

بررسی ویژگی های ساختاری آلیاژ نانو ساختار کبالت-آهن - تیتانیوم-نایابیوم-بورون تهیه شده به وسیله آلیاژ سازی مکانیکی

فاطمه باصولی (نویسنده مسئول)^۱، وحید محمدحسینی^۲، حسین رعنائی^۳

^۱ گروه فیزیک، دانشکده علوم و فناوری های نانو و زیستی، دانشگاه خلیج فارس، بوشهر

fatemehbasoli.fb2@gmail.com

^۲ گروه فیزیک، دانشکده علوم پایه، دانشگاه یاسوج، یاسوج

Vhmh92@gmail.com

^۳ گروه فیزیک، دانشکده علوم و فناوری های نانو و زیستی، دانشگاه خلیج فارس، بوشهر

hraanaei@pgu.ac.ir

چکیده

در این پژوهش تحول ساختاری، آلیاژ نانو ساختار $\text{Co}_{44}\text{Fe}_{21}\text{Ti}_8\text{Nb}_2\text{B}_{18}$ تولید شده به وسیله آلیاژ سازی مکانیکی، مطالعه شده است. بررسی تغییرات و ویژگی های ساختاری با گذشت زمان آسیاکاری، به وسیله پراش سنجی پرتو ایکس و میکروسکوپ الکترونی روبشی انجام شده است. تصاویر به دست آمده نشان داد که با افزایش زمان آسیاکاری، ذرات کروی تر و یکنواخت تر (همگن تر) و توزیع اندازه ذرات باریک تر شده است. نتایج پراش پرتو ایکس نشان داد، با افزایش زمان آسیاکاری، شدت پیک ها رو به کاهش است طوری که پس از ۴۸ ساعت آسیاکاری، پیک های مربوط به عناصر تیتانیوم و نایابیوم محو می شوند که این نشان دهنده حل شدن این عناصر در شبکه بلوری کبالت-آهن و تشکیل محلول جامد است. با افزایش زمان آسیاکاری تا ۹۰ ساعت، اندازه دانه به کمترین مقدار خود یعنی ۲۱٫۵ نانومتر رسیده و پس از ۱۲۰ ساعت مقداری افزایش کرده است. همچنین کرنش شبکه روندی تقریباً افزایشی داشته و در ۹۰ ساعت به بیشترین مقدار خود، ۰٫۴۷۲٪ رسیده است. پیک آهن-کبالت در ساعات پایانی به سمت زوایای بزرگتر جابجا شده است که نشان دهنده انقباض پارامتر شبکه ناشی از تشکیل محلول جامد است. با استفاده از مدل میدما قابلیت رسیدن به محلول جامد برای این ترکیب بررسی شده است. نتایج نشان داد، با افزودن هر کدام از عناصر، تیتانیوم، نایابیوم و بورون به ترکیب پایه ی آهن-کبالت، تغییرات آنتالپی سهم شیمیایی آن ها بزرگتر از مقدار سهم تمامی عناصر لحاظ شده در فرایند آلیاژ سازی، $-۲۵٫۶۲ \text{ kJ/mol}$ ، شده است؛ این محاسبات، تمایل این ترکیب برای رسیدن به محلول جامد را نشان داده است.

واژه های کلیدی

آلیاژ سازی مکانیکی، پراش پرتو ایکس، محلول جامد، مدل میدما

۱. مقدمه

در سال‌های اخیر توجه زیادی به ساخت مواد مغناطیسی نرم با تراوایی مغناطیسی (ضریب نفوذپذیری مغناطیسی) بالا، اشباع و مغناطش بالا، میدان وادارندگی و جریان گردابی کم شده است [۱]. مواد مغناطیسی نرم در ساخت ترانسفورماتورها و وسایل مغناطیسی و ذخیره سازی اطلاعات و ابزارهای مغناطیسی که به فرکانس‌های بالا حساس هستند کاربرد زیادی دارند [۲]. از میان فلزات فرومغناطیسی کبالت و آهن در دمای اتاق می‌توانند این ویژگی‌ها را داشته باشند [۳]. با ارتقاء نرم شدن مغناطیسی آلیاژها توسط کم شدن اندازه بلورک‌ها می‌توان به ویژگی‌هایی که در بالا ذکر شد دسترسی پیدا کرد. قابل توجه است که خاصیت‌های ذکر شده رابطه بسیار نزدیکی به اندازه حوزه‌های مغناطیسی و تعداد آنها و همچنین به چرخش دیواره مغناطیسی دارد [۴]. برای ساخت نانو کامپوزیت‌های مغناطیسی در مقیاس بزرگ آلیاژهایی با فاز آمورف یا نانو بلوری پر کاربرد هستند. به علت گیر افتادن دیواره‌های مغناطیسی در مرز دانه‌ها و سایر عیوب بلوری رایج که کاربردهای بالا را محدود می‌کند مواد مغناطیسی بلوری مغناطیس نرم کافی را ندارند. در حالی که آلیاژهای نانو بلوری و یا آمورفی با حداقل عیوب میکروساختاری و همگنی ساختار ویژگی‌های مغناطیس نرم را دارا هستند [۵]. آلیاژهای نانو بلوری و آمورفی فلزی بر پایه کبالت دارای خواص مغناطیسی نرم از جمله، کشسانی مغناطیسی بسیار کم، میدان وادارندگی بسیار کم، افت بسیار کم توان در القاگرهای هسته ترانسفورماتورها و همچنین افزایش مغناطش اشباع می‌باشد؛ به همین دلیل از اهمیت بالایی برخوردار هستند [۶،۷].

برای تهیه آلیاژها روش‌های زیادی وجود دارد که بهترین آنها روش آلیاژسازی مکانیکی است. به دلیل اینکه تجهیزات آن ارزان بوده، فرایند در دمای پایین انجام می‌شود و در انتخاب پارامترهای فرایند محدودیت کمتری وجود دارد [۸،۹]. ترکیب بس بلوری/آمورفی پایه کبالت با فرمول کلی M-TM-Co نمایش داده می‌شوند که TM نشانگر فلزات واسطه است و M عناصر شبه فلز را بیان می‌کند [۱۰،۱۲]. در مورد مشخصه یابی میکرو ساختاری قابلیت فاز آمورفی و بس بلوری و همچنین خواص مغناطیسی آلیاژ پایه کبالت تهیه شده بوسیله آلیاژسازی مکانیکی بررسی‌های زیادی انجام شده است [۱۳]. معمولا TM عناصری مثل Ti (تیتانیوم)، Ta (تانتالیوم)، Nb (نایبایوم)، Zr (زیرکونیم) یا ترکیباتی از آنها می‌باشد و به طور عمده عنصر بورون نقش M را در فاز آمورفی ایفا می‌کند [۱۴، ۱۵]. افزایش مغناطش اشباع و دمای کوری یکی از مزیت‌های ساخت آلیاژ پایه کبالت یا آهن است [۱۶، ۱۷]. یکی دیگر از ویژگی‌های مشخص آلیاژهای آمورفی پایه آهن کبالت پایداری ساختاری فاز آمورفی با تغییرات دما می‌باشد [۱۷، ۱۸].

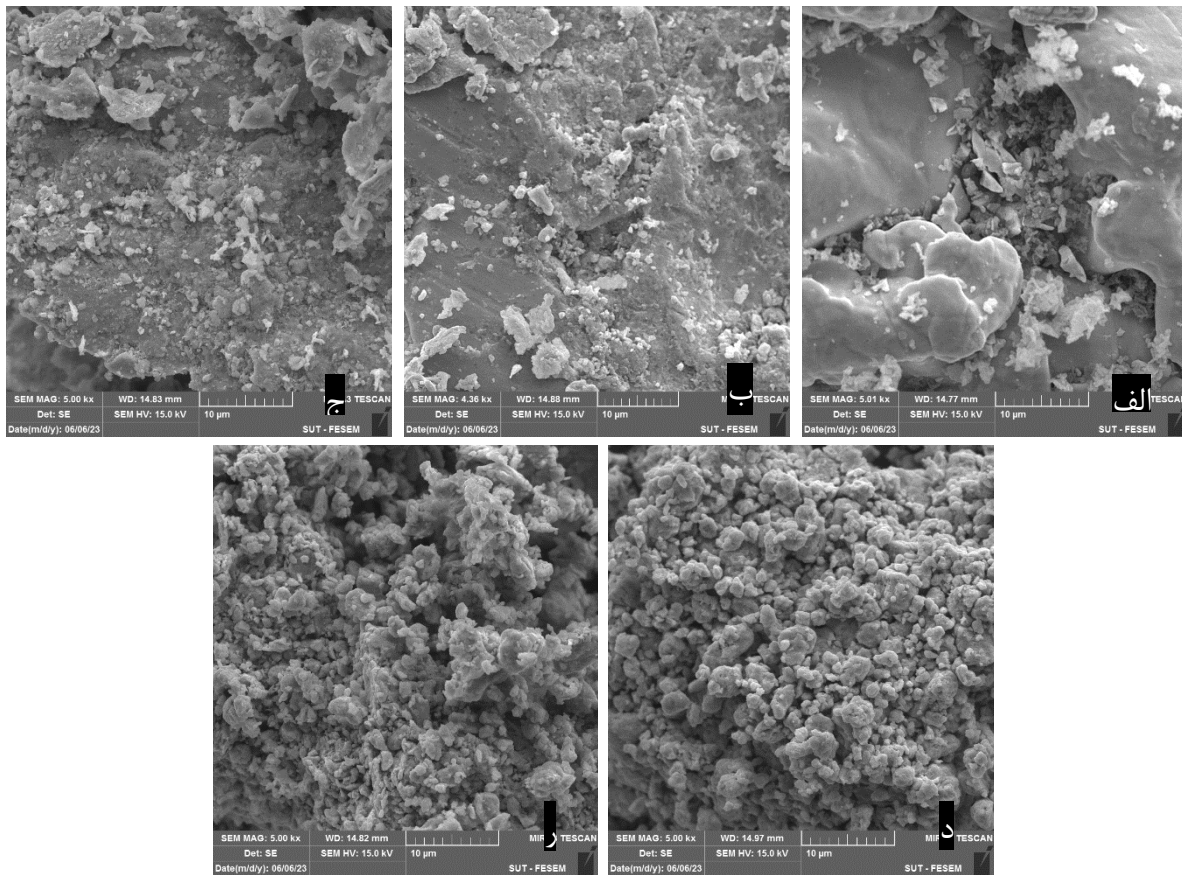
۲. مواد و روش تحقیق

در این تحقیق، از پودرهای نسبتا خالص کبالت، آهن، تیتانیوم، نایبایوم و بورون با ترکیب درصد وزنی $Co_{49}Fe_{21}Ti_{18}Nb_{4}B_{18}$ استفاده شده است. برای آلیاژسازی مکانیکی از دستگاه آسیاب گلوله‌ای سیاره‌ای که شامل دو نوع گلوله‌ی بزرگ و کوچک از جنس استیل زنگ نزن به ترتیب با جرم‌های $33/5$ و $4/5$ گرم و قطرهای 20 و 10 میلی متر است استفاده شد. همچنین این دستگاه شامل دو محفظه از جنس استیل زنگ نزن و با حجم 200 میلی لیتر است که با سرعت زاویه ای 350 دور بر دقیقه دوران می‌کنند. گلوله‌ها و پودر با نسبت وزنی $1:17$ در محفظه‌ی پر شده با گاز آرگون قرار گرفتند تا از اکسید شدن بیشتر جلوگیری شود. برای روند بهتر آسیابکاری و کاهش احتمال آگلومره شدن، در هر کدام از محفظه‌ها مقدار $0/18$ گرم اسید استئاریک اضافه شد. بعد از هر 30 دقیقه کار با دستگاه، 20 دقیقه زمان استراحت داده شد. در هر کدام از زمان‌های 0 ، 4 ، 12 ، 24 ، 48 ، 70 ، 90 ، 120 ساعت، مقداری از پودر نمونه برای انجام آنالیزهای مورد نظر برداشت شد. برای بررسی تحولات ساختاری از میکروسکوپ الکترون روبشی و پراش سنخ پرتو ایکس استفاده شد. از الگوی میدما و آنتالپی اختلاط شیمیایی برای تفسیر تشکیل محلول جامد بهره برده شد.

۳. بحث و نتایج

برای بررسی ریز ساختار پودرهای آلیاژ فلزی طی فرآیند آسیابکاری از میکروسکوپ الکترون روبشی (SEM) استفاده شده است که تصاویر مربوط به آن برای زمان‌های مختلف آسیابکاری در شکل ۱ دیده می‌شود. در جریان آسیابکاری ذرات پودر به طور مداوم تحت برخوردهای بین گلوله-پودر-گلوله و گلوله-پودر-دیواره‌ی محفظه قرار می‌گیرند، نیروهای فشاری ناشی از این برخوردها روی ذرات پودر اثر می‌گذارد و ذرات تحت جوش

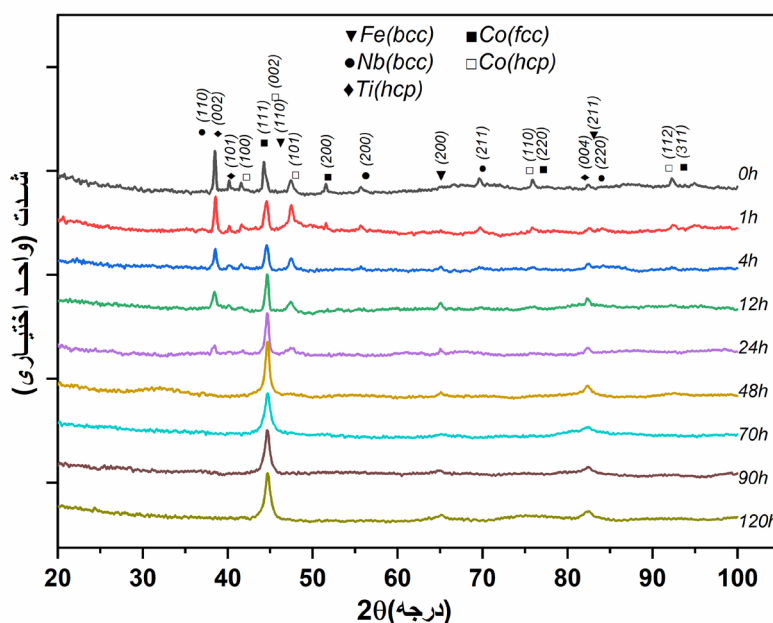
سرد، مسطح شدن و شکست قرار میگیرند تا زمانی که به تعادل برسند [۹،۱۹]. به طور کلی آسیابکاری طی سه مرحله ی جوش سرد، شکسته شدن و همگن شدن (حالت تعادلی) انجام میشود. در مرحله آغازین یعنی ساعات اولیه آسیابکاری به دلیل انعطاف پذیر بودن ذرات پودر وقتی که بین دوگلوله به دام می افتند و به آنها ضربه وارد می شود، ذرات پودر تحت تاثیر کار سرد تغییر شکل می دهند و پهن می شوند، در اینجا لایه های زیادی از عناصر تشکیل دهنده ی آلیاژ در نزدیکی هم وجود دارد. به دلیل افزایش سطح موثر ذرات نسبت به حجم تمایل به جوش سرد و آگلومره شدن بیشتر است و این باعث افزایش اندازه ذرات می شود و توزیع اندازه ذرات وسیع تر می شود، طبق شکل (۱-ب، ج) ذرات پهن شده اند و غیریکنواخت هستند [۲۰]. در مرحله میانی زمانی که نیروی لازم برای آگلومره شدن وجود ندارد با ادامه روند آسیابکاری و همچنین افزایش نیروی حاصل از گلوله ها نابه جایی ها بیشتر شده در نتیجه مواد



شکل ۱. تصویرهای SEM گرفته شده از پودرهای آسیاب شده در زمان های الف) صفر ساعت، ب) ۴ ساعت، ج) ۲۴ ساعت، د) ۷۰ ساعت، ر) ۱۲۰ ساعت

سخت شده و تحت تنش های مکرر قرار می گیرند و این باعث شکستن ذرات پودر می شود، طبق شکل (۱-د). در این مرحله ذرات پودر ریزتر و همگن تر میشوند و توزیع اندازه ذرات محدودتر از حالت قبل است. در مرحله پایانی این روند تا جایی پیش میرود که بین جوش سرد خوردن و شکست تعادل ایجاد شود. زیرا در ادامه فرآیند آسیاکاری، تمایل بر این است که اندازه ذرات به یک مقدار میانی برسند، که این امر باعث می شود اندازه ذرات توزیع باریکی داشته باشند و تقریباً به شکل کروی و همگن برسند [۱۹].

در شکل ۲ الگوی پراش پرتو ایکس برای زمان های مختلف آسیاکاری نشان داده شده است. در نمونه صفر ساعت قله های پراش برای تمامی عناصر موجود در ترکیب دیده میشود به جز عنصر بورون، زیرا بورون در طبیعت به صورت آمورف وجود دارد و فاکتور پراکندگی آن کم است [۲۱، ۲۲]. در زمان های آغازین آسیاکاری (نمونه های صفر و ۱ ساعت) همانطور که دیده می شود قله های تمامی عناصر روی نمودار مشاهده میشود.



شکل ۲. الگوهای پراش پرتو ایکس برای پودر های آسیاب شده در زمان های ۰، ۱، ۴، ۱۲، ۲۴، ۴۸، ۷۰، ۹۰، ۱۲۰ ساعت

بعد از ۴ ساعت آسیاکاری برخی از قله ها شروع به حذف شدن میکنند. از جمله قله ی کبالت (fcc)، و برخلاف آن قله ی کبالت (hcp) تا مرحله ۲۴ ساعت باقی می ماند، این تغییر فاز برای کبالت میتواند به علت ناپایداری فاز کبالت (fcc) در دمای اتاق باشد [۲۳، ۲۴]. با ادامه آسیاکاری در زمان های بالاتر پهنای قله ها بیشتر می شوند و از شدت آنها کاسته می شود این امر یکی از نشانه های تشکیل محلول جامد است. آخرین پیک از عناصر نایابیوم و تیتانیوم در مرحله ۴۸ ساعت، به دلیل حل شدن این عناصر در شبکه آهن-کبالت از بین رفته است، و این باعث جابجایی قله ی اصلی (آهن-کبالت) به سمت راست (زوایای بزرگتر) می شود زیرا شبکه دچار انقباض میشود [۱۴، ۲۳]. تقریباً در بازه ی بین ۴ ساعت تا ۹۰ ساعت ما شاهد روند تشکیل محلول جامد هستیم زیرا تمام قله های عناصر به جز قله اصلی آهن-کبالت در حال حذف شدن هستند. همچنین شدت تمامی قله ها در حال کاهش یافتن و پهنای آنها در حال افزایش است. علاوه بر این موقعیت قله به سمت زوایای بزرگتر حرکت کرده است به طوری که موقعیت قله در صفر ساعت در ۴۴٫۲۱ درجه است و برای ۱۲۰ ساعت به ۴۴٫۶۷ درجه میرسد، به عبارتی دیگر، تشکیل محلول جامد پایه آهن-کبالت، با افزایش موقعیت پیک همراه است [۲۵].

جدول ۱ اندازه دانه و کرنش شبکه طی فرآیند آسیاکاری را نشان می‌دهد. طبق این جدول اندازه دانه تا ۹۰ ساعت روندی کاهشی دارد زیرا با بالا رفتن ساعات آسیاکاری تعداد و شدت برخوردهای وارد بر ذرات پودر بیشتر می‌شود و ذرات تحت تغییر شکل پلاستیک قرار می‌گیرند و در پی آن عیب‌هایی مثل نابه جایی‌ها و جاهای خالی در بلور افزایش پیدا می‌کند، چگالی زیاد نا به جایی‌ها و همچنین افزایش مرزدانه‌ها باعث کاهش اندازه دانه می‌شوند [۱۹]. یکی از دلایل دیگر برای کاهش اندازه دانه وجود عناصر سبکی مثل بورون است زیرا با نشستن در مکان‌های بین‌نشین باعث سخت شدن ماده می‌شود و حرکت نابه جایی‌ها را مختل می‌کنند [۹، ۲۶]. طبق جدول ۱ در ۹۰ ساعت آسیاکاری، اندازه دانه به کمترین مقدار خود می‌رسد که علاوه بر دلایل گفته شده می‌تواند در اثر تشکیل محلول جامد هم باشد و بعد از آن در ۱۲۰ ساعت اندازه دانه مقداری افزایش می‌یابد که می‌تواند بخاطر تبلور مجدد باشد زیرا در طول آسیاکاری وجود انرژی جنبشی ممکن است باعث تولید فرآیندهای گرمای شود که منجر به بالا رفتن دما می‌شود، بالا رفتن دما شرایط مناسب برای تبلور ایجاد می‌کند [۲۷].

جدول ۱. مشخصات ساختاری به دست آمده از پراش پرتو ایکس

زمان آسیاکاری (ساعت)	اندازه دانه (نانومتر)	کرنش شبکه (%)
۰	۹۳/۲	۰/۱۰۹
۱	۳۷/۲	۰/۲۷۳
۴	۲۸/۳	۰/۳۵۱
۱۲	۲۷/۹	۰/۳۶۲
۲۴	۲۷/۳	۰/۳۷۲
۴۸	۲۲/۳	۰/۴۵۵
۷۰	۲۲/۱	۰/۴۵۹
۹۰	۲۱/۵	۰/۴۷۲
۱۲۰	۲۴/۶	۰/۴۱۲

همان‌طور که در جدول ۱ مشاهده می‌شود کرنش شبکه روندی برعکس با اندازه دانه دارد یعنی طی فرآیند آسیاکاری در زمان‌های طولانی افزایش چگالی نا به جایی‌ها و دیگر نقص‌های ساختاری شبکه، همان‌طور که اندازه دانه را کاهش می‌دهد باعث افزایش کرنش شبکه می‌شود؛ زیرا با تجمع این نقص‌ها انرژی ذخیره شده در ماده افزایش می‌یابد و باعث ایجاد تنش می‌شود. همچنین افزایش کسر حجمی مرزدانه‌ها و تغییر شکل مکانیکی می‌تواند باعث افزایش کرنش شود [۲۸]. در ۹۰ ساعت بیشترین مقدار کرنش مشاهده می‌شود ولی در ۱۲۰ ساعت به دلیل افزایش اندازه دانه و همچنین کاهش نسبت سطح به حجم ذرات مقدار کرنش کمی افت می‌کند.

بر اساس الگوی نیمه تجربی میدما قابلیت رسیدن به محلول جامد و همچنین تاثیر عناصر مختلف بر این روند قابل بررسی است، که این موارد در ترمودینامیک مسئله گنجانده میشود. یکی از عوامل مهم برای تشکیل محلول جامد و همچنین بهبود روند آلیاژسازی وجود آنتالپی اختلاط منفی بزرگ بین عناصر ترکیب است زیرا هرچه مقدار آن منفی تر باشد به این معنی است که پیوند های بین عناصر قوی تر هستند [۴، ۱۷]. مقادیر آنتالپی اختلاط در جدول ۲ ذکر شده است که مقدار آن تقریباً برای همه ی جفت عناصر منفی است، این موضوع باعث می شود برهم کنش های قوی بین عناصر به وجود بیاید و روند تشکیل محلول جامد تسریع شود. آنتالپی اختلاط برای کبالت و آهن عدد منفی کوچکی است (جدول ۲) پس در دمای اتاق تمایل آنها برای برهم کنش باهم و حلالیت ضعیف است، به همین خاطر است که قله ی آهن-کبالت تا ساعات طولانی طی آسیاکاری باقی می ماند.

جدول ۲. آنتالپی اختلاط (ΔH^{mix}) بین عناصر استفاده شده در این تحقیق برحسب (KJ/mol)

عناصر	Co	Fe	Ti	Nb	B
Co	-	-۱	-۱۰۳	-۸۸	-۱۱۷
Fe	-۱	-	-۶۲	-۵۷	-۱۰۸
Ti	-۱۲۶	-۷۴	-	+۸	-۲۷۱
Nb	-۱۱۱	-۷۰	+۸	-	-۱۹۸
B	-۹۷	-۸۱	-۱۵۸	-۱۳۲	-

در ادامه مطلب با محاسبه سهم شیمیایی آنتالپی اختلاط برای ترکیباتی از عناصر شرکت کننده در آلیاژ با پایه آهن-کبالت نشان داده می شود. با استفاده از الگوی میدما آنتالپی اختلاط شیمیایی برای محلول جامد دو عنصری با فرمول زیر محاسبه میشود [۲۹]:

$$\Delta H_{AB}^C = X_A X_B [X_A \Delta H_{B \text{ in } A}^{mix} + X_B \Delta H_{A \text{ in } B}^{mix}] \quad (\text{فرمول ۱})$$

که در آن X_B و X_A کسر مولی اتم های A و B هستند و همچنین ΔH_B^{mix} آنتالپی اختلاط عنصر B در عنصر A است که مقادیر آن در جدول ۲ آمده است. برای آلیاژهای چند عنصری فرمول ۱ به شکل زیر تعمیم داده میشود:

$$\Delta H_{ABC}^C = \Delta H_{BC}^C \Delta H_{AB}^C + \Delta H_{AC}^C \quad (\text{فرمول ۲})$$

آنتالپی اختلاط شیمیایی محاسبه شده برای آلیاژهای مورد نظر در جدول ۳ درج شده است، که به وسیله آن میتوان پیش بینی کرد کدام ترکیب آلیاژی تمایل بیشتری به تشکیل محلول جامد دارد، یا این روند برای آنها سریع تر انجام میشود.

طبق جدول ۳ دیده میشود که با افزودن عناصر بورون، تیتانیوم و نایابیوم به ترکیب پایه آهن-کبالت، مقدار آنتالپی اختلاط شیمیایی به شدت منفی شده و در نهایت برای ترکیب کبالت-آهن-تیتانیوم-نایابیوم-بورون به مقدار $25/62$ (KJ/mol) رسیده است و این نشان میدهد که افزودن عناصر ذکر شده، روند تشکیل محلول جامد را تسریع میکنند [۳۰، ۳۱]. درصد های وزنی به کار رفته در جدول ۳، بر اساس حفظ نسبت درصد وزنی کبالت به آهن (۷۰٪ به ۳۰٪) منظور شده است.

جدول ۳. آنتالپی اختلاط شیمیایی محاسبه شده برای آلیاژهای دوتایی و چندتایی ترکیب عناصر کبالت-آهن-تیتانیوم-نایابیوم و بورون برحسب (kJ/mol)

آلیاژ	ΔH^C (KJ/mol)
$Co_{70}Fe_{30}$	-۰/۲۱
$Co_{62}Fe_{27}Ti_{11}$	-۹/۷۳
$Co_{59/75}Fe_{25/6}Ti_{9/75}Nb_{4/9}$	-۱۳/۰۱
$Co_{49}Fe_{21}Ti_{8}Nb_{4}B_{18}$	-۲۵/۶۲

۴. نتیجه گیری

آلیاژ پایه کبالت، کبالت-آهن-تیتانیوم-نایابیوم و بورون تهیه شده به وسیله آلیاژسازی مکانیکی مورد بررسی ساختاری و ترمودینامیک قرار گرفت. نتایج پراش پرتو ایکس نشان داد که محلول جامد بعد از ۴ ساعت در حال تشکیل است و در زمان های پایانی آسیاکاری در حال تکمیل شدن است. کوچکترین اندازه دانه و بیشترین کرنش شبکه در زمان ۹۰ ساعت آسیاکاری به دست آمد. نتایج میکروسکوپ الکترونی حاکی از یکنواخت شدن شکل ذرات و ایجاد توزیع باریک تری از اندازه ذرات در زمان های پایانی آسیاکاری است. با مقایسه آنتالپی اختلاط شیمیایی ترکیب مواد تشکیل دهنده و آنتالپی اختلاط شیمیایی ترکیب نهایی، با استفاده از الگوی ترمودینامیکی میدما می توان دریافت که تمایل این ترکیب نهایی (کبالت-آهن-تیتانیوم-نایابیوم و بورون) برای تشکیل محلول جامد بیشتر است.

۵. سپاس گذاری

از حمایت های مالی معاونت پژوهشی دانشگاه خلیج فارس قدردانی می شود.

منابع

- [۱] H, Shokrollahi., 2009, "The magnetic and structural properties of the most important alloys of iron produced by mechanical alloying," *Materials & Design*, vol. 30, no. 9, pp. 3374-3387.
- [۲] H,-p., Xu, R.-w., Wang, D., Wei, and C. Zeng., 2015, "Crystallization kinetics and magnetic properties of FeSiCr amorphous alloy powder cores," *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 385, pp. 326-330.
- [۳] M, Nowroozi., H, Shokrollahi., 2013, "Magnetic and structural properties of amorphous/nanocrystalline Fe₄₂Ni₂₈Zr₈Ta₂B₁₀C₁₀ soft magnetic alloy produced by mechanical alloying," *Advanced Powder Technology*, vol. 24, no. 6, pp. 1100-1108.
- [۴] E, B, Yekta., A, H, Taghvaei., S, Sharafi., 2017, "Glass formation and magnetic study of new Fe₇₀Ta₅Si₁₀C₁₅ powders prepared by mechanical alloying with high thermal stability," *Powder Technology*, vol. 322, pp. 241-249.
- [۵] G, Herzer., 2005, "The Random Anisotropy Model: a critical review and update," *Properties and Applications of Nanocrystalline Alloys from Amorphous Precursors*, pp. 15-34.
- [۶] A, Inoue., F, Kong., Q, Man., B, Shen., R, Li., and F, Al-Marzouki., 2014, "Development and applications of Fe-and Co-based bulk glassy alloys and their prospects," *Journal of alloys and compounds*, vol. 615, pp. S2-S8.
- [۷] A. H. Taghvaei and A. M. Khoshrodi, 2018, "Characterization, thermodynamic analysis and magnetic investigation of new soft magnetic amorphous/nanocrystalline Co₅₀Fe₂₁Ti₁₉Ta₅B₅ powders produced by mechanical alloying," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 742, pp. 887-896.
- [۸] M. Imani and M. Enayati, 2017, "Investigation of amorphous phase formation in Fe-Co-Si-BP- Thermodynamic analysis and comparison between mechanical alloying and rapid solidification experiments," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 705, pp. 462-467.
- [۹] C. Suryanarayana, 2001, "Mechanical alloying and milling," *Progress in materials science*, vol. 46, no. 1-2, pp. 1-184.
- [۱۰] B. Avar and S. Ozcan, 2015, "Characterization and amorphous phase formation of mechanically alloyed Co₆₀Fe₅Ni₅Ti₂₅B₅ powders," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 650, pp. 53-58.
- [۱۱] M. S. El-Eskandarany, S. Ishihara, W. Zhang, and A. Inoue, 2005, "Fabrication and characterizations of new glassy Co 71 Ti 24 B 5 alloy powders and subsequent hot pressing into a fully dense bulk glass," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 36, pp. 141-147.
- [۱۲] M. Xueming, Y. Lanping, and D. Yuanda, 1991, "Amorphization of Co-Nb magnetic alloys by mechanical alloying," *Chinese Physics Letters*, vol. 8, no. 8, p. 436.

- [۱۳] B. Neamțu, T. Marinca, I. Chicinaș, O. Isnard, and F. Popa, 2015, "Structural and magnetic characteristics of Co-based amorphous powders prepared by wet mechanical alloying," *Advanced Powder Technology*, vol. 26, no. 1, pp. 323-328.
- [۱۴] B. Avar, 2016 "Structural, thermal and magnetic characterization of nanocrystalline Co₆₅Ti₂₅W₅B₅ powders prepared by mechanical alloying," *Journal of Non-Crystalline Solids*, vol. 432, pp. 246-253.
- [۱۵] T. Itoi, T. Takamizawa, Y. Kawamura, and A. Inoue, 2001, "Fabrication of Co₄₀Fe₂₂Nb₈B₃₀ bulk metallic glasses by consolidation of gas-atomized powders and their soft-magnetic properties," *Scripta materialia*, vol. 45, no. 10, pp. 1131-1137.
- [۱۶] B. Shen, C. Chang, T. Kubota, and A. Inoue, "Superhigh strength and excellent soft-magnetic properties of [(Co_{1-x}Fe_x)_{0.75}B_{0.25}Si_{0.05}]₉₆Nb₄ bulk glassy alloys," *Journal of applied physics*, vol. 100, no. 1, 2006.
- [۱۷] A. H. Taghvaei and J. Eckert, 2020, "Development and characterization of new Co-Fe-Hf-B bulk metallic glass with high thermal stability and superior soft magnetic performance," *Journal of alloys and compounds*, vol. 823, p. 153890.
- [۱۸] Y. Dong, A. Wang, Q. Man, and B. Shen, 2012, "(Co_{1-x}Fe_x)₆₈B₂₁.₉Si₅.₁Nb₅ bulk glassy alloys with high glass-forming ability, excellent soft-magnetic properties and superhigh fracture strength," *Intermetallics*, vol. 23, pp. 63-67.
- [۱۹] M. S. El-Eskandarany, 2015, *Mechanical alloying: nanotechnology, materials science and powder metallurgy*. Elsevier.
- [۲۰] S. Loudi, F. Bentayeb, W. Tebib, J. Suñol, A. Mercier, and J. Grenèche, 2010, "Amorphisation of Cr-10Co mixture by mechanical alloying," *Journal of non-crystalline solids*, vol. 356, no. 20-22, pp. 1052-1056.
- [۲۱] L. Dekhil, S. Alleg, M. Bououdina, J. Suñol, and J.-M. Grenèche, 2015, "Phase transformations and magnetic properties of ball-milled Fe-6P-1.7 C powders," *Advanced Powder Technology*, vol. 26, no. 2, pp. 519-526.
- [۲۲] H. Raanaei and V. Mohammad-Hosseini, 2016, "Morphology and magnetic behavior of cobalt rich amorphous/nanocrystalline (Co-Ni)₇₀Ti₁₀B₂₀ alloyed powders," *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 414, pp. 90-96.
- [۲۳] S. Alleg, S. Azzaza, R. Bensalem, J. Suñol, S. Khene, and G. Fillion, 2009, "Magnetic and structural studies of mechanically alloyed (Fe₅₀Co₅₀)₆₂Nb₈B₃₀ powder mixtures," *Journal of alloys and compounds*, vol. 482, no. 1-2, pp. 86-89.
- [۲۴] J. Huang, Y. Wu, H. Ye, and K. Lu, 1995, "Allotropic transformation of cobalt induced by ball milling," *Nanostructured Materials*, vol. 6, no. 5-8, pp. 723-726.
- [۲۵] A. Taghvaei, M. Stoica, K. Prashanth, and J. Eckert, 2013, "Fabrication and characterization of bulk glassy Co₄₀Fe₂₂Ta₈B₃₀ alloy with high thermal stability and excellent soft magnetic properties," *Acta materialia*, vol. 61, no. 17, pp. 6609-6621.
- [۲۶] B. B. Bokhonov, M. A. Korchagin, A. V. Ukhina, and D. V. Dudina, 2018, "Structural and morphological transformations in cobalt-carbon mixtures during ball milling, annealing and Spark Plasma Sintering," *Vacuum*, vol. 157, pp. 210-215.



- [۲۷] R. E. Reed and H. Abbaschian, 1973, "Physical metallurgy principles," *PWS Engineering, Boston, Massachusetts*.
- [۲۸] P. Mohn, 2002 *Magnetism in the solid state: an introduction*. Springer Science & Business Media.
- [۲۹] A. Miedema, P. De Chatel, and F. De Boer, 1980, "Cohesion in alloys—fundamentals of a semi-empirical model," *Physica B+ c*, vol. 100, no. 1, pp. 1-28.
- [۳۰] J. Bhatt, W. Jiang, X. Junhai, W. Qing, C. Dong, and B. Murty, 2007, "Optimization of bulk metallic glass forming compositions in Zr–Cu–Al system by thermodynamic modeling," *Intermetallics*, vol. 15, no. 5-6, pp. 716-721.
- [۳۱] A. H. Taghvaei, H. S. Nickjeh, P. Ramasamy, and J. Eckert, 2022, "Synthesis, thermodynamic analysis and magnetic study of novel ball-milled Co₅₀Fe₂₅Ta₅Si₅C₁₅ glassy powders with high thermal stability," *Journal of alloys and compounds*, vol. 894, p. 162509.