

# اثر کاتیون‌های منیزیم، کبالت و تیتانیم بر خواص مغناطیسی و ریزموجی نانو ذرات فریت استرانسیم تهیه شده به روش هم‌رسوبی

غلامرضا گردانی<sup>۱\*</sup>، علی قاسمی<sup>۱</sup> و علی سعیدی<sup>۲</sup>

۱- دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر اصفهان

۲- دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان

(دریافت مقاله: ۱۳۹۳/۴/۳ - دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۳/۱۱/۱۵)

**چکیده** - در این پژوهش اثر جانمایی مقادیر مختلفی از کاتیون‌های منیزیم، کبالت و تیتانیم بر خواص ساختاری، مغناطیسی و ریزموجی نانو ذرات فریت استرانسیم با ترکیب شیمیایی  $SrFe_{12-x}(MgCo)_{0.5x}Ti_xO_{19}$  ( $x=0, 0.5, 1, 1.5, 2, 2.5$ ) تولید شده به روش هم‌رسوبی مورد مطالعه قرار گرفت. برای ارزیابی‌های ساختاری، مغناطیسی و ریزموجی نمونه‌ها، از آزمون‌های پراش پرتو ایکس، میکروسکوپ الکترونی عبوری، تحلیل گرمایی، مغناطومتر ارتعاشی، طیف سنجی موزبائر و تحلیلگر شبکه برداری استفاده شد. نتایج آزمون پراش پرتو ایکس نشان داد که در تمامی نمونه‌ها فاز فریت استرانسیم با خلوص بالا تشکیل شده است. اما با افزایش میزان کاتیون‌های آلاینده، فاز  $Fe_2O_3$  ظاهر می‌شود. هم‌چنین با افزایش میزان  $x$ ، قله‌های الگوی پراش به زوایای پایین‌تر منتقل می‌شوند. مطابق با نتایج تحلیل گرمایی نیز مشخص شد که با افزایش میزان کاتیون‌های آلاینده ( $x=0-2$ )، دمای تشکیل فاز فریت استرانسیم از ۹۰۰ تا ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد افزایش می‌یابد. نتایج آزمون مغناطومتر ارتعاشی نشان داد که با افزایش میزان کاتیون‌های جانیشینی، مغناطش اشباع فریت استرانسیم از حدود ۴۰ emu/g به ۱۹ emu/g کاهش می‌یابد. براساس نتایج طیف‌سنجی موزبائر، کاتیون‌های جانیشینی، مکان‌های ۱۲k در ساختار مگنتوپلومبیت را اشغال کرده‌اند. بیشترین پهنای باند جذب در گستره فرکانسی باند  $X$ ، در نمونه جاننشانی شده با  $x=2$  و برابر با ۴ گیگاهرتز (در زیر ۱۰dB) به‌دست آمد. این نمونه می‌تواند به‌عنوان یک ماده جاذب ریزموج مناسب در گستره باند  $X$ ، عمل نماید.

**واژگان کلیدی:** فریت استرانسیم، خواص مغناطیسی، تلفات انعکاس، هم‌رسوبی

## Effect of Mg, Co and Ti Cations on Magnetic and Microwave Properties of $SrFe_{12}O_{19}$ Nanoparticles

G. Gordani<sup>1\*</sup>, A. Ghasemi<sup>1</sup> and A. Saidi<sup>2</sup>

1- Department of Materials Engineering, Malek Ashtar University of Technology, Shahin Shahr, Iran

2- Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology, Isfahan, Iran

\* مسئول مکاتبات پست الکترونیکی: gordani@gmail.com

**Abstract:** Nanoparticles of Mg–Co–Ti substituted strontium hexaferrite with nominal composition of  $SrFe_{12-2x}(Mg,Co)_{0.5x}Ti_xO_{19}$  ( $x=0-2.5$ ) were synthesized by a co-precipitation method. The structural, magnetic and electromagnetic properties of samples were studied as a function of  $x$  by thermal gravimetric (TG), X-ray diffraction (XRD), transmission electron microscopy (TEM), vibrating sample magnetometer (VSM) and vector network analysis. It was found that the synthesis temperature increases with an increase in Mg–Co–Ti substitution and hence the particle size decreases. The XRD results showed that whole samples had good crystallinity and with an increase in cations, the impurity phase of  $Fe_2O_3$  appears. The results of hysteresis loops indicated that the saturation of magnetization of ferrite decreases from 40 emu/g to 19 emu/g with an increase in  $x$ . The Mössbauer spectroscopy showed that the cations are substituted in the 12k site of magnetoplumbite structure. Vector network measurements showed that the doped samples had much more effective reflection loss values than those of undoped ferrites. As a result, Mg–Co–Ti doped Sr-hexaferrites with  $x=2$  can be proposed as suitable absorbers for applications in microwave technology with a good deal of consistency.

**Keywords:** Strontium hexaferrite, Magnetic properties, Reflection loss, Co-precipitation

## ۱- مقدمه

سل-ژل [۸، ۹]، روش هیدروترمال [۱۰]، روش سنتز با ریزموج [۱۱] و روش هم‌رسوبی [۱۲] اشاره نمود. از آنجایی که برای اکثر کاربردها، تهیه ماده‌ای با خلوص بیش‌تر و با اندازه ذرات یک‌نواخت‌تر از اهمیت بالایی برخوردار شده است، انتخاب روش تولید، نقش به‌سزایی در این مورد خواهد داشت. در بین این روش‌ها، روش هم‌رسوبی، به‌علت امکان کنترل بهتر ترکیب شیمیایی و برخورداری از دمای ساخت پایین‌تر، روشی مناسب برای دستیابی به این مهم است [۱۳].

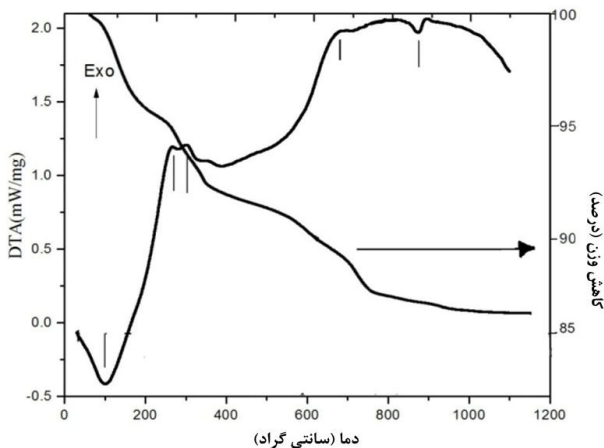
هدف از این پژوهش بررسی اثر هم‌زمان کاتیون‌های منیزیم، کبالت و تیتانیم بر خواص ساختاری، مغناطیسی و ریزموجی نانو ذرات فریت استرانسیم است. در مقایسه با سایر پژوهش‌های انجام شده در این زمینه، کاتیون‌های یاد شده نقش قابل توجهی در تغییر مشخصات بلوری و هم‌چنین بهبود خواص ریزموجی نانو ذرات فریت استرانسیم دارند، به‌طوری که قابلیت استفاده از این ماده را در کاربردهای ریزموجی افزایش می‌دهد.

## ۲- روش و مراحل پژوهش

در این پژوهش، نانو ذرات فریت استرانسیم آلیبده شده با مقادیر مختلفی از کاتیون‌های منیزیم، کبالت و تیتانیم با فرمول کلی  $SrFe_{12-2x}(Mg_xCo_x)_{0.5}Ti_xO_{19}$  با استفاده از روش هم‌رسوبی تهیه شد. مقادیر مختلف  $x$  (در گستره صفر الی ۲/۵) میزان جانشینی را در فریت استرانسیم بیان می‌کند. به این منظور مقادیر استوکیومتری از ترکیبات کلریدی  $FeCl_3 \cdot 6H_2O$ ،

محیط زندگی پیشرفته امروزی، به‌علت حضور تجهیزات الکترونیکی و وسایل ارتباطی زیادی که در آن وجود دارد، با انبوهی از امواج الکترومغناطیس احاطه شده است. تابش این امواج می‌تواند صدماتی را به انسان وارد نماید. هم‌چنین تداخل این امواج عملکرد سیستم‌های الکترونیکی و مخابراتی را مختل می‌نماید. از این‌رو توسعه مواد جاذب امواج الکترومغناطیس توجه بسیاری از پژوهشگران را به‌خود جلب کرده است. در سال‌های اخیر، فریت استرانسیم به‌علت دارا بودن مغناطش اشباع و میدان ناهمسان‌گردی زیاد، پایداری گرمایی و مقاومت به خوردگی مناسب به‌عنوان ماده جاذب ریزموج مورد مطالعه قرار گرفته است [۱]. فرکانس تشدید فرومغناطیس این ماده حدود ۴۸ گیگاهرتز است که برای استفاده از آن در گستره فرکانسی رادارهای بلند برد بایستی کاهش داده شود [۲]. این کار می‌تواند از طریق آلییدن فریت با عناصر دیگر صورت پذیرد. گزارش‌های متعددی بر روی اثر یون‌های دو ظرفیتی و چهار ظرفیتی (نظیر  $Co^{2+}-Zr^{4+}$ ،  $Zn^{2+}-Sn^{2+}$ ،  $Mg^{2+}-Zr^{4+}$ ،  $Co^{2+}-Ti^{4+}$  [۳-۶] و هم‌چنین یون‌های فلزی سه ظرفیتی (نظیر  $Cr^{3+}$  و  $Al^{3+}$  [۷]) بر خواص جذب ریزموج هگزا فریت استرانسیم ارائه شده است. نتایج گویای آن است که جانشین سازی یون‌های  $Fe^{2+}$  و  $Sr^{2+}$  توسط عناصر دیگر، خواص جذب فریت استرانسیم در گستره ریزموجی را بهبود می‌بخشد.

تاکنون روش‌های مختلفی در تهیه هگزا فریت استرانسیم به‌کار گرفته شده است. از جمله این روش‌ها می‌توان به‌روش



شکل ۱- نمودار تحلیل گرمایی محصول به دست آمده از روش هم رسوبی

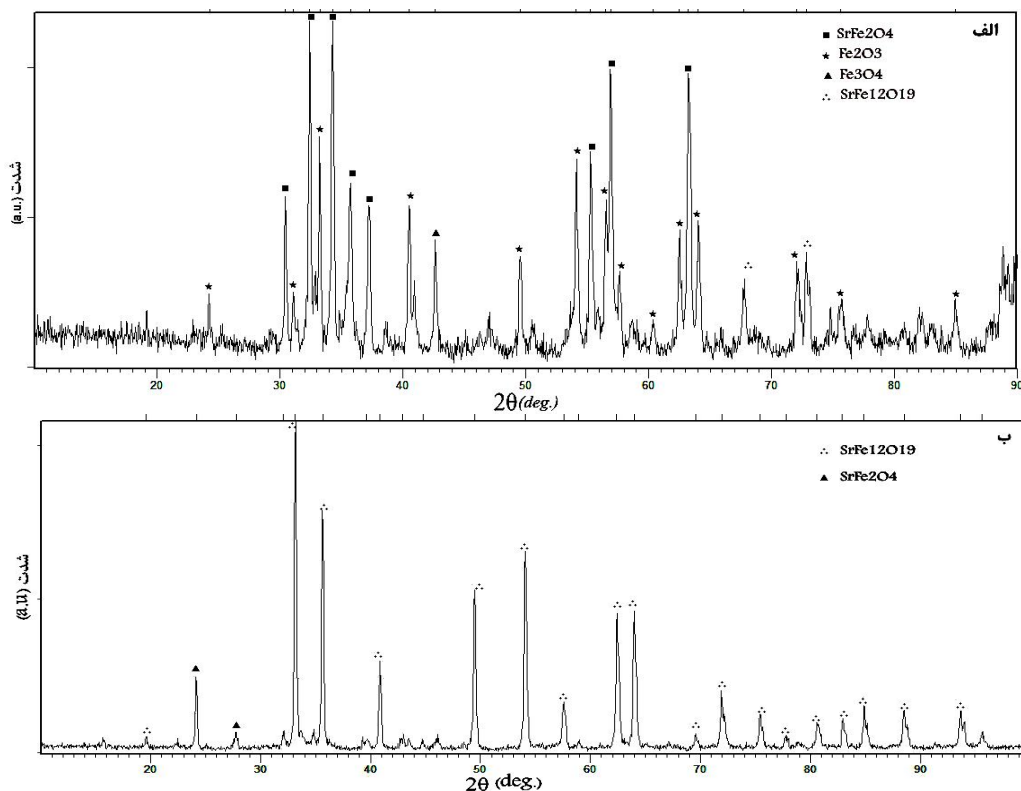
انعکاس با استفاده از آزمون تحلیلگر شبکه برداری و با کمک دستگاه مدل HP8722ET در دمای اتاق انجام شد. برای این کار نانو ذرات فریت استرانسیم با یک پلیمر از جنس پلی آنیلین به میزان ۷۰ درصد پودر و ۳۰ درصد پلیمر مخلوط شد و سپس به صورت یک دیسک در آمد و به مدت ۲۴ ساعت در دمای ۱۰۰ درجه سانتی گراد خشک شد. ضخامت نهایی نمونه برابر ۱/۸ میلی متر انتخاب شد.

### ۳- نتایج و بحث

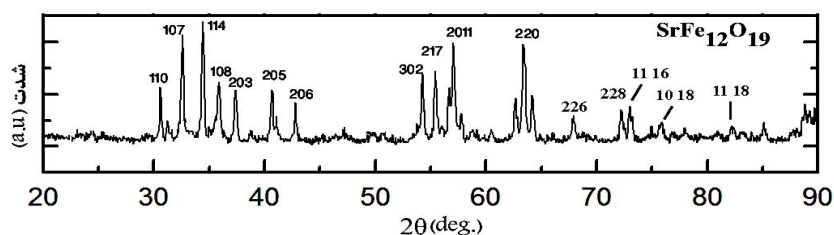
#### ۳-۱- تحلیل گرمایی نانو ذرات فریت استرانسیم

نمودار تحلیل گرمایی محصول به دست آمده از فرایند هم رسوبی با نسبت استوکیومتری از مواد اولیه  $\text{SrCl}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$  و  $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ ، با نرخ گرما دهی ۱۰ درجه سانتی گراد در دقیقه و در اتمسفر هوا در شکل ۱ نشان داده شده است. بر اساس این شکل دیده می شود که کاهش وزن محصول اولیه در طی تحلیل گرمایی در گستره دمایی مورد بررسی، در گستره های مشخصی از دما رخ می دهد که به ترتیب، ۱۰۰-۲۵۰، ۳۰۰-۴۵۰ و ۶۰۰-۷۰۰ و بالاتر از ۸۰۰ درجه سانتی گراد هستند. منحنی DTA در شکل ۱ حاوی قله های گرما گیر و گرمازا در دماهای مختلف است. قله گرما گیر در گستره

مقطر با دمای ۷۰ درجه سانتی گراد حل شد تا یک محلول کاملاً یکنواخت به دست آید. سپس محلول ۱ مولار هیدروکسید سدیم (NaOH) به صورت قطره قطره به آن افزوده شد تا pH محلول به حدود ۱۳ رسد و یک سوسپانسیون حاوی رسوبات هیبریدی به دست آید. رسوب به دست آمده چندین بار توسط آب مقطر شستشو داده شد تا ترکیبات نمکی آن حذف شود و اسیدیته آن به حدود ۷ برسد. محصول ژل مانند به دست آمده، در دمای ۱۰۰ درجه سانتی گراد خشک شد. به منظور تعیین دمای تشکیل نانو ذرات فریت استرانسیم در حین گرمادهی از آزمون تحلیل گرمایی استفاده شد. به کمک نتایج به دست آمده از این آزمون دمای تشکیل فریت استرانسیم تعیین شد. به منظور تجزیه و تحلیل فازهای شکل گرفته در حین فرایند سنتز در نانو ذرات فریت استرانسیم آلائیده شده با منیزیم، کبالت و تیتانیم، آزمون پراش سنجی پرتوی ایکس (XRD) با استفاده از یک دستگاه پرتو ایکس Philips مدل XPERT (۴۰kV و ۳۰ms) انجام شد. در تمام آزمایش ها از پرتو تک موج  $\text{CuK}\alpha$  با طول موج ۱/۵۴۲ آنگستروم بهره گرفته شد. زمان هر گام یک ثانیه، اندازه گام ۰/۰۳ درجه و گستره مورد بررسی ۲۰ تا ۱۰۰ درجه انتخاب شد. موقعیت قرارگیری کاتیون های جاننشینی در مکان های فرعی شبکه بلوری فریت استرانسیم آلائیده شده با منیزیم، کبالت و تیتانیم، به کمک آزمون طیف سنجی موزبائر با استفاده از دستگاه مدل Cryovac mbH & Co KG, Germany تعیین شد. گفتنی است که از  $^{57}\text{Co}/\text{Rh}$  به عنوان منبع تولید اشعه گاما در این آزمون استفاده شد. برای مطالعه مورفولوژی نانو ذرات از میکروسکوپ الکترونی عبوری با ولتاژ کاری ۲۰۰ کیلوولت بهره گرفته شد. خواص مغناطیسی نانو ذرات فریت استرانسیم آلائیده شده، شامل مغناطش اشباع و نیروی پسماندزدا با استفاده از دستگاه مغناطومتر ارتعاشی نمونه مدل Kavirmagnet، با بیشینه میدان اعمالی ۱۰kOe و طول گام ۱۰۰Oe اندازه گیری شد. تمامی آزمون ها در دمای اتاق صورت پذیرفت. رفتار جذب ریزموج نمونه ها نیز با آزمون تلفات



شکل ۲- الگوهای پراش پرتو ایکس فریت استرانسیم ساخته شده در دمای الف) ۷۰۰ و ب) ۸۰۰ درجه سانتی گراد به مدت ۱ ساعت



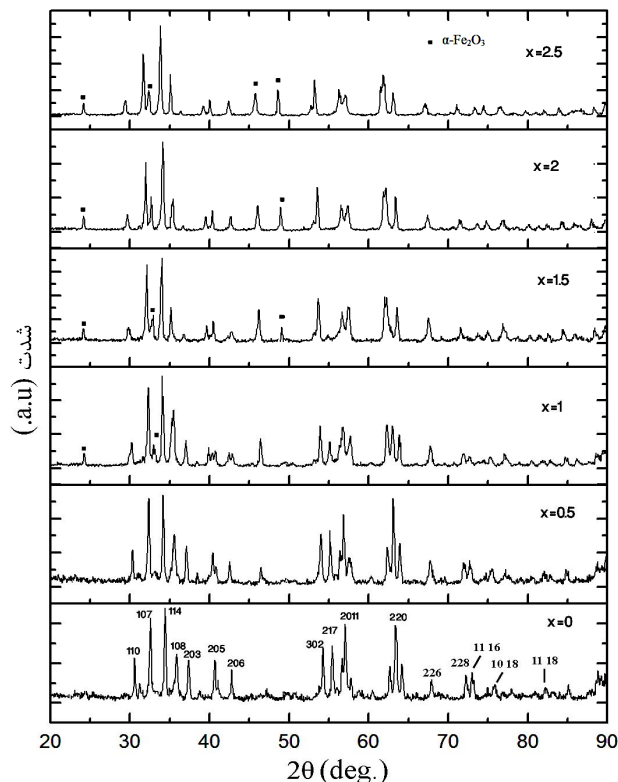
شکل ۳- الگوی پراش پرتو ایکس نمونه فریت استرانسیم در دمای ۸۷۰ درجه سانتی گراد به مدت ۱ ساعت

فاز فریت استرانسیم است. مطابق با شکل ۲- الف دیده می شود که در دمای حدود ۷۰۰ درجه سانتی گراد تشکیل فاز فریت استرانسیم شروع شده است اما در این دما به دلیل عدم وجود انرژی فعال سازی لازم، واکنش تشکیل فریت استرانسیم کامل نمی شود. مطابق با شکل ۲- ب در دمای ۸۰۰ درجه سانتی گراد فاز فریت استرانسیم به میزان زیادی تشکیل شده است. با این حال بر اساس نمودار تحلیل گرمایی و هم چنین الگوی پراش اشعه ایکس در دمای ۸۷۰ درجه سانتی گراد (شکل ۳) می توان گفت که تشکیل فاز فریت استرانسیم در این

۲۰۰-۱۰۰ درجه سانتی گراد مربوط به حذف آب است که با توجه به نمودار وزن سنجی گرمایی TG<sup>۱</sup> در این مرحله حدود ۵٪ کاهش وزن مشاهده می شود. دو قله گرمازا در گستره دمایی ۳۰۰ تا ۴۰۰ درجه سانتی گراد نیز مشاهده می شود که مربوط به تبدیل هیدروکسیدها به اکسید است. با افزایش بیش تر دما، کاهش وزن ادامه یافته و این روند تا دماهای حدود ۸۰۰ درجه سانتی گراد ادامه می یابد. نتایج پراش اشعه ایکس نمونه در دماهای ۷۰۰ و ۸۰۰ درجه سانتی گراد در شکل ۲ نشان داده شده است که حاکی از حضور مقداری فاز ناخالصی به همراه

به ساختار مگنتوپلمبیت هگزا فریت استرانسیم است. دیده می‌شود که جانشین‌سازی کاتیون‌های منیزیم، تیتانیم و کبالت به جای کاتیون‌های آهن در فریت استرانسیم موجب تغییرات اندکی در رفتار تشکیل نانو ذرات فریت استرانسیم می‌شود، به طوری که هرچه میزان کاتیون‌های آلاییده در ساختار فریت با ترکیب شیمیایی  $\text{SrFe}_{12-2x}(\text{MgCo})_{x/2}\text{Ti}_x\text{O}_{19}$  بیش‌تر می‌شود، علاوه بر فاز فریت استرانسیم آلاینده شده، مقداری ناخالصی نیز در ماده نهایی ظاهر می‌شود. این موضوع تطابق خوبی با نتایج برکاف و همکارانش [۱۴] دارد به طوری که در این وضعیت با جانشینی کاتیون‌های آلاییده به جای کاتیون آهن در ساختار مگنتوپلمبیت فریت استرانسیم، کاتیون‌های آهن خارج شده از ساختار، با اکسیژن هوا وارد واکنش می‌شوند و فاز ثانویه  $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$  را به وجود می‌آورند (مطابق با کارت XRD به شماره ICSD 00-034-0664). دیده می‌شود که با افزایش میزان کاتیون‌های آلاییده بر شدت قله‌های نام برده افزوده می‌شود. بر این اساس نمونه آلاییده شده با  $x=2/5$  دارای بیشترین مقدار فاز ناخالصی است. به عبارت دیگر می‌توان گفت که میزان کاتیون‌های جانشینی منیزیم، تیتانیم و کبالت، تاثیر زیادی بر تشکیل فازهای ثانویه (در شرایط یکسان ساخت) دارد. در هر حال با تغییر شرایط ساخت نظیر افزایش دما یا زمان عملیات حرارتی امکان کنترل فازهای ثانویه به دست آمده وجود دارد. در این ارتباط در شکل ۵ الگوی پراش پرتو ایکس نمونه فریت استرانسیم آلاییده شده با منیزیم، کبالت و تیتانیم به ازای  $x=2/5$  در دمای  $1050^\circ\text{C}$  درجه سانتی‌گراد ارائه شده است. دیده می‌شود که برخلاف نمونه مشابه ساخته شده در دمای  $900^\circ\text{C}$  درجه سانتی‌گراد، این نمونه از خلوص قابل توجهی برخوردار است. البته، چنین شرایطی باعث افزایش اندازه ذرات فریت استرانسیم می‌شود.

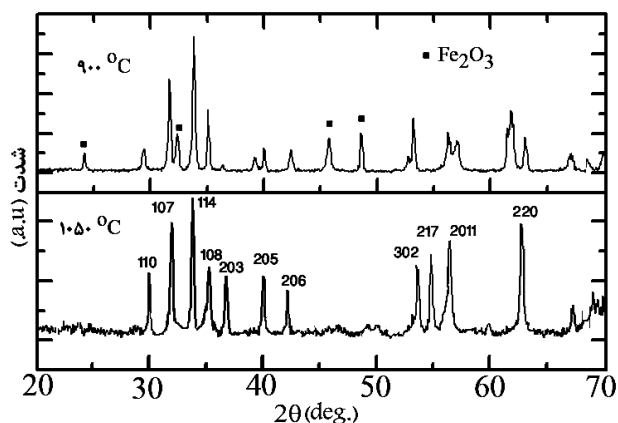
به عنوان یکی دیگر از نکات قابل توجه در شکل ۴ می‌توان به جابه‌جایی قله‌های مربوط به فریت به دست آمده با افزایش میزان کاتیون‌های آلاییده اشاره نمود. در این ارتباط در شکل ۶ چگونگی جابه‌جایی قله (۱۱۴) مربوط به فریت استرانسیم با



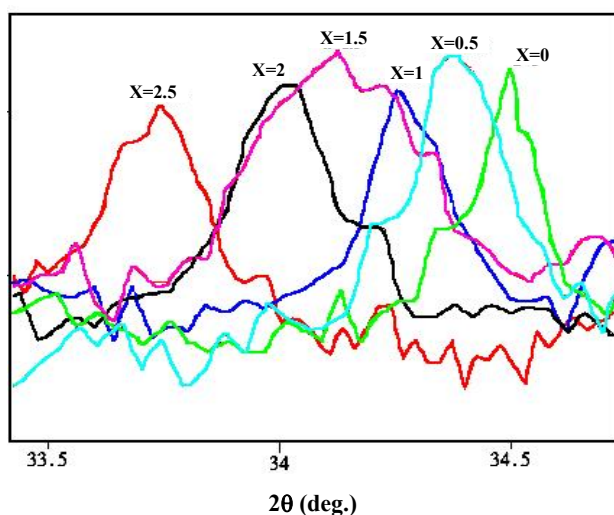
شکل ۴- الگوهای پراش پرتو ایکس نانو ذرات فریت استرانسیم با ترکیب  $\text{SrFe}_{12-2x}(\text{MgCo})_{0.5x}\text{Ti}_x\text{O}_{19}$  به ازای مقادیر مختلفی از  $x$ ، ساخته شده در دمای  $900^\circ\text{C}$  درجه سانتی‌گراد به مدت ۱ ساعت

دما کامل می‌شود. در این شکل اندیس صفحات متناظر با قله‌های ظاهر شده در زوایای مختلف براساس کارت XRD به شماره ICSD 00-033-1340 مشخص شده است که مربوط به ساختار مگنتوپلمبیت هگزا فریت استرانسیم است. از روی قله‌های تیز می‌توان به بلوری شدن مطلوب نمونه نیز پی‌برد. با توجه به شکل ۱ ملاحظه می‌شود که پس از این دما ( $870^\circ\text{C}$  درجه سانتی‌گراد)، تغییر مشهودی در کاهش وزن نمونه رخ نمی‌دهد.

شکل ۴ الگوهای پراش پرتو ایکس نمونه‌های جانشینی شده با مقادیر مختلفی از کاتیون‌های منیزیم، کبالت و تیتانیم را نشان می‌دهد. در این شکل نیز اندیس صفحات متناظر با قله‌های ظاهر شده در زوایای مختلف براساس کارت XRD به شماره ICSD 00-033-1340 مشخص شده است که مربوط



شکل ۵- مقایسه الگوهای پراش پرتو ایکس نمونه فریت استرانسیم آلاییده شده به میزان  $x=2/5$  ساخته شده در دمای ۹۰۰ و ۱۰۵۰ درجه سانتی گراد، هر کدام به مدت ۱ ساعت

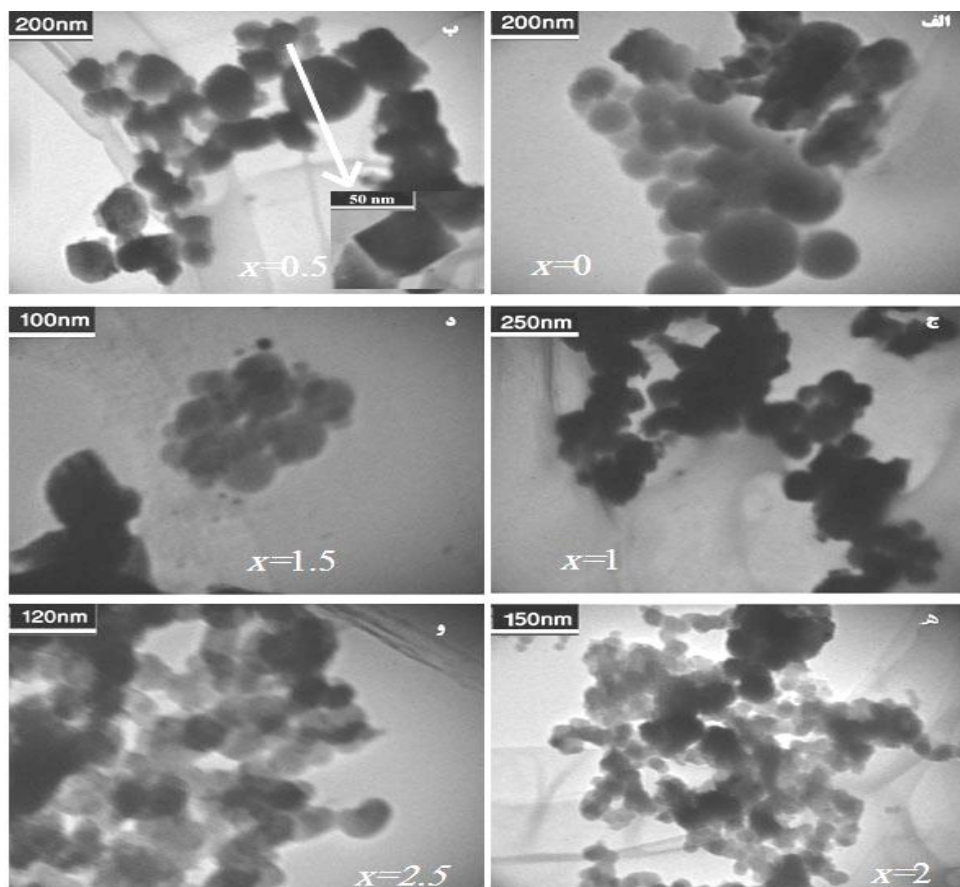


شکل ۶- جابه جایی قله (۱۱۴) در اثر افزودن مقادیر مختلفی از کاتیون‌های جانشینی منیزیم، کبالت و تیتانیم به ترکیب فریت استرانسیم

در تصاویر مشاهده می‌شود. می‌توان گفت با افزایش میزان کاتیون‌های آلاییده، رشد ذرات، در برخی صفحات با اندیس کوچک، متوقف می‌شود. در سرامیک‌ها، صفحات با اندیس کوچک، در مقایسه با صفحات با اندیس بزرگ، از چگالی اتمی پایین‌تری برخوردارند و بنابراین در هنگام رشد، مکان‌های

تغییر درصد آلاینده‌ها ارائه شده است. دیده می‌شود که با افزایش کاتیون‌های آلاییده در ساختار فریت استرانسیم، قله‌های به دست آمده به زوایای کم‌تر منتقل شده است. این موضوع ناشی از افزایش فاصله بین صفحات بلوری در اثر جانشینی کاتیون‌های منیزیم و کبالت به جای کاتیون‌های آهن است. در واقع شعاع یونی کاتیون‌های منیزیم (۰/۰۷۲ نانومتر) و کبالت (۰/۰۷۴۵ نانومتر) بزرگ‌تر از شعاع یونی کاتیون‌های آهن (۰/۰۶۴۵ نانومتر) است و جانشینی این کاتیون‌ها به جای کاتیون‌های آهن، افزایش حجم شبکه و جابه‌جایی قله‌ها به زوایای کم‌تر را موجب می‌شود. گفتنی است که با افزایش میزان کاتیون‌های جانشینی، پارامترهای ساختاری مانند ثابت شبکه بلوری (a و c) و حجم سلول واحد نانو ذرات فریت استرانسیم تغییر می‌کند که جزئیات این مطلب در گزارش قبلی نویسندگان ارائه شده است [۱۵].

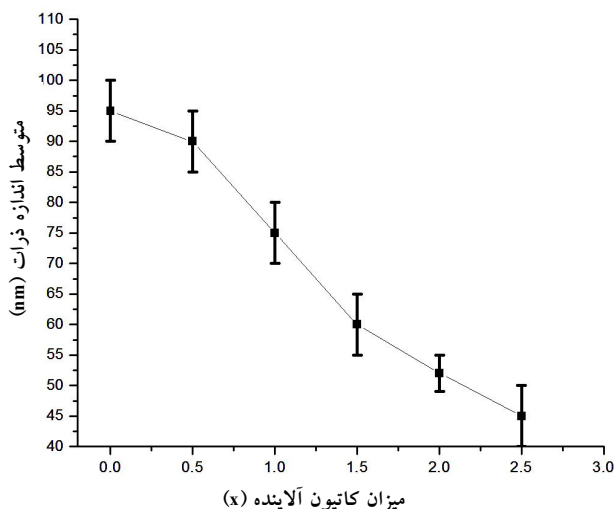
۳-۲- بررسی تصاویر میکروسکوپی الکترونی عبوری نانو ذرات فریت استرانسیم آلاییده شده با منیزیم، کبالت و تیتانیم تصاویر میکروسکوپی الکترونی عبوری از نانو ذرات فریت استرانسیم با ترکیب  $SrFe_{12-2x}(MgCo)_{0.5x}Ti_xO_{19}$  به‌ازای مقادیر  $x=0, 0.5, 1, 1.5, 2, 2.5$  سنتز شده در دمای ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۱ ساعت در شکل‌های ۷- الف تا ۷- و نشان داده شده است. نکته‌ای که در این تصاویر به چشم می‌خورد این است که در تمامی نمونه‌ها، توزیع اندازه ذره تقریباً یکنواخت و میانگین اندازه ذرات کم‌تر از ۱۰۰ نانومتر است و این بدان معنی است که جوانه‌زنی ذرات، هم‌زمان بوده، از رشد آن‌ها ممانعت به عمل آمده است. در واقع در صورتی که جوانه‌زنی ذرات هم‌زمان رخ دهد، رشد ذرات نیز هم‌زمان است و رشد غیر نرمال در آن‌ها به وجود نمی‌آید. در غیر این صورت برخی از ذرات در مرحله رشد، از سرعت رشد بیشتری برخوردارند و درشت‌تر می‌شوند. هم‌چنین شکل ذرات به‌طور غالب، کروی هستند که بیان‌کننده رشد در سه جهت است. البته ذرات با شکل‌های منظم و بی‌منظم دیگری نیز



شکل ۷- تصاویر میکروسکوپی الکترونی عبوری نانو ذرات فریت استرانسیم با ترکیب شیمیایی  $\text{SrFe}_{12-2x}(\text{MgCo})_{0.5x}\text{Ti}_x\text{O}_{19}$  به ازاء الف ( $x=0$ ، ب)  $x=0.5$ ، ج)  $x=1$ ، د)  $x=1.5$ ، ه)  $x=2$  و و)  $x=2.5$

که ذرات در هر نمونه، به صورت کلوخه شده ظاهر شده‌اند که ناشی از اثرات سطحی در مقیاس نانو و دمای ساخت نسبتاً بالا (۹۰۰ درجه سانتی‌گراد) است. با توجه به این تصاویر مشاهده می‌شود که با افزایش غلظت کاتیون‌های آلاینده از صفر تا ۲/۵ درصد (افزایش میزان  $x$ )، اندازه ذره از نمونه (الف) تا نمونه (و) کاهش یافته است. به عبارت دیگر رشد ذرات فریت استرانسیم با افزایش کاتیون‌های آلاینده، کند یا متوقف شده است. با افزایش میزان کاتیون‌ها، انرژی فعال‌سازی لازم برای تشکیل فاز فریت استرانسیم خالص، افزایش می‌یابد. به عبارت دیگر این فاز به صورت کاملاً خالص، در دمای بالاتری تشکیل خواهد شد. بنابراین در شرایط این پژوهش (دمای ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد) هنوز دمای لازم برای تشکیل فاز فریت استرانسیم فراهم نشده است. بنابراین با افزایش میزان کاتیون‌ها، مرحله رشد

ترجیحی کم‌تری برای قرارگیری اتم‌ها در این صفحات وجود دارد. از این رو سرعت رشد آن‌ها نسبت به صفحات با اندیس بزرگ، کندتر است. در اثر این پدیده ممکن است برخی از ذرات از حالت کروی خارج شوند. از سوی دیگر، افزایش انرژی فعال‌سازی لازم برای تشکیل ذرات فریت، ناشی از افزایش میزان کاتیون‌ها، نیز می‌تواند از جمله دلایل این موضوع باشد. در این وضعیت در برخی مناطق به صورت موضعی رشد غیرنرمال اتفاق می‌افتد و امکان رشد در برخی جهات را از ذرات اطراف خود می‌گیرد. تصویر میکروسکوپی الکترونی عبوری یکی از این ذرات با بزرگ‌نمایی بیش‌تر در شکل ۷- ب نشان داده شده است. این در حالی است که در نمونه خالص (شکل ۷- الف) تقریباً تمامی ذرات به صورت کروی و رشد در سه جهت کامل بوده است. هم‌چنین در شکل ۷ مشاهده می‌شود



شکل ۸- تغییرات متوسط اندازه ذرات  $\text{SrFe}_{12-2x}(\text{MgCo})_{0.5x}\text{Ti}_x\text{O}_{19}$  ساخته شده در دمای  $900^\circ\text{C}$  درجه سانتی گراد به مدت ۱ ساعت نسبت به تغییرات میزان کاتیون‌های آلایند (x)

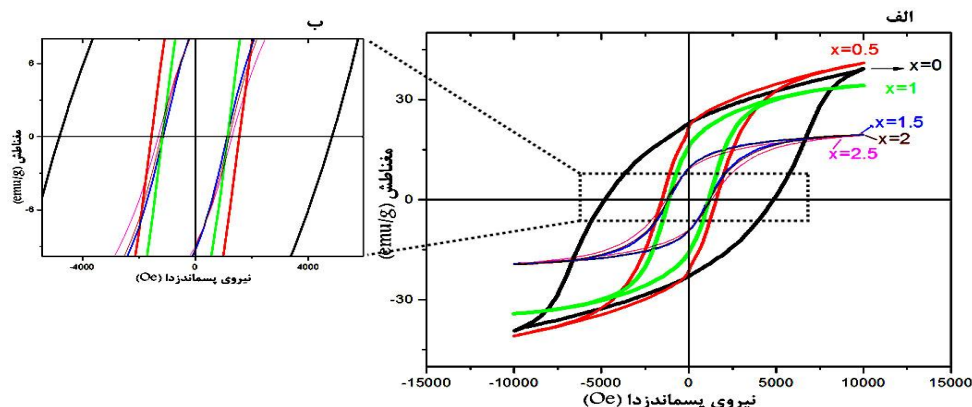
کاهش تعداد اسپین‌های هم‌جهت شده در واحد حجم آن است. از جمله دلایل این رفتار می‌توان به حضور فازهای ناخالصی در فریت اشاره کرد. مطابق با نتایج آزمون پراش پرتو ایکس (XRD) (شکل ۱۰) ملاحظه شد که با افزایش میزان x در ترکیب شیمیایی فریت استرانسیم ( $\text{SrFe}_{12-2x}(\text{MgCo})_{0.5x}\text{Ti}_x\text{O}_{19}$ ) بر میزان فاز ناخالصی ( $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ) در نمونه‌ها افزوده می‌شود. این ناخالصی، یک فاز غیر مغناطیسی است و خواص مغناطیسی فریت استرانسیم را تضعیف می‌کند. با توجه به این مطلب انتظار می‌رود که بیشترین مغناطش اشباع مربوط به نمونه فریت استرانسیم خالص ( $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ ) باشد، به این دلیل که در این نمونه هیچ‌گونه فاز ناخالصی مشاهده نمی‌شود و مطابق با نتایج پراش پرتو ایکس تمامی قله‌های ظاهر شده در الگوی پراش مربوط به فریت استرانسیم است. برخلاف انتظار بر اساس شکل ۹، بیشترین مقدار مغناطش اشباع مربوط به نمونه با  $x=0.5$  است. در حقیقت در مورد این نمونه کاتیون‌های غیر مغناطیسی منیزیم و تیتانیم و هم‌چنین کاتیون کبالت با گشتاور مغناطیسی کم‌تر نسبت به آهن ( $3.7 \mu\text{B}$ )، در مقادیر کم، تمایل به قرارگیری در مکان  $4f_1$  دارند و باعث افزایش تعداد اسپین‌های بالا در ساختار مگنتوپلومبیت شده است و بنابراین

ذرات به‌طور کامل صورت نمی‌گیرد و ذرات ریزتر ظاهر می‌شوند. بر اساس آنچه بیان شد می‌توان افزایش دمای لازم برای ساخت نمونه‌های حاوی مقادیر بیش‌تری از آلایندها را از جمله دلایل کاهش اندازه ذره در دمای  $900^\circ\text{C}$  درجه سانتی‌گراد بیان نمود. در این مورد بزرگ‌ترین اندازه ذره مربوط به نمونه فریت استرانسیم خالص ( $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ ) با اندازه ذره متوسط  $90-100$  نانومتر است و اندازه میانگین ذره با افزایش میزان کاتیون‌های آلایند از  $0.5$  درصد تا  $2/5$  درصد به ترتیب به گستره‌های  $85-95$ ،  $70-80$ ،  $65-55$ ،  $55-50$ ،  $50-40$  نانومتر، در فریت آلایند شده می‌رسد. شکل ۸ تغییرات اندازه متوسط ذرات را نسبت به میزان کاتیون‌های آلایند (x) نشان می‌دهد. البته با افزایش میزان کاتیون‌ها، از یکنواختی اندازه ذرات نیز کاسته می‌شود. به عبارت دیگر در حالتی که ذرات درشت هستند (مانند نمونه با  $x=0$  در تصویر الف)، اندازه ذرات به یکدیگر نزدیک‌ترند. اما هنگامی که اندازه ذرات، کوچک‌تر می‌شوند (مانند نمونه با  $x=2/5$  در تصویر و)، اختلاف اندازه آن‌ها بیش‌تر می‌شود.

### ۳-۳- خواص مغناطیسی نانو ذرات فریت استرانسیم آلایند شده با منیزیم، کبالت و تیتانیم

شکل ۹ حلقه‌های پسماند نانو ذرات فریت استرانسیم خالص و آلایند شده با کاتیون‌های منیزیم، کبالت و تیتانیم ( $\text{SrFe}_{12-2x}(\text{MgCo})_{0.5x}\text{Ti}_x\text{O}_{19}$ ) تهیه شده به روش هم‌رسوبی در دمای  $900^\circ\text{C}$  درجه سانتی‌گراد را به‌ازای مقادیر مختلف x نشان می‌دهد. تغییرات مغناطش اشباع ( $M_s$ ) و نیروی پسماندزدا ( $H_c$ ) توسط این حلقه‌ها برای تمامی نمونه‌ها اندازه‌گیری و تغییرات آن‌ها بر حسب میزان کاتیون‌های آلایند موجود در فریت استرانسیم در شکل ۱۰ ترسیم شده است. همان‌طور که دیده می‌شود با افزایش میزان کاتیون‌های آلایند در فریت استرانسیم، بیشترین مقدار مغناطش ( $M_s$ ) از  $39/55$  تا  $19/27 \text{ emu/g}$  کاهش یافته است. رفتار کاهشی مغناطش اشباع با افزایش میزان کاتیون‌های منیزیم، کبالت و تیتانیم در فریت استرانسیم به‌منزله

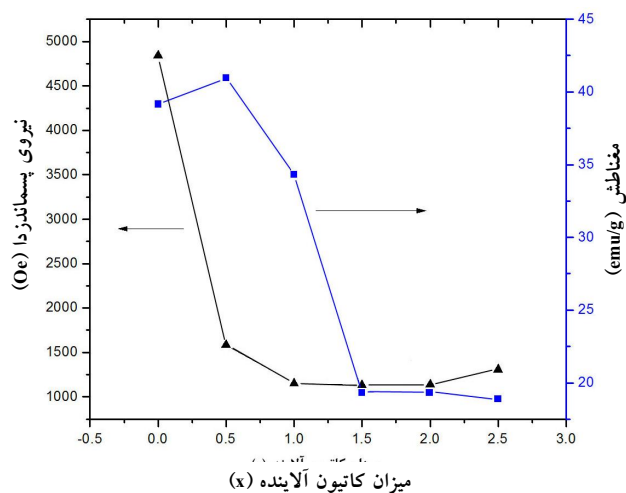




شکل ۹- الف) حلقه‌های پسماند نانو ذرات فریت استرانسیم با ترکیب  $\text{SrFe}_{12-2x}(\text{MgCo})_{0.5x}\text{Ti}_x\text{O}_{19}$  به ازا  $x=0-2.5$ ، ساخته شده در دمای  $900^\circ\text{C}$  درجه سانتی‌گراد به مدت ۱ ساعت و ب) نمایش تغییرات نیروی پسماندزدا در بزرگ‌نمایی بیشتر

شکل ۱۱ نشان داده شده است. طیف الف در این شکل مربوط به فریت استرانسیم خالص است. با توجه به طیف‌های موزبائر ملاحظه می‌شود که با افزایش میزان کاتیون‌های آلاییده از  $x=0$  تا  $x=2.5$  در فریت استرانسیم، از شدت قله‌های طیف موزبائر مربوط به مکان فرعی  $12k$  کاسته می‌شود. این موضوع بیانگر قرارگیری کاتیون‌های منیزیم، کالت و تیتانیم در مکان  $12k$  به جای کاتیون آهن است.

مغناطش و ناهمسان‌گردی مغناطوبلوری به توزیع کاتیون‌ها در پنج مکان بلوری غیر هم ارز در ساختار هگزاگونال فریت استرانسیم ارتباط بسیار زیادی دارد. مکان فرعی  $12k$  در ساختمان مگنتوپلمبیت، دارای اسپین بالا است [۱۷]. بنابراین با قرارگیری این کاتیون‌ها در مکان  $12k$ ، از تعداد اسپین‌های بالا کاسته می‌شود و در نهایت با کاهش گشتاور مغناطیسی کل شبکه، مغناطش اشباع کاهش می‌یابد. هم‌چنین در ساختار مگنتوپلمبیت، کاتیون‌های  $\text{Fe}^{3+}$  در مکان‌های پنج‌گانه یاد شده با یون‌های اکسیژن برهم کنش تبادلی دارند. با جانشینی کاتیون‌های غیر مغناطیسی (یا کاتیون‌های با گشتاور مغناطیسی کم‌تر نسبت به آهن) در این مکان‌ها، برهم کنش‌های تبادلی بین یون‌های فریک و اکسیژن کاهش می‌یابد و بنابراین منجر به کاهش مغناطش اشباع فریت استرانسیم آلاییده شده با کاتیون‌های  $\text{Ti}^{4+}$ ،  $\text{Mg}^{2+}$  و  $\text{Co}^{2+}$  می‌شود. در میزان کم از کاتیون‌های آلاییده، مکان  $4f_1$  با اسپین پایین، توسط کاتیون‌ها



شکل ۱۰- تغییرات مغناطش (M) و نیروی پسماندزدا ( $H_c$ ) نانو ذرات فریت استرانسیم  $\text{SrFe}_{12-2x}(\text{MgCo})_{0.5x}\text{Ti}_x\text{O}_{19}$  بر حسب تغییرات میزان x

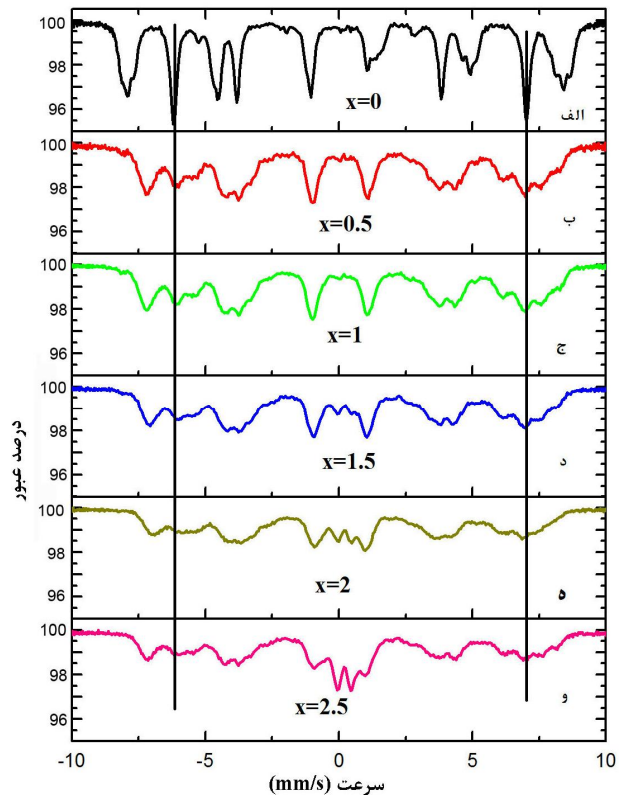
مغناطش اشباع افزایش یافته است [۳، ۱۶]. همان‌طور که از شکل ۱۰ دیده می‌شود، در بیش‌تر از  $x=0.5$ ، تغییرات  $M_s$  نمونه‌های آلاییده شده، با افزایش میزان کاتیون‌های جانشینی، روند کاهشی از خود نشان می‌دهد. کاهش مقدار  $M_s$  علاوه بر حضور فازهای ناخالصی به جانشینی کاتیون‌های آلاییده به جای کاتیون‌های  $\text{Fe}^{3+}$  در ساختمان بلوری هگزا فریت استرانسیم نیز مربوط است.

نتایج آزمون موزبائر نانوذرات فریت استرانسیم آلاییده شده با مقادیر مختلفی از کاتیون‌های منیزیم، کالت و تیتانیم در

ذرات با افزایش میزان کاتیون‌های آلاینده نیز می‌تواند پدیده پراکندگی اسپینی را مطرح کند. این امر نیز منجر به کاهش مغناطش اشباع می‌شود [۱۹]. جانشینی کاتیون‌های منیزیم، کبالت و تیتانیم به جای کاتیون‌های  $Fe^{3+}$  در ساختار فریت استرانسیم تاثیر به‌سزائی نیز بر نیروی پسماندزدا دارد [۲۰]. همان‌گونه که در شکل ۱۰ ملاحظه می‌شود، نیروی پسماندزدا در نمونه‌ها، با افزایش میزان کاتیون‌های آلاینده به‌طور ناگهانی از مقدار  $H_c=4/8$  kOe برای نمونه فریت خالص ( $x=0$ ) تا میزان  $H_c=1/5$  kOe برای نمونه با  $x=0/5$  کاهش می‌یابد و سپس به‌تدریج تا مقدار  $H_c=1/1$  kOe برای نمونه با  $x=2$  کاهش نشان می‌دهد. نیروی پسماندزدا از یک طرف و ایسته به اندازه ذره است و از طرف دیگر به ناهمسان‌گردی مغناطوبلوری بستگی دارد [۲۱]. ذرات با اندازه‌های به نسبت بزرگ (بزرگ‌تر از حد بحرانی)، چند حوزه‌ای هستند که در این حالت ممکن است حرکت دیواره حوزه بر چرخش بردار مغناطش، در مکانیزم مغناطش غالب باشد. با کاهش اندازه ذرات، مناطق مرز دانه‌ای گسترش یافته است که به‌عنوان موانعی بر سر راه حرکت دیواره حوزه‌ها عمل می‌کنند. از این رو نیروی پسماندزدا افزایش می‌یابد. در حالتی که اندازه ذرات کم‌تر از حد بحرانی باشد (تا قبل از گستره سوپرپارامغناطیس)، ذرات تک حوزه‌ای شده و در این حالت مکانیزم چرخش بردار مغناطش بر حرکت دیواره حوزه غلبه دارد و منجر به ایجاد نیروی پسماندزدا بیش‌تر می‌شود [۲۲]. اما از آنجا که اندازه بحرانی ذرات سوپرپارامغناطیس در این‌جا کاملاً مشخص نیست، کاهش نیروی پسماندزدا را می‌توان به کاهش ثابت ناهمسان‌گردی مغناطوبلوری نسبت داد. ارتباط بین نیروی پسماندزدا و ثابت ناهمسان‌گردی به‌صورت معادله ۱ نشان داده شده است [۲۳]:

$$H_c = (2K_1/M_s) - NM_s \quad (1)$$

در این رابطه،  $K_1$  ثابت ناهمسان‌گردی مغناطوبلوری،  $M_s$  مغناطش اشباع و  $N$  فاکتور وامغناطش است. فریت استرانسیم دارای ناهمسان‌گردی تک محوره زیادی است. با جانشین شدن



شکل ۱۱- طیف‌های موزبائر نانو ذرات فریت استرانسیم خالص و آلایده شده با مقادیر مختلفی از کاتیون‌های منیزیم، کبالت و تیتانیم

اشغال شده است و بنابراین مغناطش اشباع افزایش یافته است. هم‌چنین در ساختار مگنتوپلمبیت، کاتیون‌های آهن در موقعیت‌های بین‌نشینی مختلف، از طریق یون‌های اکسیژن با یکدیگر برهم کنش ابر تبادلی دارند. این امر از جمله دلایل بالا بودن مغناطش اشباع فریت استرانسیم است. اما کاهش ناگهانی مغناطش اشباع ( $M_s$ ) با افزایش میزان کاتیون‌های آلاینده بیش از  $x=1$  به‌حضور مقدار زیادی از یون‌های غیرمغناطیسی  $Ti^{4+}$  و  $Mg^{2+}$  و یون‌های مغناطیسی ( $Co^{2+}$ ) با گشتاور مغناطیسی کم‌تر از  $Fe^{3+}$  نسبت داده می‌شود [۱۸، ۱۹]. همه این یون‌ها باعث کاهش برهم کنش‌های ابر تبادلی بین مکان‌های  $4f_1-12k$  و  $4f_2-12k$  شده که کاهش مغناطش اشباع را به‌دنبال دارد [۳، ۱۷].

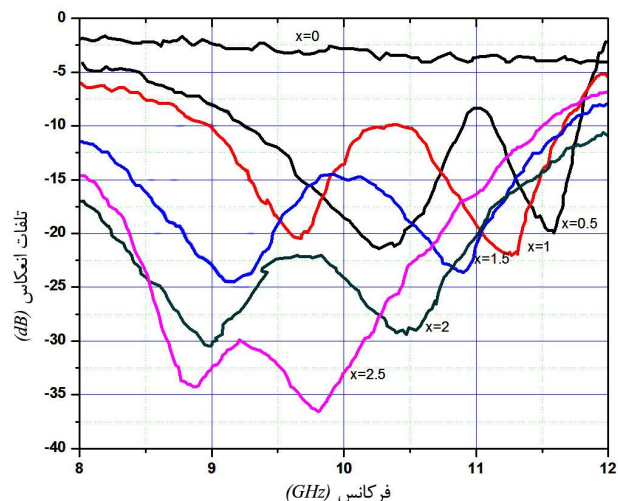
بر اساس تصاویر میکروسکوپی الکترونی، کاهش اندازه

جدول ۱- مقادیر اولین ثابت ناهمسان‌گردی نانو ذرات فریت استرانسیم آلاییده شده با مقادیر مختلفی از کاتیون‌های  $\text{Mg}^{+2}$ ،  $\text{Co}^{+2}$  و  $\text{Ti}^{+4}$

|                                   | $x=0$ | $x=0/5$ | $x=1$ | $x=1/5$ | $x=2$ | $x=2/5$ |
|-----------------------------------|-------|---------|-------|---------|-------|---------|
| $K_I (\times 10^5 \text{ erg/g})$ | ۵/۳۶  | ۳/۶۵    | ۱/۹۸  | ۰/۵۳    | -۰/۹۵ | -۱/۰۱   |

$\text{SrFe}_{12-2x}(\text{MgCo})_{x/2}\text{Ti}_x\text{O}_{19}$  ساخته شده به روش هم‌رسوبی در دمای  $900^\circ\text{C}$  درجه سانتی‌گراد به مدت ۱ ساعت در گستره فرکانس باند X (۸-۱۲ گیگاهرتز) در شکل ۱۲ نشان داده شده است. همان‌گونه که در شکل ۱۲ مشاهده می‌شود تمامی نمونه‌ها به جز نمونه خالص ( $x=0$ )، دارای دو قله تشدید هستند. بیشترین تلفات انعکاس موج الکترومغناطیس ورودی در قله‌های تشدید رخ می‌دهد. فرکانس تشدید فری مغناطیس هگزافریت استرانسیم حدود ۴۸ گیگاهرتز است که بسیار بالاتر از گستره فرکانسی باند X (۸-۱۲ گیگاهرتز) است. این امر به دلیل ناهمسان‌گردی مغناطیبولوری بزرگ این فریت است [۲۴]. بنابراین نمونه خالص ( $x=0$ ) هیچ‌گونه قله تشدید در گستره فرکانسی باند X ندارد و به همین دلیل تلفات انعکاس آن در این گستره فرکانس همواره ثابت است. با افزایش میزان کاتیون‌های آلاییده در نانو ذرات فریت استرانسیم ( $x > 0$ )، فرکانس‌های تشدید، به فرکانس‌های کم‌تر منتقل می‌شوند. کمترین تلفات انعکاس نیز از لحاظ عددی از  $-21/6\text{dB}$  برای  $x=0/5$  تا  $-36/78\text{dB}$  برای  $x=2/5$  کاهش یافته است و به این مفهوم است که با افزایش میزان کاتیون‌های جانشینی منیزیم، کبالت و تیتانیم در ساختار مگنتوپلمیت هگزافریت استرانسیم، خواص تلفات انعکاس نانو ذرات فریت استرانسیم در گستره پهنای باند X (۸-۱۲ گیگاهرتز) بهبود یافته است.

براساس گزارش چن و همکارانش [۲۵] یک ماده جاذب امواج ریزموج مطلوب، بایستی تلفات انعکاس بیشتری (از لحاظ عددی منفی‌تر) داشته باشد و پهنای فرکانس وسیعی در مقادیر عددی کم‌تر از  $-10\text{dB}$  را پوشش دهد. همان‌گونه که از شکل ۱۲ ملاحظه می‌شود با اضافه کردن میزان کاتیون‌های آلاییده تا بیشینه  $x=2$ ، پهنای باند جذب از  $2/27$  گیگاهرتز برای  $x=0/5$  تا ۴ گیگاهرتز برای  $x=2$  افزایش



شکل ۱۲- تغییرات تلفات انعکاس بر حسب فرکانس نانو ذرات فریت استرانسیم آلاییده شده با منیزیم، کبالت و تیتانیم به‌ازاء مقادیر مختلفی از x

کاتیون‌های آلاییده، ناهمسان‌گردی مغناطیبولوری آن از حالت تک‌محوری به صفحه‌ای متمایل خواهد شد. بنابراین ثابت ناهمسان‌گردی آن کاهش می‌یابد. از این رو بر اساس رابطه ۱، با افزایش میزان آلاییده‌ها، از نیروی پسماندزدای نانو ذرات فریت استرانسیم کاسته می‌شود. اولین ثابت ناهمسان‌گردی ( $K_I$ ) نانو ذرات فریت استرانسیم آلاییده شده با کاتیون‌های منیزیم، تیتانیم و کبالت، در جدول ۱ نشان داده شده است. دیده می‌شود که با افزایش مقدار x، ثابت ناهمسان‌گردی ( $K_I$ ) کاهش یافته است. بنابراین با توجه به رابطه (۱) با کاهش ثابت ناهمسان‌گردی، نیروی پسماندزدا نیز کاهش می‌یابد.

۳-۴- خواص جذب ریزموجی نانو ذرات فریت استرانسیم آلاییده شده با منیزیم، کبالت و تیتانیم  
رفتار تلفات انعکاس نانو ذرات فریت استرانسیم آلاییده شده با کاتیون‌های منیزیم، کبالت و تیتانیم با ترکیب

یافته است؛ به طوری که نمونه با ترکیب شیمیائی  $\text{SrFe}_8\text{MgCoTi}_2\text{O}_{19}$  بیشترین پهنای باند جذب را در بین سایر نمونه‌ها از خود نشان می‌دهد. بیشترین تلفات انعکاس این باند در  $30/64 \text{ dB}$  در فرکانس تطبیق  $8/99$  گیگاهرتز است. با افزایش بیش تر میزان کاتیون‌های جانشینی ( $x > 2$ ) در فریت استرانسیم پهنای باند جذب کاهش نشان می‌دهد. با این حال بیشترین تلفات انعکاس مربوط به نمونه فریت با مقدار  $x = 2/5$  است که برابر با  $36/78 \text{ dB}$  است و در فرکانس  $9/8$  گیگاهرتز رخ داده است. مطالعات قبلی در این زمینه، بیشترین تلفات انعکاس را  $44 \text{ dB}$  و پهنای باند  $1/8$  گیگاهرتز گزارش کرده‌اند [۵]. در پژوهش حاضر نشان داده شده است که استفاده از مقدار مناسبی از کاتیون‌های جانشینی منیزیم، کبالت و تیتانیم در هگزافریت استرانسیم توانسته است بهبود قابل توجهی در خواص جذب ریزموج نانو ذرات فریت استرانسیم ایجاد نماید، به طوری که کل گستره فرکانسی باند X (پهنای باند ۴ گیگاهرتز) را در پایین تر از  $10 \text{ dB}$  پوشش دهد.

#### ۴- نتیجه گیری

در این پژوهش نانو ذرات فریت استرانسیم خالص و آلیاژ شده با کاتیون‌های منیزیم، کبالت و تیتانیم از روش هم‌رسوبی تهیه شد. نتایج به دست آمده از آزمون‌های انجام شده بر روی اثر کاتیون‌های جانشینی  $\text{Mg}^{2+}$ ،  $\text{Co}^{2+}$ ،  $\text{Ti}^{4+}$  بر خواص ساختاری و مغناطیسی هگزافریت استرانسیم همگی بیانگر آن است که با افزایش میزان کاتیون‌ها، خواص ساختاری و

#### مراجع

مغناطیسی نانو ذرات  $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$  تغییر می‌کند. با افزایش میزان کاتیون‌های آلیاژ، اندازه نانو ذرات فریت استرانسیم از گستره  $100-95$  نانومتر برای فریت خالص ( $x=0$ ) به گستره  $45-40$  نانومتر برای فریت استرانسیم با  $x=2/5$  کاهش می‌یابد. در این شرایط، ریخت نانو ذرات از حالت کروی اندکی فاصله می‌گیرد و شکل‌های غیر کروی از ذرات نیز در نمونه‌ها ظاهر می‌شود. با افزایش میزان  $x$  دمای تشکیل فاز فریت استرانسیم افزایش می‌یابد. هم‌چنین با افزایش میزان کاتیون‌های آلیاژ، میزان فاز ناخالصی همراه با ترکیب فریت استرانسیم افزایش می‌یابد که می‌تواند منجر به کاهش خواص مغناطیسی شود. مغناطش اشباع نانو ذرات فریت استرانسیم با افزایش میزان کاتیون‌های آلیاژ از حدود  $40 \text{ emu/g}$  برای فریت استرانسیم خالص تا  $19 \text{ emu/g}$  برای نمونه با  $x=2/5$  کاهش می‌یابد. تغییرات تلفات انعکاس با افزایش میزان کاتیون‌های آلیاژ تا  $x=2$  روند افزایشی دارد به طوری که برای نمونه با  $x=2$  پهنای باند جذب برابر ۴ گیگاهرتز به دست آمد. در بیش تر از آن، قابلیت تلفات انعکاس نانو ذرات فریت استرانسیم آلیاژ شده کاهش می‌یابد. بنابراین نمونه نانو ذرات فریت استرانسیم آلیاژ شده با کاتیون‌های منیزیم، کبالت و تیتانیم در مقدار  $x=2$  می‌تواند به عنوان یک ماده جاذب ریزموج مناسب در گستره فرکانسی باند X ( $8-12$  گیگاهرتز) عمل نماید.

#### واژه‌نامه

##### 1. thermal gravimetry

- Jain, K., "Microwave Ferrite Materials and Devices", *Invertis Journal of Science & Technology*, Vol. 1, No.3, pp. 221-228, 2007.
- Baden, F.A.J., *Ferrites at Microwave Frequencies*, Peter Pregrinus Ltd., London, 1987.
- Battle, X., Obradors, X., Rodriguez, C.J., Pernet, M., Cabanas, M.V. and Vallet, M., "Cation Distribution and Intrinsic Magnetic Properties of Co-Ti-Doped M-Type Barium Ferrite", *Journal of Applied Physics*,

- Vol. 70, pp. 4420-4423, 1991.
- Ghasemi, A., Šepelák, V., Liu, X. and Morisako, A., "The Role of Cations Distribution on Magnetic and Reflection Loss Properties of Ferrimagnetic  $\text{SrFe}_{12-x}\text{Sn}_{0.5}\text{Zn}_{0.5x}\text{O}_{19}$ ", *Journal of Applied Physics*, Vol. 107, pp. 709-734, 2010.
- Sharbati, A., Choopani, S., Mousavi, A. and Senna, M., "Structure and Electromagnetic Behavior of Nanocrystalline  $\text{SrMg}_x\text{Zr}_x\text{Fe}_{12-2x}\text{O}_{19}$  in the 8–12 GHz

- Frequency Range”, *Solid State Communication*, Vol. 150, pp. 2218–2222, 2010.
6. Li, Z.W., Feng C.L. and Ong, C.K., “Studies of Static and High-Frequency Magnetic Properties for M-Type Ferrite  $\text{BaFe}_{12-2x}\text{Co}_x\text{Zr}_x\text{O}_{19}$ ”, *Journal of Applied Physics*, Vol. 92, pp. 3902-3907, 2002.
  7. Ashiq, M.N., Iqbal, M.J. and Gul, I.H., “Effect of Al-Cr Doping on the Structural, Magnetic and Dielectric Properties of Strontium Hexaferrite Nanomaterials”, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, Vol. 323, pp. 259-263, 2011.
  8. Fang, Q., Liu, Y., Yin, P. and Li, X., “Magnetic Properties and Formation of Sr-Ferrite Nanoparticle and Zn, Ti/Ir substituted phases”, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, Vol. 234, pp. 366–370, 2001.
  9. Hasab, M.G., Ebrahimi, S.A.S. and Badiei, A., “An Investigation on Physical Properties of Strontium Hexaferrite Nanopowder Synthesized by a Sol–Gel Auto-Combustion Process with Addition of Cationic surfactant”, *Journal of European Ceramic Society*, Vol. 27, pp. 3637–3640, 2007.
  10. Malick, J., Virginie, N., Julien, B. and Le Breton, J.M., “Synthesis and Characterization of  $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$  Powder Obtained by Hydrothermal Process”, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 496, pp. 306–312, 2010.
  11. Fu, Y.P. and Lin, C.H., “Fe/Sr Ratio Effect on Magnetic Properties of Strontium Ferrite Powders Synthesized by Microwave Induced Combustion Processed”, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 386, pp. 222–227, 2005.
  12. Ashiq M.N., Iqbal M.J. and Gul I.H., “Structural, Magnetic and Dielectric Properties of Zr–Cd Substituted Strontium Hexaferrite ( $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ ) Nanoparticles”, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 487, pp. 341–345, 2009.
  13. Ashiq M.N., Iqbal M.J. and Gul I.H., “Physical, Electrical and Dielectric Properties of Ca-Doped Sr-Hexaferrite ( $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ ) Nanoparticles Synthesized by Co-Precipitation Method”, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, Vol. 322, pp. 1720-1726, 2010.
  14. Bercoff, P.G., Hermeb, C. and Jacobo, S.E., “The Influence of NdCo Substitution on the Magnetic Properties of Non-Stoichiometric Strontium Hexaferrite Nanoparticles”, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, Vol. 321, pp. 2245–2250, 2009.
  15. Gordani, G.R., Ghasemi, A. and Saidi A., “Enhanced Magnetic Properties of Substituted Sr-Hexaferrite Nanoparticles Synthesized by Co-Precipitation Method”, *Ceramics International*, Vol. 40, pp. 4945–4952, 2014.
  16. Le Breton, J.M., Teillet, J., Wiesinger, G., Morel, A., Kools, F. and Tenaud, P., “Mossbauer Investigation of Sr-Fe-O Hexaferrites with La-Co Addition”, *IEEE Transaction on Magnetics*, Vol. 38, No.5, pp. 2952-2956, 2002.
  17. Evans, B., Grandjean, F., Lilot, A., Vogel, R. and Gerard, A., “Fe Hyperfine Interaction Parameters and Selected Magnetic Properties of High Purity  $\text{MFe}_{12}\text{O}_{19}$  (M= Sr, Ba)”, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, Vol. 67, pp. 123-129, 1987.
  18. Simsa, Z., Logo, S., Gerber, R. and Pollert, E., “Cation Distribution in Co-Ti- Substituted Barium Hexaferrites: A consistent Model”, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, pp. 140-144, 2013.
  19. Williams, J.M., Adetunji, J. and Gregori, M., “Mössbauer Spectroscopic Determination of Magnetic Moments of  $\text{Fe}^{+3}$  and  $\text{Co}^{+2}$  in Substituted Barium Hexaferrite,  $\text{Ba}(\text{Co,Ti})_x\text{Fe}_{12-2x}\text{O}_{19}$ ”, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, Vol. 220, pp. 124-128, 2000.
  20. Gruskova, A., Slama, J., Dosoudil, R., Kevicka, D., Jancarik, V. and Toth, I., “Influence of Co–Ti Substitution on Coercivity in Baferrites”, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, Vol. 423, pp. 242-245, 2002.
  21. Doroftei, C., Rezlescu, E., Popa, P.D. and Rezlescu, N., “The Influence of the Technological Factors on Strontium Hexaferrites with Lanthanum Substitution Prepared by Self-Combustion Method”, *Journal of Optoelectronic Advanced Materials*, Vol. 8, pp. 1023-1027, 2006.
  22. Ghasemi, A., Sepelak, V., Liu, X. and Morisako, A., “First Study on the Formation of Strontium Ferrite Thin Films on Functionalized multi-walled carbon nanotube”, *IEEE Transactions on Magnetics*, Vol. 47, pp. 2800-2803, 2011.
  23. Kazin, P.E., Trusov, L.A., Zaitsev, D.D., Tretyakov, Yu.D. and Jansen, M., “Formation of Submicron-Sized  $\text{SrFe}_{12-x}\text{Al}_x\text{O}_{19}$  with Very High Coercivity”, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, Vol. 320, pp. 1068-1072, 2008.
  24. Ghasemi, A. and Sepelak, V., “Correlation between Site Preference and Magnetic Properties of Substituted Strontium Ferrite Thin Films”, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, Vol. 323, pp.1727-1733, 2011.
  25. Chen, N., Yang, K. and Gu, M., “Microwave Absorption Properties of La-Substituted M-Type Strontium Ferrites”, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol.490, pp. 609-612, 2010.