



پژوهش نامه ریخته‌گری

مقاله پژوهشی:

بررسی تأثیر ترکیب شیمیایی و سیکل عملیات حرارتی بر خواص مغناطیسی و ریزساختار آهنرباهای ریخته‌گری Fe-Cr-Co

الناز محسنی زنوزی^۱، عباس کیان‌وش^{۲*}

۱- دانشجوی دکتری، گروه مهندسی مواد، دانشکده مکانیک، دانشگاه تبریز

۲- استاد، گروه مهندسی مواد، دانشکده مکانیک، دانشگاه تبریز

* نویسنده مکاتبه کننده: E-mail: akianvash@tabrizu.ac.ir

چکیده:

دریافت: ۱۳۹۸/۱۱/۲۰

پذیرش: ۱۳۹۹/۰۲/۱۰

در پژوهش حاضر آلیاژهای با ترکیب اسمی (A) Fe- 28Cr-15Co-1Si و (B) Fe- 32Cr-23Co-1Si به روش ریخته‌گری تولید و به منظور کسب خواص مغناطیسی و تولید آهنرباهای دائم تحت عملیات حرارتی قرار گرفتند. نتایج بررسی‌ها نشان داد که خواص مغناطیسی آلیاژهای مورد بررسی در شرایط ریخته‌گری و بعد از آنیل انحلالی بسیار پایین است اما بعد از اعمال عملیات حرارتی گرم‌مغناطیسی (TMT) خواص مغناطیسی به مقدار قابل توجهی افزایش می‌یابد. وجود پیک جانبی در کنار پیک اصلی (۱۱۰) بعد از عملیات TMT در الگوی تفرق اشعه ایکس (XRD) در تمامی آلیاژها وقوع استحاله تجزیه اسپینودال را در این مرحله اثبات می‌کند. در حین عملیات پیرسازی دومرحله‌ای که در دماهای پایین‌تر از دمای عملیات TMT انجام می‌شود، ترکیب شیمیایی دو فاز اسپینودال α_1 و α_2 تغییر و منجر به افزایش اختلاف J_{sa2} و J_{sa1} شده و در نتیجه نیروی مغناطیس‌زدایی افزایش می‌یابد. خواص مغناطیسی کسب شده در آلیاژ A بعد از عملیات پیرسازی مرحله‌ای برابر $B_r = 0.63$ T، $H_c = 10.83$ kAm⁻¹ و $(BH)_{max} = 6.67$ kJm⁻³ و بالاتر از آلیاژ B است. بررسی‌های ریزساختاری نشان داد که در آلیاژ B با درصد کروم و کبالت بالاتر فاز غیرمغناطیسی سیگما تشکیل می‌شود که منجر به افت خواص مغناطیسی می‌شود.

واژه‌های کلیدی:

آهنربای Fe-Cr-Co.

عملیات گرم‌مغناطیسی.

آهنربای دائم،

تجزیه اسپینودال

ارجاع به این مقاله:

الناز محسنی زنوزی، عباس کیان‌وش، بررسی تأثیر ترکیب شیمیایی و سیکل عملیات حرارتی بر خواص مغناطیسی و ریزساختار آهنرباهای ریخته‌گری

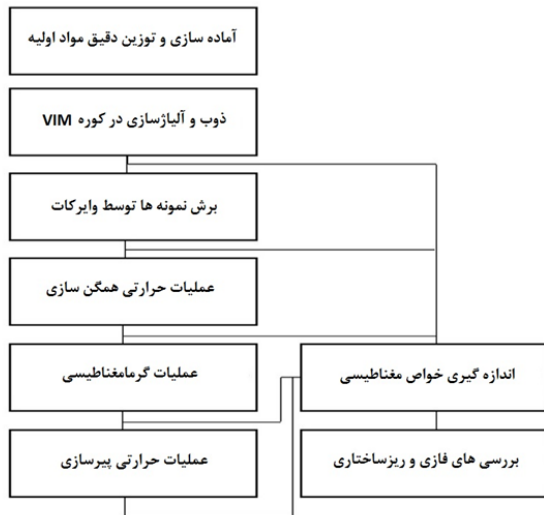
Fe-Cr-Co، بهار ۱۳۹۹، جلد ۴، شماره ۱، صفحات ۱۱-۲۰.

شناسه دیجیتال: (DOI): 10.22034/FRJ.2020.222948.1115

۱- مقدمه

دوباره مورد توجه ویژه قرار گرفته‌اند [۲،۱]. در این میان آهنرباهای دائم بر پایه سیستم آلیاژی Fe-Cr-Co به دلیل دمای کوری بالا (حدود ۶۵۰°C) در کاربردهایی که در آنها به خواص مغناطیسی متوسط و پایداری حرارتی بالا نیاز است، مورد استفاده قرار می‌گیرند همچنین به دلیل مقاومت به خوردگی خوب می‌توانند به عنوان اجزای وسایلی به کار روند که در دماهای تا ۵۵۰°C تحت شرایط خورنده شیمیایی کار می‌کنند. این آهنرباها، همچنین پتانسیل جایگزینی با آهنرباهای فولادی، کنیف، کنیکو، ویکالوی، رمالوی، آلنیکو و فریت‌ها را به دلیل مزایایی چون مواد اولیه ارزان‌تر، شکل‌پذیری

در توسعه مواد مغناطیسی سخت (آهنرباهای دائم) عواملی از جمله نیروی مغناطیس‌زدایی بالا، پایداری حرارتی، دمای سرویس، هزینه‌های مؤثر مواد و تولید اقتصادی نقش مهمی دارند. مواد مغناطیسی سخت بر پایه عناصر قلیایی خاکی Sm-Fe-N، Nd-Fe-B و Sm-Co دارای بالاترین خواص مغناطیسی در مقایسه با دیگر گروه‌ها هستند اما به دلیل دمای کاری پایین (حدود ۱۵۰ درجه سانتی‌گراد) و گرانی در سال‌های اخیر، آهنرباهای بر پایه Fe-Al-Ni-Co-Ti، Mn-Al-C، Fe-Cr-Co، Mn-Bi و فریت‌های باریوم و استرانسیم



شکل ۲- گردش کار روش تولید نمونه های مغناطیسی دائم از آلیاژ ریختگی بر پایه Fe-Cr-Co

تا آلودگی های احتمالی از بین بروند. پس از آماده سازی مواد اولیه، نمونه هایی از آلیاژهای موردنظر به شکل میلگرد با قطر ۲/۶ سانتی متر و طول ۱۰ سانتی متر با استفاده از کوره القایی تحت خلأ (VIM) LEYBOLD مدل AG با ظرفیت اسمی ۵kg و یک قالب استوانه ای به قطر ۲/۶ سانتی متر با دیواره آلومینایی ریخته گری شدند. مواد اولیه داخل بوته گرافیتی، شارژ و داخل محفظه کوره قرار داده شد و سپس خلاء در حدود 10^{-6} torr اعمال و مواد درون بوته توسط برقراری جریان القایی ذوب شدند. پس از اطمینان از همگن بودن مذاب، ذوب ریزی، درون قالب انجام شد. شکل (۲) نمونه های استوانه ای ریخته گری شده را نشان می دهد. از نمونه های ریختگی، نمونه هایی به شکل قرص با قطر ۱۰ میلی متر و ارتفاع ۶ میلی متر توسط دستگاه برش با سیم، تهیه شد. سپس نمونه ها، تحت عملیات حرارتی شامل عملیات همگن سازی، عملیات گرم مغناطیسی و عملیات پیرسازی دومرحله ای قرار گرفتند. سیکل عملیات حرارتی اعمالی به طور شماتیک در شکل (۳) نشان داده شده است.



شکل ۲- تصویر نمونه های استوانه ای ریخته شده.

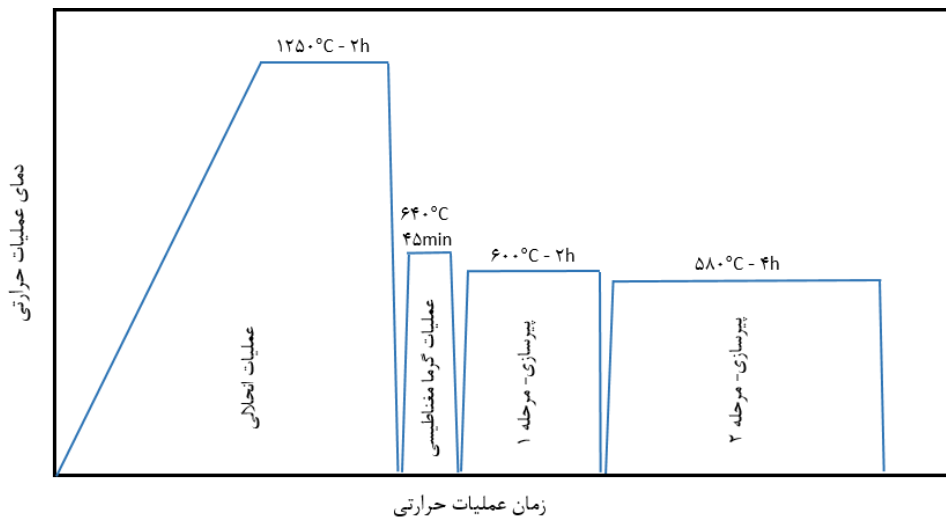
خوب، پایداری حرارتی بهتر در خواص هیستریزیس مشابه دارند [۷-۳]. آلیاژهای Fe-Cr-Co در آمپرترها، ولت مترها، سرعت سنجها، موتورهای هیستریزیس، حسگرهای مغناطیسی و گوشی های تلفن، پرینترها و کارتریج های استریو مورد استفاده قرار می گیرد [۸-۱۱]. در سال های اخیر نیز تلاش هایی در جهت افزایش خواص مکانیکی و مغناطیسی آهنرباهای مذکور و به کار بردن آنها در روتور موتورهای مغناطیس دائم با سرعت بالا صورت گرفته است [۱۲-۱۵]. همچنین محققان نشان داده اند که فیلم های Fe-Cr-Co می توانند در ضبط مغناطیسی به کار برده شوند [۱۶].

آهنرباهای دائم بر پایه Fe-Cr-Co که توسط کانکو و همکاران او کشف شدند [۱۷] متعلق به گروهی از مواد با ناحیه نقص در انحلال هستند و خواص مغناطیسی آنها توسط تجزیه اسپینودال محلول جامد α به فازهای نانوبلوری هم ریخت و هم سیمای فرومغناطیسی α_1 (غنی از آهن و کبالت) و مغناطیس ضعیف یا پارامغناطیسی α_2 (غنی از کروم) ایجاد می شود [۱۸-۲۰]. اندازه، فاکتور شکلی و کسر حجمی فازهای اسپینودال عوامل کلیدی مؤثر بر خواص مغناطیسی هستند [۲۱]. مروری بر مقالات نشان می دهد که بهینه کردن پارامترهای فرآیند عملیات حرارتی و بهسازی ترکیب شیمیایی آلیاژ دو روش جهت بهبود خواص مغناطیسی و در نتیجه افزایش کاربرد آهنرباهای مذکور است. در پژوهش حاضر آلیاژهایی با ترکیب اسمی (A) Fe-28Cr-15Co-1Si و (B) Fe-32Cr-23Co-1Si به روش ریخته گری تولید و تأثیر عملیات حرارتی و ترکیب شیمیایی بر ریزساختار و خواص مغناطیسی آهنرباهای مذکور بررسی شده است.

۲- روش تحقیق

گردشکار مورد استفاده در تولید نمونه های آهنرباهای دائم از آلیاژ ریختگی بر پایه Fe-Cr-Co در شکل (۱) نشان داده شده است.

به دلیل اینکه خواص مغناطیسی آلیاژهای Fe-Cr-Co به شدت تحت تأثیر ناخالصی های موجود در مواد اولیه تشکیل دهنده آلیاژ قرار دارد، لذا در پژوهش حاضر برای تهیه آلیاژهای مذکور از مواد اولیه با درجه خلوص بالا استفاده شد. برای تهیه این آلیاژها از آهن آرمکو (خلوص ۹۹/۹۷٪ C و >۰/۰۶٪)، کبالت پولکی (خلوص ۹۹/۹٪)، کروم (خلوص ۹۹/۹٪) و سیلیسیم خالص (خلوص ۹۹/۹٪) استفاده شده است. برای ریخته گری، ابتدا مواد اولیه با استفاده از یک ترازوی با دقت $\pm 0.1g$ توزین و سپس با یک ماده آلی مانند الکل یا استن شسته شدند



شکل ۳- نمایش شماتیک سیکل عملیات حرارتی.

۳- نتایج و بحث

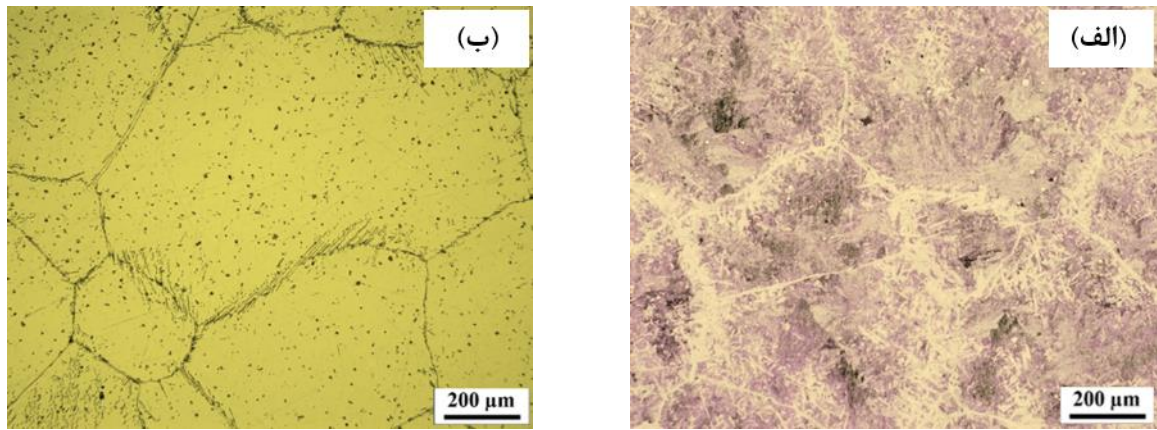
شکل (۴-الف و ب) ریزساختار آلیاژ A را به ترتیب در شرایط ریختگی و بعد از آنیل انحلالی در دمای ۱۲۵۰ درجه سانتیگراد به مدت ۲ ساعت نشان می‌دهد. در شرایط ریختگی آلیاژ ساختار دندریتی دارد و بعد از آنیل انحلالی شامل ساختار درشت‌دانه محلول جامد α است. میانگین اندازه دانه‌ها در حدود ۴۷۰ میکرومتر است. همچنین داخل دانه‌های محلول جامد α مقادیری رسوبات سیاه‌رنگ مشاهده می‌شود. شکل ۵ تصویر میکروسکوپ الکترونی از ریزساختار آلیاژ A بعد از آنیل انحلالی و آنالیز رسوبات سیاه‌رنگ مشاهده شده توسط EDX را نشان می‌دهد. آنالیز EDX نشان می‌دهد که رسوبات سیاه‌رنگ، رسوبات غنی از کروم و با توجه به مراجع [۲۲،۱۶] احتمالاً ناخالصی‌های N_2Cr هستند. عنصر نیتروژن که توسط EDX قابل شناسایی نیست از مواد اولیه و یا اتمسفر وارد مذاب شده و با کروم واکنش می‌دهد.

شکل (۴-الف و ب)، ریزساختار آلیاژ B را به ترتیب در شرایط ریختگی و بعد از آنیل انحلالی در دمای ۱۲۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۲ ساعت و شکل (۵-ج) ریزساختار (ب) را در بزرگ‌نمایی بالاتر نشان می‌دهد. در شرایط ریختگی آلیاژ ساختار دندریتی دارد و بعد از آنیل انحلالی شامل ساختار درشت‌دانه محلول جامد α با مقادیری فاز سفیدرنگ در داخل دانه‌ها و مرزدانه‌ها است. میانگین اندازه دانه‌ها در حدود ۴۵۰ میکرومتر است.

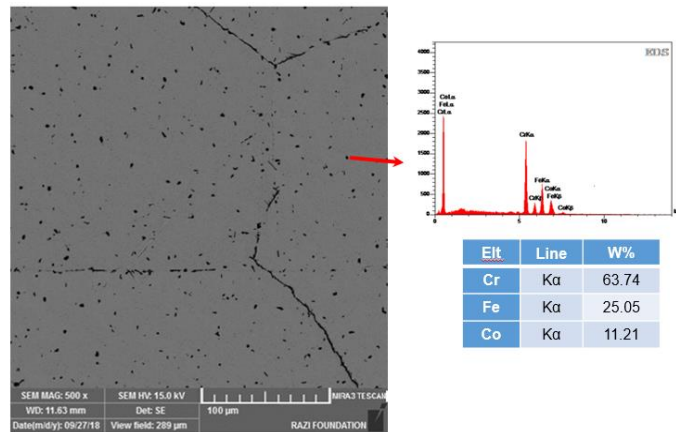
ترکیب آلیاژهای ریخته شده در جدول (۱) ارائه شده است. ترکیب شیمیایی آلیاژهای مورد بررسی با ترکیب اسمی Fe- 32Cr-23Co-1Si (B) و 28Cr-15Co-1Si (A) پس از ریخته‌گری با استفاده از روش شیمی تر اندازه‌گیری شد. برای این منظور نمونه کوچکی از هر آلیاژ در یک مخلوط از اسید کلریدریک و اسید نیتریک حل گردید و محلول ایجادشده مورد آنالیز پلاسمای جفت شده القایی (ICP) توسط دستگاه ICP مدل Thermo Icap6300 قرار گرفت و درصد عناصر تعیین شد. بررسی‌های ریزساختاری توسط میکروسکوپ نوری Olympus و میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی TE SCAN مدل MIRA3 مجهز به آنالیزگر EDS انجام شد. برای بررسی فازهای بلوری تشکیل شده در مراحل مختلف تولید آلیاژهای مغناطیسی از طیف‌سنج پراش اشعه ایکس GNR مدل Explorer استفاده شد. الگوی تفرق با استفاده از لامپ $CuK\alpha$ با طول موج $\lambda = 1/542 \text{ \AA}$ در بازه زاویه $2\theta = 20-90$ درجه و $Step\ size = 0/02$ حاصل گردید. خواص مغناطیسی در دمای محیط به وسیله دستگاه هیستریزس گراف از نوع پرماگراف مدل C-300 در آزمایشگاه علوم و تحقیقات مغناطیس دانشگاه تبریز اندازه‌گیری شد.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی (%wt) آلیاژهای Fe-Cr-Co ریخته شده.

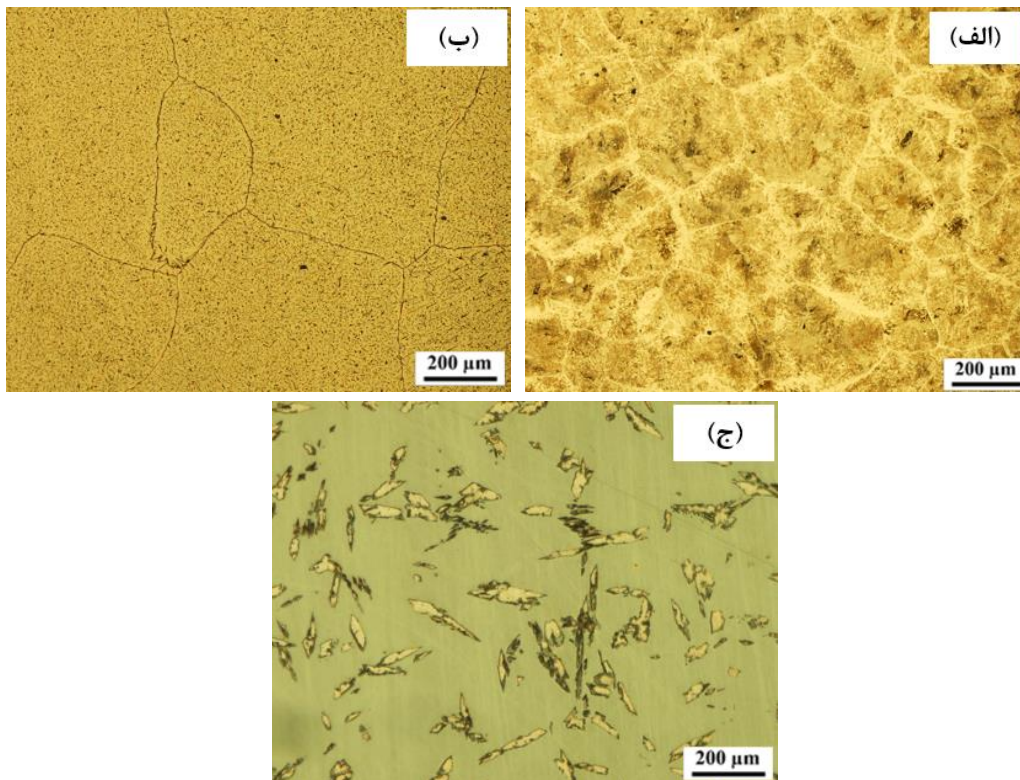
آلیاژ	Cr	Co	Si	Fe
A	۲۷/۹۵	۱۵/۰۲	۰/۹۸	باقیمانده
B	۳۱/۸۰	۲۳/۱۲	۱/۰۵	باقیمانده



شکل ۴- ریزساختار آلیاژ A (الف) در شرایط ریختگی و (ب) بعد از آنیل انحلالی



شکل ۵- تصویر میکروسکوپ الکترونی از ریزساختار آلیاژ A بعد از آنیل انحلالی و آنالیز رسوبات سیاه رنگ مشاهده شده توسط EDX.

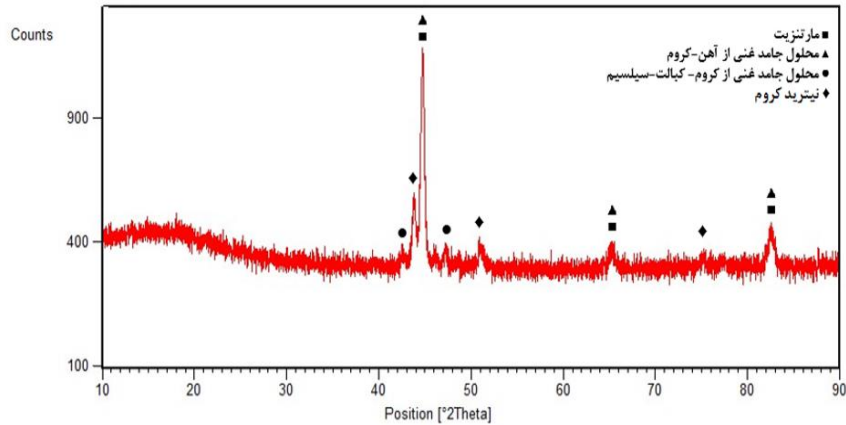


شکل ۶- ریزساختار آلیاژ B در شرایط: (الف) ریخته‌گری، (ب) بعد از آنیل انحلالی و (ج) همان ساختار (ب) در بزرگ‌نمایی بالاتر.

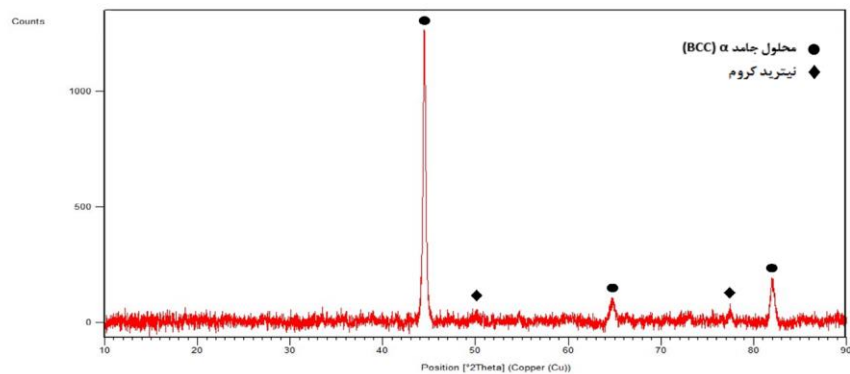
۱-۳- شناسایی فازها با استفاده از طیف‌سنج پراش اشعه ایکس (XRD)

جهت شناسایی دقیق‌تر فازهای مشاهده‌شده توسط میکروسکوپ نوری و الکترونی از طیف‌سنج پراش اشعه ایکس استفاده شد. شکل (۷) الگوی تفرق اشعه ایکس آلیاژ A را در شرایط ریختگی نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود ساختار شامل فاز غیرتعادلی مارتنزیت، محلول جامد غنی از آهن-کروم، محلول جامد غنی از کروم-کبالت-سیلیسیم و مقادیری نیتريد کروم است.

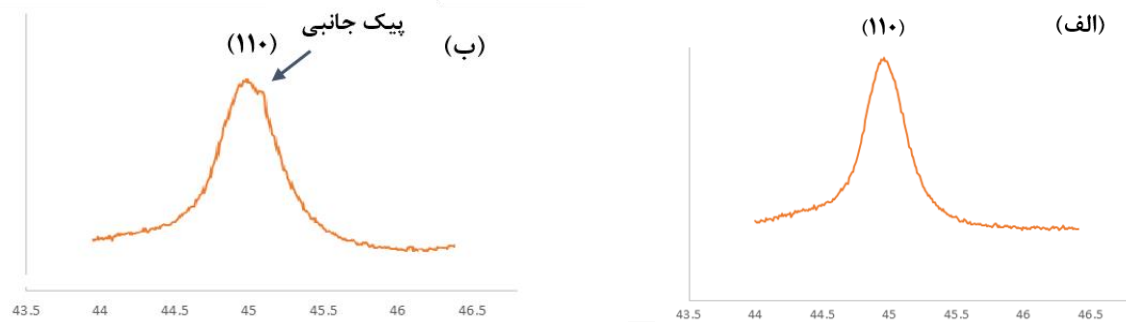
شکل (۸) الگوی تفرق اشعه ایکس آلیاژ A را پس از آنیل انحلالی نشان می‌دهد. همان‌طور که انتظار می‌رود در مرحله آنیل انحلالی ساختار غیرتعادلی ایجادشده در مرحله ریختگی به یک ساختار همگن و تک‌فاز با شبکه کریستالی BCC استحاله یافته است. همچنین در الگوی تفرق اشعه ایکس پیک‌های مربوط به رسوبات سیاه‌رنگ مشاهده می‌شود که احتمالاً مربوط به رسوبات سیاه‌رنگ مشاهده شده در تصویر میکروسکوپ نوری شکل (۴-ب) است.



شکل ۷- الگوی تفرق اشعه ایکس آلیاژ A در شرایط ریختگی



شکل ۸- الگوی تفرق اشعه ایکس آلیاژ A پس از آنیل انحلالی



شکل ۹- الگوی تفرق اشعه ایکس نمونه‌های آلیاژ A در اطراف پیک (۱۱۰): (الف) در مرحله آنیل انحلالی و (ب) TMT

۳-۲- خواص مغناطیسی

شکل (۱۲) نمودارهای مغناطیس‌زدایی آلیاژ A (ربع دوم منحنی هیستریزس) را در مراحل مختلف عملیات حرارتی نشان می‌دهد. همچنین خواص مغناطیسی آلیاژهای A و B در مراحل مختلف عملیات حرارتی در جدول (۲) برحسب واحدهای SI آورده شده است. همان‌طور که از شکل (۱۲) و جدول (۲) مشخص است، خواص مغناطیسی آلیاژ A در شرایط ریختگی و آنیل انحلالی بسیار پایین است اما بعد از عملیات حرارتی TMT خواص مغناطیسی به میزان قابل‌توجهی افزایش یافته و به مقادیر $B_r = 0.63$ T و $H_c = 10.83$ kAm⁻¹ و $(BH)_{max} = 6.67$ kJm⁻³ می‌رسد. بعد از پیرسازی خواص مغناطیسی افزایش بیشتری یافته و به مقادیر $B_r = 0.69$ T و $H_c = 42.98$ kAm⁻¹ و $(BH)_{max} = 26.75$ kJm⁻³ می‌رسد. بعد از پیرسازی خواص مغناطیسی افزایش بیشتری یافته و به مقادیر $B_r = 0.72$ T و $H_c = 60.50$ kAm⁻¹ و $(BH)_{max} = 31.19$ kJm⁻³ می‌رسد.

بنابراین به نظر می‌رسد که عملیات حرارتی TMT مرحله مهمی در توسعه خواص مغناطیسی باشد. آهنرباهای دائمی بر پایه سیستم آلیاژی Fe-Cr-Co متعلق به گروهی از مواد با ناحیه نقص در انحلال هستند و خواص مغناطیسی آنها توسط تجزیه اسپینودال محلول جامد α به فازهای فرومغناطیسی α_1 و مغناطیس ضعیف α_2 ایجاد می‌شود.

مطالعات ریزساختاری آهنرباهای Fe-Cr-Co نشان می‌دهد که خواص مغناطیسی بهتر در نتیجه ناهمسانگردی شکلی ذرات فاز α_1 حاصل می‌شود. ریزساختار و خواص مغناطیسی ناهمسانگرد در آلیاژهای آهن- کروم- کبالت با اعمال عملیات حرارتی پیرسازی در حضور یک میدان مغناطیسی قابل کسب هستند. میدان مغناطیسی اعمال شده موجب رشد ترجیحی ذرات فاز α_1 در جهت میدان در حین عملیات حرارتی و در نتیجه گسترش یک ساختار دوفازی با یک فاز کشیده و جهت‌دار می‌شود [۲۸]. ریزساختار یک آهنربای ناهمسانگرد به‌طور شماتیک در شکل (۱۳) نشان داده شده است. ذرات میله‌ای شکل به رنگ روشن فاز α_1 هستند که در زمینه فاز α_2 تیره‌رنگ توزیع شده‌اند و به‌طور ترجیحی در جهت میدان اعمالی جهت‌گیری کرده و طولیل شده‌اند [۶].

در مرحله ریخته‌گری به دلیل انجماد سریع و غیرتعادلی و ایجاد ساختار کنترل نشده و غیرتعادلی خواص مغناطیسی بسیار پایین است. بعد از عملیات حرارتی آنیل انحلالی و سرد کردن سریع نمونه‌ها، ساختار شامل دانه‌های محلول جامد فاز α است. فاز α ، یک فاز ناپایدار در دمای محیط و با خواص مغناطیسی ضعیف است. در مرحله TMT تجزیه اسپینودال

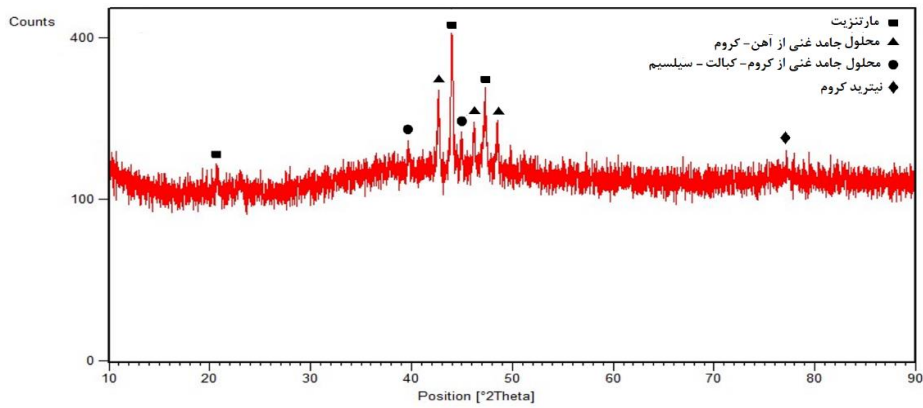
الگوی تفرق اشعه ایکس نمونه‌های عملیات حرارتی شده در مرحله آنیل انحلالی و TMT در اطراف پیک (۱۱۰) (در زوایای ۲۰ حدود ۴۴-۴۶ درجه) برای آلیاژهای A به ترتیب در شکل‌های (۹-الف و ب) نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود در نتیجه عملیات حرارتی TMT، پهن‌شدگی پیک و همچنین ایجاد پیک کناری در کنار پیک اصلی (۱۱۰) اتفاق افتاده است. ایجاد پیک جانبی در کنار پیک اصلی در الگوی تفرق اشعه ایکس از مشخصه‌های تجزیه اسپینودال است [۲۳]. ایجاد پیک جانبی در نتیجه نوسانات تناوبی ترکیب شیمیایی در حین تجزیه اسپینودال است و برای اولین بار توسط دانیل^۱ و لپسون^۲ در آلیاژ Cu-Fe-Ni پیرسازی شده شناسایی شد و در سیستم‌های آلیاژی Ni-Cu-Ti، Ni-Cu-Ni-Sn، Ni-Ge بررسی شده است [۲۴-۲۷]. در آلیاژهای بر پایه Fe-Cr-Co به دلیل تفاوت کم بین پارامتر شبکه فازهای α_1 و α_2 ، انرژی کرنشی ناشی از تجزیه اسپینودال کم است. بنابراین دو پیک که در واقع مربوط به فازهای α_1 و α_2 است نزدیک به هم تشکیل شده‌اند. پهن‌شدگی پیک به دلیل کرنش‌های ایجاد شده در نتیجه تجزیه اسپینودال است [۲۸].

الگوی تفرق اشعه ایکس آلیاژ B در حالت ریختگی در شکل (۱۰) ارائه شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود آلیاژ مذکور در حالت ریختگی شامل فاز غیرتعادلی مارتنزیت، محلول جامد غنی از آهن- کروم، محلول جامد غنی از کروم- کبالت- سیلیسیم، و مقادیری رسوبات نیتريد کروم است.

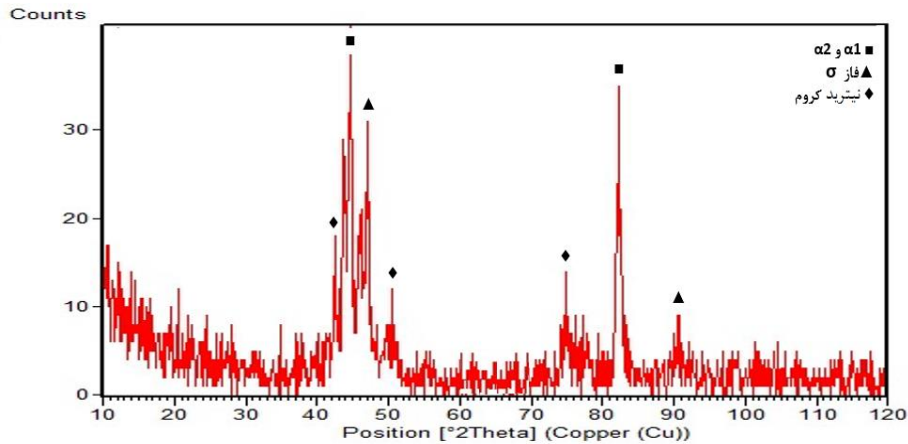
شکل (۱۱) الگوی تفرق اشعه ایکس آلیاژ B را پس از اعمال عملیات TMT نشان می‌دهد. از آنجایی که با توجه به مراجع، فازهای α_1 و α_2 دارای ثوابت شبکه نزدیک به هم می‌باشند، لذا در الگوی تفرق اشعه ایکس پیک‌های دو فاز مذکور در کنار هم تشکیل می‌دهد [۱۲]. علاوه بر پیک‌های مربوط به فازهای α_1 و α_2 ، پیک‌های دیگری نیز مشاهده می‌شود که مربوط به فاز سفیدرنگ مشاهده شده در تصاویر میکروسکوپ نوری است و این فاز، فاز تتراگونال سیگما غنی از Fe و Cr باشد. فاز سیگما که طبق دیاگرام فازی سه‌تایی Fe-Cr-Co [۲۹] در مقادیر کروم بالاتر از حدود ۳۰٪ وزنی پایدار است، فاز غیر مغناطیسی است و حضور فاز مذکور در ریزساختار منجر به کاهش خواص مغناطیسی آلیاژ می‌شود. همچنین در الگوی تفرق اشعه ایکس پیک‌های مربوط به فاز نیتريد کروم مشاهده می‌شود.

¹ Daniel

² Lipson



شکل ۱۰- الگوی تفرق اشعه ایکس آلیاژ B در شرایط ریختگی



شکل ۱۱- الگوی تفرق اشعه ایکس آلیاژ B در حالت TMT.

است. بنابراین اختلاف قطبش مغناطیسی اشباع فازهای α_1 و α_2 به عبارت دیگر $J_{sa1} - J_{sa2}$ بعد از عملیات حرارتی ترمومغناطیسی کم است و بنابراین طبق رابطه انتظار می‌رود که H_c پایین باشد و نتایج تجربی نیز نشان‌دهنده نیروی مغناطیس زدایی پایین در مرحله TMT است. در حین عملیات پیرسازی مرحله‌ای که در دماهای پایین‌تر انجام می‌شود، طبق دیگرام فازی سه‌تایی Fe-Cr-Co ترکیب شیمیایی دو فاز اسپینودال α_1 و α_2 تغییر می‌کند. بنابراین افزایش نیروی مغناطیس‌زدایی پس از عملیات پیرسازی می‌تواند حاصل تغییر ترکیب شیمیایی دو فاز اسپینودال و در نتیجه افزایش اختلاف J_{sa1} و J_{sa2} باشد [۳۲]. همچنین با توجه به دیگرام فازی، ناحیه نقص در انحلال در سیستم آلیاژی سه‌تایی Fe-Cr-Co متقارن و سهموی نیست و بلکه دارای یک شکل خاص است که در امتداد دمای کوری به سمت غنی از آهن پیشروی می‌کند. بنابراین در مرحله پیرسازی، طبق قانون اهرم کسر حجمی فاز مغناطیسی α_1 و در نتیجه H_c افزایش می‌یابد.

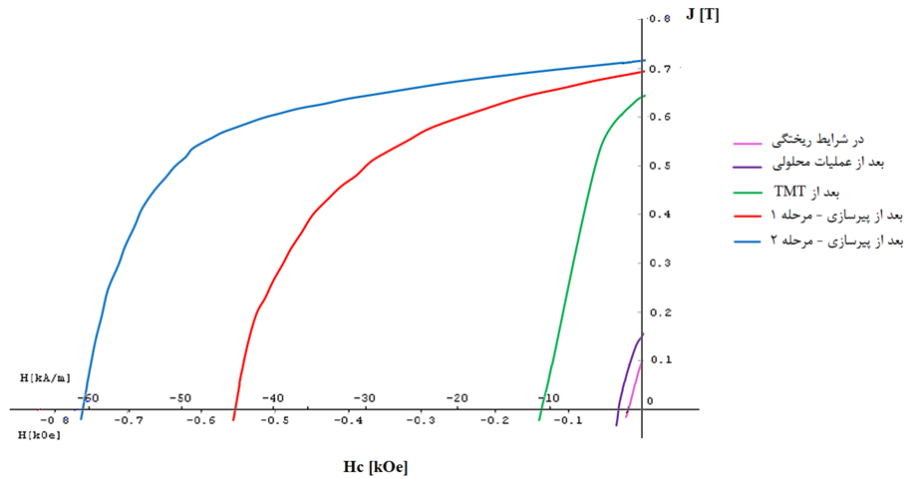
α صورت می‌گیرد و فاز α_1 در جهت میدان مغناطیسی اعمالی تشکیل می‌شود. بر اساس مدل استونر و ولفارت [۳۰]، میدان بحرانی لازم برای رساندن مغناطش به صفر^۱ (نیروی پسماندزدایی) (H_c) برای یک سری ذرات جهت‌دار مغناطیس قوی α_1 در یک زمینه مغناطیس ضعیف α_2 با استفاده از رابطه (۱) بدست می‌آید:

$$H_c J = p(1-p)(N_b - N_a)(J_{sa1} - J_{sa2}) / 2\mu_0 J_s \quad (1)$$

در رابطه بالا P کسر حجمی فاز α_1 ، J_{sa1} و J_{sa2} به ترتیب قطبش مغناطیسی اشباع^۲ فازهای α_1 و α_2 ، N_a و N_b فاکتور مغناطیس زدایی ذرات فاز α_1 به ترتیب در راستای محورهای a و b و J_s قطبش اشباع آلیاژ است [۳۱]. همان‌طور که از جدول (۲) مشخص است در مرحله عملیات حرارتی TMT نیروی مغناطیس‌زدایی پایین است ($H_c = 10/83 \text{ kAm}^{-1}$). در مرحله TMT که در دماهای بالا (اندکی پایین‌تر از دمای تجزیه اسپینودال) انجام می‌شود اختلاف ترکیب شیمیایی دو فاز اسپینودال تشکیل شده کم

¹ Critical field for magnetization reversal

² Saturation magnetic polarizations



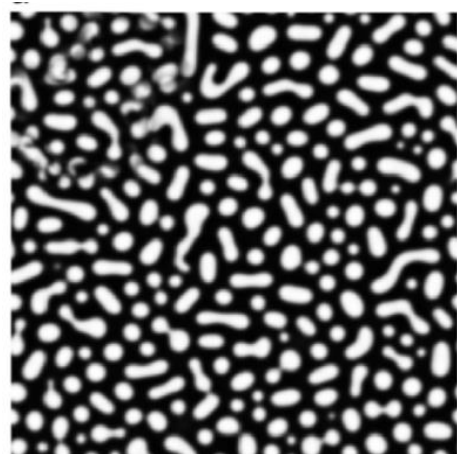
شکل ۱۲- نمودارهای مغناطیسی زدایی آلیاژ A (ربع دوم منحنی هیستریزس) در مراحل مختلف عملیات حرارتی

جدول ۲: خواص مغناطیسی آلیاژهای A و B در مراحل مختلف عملیات حرارتی

$BH_{(MAX)}(kJ/m^3)$		H_cJ (kA/m)		B_r (T)		عملیات حرارتی
B	A	B	A	B	A	
۰/۰۰	۰/۰۰	۰/۶۳۷	۲/۳۹	۰/۰۷۴	۰/۱۵	آنیل انحلالی
۵/۶۹	۶/۶۷	۷/۴۰	۱۰/۸۳	۰/۶۲۰	۰/۶۳	TMT
۲۴/۰۳	۲۶/۷۵	۳۳/۹۹	۴۲/۹۸	۰/۶۵	۰/۶۹	پیرسازی - مرحله ۱
۲۶/۰۲	۳۱/۱۹	۵۵/۶۳	۶۰/۵۰	۰/۶۸	۰/۷۲	پیرسازی - مرحله ۲



(ب)



(الف)

شکل ۱۳- ساختار شبیه‌سازی شده ناشی از تجزیه اسپینودال در پیرسازی: الف) در غیاب و ب) در حضور میدان مغناطیسی خارجی [۶].

غیر مغناطیسی است و حضور فاز مذکور در ریزساختار منجر به کاهش خواص مغناطیسی آلیاژ می‌شود.

۴- نتیجه‌گیری

در پژوهش حاضر آلیاژهای با ترکیب اسمی Fe- 28Cr-15Co (A) و Fe- 32Cr-23Co-1Si (B) به روش ریخته‌گری تولید و به منظور کسب خواص مغناطیسی و تولید آهنرباهای دائم تحت عملیات حرارتی قرار گرفتند. با بررسی‌های ریزساختاری و خواص مغناطیسی نتایج زیر حاصل شد:

افزایش خواص مغناطیسی در آلیاژ B در مراحل مختلف عملیات حرارتی نیز مشابه آلیاژ A است اما خواص مغناطیسی نهایی کسب‌شده در آلیاژ A بالاتر است. بررسی‌های ریزساختاری نشان داد که در آلیاژ B با درصد کروم بالاتر فاز غیرمغناطیسی سیگما تشکیل می‌شود که منجر به افت خواص مغناطیسی می‌شود. فاز سیگما که طبق دیاگرام فازی سه‌تایی Fe-Cr-Co [۲۹] در مقادیر کروم بالاتر از حدود ۳۰٪ وزنی و در دامه‌های حدود ۶۰۰-۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد پایدار است، فاز

- [11] Yang L., Sun X.Y., Zhen L., Zhang Y.B., Hyperfine structure variations in a Fe-Cr-Co alloy exposed to electron irradiation: Mössbauer spectroscopy characterization, *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B*, 2014, 338, 52-55.
- [12] Belozero E.V., Mushnikov N.V., Ivanova G.V., Shchegoleva N.N., Serikov V.V., Kleinerman N.M., Vershinin A.V., Uimin M. A., High strength magnetically hard Fe-Cr-Co based alloys with reduced content of chromium and cobalt, *The Physics of Metals and Metallography*, 2012, 113(4) 319-325.
- [13] Ivanova G.V., Shchegoleva N.N., Serikov V.V., Kleinerman N.M., Belozero E.V., Structure of a W-enriched phase in Fe-Co-Cr-W-Ga alloys, *Journal of Alloys and Compounds*, 2011, 509, 1809-1814.
- [14] Korneva A., Korznikova G., Berent K., Korznikov A., Kashaev R., Bogucka J., Sztwiertnia K., Microstructure evolution and magnetic properties of hard magnetic FeCr22Co15 alloy subjected to tension combined with torsion, *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, 615, S300-S303.
- [15] Belozero E.V., Ivanova G.V., Shchegoleva N. N., Serikov V.V., Kleinerman N.M., Vershinin A.V., Gaviko V.S., Mushnikov N.V., The role of plastic deformation in the creation of high strength in hard magnetic alloys Fe-Cr-Co-W-Ga, *The Physics of Metals and Metallography*, 2012, 113(3) 312-318.
- [16] Ahmed Z., Ul Haq A., Grain size effect on magnetic properties of Fe-28Cr-15Co permanent magnets as a function of Mo content, *Physica Status Solidi: C*, 2004, 1(4) 1732-1735.
- [17] Kaneko H., Homma M., Nakamura K., New ductile permanent magnet of Fe-Cr-Co system, in *Proceedings of AIP Conference*, 1971, 5, 1088-1092.
- [18] Kaneko H., Homma M., Nakamura K., Miura M., Fe-Cr-Co permanent magnet alloys containing silicon, *IEEE Transactions on Magnetic*, 1973, 347-348.
- [19] Lv L.X., Zhen L., Xu C.Y., Sun X.Y., Phase field simulation of microstructure evolution in Fe-Cr-Co alloy during thermal magnetic treatment and step aging, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2010, 322, 987-995.
- [20] Korznikova G.F., Korznikov A.V., Gradient submicrocrystalline structure in Fe-Cr-Co system hard magnetic alloys, *Materials Science and Engineering: A*, 2009, 503, 99-102.
- [21] Tao S., Ahmad Z., Khan I.U., Zhang P., Zheng X., Phase, microstructure and magnetic properties of 45.5 Fe-28Cr-20Co-3Mo-1.5 Ti-2Nb permanent magnet, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2019, 469, 342-348.
- [22] Ahmad Z., Ul Haq A., Texture, microstructure and magnetic properties of Fe-28Cr-15Co-3.5Mo permanent magnet, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2009, 321, 325-329.
- [23] Findik F., Improvements in spinodal alloys from past to present, *Mater. Des.*, 2012, 42, 131-146.
- [24] Wang L.D., Chen C.L., Kang M.K., On the Daniel-Lipson's wavelength formula of spinodal decomposition, *Scripta Materialia*, 2000, 42, 725-730.
- [25] Dtichek B., Schwartz L.H., Diffraction study of spinodal decomposition in Cu-10 wt.% Ni-6 wt.% Sn, *Acta Metallurgica*, 1980, 28, 807-822.
- [26] He Z., Chaturvedi M.C., A study of the asymmetry in intensity of the side-band around a (200) X-ray diffraction peak in Ni-Ge alloy, *Scripta Metallurgica*, 1992, 27, 247-251.
- [27] Yinghui W., Xiaotin W., Sidebands of X-ray diffraction in aged hardened Cu-Ti alloy, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 1996, 6(4) 87-93.

۱. هر دو آلیاژ مورد بررسی در شرایط ریخته‌گری و بعد از آنیل انحلالی فاقد خواص مغناطیسی هستند اما بعد از اعمال عملیات حرارتی گرم‌مغناطیسی (TMT) به آهنرباهای دائم تبدیل می‌شوند. دلیل این امر وقوع استحاله تجزیه اسپینودال در مرحله TMT است.
۲. در الگوی تفرق اشعه ایکس آلیاژهای مورد بررسی بعد از عملیات حرارتی TMT، پهن‌شدگی پیک و همچنین ایجاد پیک کناری در کنار پیک اصلی (۱۱۰) مشاهده شد. مشاهده پیک کناری در کنار پیک اصلی در الگوی تفرق اشعه ایکس، از مشخصه‌های تجزیه اسپینودال است و وقوع استحاله مذکور را در مرحله TMT اثبات می‌کند. همچنین پهن‌شدگی پیک به دلیل کرنش‌های ایجاد شده در نتیجه تجزیه اسپینودال است.
۳. با ادامه فرآیند عملیات حرارتی در غیاب میدان مغناطیسی در دماهای پایین‌تر و به عبارت دیگر عملیات پیرسازی مرحله‌ای نیروی مغناطیس‌زدایی افزایش قابل توجهی می‌یابد.

مراجع

- [1] Tao S., Ahmad Z., Zhang P., Zheng X., Wang F., Xu X., Enhancement of magnetic and microstructural properties in Fe-Cr-Co-Mo-V-Zr-Y permanent magnetic alloy, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2019, 484, 88-94.
- [2] Tao S., Ahmad Z., Zhang P., Zheng X., Zhang S., Effects of Sm on structural, textural and magnetic properties of Fe-28Cr-20Co-3Mo-2V-2Ti hard magnetic alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 816, 1-7.
- [3] Ushakova O.A., Dinislamova E.H., Gorshenkov M.V., D.G. Zhukov, Structure and magnetic properties of Fe-Cr-Co nanocrystalline alloys for permanent magnets, *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, 586, S291-S293.
- [4] Jin S., Chin G.Y., Fe-Cr-Co magnets (Invited), *IEEE Transactions on Magnetics*, 1987, 23(5) 3187-3192.
- [5] Akbar S., Ahmad Z., Awan M.S., Sarwar M.N., Farooque M., Single step heat treatment cycle for development of isotropic Fe-Cr-Co magnets, *Key Engineering Materials*, 2012, 510, 315-320.
- [6] Sun X.Y., Xu C.Y., Zhen L., Lv L.X., Yang L., Evolution of modulated structure in Fe-Cr-Co alloy during isothermal ageing with different external magnetic field conditions, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2007, 312, 342-346.
- [7] Ahmad Z., Ul Haq A., Husaina S.W., Abbas T., Magnetic properties of isotropic Fe-28Cr-15Co-3.5Mo permanent magnets with additives, *Physica B*, 2002, 321, 54-59.
- [8] Kubota T., Wakui G., Itagaki M., Hysteresis motor using magnetically anisotropic Fe-Cr-Co magnet, *IEEE Transactions on Magnetics*, 1998, 34(6) 3888-3896.
- [9] Jin S., Chin G.Y., Wonsiewicz B.C., A low cobalt ternary Cr-Co-Fe alloy for telephone receiver magnet use, *IEEE Transactions on Magnetics*, 1980, 16(1) 139-146.
- [10] Ahmad Z., Haq A., Yan M., Iqbal Z., Evolution of phase, texture, microstructure and magnetic properties of Fe-Cr-Co-Mo-Ti permanent magnets, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2012, 324, 2355-2359.

- [31] Drápal S., The origin of anisotropy in Fe-Cr-Co alloys, Czechoslovak Journal of Physics: B, 1987, 37, 1174-1182.
- [32] Belli Y., Okada M., Thomas G., Homma M., Kaneko H., Microstructure and magnetic properties of Fe-Cr-Co-V alloys, Journal of Applied Physics, 1978, 49, 2049-2051.
- [28] Shubakov V.S., High-coercivity decomposition in Fe-(15,23)%Co-30%Cr-3%Mo-0.5%Ti alloys, Russian Metallurgy (Metally), 2009, 2, 160-163.
- [29] Kaneko H., Homma M., Fukunaga T., Okada M., Fe-Cr-Co permanent magnet alloys containing Nb and Al, IEEE Trans. Magn., 1975, 11, 1440-1442.
- [30] Tannous C., Gieraltowski J., The Stoner-Wohlfarth model of ferromagnetism, European Journal of Physics, 2008, 29, 475.



IRANIAN FOUNDRYMEN'S
SOCIETY

Founding Research Journal

Research Paper

Effects of Chemical Composition and Heat Treatment Conditions on the Magnetic Properties and Microstructure of Cast Fe-Cr-Co Magnets

Elnaz Mohseni Zonoozi¹, Abbas Kianvash^{2*}

1. PhD student, Department of Materials Engineering, Institute of Mechanical Engineering, University of Tabriz

2. Professor, Department of Materials Engineering, Institute of Mechanical Engineering, University of Tabriz

* **Corresponding Author:** P.O. Box 5166616471, Tabriz, Iran. Tel/Fax: 9-33340081-041. E-mail: akianvash@tabrizu.ac.ir

Received 10 March 2020

Accepted 29 April 2020

Abstract:

In this study two Fe-Cr-Co base alloys with typical compositions Fe-28Cr-15Co-1 Si (alloy A) and Fe-32Cr-23Co-1 Si (alloy B) were prepared by casting technique and anisotropic permanent magnets were produced by applying some special heat treatments. Studies revealed that the magnetic properties of investigated alloys are very low in as-cast and in solution annealed conditions but are significantly enhanced by applying TMT. The presence of a sideband alongside the (110) reflection peak in X-ray diffraction pattern after TMT demonstrated that spinodal decomposition was occurred in this stage of heat treatment. During the step aging treatment, chemical compositions of the two spinodal phases (α_1 and α_2) are changed which results in an increase in $J_{s\alpha1}$ - $J_{s\alpha2}$ and therefore, the coercivity is increased. Moreover this study revealed that magnetic properties obtained in Fe-28Cr-15Co-1Si alloy was as $B_r = 0.72$ T, $H_c = 60.50$ kA/m and $(BH)_{max} = 31.19$ kJ/m³ and was higher than Fe-32Cr-23Co-1Si. Microstructural investigations showed that in the Fe-32Cr-23Co-1Si alloy with a higher chromium percentage, the non-magnetic sigma phase was formed, leading to a decrease in the magnetic properties.

Keywords:

Fe-Cr-Co magnet,
Thermomagnetic treatment,
Permanent magnet,
Spinodal decomposition

Please cite this article using:

Elnaz Mohseni Zonoozi, Abbas Kianvash, Effects of Chemical Composition and Heat Treatment Conditions on the Magnetic Properties and Microstructure of Cast Fe-Cr-Co Magnets, in Persian, Founding Research Journal, 2020, 4(1) 11-20.
DOI: 10.22034/FRJ.2020.222948.1115