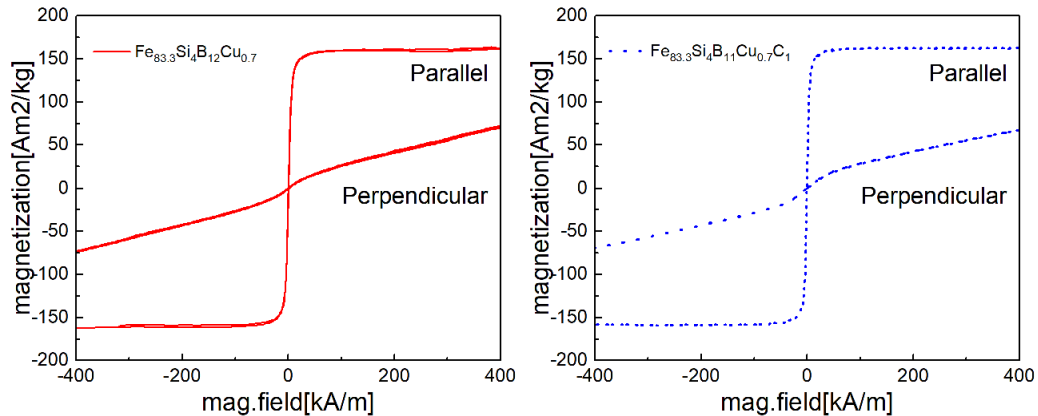
نمونه‌های مورد مطالعه را از طریق شدت‌های نسبی خطوط تشدیدکننده، بررسی کرد. جهت‌گیری گشتاورهای مغناطیسی از نسبت خطوط جذبی دوم (یا پنجم) به خطوط اول (یا ششم)، $A_{2,5}/A_{1,6}$ ، که از شکافتگی شش‌گانه زیمنان به دست می‌آیند تعیین می‌شود. این مقادیر را می‌توان مستقیماً از برازش طیف‌ها به دست آورد که فرمول کلی آن به صورت زیر است:

$$A_{2,5}/A_{1,6} = 4/3 \cdot \sin^2\theta / (1 + \cos^2\theta) \quad (1)$$

که در این رابطه θ زاویه تعیین‌کننده جهت میدان مغناطیسی مؤثر H_{hf} (یا گشتاورهای مغناطیسی) در هسته ایزوتوپ موزبائر نسبت به جهت بردار موج پرتو گاما است. در صورتی که $A_{2,5}/A_{1,6} = 4/3$ ، به معنای آن است که گشتاور مغناطیسی کل که برآیندی از جمع برداری

کوئوردیناسیون، حالت والانس و حالت اسپینی اتم‌ها و در نتیجه به چگالی بار الکترون‌های s و الکترون‌های p و d بستگی دارد و اطلاعاتی در مورد ویژگی‌های پیوندهای شیمیایی، مثلاً پیوندهای والانس و کووالانس به دست می‌دهد [22]. در پژوهش حاضر، مقادیر شیفیت آیزومری متناظر با هر دو نمونه ثابت باقی مانده‌اند ($\sim 0/05 \text{ mm/s}$) و از این رو تغییر ترکیبات نمونه‌ها تأثیری روی این کمیت نداشته است. این به آن معناست که محیط شیمیایی اطراف اتم تشدید شده، دچار دگرگونی خاصی نمی‌شود.

از آنجا که آرایش اسپین‌ها در نمونه از طریق بررسی زاویه بین جهت پرتو گاما (با انرژی 14/4 eV) و جهت گشتاور مغناطیسی خالص هسته‌های آهن، تعریف می‌شود، با استفاده از طیف‌سنجی موزبائر می‌توان بافت اسپینی

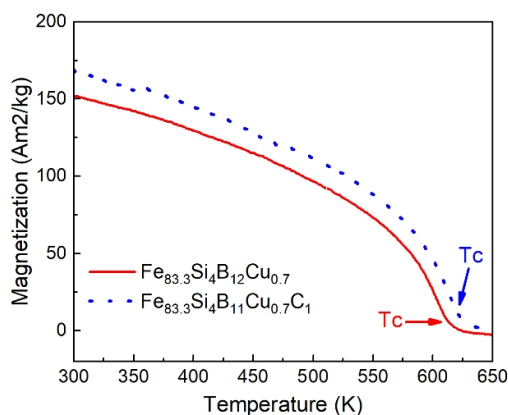


شکل 6. حلقه‌های پسماند در دمای اتاق مربوط به نمونه‌های $Fe_{83.3}Si_4B_{12}Cu_{0.7}$ و $Fe_{83.3}Si_4B_{11}Cu_{0.7}C_1$ در دو حالت میدان مغناطیسی اعمالی موازی و عمود بر سطح نوارها

دلیل برهمکنش بین جفت‌های Fe-Fe، الکترون‌ها می‌توانند از لایه p عناصر شبه‌فلز به لایه d آهن، که مسئول خواص مغناطیسی سیستم است، منتقل شوند تا لایه مزبور را پر کنند [27]. به این ترتیب این الکترون‌ها نیز در چگونگی شکل‌گیری گشتاورهای مغناطیسی نقش دارند. با این حال خواص مغناطیسی نرم، مانند وادارندگی (H_c)، مغناطش اشباع (M_s) و دمای کوری (T_c)، را در یک سیستم آمورف نمی‌توان تنها بر حسب مدل انتقال بار توضیح داد، بلکه این خواص هم به خاصیت شیشه‌سازی عناصر شبه‌فلز موجود در آلیاژ بستگی دارند و هم به اندازه این اتم‌ها و تغییرات نظم کوتاه‌برد آنها.

در آلیاژهای پایه آهن، B تمایل به تشکیل ترکیب یا تمایل به ایجاد نظم کوتاه‌برد دارد در حالی که اتم‌های C اتم‌های بین‌نشین هستند. بنابراین جانشینی C به جای B باعث کاهش

فاصله بین اتم‌های آهن شده و در نتیجه افزایش برهمکنش جفت‌شدگی تبادلی می‌شود. از سوی دیگر، تغییرات گشتاور



شکل 7. منحنی‌های M_s -T مربوط به نمونه‌های $Fe_{83.3}Si_4B_{11}Cu_{0.7}C_1$ و $Fe_{83.3}Si_4B_{12}Cu_{0.7}$

مغناطیسی با افزودن کربن به سیستم را می‌توان بر اساس تعداد انتقال الکترون از شبه‌فلز به لایه 3d اتم Fe، تفسیر کرد. آرایش الکترونی لایه آخر B و C به ترتیب به صورت $2p^1$ و $2p^2$ است. از این نقطه نظر، از آنجا که تعداد الکترون‌های لایه آخر کربن بیشتر از بور است، جایگذاری C به جای B باید باعث کاهش M_s در نمونه حاوی کربن شود. در مطالعه حاضر مقادیر M_s به دست آمده برای

گشتاورهای مغناطیسی تمام اتم‌های ^{57}Fe تشدید شده است، در صفحه نوار قرار گرفته در حالی که $A_{2,5}/A_{1,6} = 0$ بیانگر موقعیتی است که گشتاور مغناطیسی کل عمود بر صفحه نمونه قرار گرفته است. اگر گشتاورهای مغناطیسی به صورت کاملاً تصادفی آرایش یافته باشند، منجر به مقدار $A_{2,5}/A_{1,6} = 2/3$ می‌شود. در این پژوهش، مقادیر به دست آمده $A_{2,5}/A_{1,6}$ برای نمونه‌های $Fe_{83.3}Si_4B_{12}Cu_{0.7}$ و $Fe_{83.3}Si_4B_{11}Cu_{0.7}C_1$ هر دو برابر با 0/96 است و بنابراین جهت‌گیری ترجیحی گشتاورها، نزدیک به صفحه نوار است. علت مقدار یکسان به دست آمده برای هر دو نمونه، ثابت ماندن مقدار آهن در ترکیبات هر دو آلیاژ به عنوان عنصر مغناطیسی تشدید شده است.

نفوذ اتمی پدیده دیگری است که می‌توان از اسپکتروسکوپی موزبائر مطالعه کرد [23]. جهش‌های اتمی‌ای که در حدود مدت طول عمر هسته موزبائر اتفاق می‌افتند، علت پهن شدن خطوط طیفی هستند [24]. به بیان بهتر، وقتی در یک جامد یک اتم به جایگاه جدیدی جهش می‌کند، همدوسی پرتوی گامای ساطع شده از آن دچار اختلال می‌شود. کوتاه شدن زمان تابش پرتو گامای همدوس، باعث پهن شدن خطوط در طیف موزبائر می‌گردد. به عنوان مثال، در یک تک‌بلور این پهن‌شدگی با مقادیر مختلف در امتداد جهت‌های بلورنگاری مختلف، اتفاق می‌افتد و می‌توان از آن برای بررسی جهت‌های نفوذ اتمی و سازوکار نفوذ در آلیاژهای پایه آهن، استفاده کرد [25 و 26]. مطابق شکل (5-الف) مشاهده می‌شود که در نمونه‌های مورد مطالعه، پهنای خطوط طیفی تغییری نداشته است و بنابراین با افزودن مقدار جزئی کربن، نفوذ اتمی‌ای صورت نگرفته است.

با توجه به مجموع نتایج به دست آمده از میدان‌های مغناطیسی فوق‌ریز، شیفتهای آیزومری و آرایش‌های اسپینی، می‌توان نتیجه گرفت که تغییر جزئی در مقادیر B و C موجود در ترکیبات نمونه‌های مورد مطالعه، تغییر محسوسی در نظم کوتاه‌برد شیمیایی ندارد و تنها بر روی نظم کوتاه‌برد توپولوژیکی تأثیر داشته است.

اندازه‌گیری‌های مغناطیسی

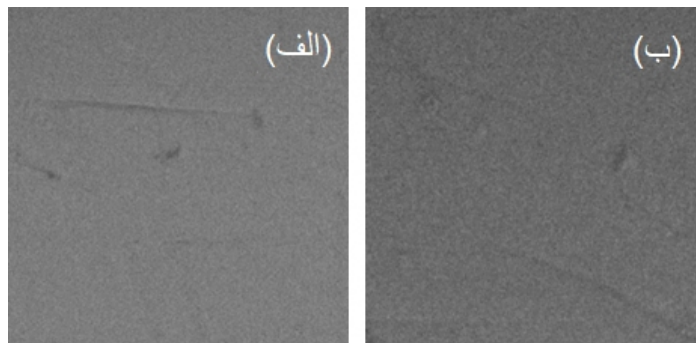
در آلیاژهای آمورف غنی از آهن، که شامل عناصر شبه‌فلزی نظیر Si، B و C می‌شوند، بر اساس مدل انتقال بار و به

از سوی دیگر، در شیشه‌های فلزی محیط موضعی اطراف هر اتم (مانند عدد کوئوردیناسیون و نوع و اندازه نزدیکترین همسایه‌ها) تأثیر بزرگی در رفتار فرومغناطیسی آلیاژ دارد. همان طور که پیشتر اشاره شد، از نقطه نظر ساختار الکترونیکی، پیوند لایه sp در اتم شبه‌فلز با لایه d در اتم فلزی، منجر به کاهش گشتاور در آلیاژهای آمورف پایه 3d و در نتیجه کاهش M_s در دمای صفر مطلق می‌شود [28]. در عین حال از نقطه نظر توپولوژیکی، شبه‌فلزات که شعاع اتمی کوچکتری دارند اعداد کوئوردیناسیون کمتری نیز خواهند داشت [29 و 30] که با کاهش پیوند لایه sp در اتم شبه‌فلز با لایه d در اتم فلزی باعث بالا رفتن M_s می‌شوند. از این رو به دلیل اینکه C شعاع کوچک‌تری ($r_C=0.077$ nm) نسبت به B ($r_B=0.082$ nm) دارد [31]، با جانشینی C به جای B سیستم تمایل به داشتن M_s بالاتری دارد. با وجود این، از نقطه نظر برهمکنش تبدلی و بر اساس منحنی -Bethe Slater [32]، قدرت برهمکنش تبدلی در آلیاژ آمورف پایه آهن، از افزایش نسبت r_a/r_{3d} نشأت می‌گیرد که r_a شعاع اتمی عنصر فرومغناطیس و r_{3d} شعاع لایه 3d آنها است. از آنجا که C کوچک‌ترین شعاع اتمی را در میان شبه‌فلزها دارد و نیز آنتالپی ترکیب (که نمایانگر قدرت نیروی پیوند بین اتمی

نمونه‌های $Fe_{83.3}Si_4B_{11}Cu_{0.7}C_1$ و $Fe_{83.3}Si_4B_{12}Cu_{0.7}$ با استفاده از تکنیک VSM هر دو به مقدار یکسان $160 Am^2/kg$ است (شکل 6) که این امر را می‌توان به مقدار بسیار جزئی کربن اضافه شده نسبت داد. در مطالعه صورت گرفته توسط Wang و همکاران [18] که در مورد وارد کردن مقدار جزئی C به سیستم Fe-Si-B-(P) انجام شد، به صورت مشابه هیچگونه تغییر مؤثری در مقادیر مغناطش اشباع گزارش نشد.

برای درک بهتر ساز و کار تأثیرات افزودن C بر M_s ، وابستگی دمایی M_s نیز اندازه‌گیری شد. همان طور که در شکل (7) نشان داده شده است، شکل منحنی‌های M_s-T از 300 K (نزدیک به دمای اتاق) تا حدود 550 K برای هر دو نمونه فاقد کربن و حاوی کربن تقریباً یکسان است. با برون‌یابی منحنی‌ها، مشخص است که در دمای صفر مطلق مغناطش اشباع مربوط به نمونه حاوی کربن بیشتر از مغناطش اشباع مربوط به نمونه فاقد کربن است.

به صورت کلی، هنگامی که دما از 0 K (صفر مطلق) افزایش پیدا می‌کند، M_s سیستم به طور پیوسته کاهش می‌یابد. با گذر دما از T_c مربوط به نمونه، فاز فرومغناطیسی به فاز پارامغناطیسی گذار می‌کند. بنابراین M_s در دمای اتاق



شکل 8. تصاویر SEM گرفته شده از سطح نمونه‌های نواری الف) $Fe_{83.3}Si_4B_{12}Cu_{0.7}$ و ب) $Fe_{83.3}Si_4B_{11}Cu_{0.7}C_1$ به منظور تأیید ساختار آمورف این نمونه‌ها

است)، برای جفت Fe-C در میان جفت‌های مشابه دیگر Fe-X ($X=B, C, Si, P$) بیشترین مقدار را دارد [31]، فاصله Fe-Fe در خوشه‌هایی که مرکزیت آنها C است، کاهش می‌یابد که نتیجه آن برهمکنش تبدلی ضعیف‌تر است. این امر متعاقباً منجر به کاهش T_c و M_s می‌شود.

معمولاً تابعی از چند عامل است که یکی از آنها M_s در دمای صفر مطلق است، که بازتابی از بزرگی گشتاور مغناطیسی است. عامل دیگر T_c و شکل منحنی M_s بر حسب دما است. به این صورت که هنگامی که M_s در صفر مطلق یکسان باشد، یک T_c بزرگ‌تر یا یک نرخ کاهش M_s نسبت به دمای پایین‌تر، منجر به M_s بالاتری در دمای اتاق می‌گردد.

فوق ریز آلیاژ آمورف $Fe_{83.3}Si_4B_{12}Cu_{0.7}$ مورد بررسی قرار گرفت. نتایج این پژوهش نشان داد:

عوامل بهینه برای فرآیند مذاب‌ریسی برای تولید نوارهای آمورف با سرعت 40 m/s و با کیفیت مطلوب از دو آلیاژ $Fe_{83.3}Si_4B_{12}Cu_{0.7}$ و $Fe_{83.3}Si_4B_{11}Cu_{0.7}C_1$ به دست آمدند.

با جایگزینی جزئی کربن به جای بور، قابلیت شیشه‌سازی آلیاژ بر اساس نتایج آزمون‌های تجربی تغییری نکرد؛ به-گونه‌ای که در الگوی پراش پرتو ایکس هر دو نمونه (فاقد کربن و حاوی کربن) پیک بلوری به چشم نخورد و تنها یک پیک پهن در $2\theta=45^\circ$ مشاهده شد که نشان‌دهنده آمورف بودن ساختار هر دو نمونه است.

نتایج آزمون DSC و mTGA حاکی از وجود دو مرحله‌ای فرآیند در هر دو نمونه و نیز کاهش دمای تبلور اول بود. به این ترتیب، بازه عملیات حرارتی برای نمونه حاوی کربن افزایش یافت.

نتایج به دست آمده از میدان‌های مغناطیسی فوق‌ریز، شیفت‌های آیزومری و نیز آرایش‌های اسپینی دلالت بر عدم وجود تغییرات در نظم کوتاه برد شیمیایی بر اثر افزودن کربن داشتند.

مقادیر مغناطش اشباع تغییر محسوسی نداشتند اما وادارندگی در حالت میدان مغناطیسی خارجی عمود، برای نمونه حاوی کربن به طرز چشمگیری کاهش یافت. همچنین دمای کوری به دست آمده از اندازه‌گیری‌های مغناطیسی، اندکی افزایش را برای نمونه حاوی کربن نشان می‌دادند.

تصاویر SEM گرفته شده از هر نمونه، ساختاری کاملاً یکدست و فاقد بلور را نمایش می‌دادند که در عین تأیید نتایج آزمون‌های XRD، بیانگر عدم تأثیر فاز بلوری در مقادیر نسبتاً خوب به دست آمده توسط اندازه‌گیری‌های مغناطیسی بود.

تقدیر و تشکر

نویسندگان بدین وسیله از دانشگاه صنعتی اسلواکی (Slovak University of Technology)، آکادمی علوم اسلواکی (Slovak Academy of Sciences) و به‌ویژه از Prof. Marcel Miglierini به خاطر حمایت‌های فنی و تکنیکی سپاسگزاری می‌کنند.

تغییرات M_s و T_c در نمونه‌های حاضر را می‌توان از طریق دو اثر متضادی که در بالا به آنها اشاره شد، توضیح داد. به‌وضوح با افزایش مقدار بسیار جزئی C به سیستم، تضعیف پیوند شبه‌فلز-sp و فلز-d بازتابی از کاهش برهمکنش تبادل است. در نتیجه، M_s به صورت یکنواخت زیاد می‌شود. با وجود این مطالعات [13] نشان داده‌اند که با افزایش بیشتر مقدار C، تأثیر برهمکنش تبادل برجسته‌تر می‌شود و T_c و M_s هر دو کاهش می‌یابند.

مقادیر میدان وادارندگی (H_c) برای هر دو حالت میدان مغناطیسی موازی و عمود بر سطح نمونه‌ها در حالت مذاب-ریسی شده توسط دستگاه VSM اندازه‌گیری شد که مقادیر آن در جدول (3) آمده است. در حالت میدان موازی، تفاوت چندانی در مقادیر میدان وادارندگی برای هر دو نمونه دیده نشد اما در حالت میدان عمود، H_c برای نمونه حاوی کربن به صورت چشمگیری کاهش یافته است. این روند را می‌توان با توجه به این امر که که C نسبت به B شیشه‌ساز قوی‌تری است [33]، توضیح داد. به صورت کلی، آلیاژهایی که حاوی مقادیر زیاد شیشه‌سازها هستند، ساختار همگن‌تری داشته و معمولاً H_c پایین‌تری دارند [34]. البته در تحلیل مقادیر H_c باید در نظر داشت که دستگاه‌های VSM موجود برای اندازه‌گیری مغناطش اشباع کالیبره شده‌اند و عوامل دستگاهی نظیر سرعت اعمال میدان مغناطیسی خارجی نیز در این اندازه‌گیری‌ها دخیل هستند، بنابراین اندازه‌گیری میدان وادارندگی توسط دستگاه VSM ارزش نسبی دارد [35].

همان‌طور که دیده شد، هر دو نمونه مقدار M_s نسبتاً بالایی را از خود نشان می‌دهند. برای اینکه مشخص شود که این مقدار M_s به دلیل تبلور جزئی نمونه‌ها اتفاق نیفتاده است، ساختار هر دو نوار با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) بررسی شد. شکل (8) تصویر SEM گرفته شده از نمونه‌های $Fe_{83.3}Si_4B_{12}Cu_{0.7}$ و $Fe_{83.3}Si_4B_{11}Cu_{0.7}C_1$ را نشان می‌دهد. همان‌طور که دیده می‌شود، تصاویر شامل هیچ فاز بلوری نیستند و ماهیت آمورف بودن نمونه‌ها که قبلاً توسط XRD و اسپکتروسکوپی موزبائر بررسی شده بود، دوباره تأیید شد.

بحث و نتیجه‌گیری

در پژوهش اخیر تأثیر جایگزینی مقدار جزئی کربن به جای بور، بر روی ریزساختار، خواص مغناطیسی و پارامترهای

References

- [1] O. Gutfleisch, M. A. Willard, E. Brück, C. H. Chen, S. G. Sankar, J. P. Liu, Magnetic materials and devices for the 21st century: stronger, lighter, and more energy efficient. *Adv. Mater.* 23(7) (2011) 821-842.
- [2] K. Suzuki, G. Herzer, Soft Magnetic Nanostructures and Applications. In: Sellmyer, D., Skomski, R. (eds) *Advanced Magnetic Nanostructures*. Springer, Boston, MA (2006).
- [3] J. Wang, R. Li, N. Hua, L. Huang, T. Zhang, Ternary Fe-P-C bulk metallic glass with good soft-magnetic and mechanical properties, *Scripta Materialia* 65 (2011) 536-539.
- [4] A. Inoue, A. Katsuya, K. Amiya, T. Masumoto, Preparation of Amorphous Fe-Si-B and Co-Si-B Alloy Wires by a Melt Extraction Method and Their Mechanical and Magnetic Properties *Mater. Trans. JIM* 36 (1995) 802-809.
- [5] D. Azuma, R. Hasegawa, Core loss in toroidal cores based on Fe-based amorphous Metglas 2605HB1 alloy, *IEEE Trans. Magn.* 47 (2011) 3460-3462.
- [6] M. L. Soltani, A. Touares, T.A.M. Abo-ki, and J. Gasser, Thermal effect on structural and magnetic properties of Fe₇₈B₁₃Si₉ annealed amorphous ribbons, *EPJ Web Conf.* (2017) 07002.
- [7] A. Makino, C.T. Chang, T. Kubota, A. Inoue, Soft magnetic Fe-Si-B-P-C bulk metallic glasses without any glass-forming metal elements, *J. Alloys Comp.* 483 (2009) 616-619.
- [8] A. Makino, H. Men, K. Yubuta, T. Kubota, Soft magnetic FeSiBPCu heteroamorphous alloys with high Fe content, *J. Appl. Phys.* 105 (2009) 013922.
- [9] H. R. Lashgari, Z.Chen, X. Z. Liao, D. Chu, M. Ferry, S. Li, Thermal stability, dynamic mechanical analysis and nanoindentation behavior of FeSiB(Cu) amorphous alloys, *Mater. Sci. Eng. A* . 626 (2105) 480-499.
- [10] H.R. Lashgari, D. Chu, Sh. Xie, H. Sun, M. Ferry, S. Li, Composition dependence of the microstructure and soft magnetic properties of Fe-based amorphous/nanocrystalline alloys: A review study, *J Non Cryst Solids* 391 (2014) 61-82.
- [11] M. Kurniawan, V. Keylin, and Michael E. McHenry, Alloy substituents for cost reduction in soft magnetic materials, *J. Mater. Res.* 30 (2015) 1072-1077.
- [12] Z. Hao, L. Wei, L. Gao, Y. Wang, X. Bai, X. Tong, X. Liang, N. Yodoshi, R. Umetsu, Y. Kawazoe, Y. Zhang i, Ch. Cao, Effect of P addition on soft magnetic properties of Fe-Si-B-P-Cu-C nanocrystalline alloys, *Intermetallics* 151 (2022) 107713.
- [13] L. Shi, X. Qin, K. Yao, Tailoring soft magnetic properties of Fe-based amorphous alloys through C addition, *Prog. Nat. Sci.: Mater. Int.* 30 (2020) 208-212.
- [14] T. Žák, Y. Jirásková, CONFIT: Mössbauer spectra fitting program, *Surf Interface Anal* 38 (2006) 710-714.
- [15] E. Illeková, FINEMET-type nanocrystallization kinetics, *Thermochim Acta.* 387(1) (2002) 47-56.
- [16] I. Janotova, P. Švec, I. Mat'ko, D. Janičkovič, P. Švec Sr., The structure of rapidly quenched Fe-Co-B-Si based systems and the influence of addition of Cu and P, *J Alloys Compd.* 615 (2014) S198-S202.
- [17] J. Xu, Y.Z. Yang, W. Li, Z.W. Xie, X.C. Chen, Effect of the substitution of C for Si on microstructure, magnetic properties and bending ductility in high Fe content FeSiBCuPC alloy ribbons, *J Alloys Compd.* 727 (2017) 610-615.
- [18] A. Wang, Ch. Zhao, H. Men, A. He, Ch. Chang, X. Wang, R. Li, Fe-based amorphous alloys for wide ribbon production with high B_s and outstanding amorphous forming ability, *J Alloys Compd.* 630 (2015) 209-213.
- [19] I. Janotová, J. Zigo, P. Švec, I. Mat'ko, D. Janičkovič, P. Švec Sr, Crystallization in Rapidly Quenched Fe-B-Si System with Additions of C and Cu, *Materials Research.* (2015) 18(Suppl. 1): 136-140.
- [20] R. Parsons, J. S. Garitaonandia, T. Yanai, K. Onodera, H. Kishimoto, A. Kato, K. Suzuki, Effect of Si on the field-induced anisotropy in Fe-rich nanocryst-

- talline soft magnetic alloys. *J Alloys Compd* 695 (2017) 3156–3162.
- [21] C. C. Cao, Y. G. Wang, L. Zhu, Y. Meng, X. B. Zhai, Y. D. Dai, J. K. Chen, F. M. Pan, Local structure, nucleation sites and crystallization behavior and their effects on magnetic properties of $\text{Fe}_{81}\text{Si}_x\text{B}_{10}\text{P}_{8-x}\text{Cu}_1$ ($x = 0-8$). *Sci Rep* 8 (2018) 1243.
- [22] P. Gütllich, E. Bill, A. X. Trautwein, Mossbauer spectroscopy and transition metal chemistry. Springer, Berlin (2011).
- [23] K. Ruebenbauer, J. G. Mullen, G. U., Nienhaus, , G. Shupp. Simple model of the diffusive scattering law in glass-forming liquids. *Phys. Rev. B* 49 (1994) 15607–15614.
- [24] Y. Yoshida. Mössbauer Spectroscopic Studies on Atomic Diffusion in Materials. In: Yoshida, Y., Langouche, G. (eds) *Modern Mössbauer Spectroscopy. Topics in Applied Physics*, vol 137. Springer, Singapore (2021).
- [25] R. Feldwisch, B. Sepiol, G. Vogl. Elementary diffusion jump of iron atoms in intermetallic phases studied by Mössbauer spectroscopy 2. From order to disorder. *Acta Metall. Mater.* 42 (1994) 3175–3181.
- [26] B. Fultz. Mössbauer Spectrometry, in *Characterization of Materials*. Elton Kaufmann, Editor, John Wiley, New York (2011).
- [27] K. Narita, H. Fukunaga, J. Yamasaki, Effect of metalloid content on Curie temperature and magnetic moment of amorphous Fe–Si–B alloys. *Jpn Appl Phys* 16 (1977) 2063–2064.
- [28] R.C. O'handley, *Modern Magnetic Materials: Principles and Applications*, Wiley (2000).
- [29] D.B. Miracle, W.S. Sanders, O.N. Senkov, The influence of efficient atomic packing on the constitution of metallic glasses, *Phil. Mag.* 83 (2003) 2409–2428.
- [30] D.B. Miracle, Efficient local packing in metallic glasses, *J. Non-Cryst. Solids* 342 (2004) 89–96.
- [31] A. Takeuchi, A. Inoue, Classification of Bulk Metallic Glasses by Atomic Size Difference, Heat of Mixing and Period of Constituent Elements and Its Application to Characterization of the Main Alloying Element, *Mater. Trans.* 46 (2005) 2817–2829.
- [32] B.D. Cullity, C.D. Graham, *Introduction to Magnetic Materials*, Wiley, (2009).
- [33] Y. Wu, X.D. Hui, Z.P. Lu, Z.Y. Liu, L. Liang, G.L. Chen, Effects of metalloid elements on the glass-forming ability of Fe-based alloys, *J Alloys Compd.* 467 (2009) 187–190.
- [34] Lee S, Kato H, Kubota T, Yubuta K, Makino A, Inoue A, Excellent thermal stability and bulk glass forming ability of Fe–B–Nb–Y soft magnetic metallic glass, *Mater Trans* 49 (2008) 506–512
- [35] S. Habibi, S. Soori, S. Atarilar, Formation of Nano-Crystals in the Amorphous Metal Alloy And their Study by the Use of Spectroscopic Mossbauer, *Optoelectronic* 2(1) (2017) 55-67 (in persian).

COPYRIGHTS



© 2022 by the authors Licensee PNU, Tehran, Iran This article is an open access article distributed under the terms and conditions of the Creative Commons Attribution 4 0 International (CC BY4 0) (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>)