

تأثیر نانولوله‌های کربنی در بهبود رفتار الکترومغناطیسی نانوذرات هگزاریت نوع W آلاییده شده با کاتیون‌های منگنز و کلسیم

محسن بزرگمهر، علی قاسمی، غلامرضا گردانی* و مجید طاووسی

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر

(تاریخ دریافت: ۱۴۰۲/۵/۲۸؛ تاریخ پذیرش: ۱۴۰۲/۹/۵)

چکیده: مقابله با اثرات مخرب امواج الکترومغناطیس نیاز به موادی با قابلیت تلفات انرژی مغناطیسی و انرژی الکتریکی دارد. اینگونه مواد عمده‌تأ متشکل از یک ماده مغناطیسی و یک ماده رسانای الکتریکی است. در تحقیق حاضر، در ابتدا نانوذرات فریت استرانسیوم آلاییده شده با منگنز و کلسیم با فرمول $\text{SrCo}_{2-x}(\text{Mn}-\text{Ca})_x\text{Fe}_{16}\text{O}_{27}$ ($x=0-0.5$) به روش هم‌رسوبی سنتز شدند. سپس این نانوذرات به همراه نانولوله‌های کربنی عامل‌دار شده (با نسبت حجمی ۱ تا ۵ درصد)، کامپوزیتی گردید. از آنالیزهای پراش پرتو ایکس، طیف‌سنجی تبدیل فوریه مادون قرمز، میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی، مغناطومتر نمونه ارتعاشی و آنالیزگر شبکه‌برداری برای بررسی خواص ساختاری، مغناطیسی و میکروویو نمونه‌ها استفاده گردید. نتایج الگوی پراش پرتو ایکس نشان داد که فاز فریت استرانسیوم در همه ترکیبات تشکیل گردیده و اثری از حضور هرگونه ناخالصی‌ها در نمونه‌ها وجود نداشت. نتایج میکروسکوپی الکترونی نیز نشان داد که نانوذرات فریتی دیواره خارجی نانولوله‌های کربنی را به‌طور کامل پوشش داده‌اند. نتایج آزمون مغناطومتري نیز نشان داد که با افزایش میزان کاتیون‌های منگنز و کلسیم در فریت استرانسیوم، مغناطش اشباع کاهش و نیروی پسماندزدا افزایش یافته است. تلفات انعکاس نیز در نمونه‌های کامپوزیتی به میزان حداقل ۳۰ درصد بیشتر از نمونه‌های فریتی بود. بیشترین تلفات انعکاس (۴۲/۷- دسی‌بل در فرکانس تشدید ۱۲/۱ گیگاهرتز) مربوط به نمونه نانوکامپوزیتی حاوی ۵ درصد حجمی از نانولوله کربنی بود. البته براساس نتایج، نمونه حاوی ۴ درصد حجمی از نانولوله کربنی پهنای باند جذب بیشتری نسبت به سایر نمونه‌ها داشت.

واژه‌های کلیدی: فریت استرانسیوم، تلفات انعکاس، نانولوله کربنی، امواج الکترومغناطیس، نانوکامپوزیت.

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

The Effect of Carbon Nanotubes in Improving the Electromagnetic Behavior of W-type Hexaferrite Nanoparticles Doped With Mn and Ca Cations

M. Bozorgmehr, A. Ghasemi, Gh.R. Gordani* and M. Tavoosi

Department of Materials Engineering, Malek-Ashtar University of Technology

ABSTRACT

Dealing with the destructive effects of electromagnetic waves requires materials with the ability to lose magnetic and electrical energies. These materials are mainly composed of a magnetic material and an electrically conductive material. In the present research, at first, strontium ferrite nanoparticles doped with manganese and calcium with the formula of $\text{SrCo}_{2-x}(\text{Mn Ca})_x\text{Fe}_{16}\text{O}_{27}$ ($x=0.0-0.5$) were synthesized by co-precipitation method. Then these nanoparticles were composited together with functionalized carbon nanotubes (with a volume ratio of 1 to 5%). X-ray diffraction analysis, Fourier transform infrared spectroscopy, field emission scanning electron microscopy, vibrating sample magnetometer, and vector network analyzer were used to investigate the structural, magnetic, and microwave properties of the samples. The X-ray diffraction pattern results showed that the strontium ferrite phase was formed in all compounds, and there was no evidence of any impurities in the samples. FE-SEM results indicated that the particles completely covered the outer walls of the carbon nanotubes. Magnetometer test results also showed that with an increase in the amount of manganese and calcium cations in strontium ferrite, the saturation magnetization decreased and the coercive force increased. Reflection losses were also at least 30% higher in composite samples than those of in ferrite samples. The highest reflection loss (7.42 dB at a frequency of 1.12 GHz) was observed in the nanocomposite sample containing 5% by volume of carbon nanotubes. However, based on the results, the sample containing 4% by volume of carbon nanotubes had a wider absorption bandwidth compared to other samples.

Keywords: Strontium ferrite, Reflection losses, Carbon nanotubes, Electromagnetic waves, Nanocomposite.

۱- مقدمه

تلفات^۱ انعکاس بیان می‌شود.

با توجه به مجموعه خصوصیات بیان شده، تاکنون انواع مختلفی از مواد برای استفاده به‌عنوان جاذب معرفی شده‌اند. در این میان، فریت‌های هگزاگونالی به دلیل ماهیت سرامیکی و همچنین ساختار بلوری شش وجهی خود در جذب امواج الکترومغناطیس در فرکانس‌های بالا مورد توجه هستند (۱ و ۲). مشکل عمده این ترکیبات، قابلیت عملکرد آن‌ها در فرکانس‌های بسیار بالا و همچنین نیاز به ضخامت بالا در مواضع کاربردی است. این موضوع سبب شده تا دامنه کاری این مواد در کاربرد-هایی که در آن‌ها وزن، مشخصه مؤثری به‌حساب می‌آید یا فرکانس امواج در محدوده‌های پایین تری قرار دارد و یا پهنای باند فرکانسی وسیعی مورد نیاز است، با محدودیت مواجه شود (۵-۷).

هگزا فریت استرانسیم نوع W به‌واسطه دارا بودن مغناطش اشباع بالا، ناهمسانگردی مغناطو کریستالی تک محوره بالا،

توسعه سریع تجهیزات مدرن مغناطیسی، مایکروویو و الکترونیکی در صنایع و استفاده از آن‌ها در فرکانس‌های مختلف، موجب ایجاد پدیده تداخل امواج الکترومغناطیسی و اختلال در عملکرد آن‌ها در مواضع حساس شده است. به‌منظور کاهش اثرات مخرب این پدیده، از موادی به‌عنوان جاذب امواج الکترومغناطیسی استفاده می‌شود (۱). مطالعات نشان می‌دهد بیشترین میزان جذب امواج الکترومغناطیس در مورد یک ماده جاذب زمانی رخ می‌دهد که فرکانس موج ورودی (f) با فرکانس تشدید ماده جاذب (f_m) و ضخامت آن (d) با ضخامت تطبیق ماده جاذب (d_m) برابر باشد (۲-۴). از طرفی یک ماده جاذب مناسب، علاوه بر ضخامت تطبیق کم، لازم است از عملکرد بالایی در جذب امواج الکترومغناطیس در پهنای باند وسیعی از فرکانس‌ها برخوردار باشد. قابلیت جذب موج الکترومغناطیس در یک ماده جاذب، معمولاً به وسیله پارامتر

بسیار بالاست و این موضوع دامنه استفاده از آن‌ها به‌عنوان جاذب امواج الکترومغناطیس را محدود ساخته است. در این رابطه تلاش بر این است تا با کامپوزیتی کردن این ترکیبات با موادی از جمله نانولوله‌های کربنی، خواص دی‌الکتریک آن‌ها را بهبود بخشید. نانولوله‌های کربنی به دلیل هدایت الکتریکی مناسب، از تلفات دی‌الکتریک بالایی برخوردار هستند (۷-۱۰) و استفاده از آن‌ها در کنار هگزارفیت می‌تواند منجر به حصول یک ماده کامپوزیتی شود که علاوه بر دارا بودن خاصیت تلفات مغناطیسی، از تلفات دی‌الکتریک مناسبی نیز برخوردار باشد.

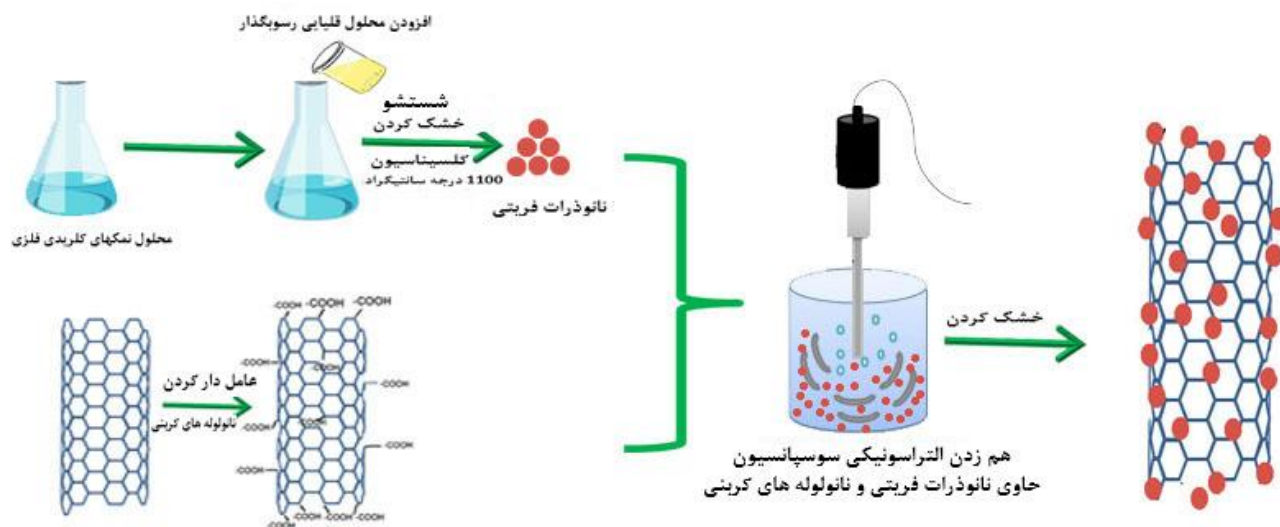
هدف از تحقیق حاضر ایجاد یک جاذب کامپوزیتی از نانوذرات هگزارفیت استرانسیم نوع W در کنار نانولوله‌های کربنی است. در این رابطه تلاش شده تا به‌منظور تنظیم فرکانس تشدید نانوذرات فریتی از جانشینی کاتیون‌های منگنز و کلسیم بهره گرفته شود و برای افزایش قابلیت تلفات انعکاس، درصدهای حجمی مختلفی از نانولوله‌های کربنی چند دیواره در ساختار کامپوزیت وارد شود.

۲- مواد و روش تحقیق

در این تحقیق برای سنتز هگزارفیت استرانسیم نوع W با ترکیب اسمی $\text{SrCo}_{2-x}(\text{Mn}_x\text{Ca}_x)_{1/2}\text{Fe}_{16}\text{O}_{27}$ ($x=0-0.5$) از روش هم‌رسوبی استفاده شد. به این منظور، مقادیر استوکیومتری از نمک‌های فلزی شامل $\text{SrCl}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ ، $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ ، $\text{CaCl}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ ، $\text{MnCl}_2 \cdot 4\text{H}_2\text{O}$ ، ZnCl_2 ، $\text{CoCl}_2 \cdot 4\text{H}_2\text{O}$ همگی با خلوص بالای ۹۹ درصد، برای دستیابی به یک محلول همگن در آب مقطر حل شد. سپس محلول هیدروکسید سدیم تحت هم زدن مداوم و در دمای محیط به‌صورت قطره‌ای تا حصول pH محلول به ۱۱ و ایجاد رسوب در محلول به آن افزوده شد. رسوبات چندین بار با آب مقطر شسته شد. سپس محصول در دمای ۱۱۰ درجه سانتی‌گراد خشک شد و به مدت ۳ ساعت در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد کلسینه شد. جهت ایجاد ساختار کامپوزیتی، نانوذرات تولید شده به محلول حاوی نانولوله‌های کربنی چنددیواره عامل‌دار شده اضافه گردید و مجدد تحت

پایداری شیمیایی مناسب، چگالی کم و قیمت نسبتاً پایین در مقایسه با فریت‌های هگزاگونالی مشابه خود پتانسیل کاربردی قابل توجهی در مواد جاذب امواج الکترومغناطیسی دارد. فرمول شیمیایی عمومی فریت‌های هگزاگونال نوع W به‌صورت $\text{Ame}_2\text{Fe}_{16}\text{O}_{27}$ بوده که در این فرمول A یکی از عناصر قلیایی خاکی مانند Sr، Ba، Pb و Ca بوده و Me می‌تواند یک عنصر دو ظرفیتی مانند Co، Ni، Zn، Mg و Mn باشد (۴). بررسی‌ها نشان داده که خواص و ویژگی‌های این گروه از فریت‌ها همچون مغناطش اشباع، مغناطش باقیمانده، ناهمسانگردی و میدان وادارندگی^۲ از طریق کنترل آرایش کاتیون‌ها در ساختار امکان‌پذیر است. در این رابطه و به‌منظور کنترل این ویژگی‌ها و در نهایت بهینه‌سازی خواص جهت استفاده به‌عنوان جاذب، از جانشانی کاتیون‌های مناسب در ساختمان بلوری بهره گرفته می‌شود (۵). جانشانی مناسب کاتیون‌ها در ساختار بلوری هگزارفیت نوع W، باعث تغییر نوع و میزان برهم کنش‌های مغناطیسی تبادلی بین کاتیون‌ها شده که به تغییر گشتاور مغناطیسی کل ساختار منجر می‌شود. علاوه بر آن، ثوابت ناهمسانگردی نیز متأثر از آن بوده و موجب تغییر و اصلاح خواص مغناطیسی نهایی برای استفاده در کاربرد مورد نظر می‌گردد (۸-۱۰).

بررسی تأثیر دقیق جانشینی Fe^{3+} توسط کاتیون‌های دو ظرفیتی بر خواص جذب مایکروویو فریت‌های هگزاگونالی تاکنون توسط محققین مختلفی مورد بررسی واقع شده است (۷-۱۰). در این تحقیقات نشان داده شده است که جانشینی این کاتیون‌ها به جای یون‌های آهن در ساختار، از یک طرف منجر به کاهش تعداد دو قطبی‌های مغناطیسی در مکان‌های چهار وجهی و هشت وجهی شده که باعث تضعیف برهم کنش تبادلی بین مکان‌های با اسپین بالا و مکان‌های با اسپین پایین شده، از طرف دیگر ایجاد ساختار مغناطیسی با بردارهای مغناطیسی غیر موازی و پراکنش موضعی اسپین‌ها را موجب می‌شود. همین امر باعث کاهش مغناطش اشباع و مغناطش باقیمانده می‌گردد. در هر حال، مقاومت الکتریکی هگزارفیت‌ها



شکل ۱- شماتیک مراحل سنتز نمونه‌های نانوکامپوزیتی.

جهت ارزیابی دقیق‌تر وضعیت نانوذرات و نمونه‌های نانوکامپوزیتی بهره گرفته شد. جهت ارزیابی گروه‌های عاملی تشکیل شده در طی فرایند هم‌رسوبی و همچنین پیوندهای فلز-اکسیژن در هگزاریت‌ها از طیف‌سنجی مادون قرمز تبدیل فوری^۵ مدل Bruker TENSOR 27 بهره گرفته شد. به کمک دستگاه مغناطومتر ارتعاشی^۶ ساخت شرکت کویر صنعت کاشان رفتار مغناطیسی نمونه‌های تولیدی، در دمای اتاق مورد بررسی قرار گرفت. این دستگاه تا ۱۰ kOe توانایی اعمال میدان داشته و قدرت تفکیک آن به‌ازای میدان‌های بزرگ و کوچک به‌ترتیب برابر با ۲-۲۰ Oe است. جهت اندازه‌گیری تلفات انعکاس حاصل، نمونه‌های حاصل با پودر پلی‌وینیل کلراید^۷ با نسبت وزنی پودر: PVC معادل ۸۰:۲۰ مخلوط و تغییرات افت بازتاب (در دسی‌بل) در مقابل فرکانس در محدوده ۸ تا ۱۲ گیگاهرتز توسط دستگاه آنالایزر شبکه HP 8722ETVector بررسی شد.

۳- نتایج و بحث

الگوهای پراش پرتو ایکس نانوذرات فریت حاصل با فرمول ترکیبی $\text{SrCo}_{2-x}(\text{Mn}_x\text{Ca}_x)_{1/2}\text{Fe}_{16}\text{O}_{27}$ به‌ازای مقادیر مختلفی از x در شکل (۲) آورده شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، الگوهای پراش نشان داده شده تنها شامل پیک‌های

حرارت خشک گردید. در شکل (۱) شماتیک مراحل سنتز نمونه‌های نانوکامپوزیتی نشان داده شده است.

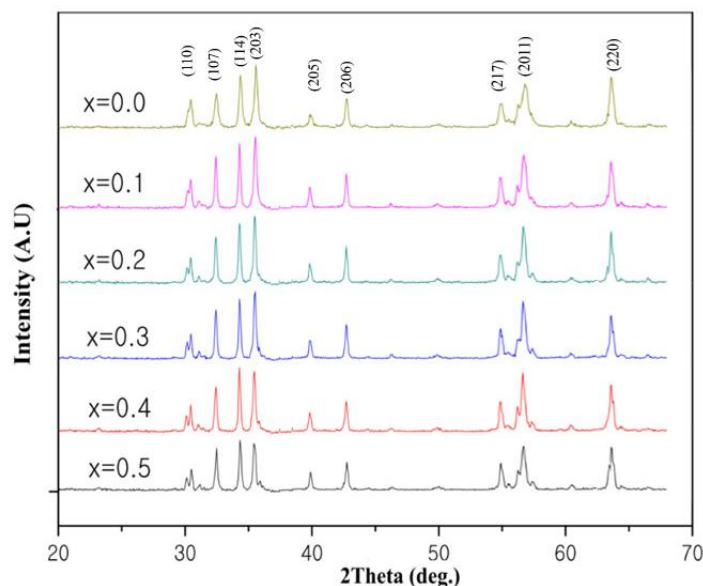
آزمون‌های پراش سنجی پرتوی ایکس^۳ با یک دستگاه مدل X'Pert Pro MPD، ساخت شرکت Panalytical هلند انجام شد. در این آزمون، تیوب پرتوایکس مسی با طول‌موج $\lambda = 0.1542 \text{ nm}$ و ولتاژ کاری ۴۰ kV، جریان ۲۵ mA و با گام ۰/۰۳ درجه انتخاب شد. جهت تعیین اندازه کریستالیت‌ها و همچنین پارامتر شبکه‌ای نمونه‌های آلاییده شده به‌ترتیب از روابط (۱) (رابطه شرر) و (۲) بهره گرفته شد:

$$D = \frac{K}{\beta \cos \theta} \quad (1)$$

$$\frac{1}{d_{hkl}^2} = \frac{4(h^2 + hk + k^2)}{3a^2} + \frac{l^2}{c^2} \quad (2)$$

در این روابط، λ طول موج پرتو ایکس برحسب آنگستروم، K فاکتور شکل (که مقدار آن به عدد یک نزدیک است)، θ زاویه پراش، β پهنای پیک در نیمه ارتفاع پیک برحسب رادیان، d فاصله بین صفحات بلوری، (hkl) اندیس میلر صفحات هگزاگونال و a ، c ثابت‌های شبکه هستند.

بررسی‌های ریزساختاری نمونه‌های حاصل نیز توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی مدل Mira 3-XMU دنبال شد. همچنین از میکروسکوپ الکترونی عبوری^۴ نیز

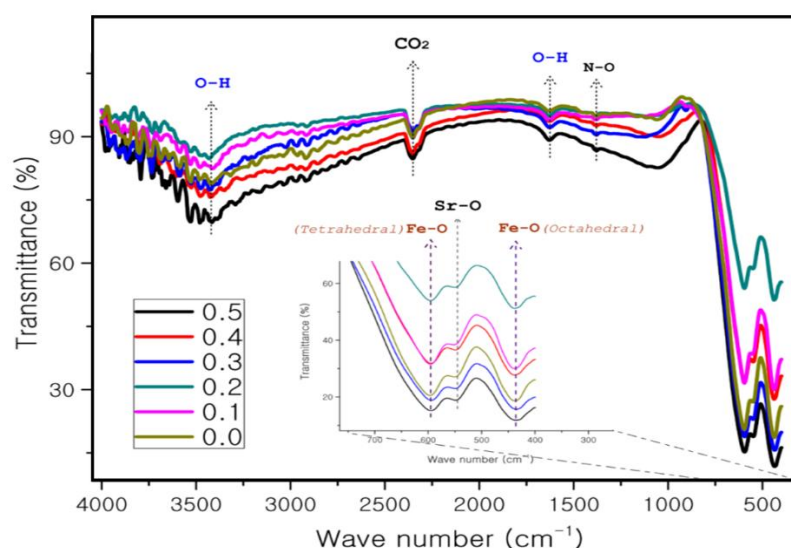


شکل ۲- الگوهای پراش پرتو ایکس نمونه‌های هگزافریت استرانسیم با فرمول ترکیبی $\text{SrCo}_{2-x}(\text{Mn}_x\text{Ca}_x)_{1/2}\text{Fe}_{16}\text{O}_{27}$ در مقادیر مختلف x .

XRD به شماره ICPSD 00-054-0106 دارد.

در شکل (۳)، طیف‌سنجی مادون قرمز تبدیل فوریه نانوذرات فریت با فرمول ترکیبی $\text{SrCo}_{2-x}(\text{Mn}_x\text{Ca}_x)_{1/2}\text{Fe}_{16}\text{O}_{27}$ به ازای مقادیر مختلفی از x آورده شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود تمامی الگوها دارای دو باند اکسیژن-فلز اصلی در محدوده عدد موجی $430-600 \text{ cm}^{-1}$ می‌باشد که از مشخصه‌های اصلی فریت‌های هگزائگونال است. به صورت دقیق، پیک مشخص شده در موقعیت 437 cm^{-1} را می‌توان به پیوند یون آهن با اکسیژن در موقعیت اکتاهدرال و پیک در موقعیت 595 cm^{-1} را به پیوند آهن با اکسیژن ولی در موقعیت تتراهدرال نسبت داد. این اختلاف در مقدار فرکانس دو پیوند مشابه به سبب تفاوت در عدد همسایگی و در نتیجه اختلاف در طول باند Fe-O در این دو موقعیت اکتاهدرال و تتراهدرال است (۱۱). البته با افزایش مقدار عناصر جانشانی موقعیت باندهای مربوط به اکتاهدرال و تتراهدرال تغییر می‌کند که می‌تواند به سبب جانشانی کاتیون‌ها در این موقعیت‌ها و تغییر شدت آن‌ها باشد. این تغییر برای موقعیت‌های تتراهدرال بیشتر از اکتاهدرال است که می‌توان گفت تمایل جانشانی کاتیون‌ها در این موقعیت بیشتر است. در میان دو باند ارتعاشی جذب O-Fe

مربوط به فاز هگزافریت استرانسیم نوع W بوده که کاملاً در تطابق با الگوهای استاندارد این ماده قرار دارد و تفاوت معنی‌داری میان الگوهای نمونه‌های آلائیده شده و نمونه بدون آلائیش وجود ندارد. این موضوع می‌تواند به مفهوم انحلال و جانشینی کامل عناصر افزودنی منگنز و کلسیم در شبکه و عدم تشکیل فازهای ناخالصی باشد. البته این نکته باید مد نظر قرار گیرد که قدرت تفکیک دستگاه پراش سنج پرتو ایکس در مقادیر بیش از ۵ درصد حجمی است و ممکن است فازهای ناخالصی در نمونه‌ها تشکیل شده باشند که توسط دستگاه پراش‌سنجی پرتو ایکس قابل تفکیک نبوده است. در این رابطه به نظر می‌رسد به دلیل انتخاب دمای واکنش مناسب و نسبت استوکیومتری کافی مواد اولیه در روش هم‌رسوبی شیمیایی، واکنش‌های تشکیل فاز اصلی هگزافریت استرانسیم نوع W به صورت کامل و بدون شکل‌گیری فازهای اضافی دنبال شده است. پیک‌های ظاهر شده در زوایای 2θ برابر $30/62$ ، $32/48$ ، $34/4$ ، $37/4$ ، $40/64$ ، $42/68$ ، $55/30$ ، $56/82$ و $63/34$ به ترتیب مربوط به صفحات کریستالی با اندیس‌های (110) ، (107) ، (114) ، (203) ، (205) ، (206) ، (217) ، (2011) و (220) است. از این‌رو الگوهای به دست آمده تطابق بسیار خوبی با کارت



شکل ۳- آنالیز طیف‌سنجی مادون قرمز تبدیل فوریه نمونه‌های هگزافریت استرانسیم با فرمول ترکیبی $\text{SrCo}_{2-x}(\text{Mn}_x\text{Ca}_x)_{1/2}\text{Fe}_{16}\text{O}_{27}$ در مقادیر مختلف x .

مقدار عناصر آلاینده پارامترهای شبکه‌ای a و c افزایش یافته و مقدار حجم سلول واحد ناگزیر افزایش چشم‌گیری داشته است. البته لازم به ذکر است این افزایش در راستای c بیشتر از راستای a یا همان راستای قاعده است. این موضوع به‌خوبی با توجه به افزایش نسبت c/a مشخص است و بیانگر آن است که تراگونالیتی ساختار با افزایش مقادیر جانشانی منگنز و کلسیم افزایشی است. این رفتار ناشی از شعاع بزرگتر کاتیون‌های کلسیم (۹۹٪ آنگستروم) و منگنز (۹۱٪ آنگستروم) نسبت به شعاع کاتیون کبالت (۸۲٪ آنگستروم) است (۱۶). در این خصوص، تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از نانوذرات فریت حاصل با فرمول ترکیبی $\text{SrCo}_{2-x}(\text{Mn}_x\text{Ca}_x)_{1/2}\text{Fe}_{16}\text{O}_{27}$ به‌ازای مقادیر مختلفی از x در شکل (۴) آورده شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، مورفولوژی و اندازه ذرات رسوبات در مقادیر مختلف x تقریباً مشابه و یکسان است. در مورد تمامی نمونه‌ها، مورفولوژی ذرات به شکل کروی و بعضاً هگزاگونالی می‌باشد.

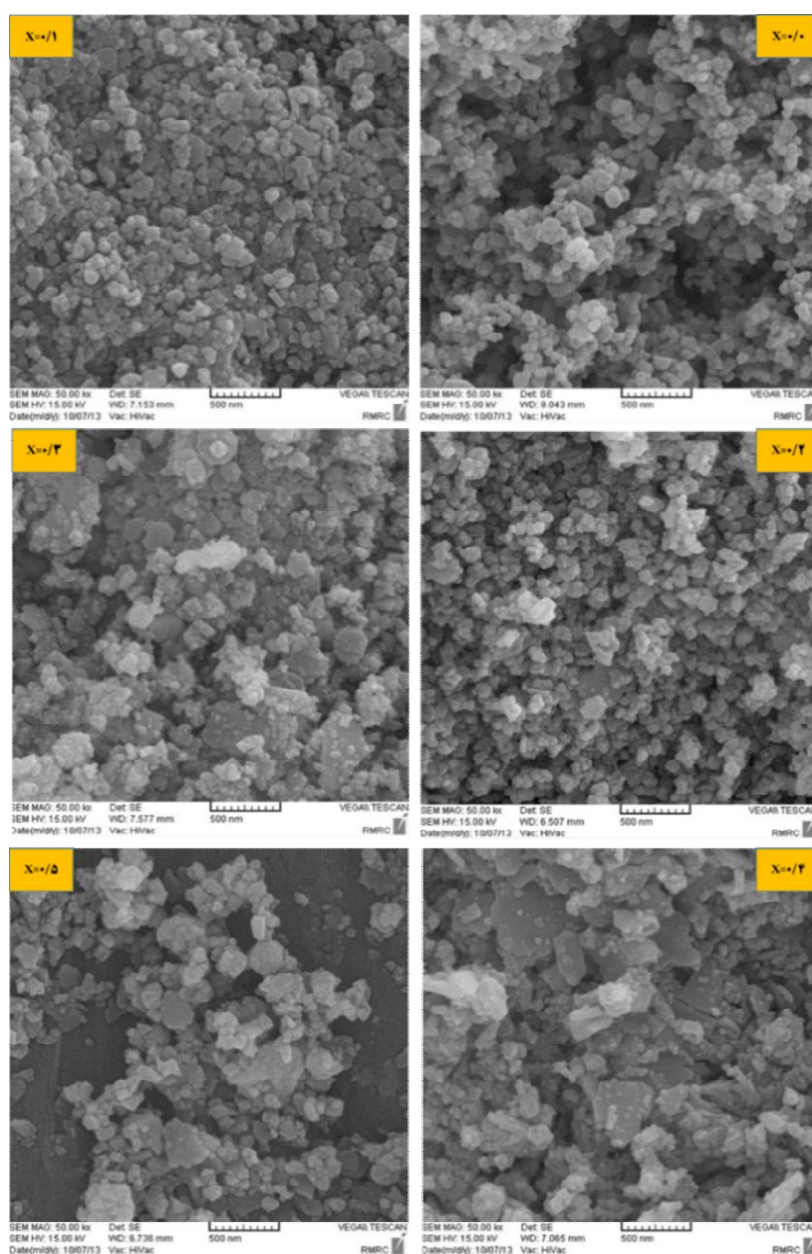
منحنی‌های پسماند مغناطیسی مربوط به نمونه‌های هگزافریت استرانسیم با فرمول ترکیبی $\text{SrCo}_{2-x}(\text{Mn}_x\text{Ca}_x)_{1/2}\text{Fe}_{16}\text{O}_{27}$ در

یک باند خیلی کوچک در حدود 550 cm^{-1} مشخص است که مربوط به پیوند Sr-O می‌باشد. این پیک به‌خوبی حضور استرانسیم در ساختار را تأیید می‌کند (۱۲). در هر حال، پیک-های مشاهده شده در محدوده 3400 cm^{-1} تا 3450 cm^{-1} را می‌توان به جذب سطحی رطوبت و پیک موجود در محدوده 1600 cm^{-1} را می‌توان به کشش غیرمقارن گروه کربونیل مربوط دانست. پیک مشخص در حدود عدد موج 2350 cm^{-1} نیز مربوط به پیوند دوگانه C=O در CO_2 است (۱۳-۱۵). نتایج حاصل از آنالیز طیف‌سنجی مادون قرمز تبدیل فوریه نیز در راستای نتایج حاصل از پراش‌سنجی پرتو ایکس در شکل (۲)، تشکیل فاز هگزافریت استرانسیم را اثبات می‌نماید.

به‌منظور بررسی دقیق‌تر خواص ساختاری از نتایج الگوهای پراش پرتو ایکس، اندازه کریستالیت، پارامترهای شبکه و حجم سلول واحد برای تمام نمونه‌های آلاییده شده محاسبه گردید که مقادیر آن در جدول (۱) نشان داده شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، تفاوت قابل توجهی میان اندازه کریستالیت‌های حاصل از نمونه‌های مختلف وجود نداشته و متوسط اندازه آن‌ها در حدود ۴۲ نانومتر برآورد می‌شود. با این وجود، با افزایش

جدول ۱- پارامترهای ساختاری نمونه‌های هگزا فريت استرانسیم با فرمول ترکیبی $\text{SrCo}_{2-x}(\text{Mn}_x\text{Ca}_x)_{1/2}\text{Fe}_{16}\text{O}_{27}$ در مقادیر مختلف x

پارامتر ساختاری	x = ۰/۰	x = ۰/۱	x = ۰/۲	x = ۰/۳	x = ۰/۴	x = ۰/۵
a (Å)	۵/۹۱۷	۵/۹۲۳	۵/۹۲۹	۵/۹۳۰	۵/۹۳۴	۵/۹۳۶
c (Å)	۳۲/۶۶	۳۲/۶۹	۳۲/۷۱	۳۲/۷۳	۳۲/۷۷	۳۲/۷۹
c/a	۵/۵۰	۵/۵۱	۵/۵۱	۵/۵۲	۵/۵۲	۵/۵۲
V (Å) ³	۹۹۰/۳۲	۹۹۳/۱۸	۹۹۵/۹۲	۹۹۶/۸۱	۹۹۹/۲۸	۱۰۰۰/۶۶
D(nm)	۴۲	۴۰	۴۲	۴۲	۴۰	۴۲



شکل ۴- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی نمونه‌های هگزا فريت استرانسیم با فرمول

ترکیبی $\text{SrCo}_{2-x}(\text{Mn}_x\text{Ca}_x)_{1/2}\text{Fe}_{16}\text{O}_{27}$ در مقادیر مختلف x.

جدول ۲- مشخصه‌های مغناطیسی حاصل از منحنی پسماند مغناطیسی نمونه‌های سنتز شده با مقدار جانشانی مختلف

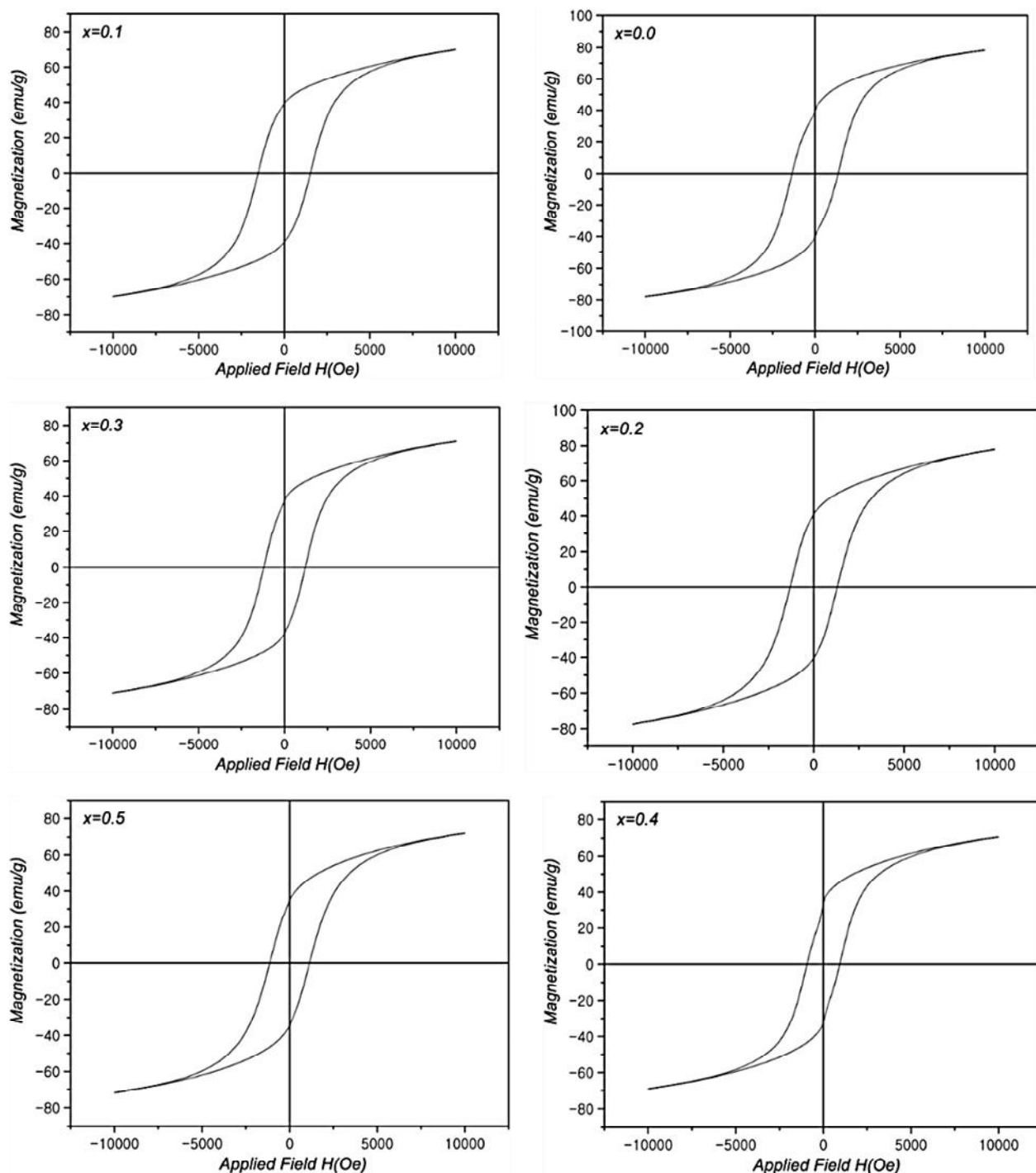
عناصر Mn و Ca در هگزا فریت نوع W با ترکیب $(\text{SrCo}_{2-x}(\text{Zn}_x\text{Ca}_x)_{1/2}\text{Fe}_{16}\text{O}_{27})$

نمونه	H_c (Oe)	M_s (emu/g)	M_r (emu/g)	M_r/M_s
$x=0/0$	۱۵۳۰	۷۹	۴۰	۰/۵
$x=0/1$	۱۳۵۰	۷۲	۳۹	۰/۵۶
$x=0/2$	۱۳۱۰	۷۸	۴۱	۰/۵۲
$x=0/3$	۱۲۰۰	۷۱	۳۷	۰/۵۲
$x=0/4$	۹۴۰	۷۱	۳۳	۰/۴۶
$x=0/5$	۱۱۴۰	۷۲	۳۵	۰/۴۸

مقادیر مختلف x در شکل (۵) آورده شده و نتایج حاصل از آن در جدول (۲) خلاصه شده است. مشاهده می‌شود که بیشترین مغناطش اشباع حاصل مربوط به نمونه فاقد افزودنی بوده است. با افزودن کاتیون‌های دو ظرفیتی منگنز و کلسیم مغناطش اشباع برای تمام نمونه‌ها کاهش می‌یابد و در مقدار $x=0/4$ به کم‌ترین مقدار خود می‌رسد. این رفتار ناشی از جانشانی کاتیون‌های دو ظرفیتی منگنز و کلسیم در موقعیت‌های مختلف ساختار هگزا فریت استرانسیم نوع W است. گشتاور مغناطیسی هگزا فریت نوع W ناشی از توزیع کاتیون‌ها در هفت موقعیت کریستالی موجود در شبکه با نام‌های $4fiv$, $4e$, $4f$, $6g$, $4fvi$ و $2d$ است. این کاتیون‌ها در داخل و بین بلوک‌های S و R با موقعیت‌های همسایگی اکتا هدرال، تترا هدرال و سه گوش قرار دارند که برخی از آن‌ها دارای اسپین بالا و برخی دارای اسپین پایین هستند. گشتاور مغناطیسی کل از اختلاف اسپین‌های بالا نسبت به اسپین‌های پایین به دست می‌آید و به ازای یک واحد فرمولی $\text{SrCo}_2\text{Fe}_{16}\text{O}_{27}$ برابر با $27/4 \mu B$ می‌باشد. یون‌های Mn^{2+} دارای گشتاور مغناطیسی $5 \mu B$ بوده و با این‌که در مقایسه با یون Co^{2+} که دارای گشتاور $3/7 \mu B$ بیشتر است، اما یون Ca^{2+} که غیرمغناطیسی بوده و فاقد گشتاور مغناطیسی است، با جانشانی به جای یون Co^{2+} مغناطیسی، گشتاور مغناطیسی کل را تحت تأثیر قرار می‌دهد (۱۹-۱۷). مطالعات گذشته (۲۰ و ۲۱) نشان می‌دهد که در هگزا فریت نوع W یون‌های Co^{2+} موقعیت‌های اکتا هدرال $6g$ و $4fvi$ را ترجیح می‌دهد، که به ترتیب دارای اسپین پایین و

بالا هستند. اما تعداد یون‌های با اسپین پایین ۲ و اسپین بالا ۳ می‌باشد، لذا در مجموع تعداد یون‌های با اسپین بالا بیشتر خواهد بود. از این رو جانشانی کاتیون‌های دو ظرفیتی غیرمغناطیسی به جای یون‌های Co^{2+} با کاهش گشتاور مغناطیسی بالا سبب کاهش مغناطش کل خواهد شد. از طرف دیگر این کاهش در مغناطش اشباع ممکن است به دلیل حضور یون‌های غیرمغناطیسی در موقعیت‌های تترا هدرال و در نتیجه کاهش برهمکنش ابرتبادلی بین یون‌های موجود در موقعیت‌های $4fiv$ تترا هدرال و $12k$ اکتا هدرال باشد. شایان ذکر است که افزودن کاتیون‌های آلاینده، بسته به اختلاف شعاع یونی کاتیون جانشانی شده با کاتیون مرجع، سبب ایجاد اعوجاج در شبکه و یک تنش داخلی می‌شود که این امر می‌تواند با افزایش برهمکنش‌های مغناطیسی، باعث افزایش مغناطش شود. این موضوع می‌تواند دلیلی بر افزایش مغناطش در درصدهای کاتیون‌های جانشینی بالاتر ($x=0/5$) باشد. البته عدم پذیرش یون‌های آلاینده توسط شبکه فریت در درصدهای بالاتر ($x>0/4$) نیز می‌تواند دلیلی بر رفتار غیرطبیعی نمونه‌ها در درصدهای بالاتر کاتیون‌های افزودنی باشد.

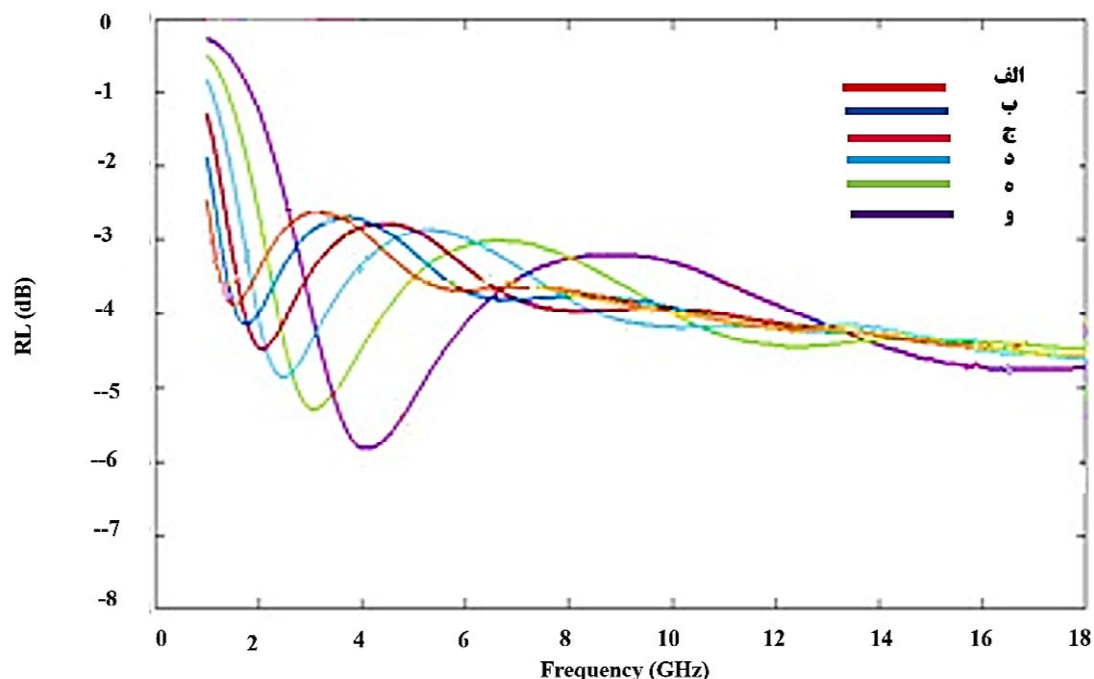
با توجه به شکل (۵) و جدول (۲)، مشابه روند تغییرات مغناطش اشباع، نیروی وادارندگی نیز با افزایش درصد کاتیون‌های دو ظرفیتی از مقدار 1530 اورستد در نمونه فاقد افزودنی تا حدود 940 اورستد در نمونه $x=0/4$ کاهش نشان می‌دهد. به طور کلی نیروی وادارندگی با ثابت ناهمسانگردی ارتباط مستقیم دارد (۲۲).



شکل ۵- منحنی‌های پسماند مغناطیسی برای نمونه‌های سنتز شده با فرمول شیمیایی $\text{SrCo}_{2-x}(\text{Mn}_x\text{Ca}_x)_{1/2}\text{Fe}_{16}\text{O}_{27}$ در مقادیر مختلف از x.

دانه (D) دارد. اگر طول مؤثر برای برهمکنش در ذرات مغناطیسی L_{ex} در نظر گرفته شود، برای D بزرگ‌تر از L_{ex} ، میدان وادارندگی ارتباط معکوس با اندازه دانه دارد. برای آلیاژهای پایه آهن در حدود ۳۵ nm تخمین زده شده است (۱۱)،

با افزودن کاتیون‌های منگنز و کلسیم در ساختار کریستالی هگزافریت استرانسیم ناهمسانگردی کاهش می‌یابد و با کاهش ناهمسانگردی، میدان وادارندگی نیز کاهش نشان می‌دهد. برای مواد مغناطیسی نانومتری، وادارندگی ارتباط نزدیکی با اندازه



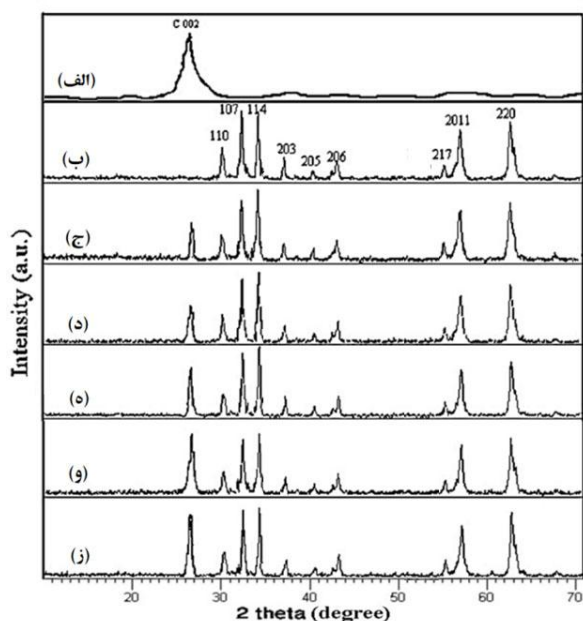
شکل ۶- تلفات انعکاس بر حسب فرکانس برای نمونه‌های سنتز شده با فرمول شیمیایی $\text{SrCo}_{2-x}(\text{Mn}_x\text{Ca}_x)_{1/2}\text{Fe}_{16}\text{O}_{27}$ در مقادیر مختلف از x: الف) $x=0$ ، ب) $x=0.1$ ، ج) $x=0.2$ ، د) $x=0.3$ ، ه) $x=0.4$ و و) $x=0.5$.

دی‌الکتریک در ماده نیز نسبت داد. در واقع کاتیون‌های مثبت Sr^{2+} و Co^{3+} در موقعیت‌های خودشان با آنیون‌های O^{2-} اطراف خود دوقطبی‌های الکتریکی تشکیل می‌دهند و در نتیجه باعث تشکیل پلاریزاسیون دوقطبی می‌شوند. بنابراین تلفات دی‌الکتریک نیز به دلیل واهلش دوقطبی ایجاد می‌شود. وقتی یون‌های Ca^{2+} و Mn^{2+} جانشین برخی یون‌های کبالت می‌شوند، دوقطبی‌های بیشتری در ماده تولید می‌شود، بنابراین واهلش قطبی بیشتر شده و تلفات دی‌الکتریک افزایش پیدا می‌کند (۲۳). اما بایستی به این نکته توجه کرد که در فریت‌های مغناطیسی مکانیزم غالب تلفات ناشی از تلفات مغناطیسی است و تلفات دی‌الکتریک نسبتاً ضعیف است.

مطابق مباحث مطرح شده و در راستای ایجاد یک جاذب امواج الکترومغناطیس با عملکرد مطلوب، لازم است نمونه بهینه از هگزافریت استرانسیم آلاییده شده با کلسیم و منگنز انتخاب شود. نتایج حاصل نشان از آن دارد که مغناطش اشباع و نیروی وادارندگی نمونه‌های حاصل در حضور کاتیون‌های دو ظرفیتی

اما تحقیقات صورت گرفته روی هگزافریت نوع W نشان داده که به سبب مقدار کم برهمکنش و مقدار زیاد ناهمسانگردی مغناطو کریستالی این ماده، ممکن است L_{ex} بسیار کم‌تر از ۳۵nm باشد (۱۳ و ۲۲). با توجه به اندازه ذرات و اندازه کریستالیت‌های محاسبه شده برای نمونه‌های سنتز شده با مقادیر مختلف کاتیون دو ظرفیتی، اندازه ذرات آن‌ها بالاتر از L_{ex} هگزافریت نوع W بوده و لذا این امر می‌تواند دلیلی بر اختلاف وادارندگی این تحقیق با تحقیقات صورت گرفته باشد.

تلفات انعکاس بر حسب فرکانس برای نانوذرات با فرمول شیمیایی $\text{SrCo}_{2-x}(\text{Mn}_x\text{Ca}_x)_{1/2}\text{Fe}_{16}\text{O}_{27}$ در مقادیر مختلف از x در شکل (۶) نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، با افزایش درصد کاتیون‌های جانشانی شده، درصد تلفات به تدریج افزایش داشته است. با توجه به مراجع، تلفات انعکاس ناشی از تلفات مغناطیسی و تلفات دی‌الکتریک می‌باشد. افزایش تلفات انعکاس با افزودن کاتیون‌های منگنز و کلسیم را می‌توان علاوه بر تلفات مغناطیسی، به افزایش تلفات



شکل ۷- الگوهای پراش پرتو ایکس مربوط به الف) نانولوله‌های کربنی چند دیواره عامل‌دار شده، ب) نانوذرات $\text{SrCo}_{1.6}(\text{Mn}_{0.4}\text{Ca}_{0.4})_{1/2}\text{Fe}_{16}\text{O}_{27}$ و نانوکامپوزیت‌های حاوی ج) ۱، د) ۲، ه) ۳، و) ۴ و ز) ۵ درصد حجمی از نانولوله‌های کربنی چند دیواره.

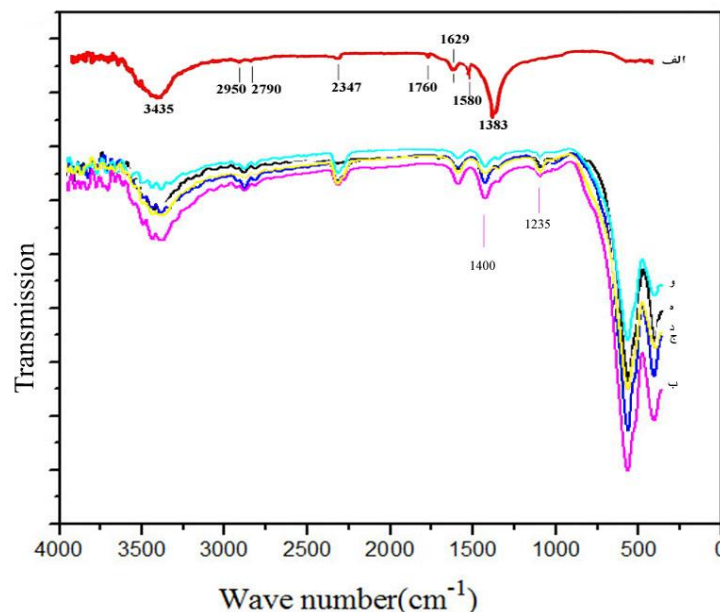
تا 600 cm^{-1} ظاهر شده که مربوط به ارتعاشات کششی پیوندهای Fe-O و Sr-O می‌باشد. در شکل (۸-الف) دو پیک نسبتاً قوی با پهنای قابل توجه در 1383 cm^{-1} و 3435 cm^{-1} ظاهر شده که مربوط به ارتعاشات کششی پیوند O-H می‌باشد (۲۴). در سایر نمونه‌ها اعم از نانوذرات فritی و نانوکامپوزیت‌ها نیز این دو پیک مشاهده می‌شود. اما پیک اولی ضعیف‌تر شده است. این امر در اثر حذف آب ناشی از ستر دمای بالای نمونه‌های فritی و کامپوزیتی می‌باشد. با این حال پیوندهای قوی‌تر در عدد موج‌های بالاتر (3435 cm^{-1}) هنوز با شدت بالایی وجود خواهند داشت. همچنین پیک‌های ظاهر شده بین 2700 تا 3000 cm^{-1} مربوط به ارتعاشات کششی پیوند C-H بوده و پیک ظاهر شده در 1760 cm^{-1} نمایانگر ارتعاش کششی گروه‌های کربونیل (C=O) می‌باشد (۲۵). این گروه‌ها، ناشی از عملیات عامل‌داری نانولوله‌های کربنی در محیط اسیدی بوده و نشان می‌دهد که گروه‌های COOH- بر دیواره خارجی

منگنز و کلسیم در $x=0.4$ کم‌ترین مقدار را داشته است. در نتیجه می‌توان گفت افزودن درصد مناسبی از کاتیون‌های آلایند در ساختار می‌تواند سبب کاهش ثابت ناهمسانگردی مغناطوکرستالی شود که این امر خواص مطلوبی برای مواد جاذب امواج مایکروویو محسوب می‌شود. هرچند نمونه با $x=5$ دارای میزان تلفات انعکاس بیشتری در فرکانس تشدید حدود ۴ گیگاهرتز است اما به‌طور کلی هیچکدام از این نمونه‌ها تلفات انعکاس زیادی را از خود نشان نمی‌دهند. همگی آنها بالاتر از ۱۰ دسی بل بوده که عملاً در مقیاس لگاریتمی عدد کوچکی هستند. با توجه به این نکته، و همچنین در نظر گرفتن خواص مغناطیسی نمونه‌ها، نمونه $x=0.4$ به‌عنوان نمونه بهینه جهت ساخت کامپوزیت انتخاب شد و در ادامه تلاش گردید تا تأثیر افزودن درصدهای مختلفی از نانولوله‌های کربنی چنددیواره بر خواص آن مورد بررسی واقع شود. الگوهای پراش پرتو ایکس نمونه‌های نانوکامپوزیتی متشکل از نانوذرات $\text{SrCo}_{1.6}(\text{Mn}_{0.4}\text{Ca}_{0.4})_{1/2}\text{Fe}_{16}\text{O}_{27}$ در حضور درصدهای مختلفی از نانولوله‌های کربنی چنددیواره (از یک الی ۵ درصد) در شکل (۷) آورده شده است.

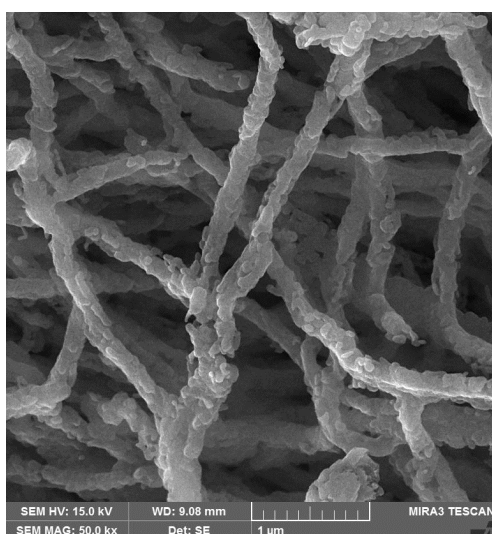
الگوهای پراش مربوط به نانولوله‌های کربنی و همچنین ترکیب $\text{SrCo}_{1.6}(\text{Mn}_{0.4}\text{Ca}_{0.4})_{1/2}\text{Fe}_{16}\text{O}_{27}$ نیز جهت مقایسه آورده شده است.

در واقع پیک موجود در الگوهای پراش پرتو ایکس نمونه‌های کامپوزیتی در زاویه $2\theta = 26.4^\circ$ مربوط به صفحه (۰۰۲) نانولوله‌های کربنی است که در تمامی نمونه‌ها حضور دارد. سایر پیک‌های ظاهر شده نیز مربوط به صفحات پراش هگزافrit استرانسیم می‌باشد (۱۳ و ۱۵) و هیچ‌گونه پیک دیگری مبنی بر حضور فاز ناخالصی مشاهده نمی‌گردد.

شکل (۸) نتایج طیف‌های FTIR حاصل از نانولوله‌های کربنی عامل‌دار شده، نانوذرات فrit استرانسیم آلایند شده و نانوکامپوزیت‌های حاوی مقادیر مختلفی از نانولوله‌های کربنی را نشان می‌دهد. همان‌گونه که ملاحظه می‌شود پیک‌هایی مربوط به ترکیب فrit، بین عددهای موج 400 cm^{-1}



شکل ۸- طیف‌های FTIR از الف) نانولوله‌های کربنی چند دیواره عامل دار شده و نانوکامپوزیت‌های حاوی ب) ۱٪ حجمی ج) ۲٪ حجمی، د) ۳٪ حجمی، ه) ۴٪ حجمی و و) ۵٪ حجمی از نانولوله‌های کربنی چند دیواره.



شکل ۹- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی گسیل میدانی از نانو ذرات بر روی نانولوله‌های کربنی.

میکروسکوپی الکترونی روبشی گسیل میدانی از نانو کامپوزیت‌های حاوی نانولوله‌های کربنی عامل دار شده (در حضور پلی‌اکریلیک اسید) حاکی از حد مطلوبی از عامل دار شدن سطحی نانولوله‌هاست. همان‌گونه که ملاحظه می‌گردد، نانوذرات $\text{SrCo}_{1.6}(\text{Mn}_{0.4}\text{Ca}_{0.4})_{1/2}\text{Fe}_{16}\text{O}_{27}$ سطح نانولوله‌های

نانولوله‌های کربنی پیوند برقرار کرده‌اند. پیک ظاهر شده در cm^{-1} ۱۶۲۹ که در تمامی طیف‌ها مشاهده می‌شود مربوط به مقدار آب موجود در KBr می‌باشد که در نمونه‌سازی آزمون FTIR از آن استفاده گردیده است (۲۵). پیک ظاهر شده در cm^{-1} ۱۵۸۰ نیز مربوط به ارتعاشات کششی $\text{C}=\text{C}$ ناشی از عیوب ساختاری دیواره MWCNTs است (۲۵). در شکل‌های (۸-ب-و) ملاحظه می‌شود که این پیک به دو پیک در cm^{-1} ۱۲۳۵ و cm^{-1} ۱۴۰۰ منتقل شده است. این انتقال بیانگر تغییراتی در ساختار نانولوله‌های کربنی در اثر جذب ذرات فریتی بر عیوب دیواره‌ای می‌باشد. با افزایش درصد حجمی نانولوله‌های کربنی در نمونه‌های کامپوزیتی شدت پیک‌های جذب مشخصه گروه‌های عاملی در محدوده cm^{-1} ۱۲۰۰ تا cm^{-1} ۲۰۰۰ کاهش یافته است که می‌تواند ناشی از برهم کنش نسبتاً قوی ایجاد شده بین گروه‌های عاملی و نانوذرات فریت استرانسیم در طول فرایند سنتز نانوکامپوزیت باشد. دیگر پیوندها نظیر پیک در cm^{-1} ۲۹۵۰ مشخصه پیوند کششی C-H می‌باشد (۲۴).

شکل (۹) تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی گسیل میدانی نمونه‌های نانوکامپوزیتی را نشان می‌دهد. تصاویر

نانوذرات با نمودار تلفات انعکاس نانوکامپوزیت‌ها می‌توان به متفاوت بودن فرکانس تلفات نمونه‌های کامپوزیتی پی برد.

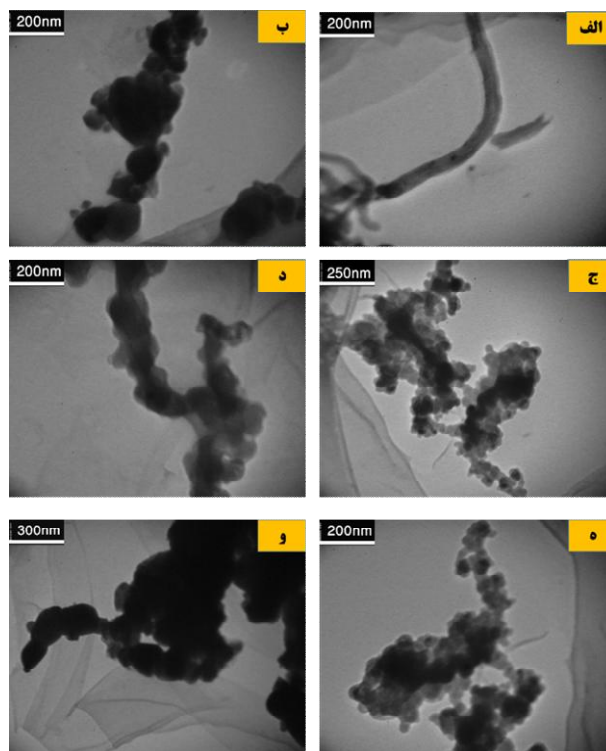
تلفات انعکاس این نمونه‌ها در محدوده فرکانسی ۴-۱۴ GHz قرار گرفته است. دلیل این افزایش فرکانس تشدید نمونه‌های کامپوزیتی را می‌توان به حضور نانولوله‌های کربنی نسبت داد. مطابق با معادلات مربوط به تلفات انعکاس شامل

$$Z_{in} = \sqrt{\mu_r / \epsilon_r} \tanh \left(j \left(\frac{2\pi}{C} \right) \sqrt{\mu_r \epsilon_r} f d \right) \quad (3)$$

$$RL = 20 \log \frac{Z_{in} - 1}{Z_{in} + 1} \quad (4)$$

مقادیر تلفات انعکاس در نانوکامپوزیت‌های هگزا فريت و نانولوله‌های کربنی نسبت به نانوذرات هگزا فريت استرانسیوم، با تغییر تراوایی الکتریکی^۹، تغییر فرکانس داده‌اند. در واقع وجود نانولوله‌های کربن باعث بهبود تراوایی الکتریکی در نانوکامپوزیت‌ها شده است و در نتیجه فرکانس‌های بالای تلفات انعکاس هگزا فريت استرانسیوم به فرکانس‌های پایین‌تر در نانوکامپوزیت‌ها تغییر یافته‌اند. بهبود تراوایی الکتریکی به بهبود هدایت الکتریکی نسبت داده می‌شود. نانولوله‌های کربن با هدایت الکتریکی بسیار خوب و نسبت‌های طول به عرض زیاد، می‌توانند شبکه‌های هدایت الکتریکی را در زمینه فريت تشکیل دهند. این شبکه‌های الکتریکی به میزان مؤثری پرتو الکترومغناطیس را تضعیف می‌کنند. بنابراین ویژگی‌های تراوایی الکتریکی فريت عایق، با اضافه کردن نانولوله‌های کربن، به میزان زیادی بهبود پیدا می‌کند و در نتیجه ویژگی‌های جذب موج الکترومغناطیس افزایش می‌یابد. در نمونه‌های کامپوزیتی سهم اصلی تلفات دی‌الکتریک و تلفات مغناطیسی به ترتیب مربوط به نانولوله‌ها و نانوذرات هگزا فريت می‌باشد. بنابراین تلفات انعکاس در نمونه‌های کامپوزیتی بیشتر از نمونه‌های نانوذرات بوده و به دلیل تطابق بهتر بین تلفات مغناطیسی و تلفات دی‌الکتریک، خواص جذب میکروویو آن‌ها نسبت به نانوذرات بهبود یافته است.

تمام نمودارهای شکل (۱۱) دارای دو پیک تلفات هستند. پیک اول که در فرکانس‌های پایین‌تر رخ داده است، مربوط به



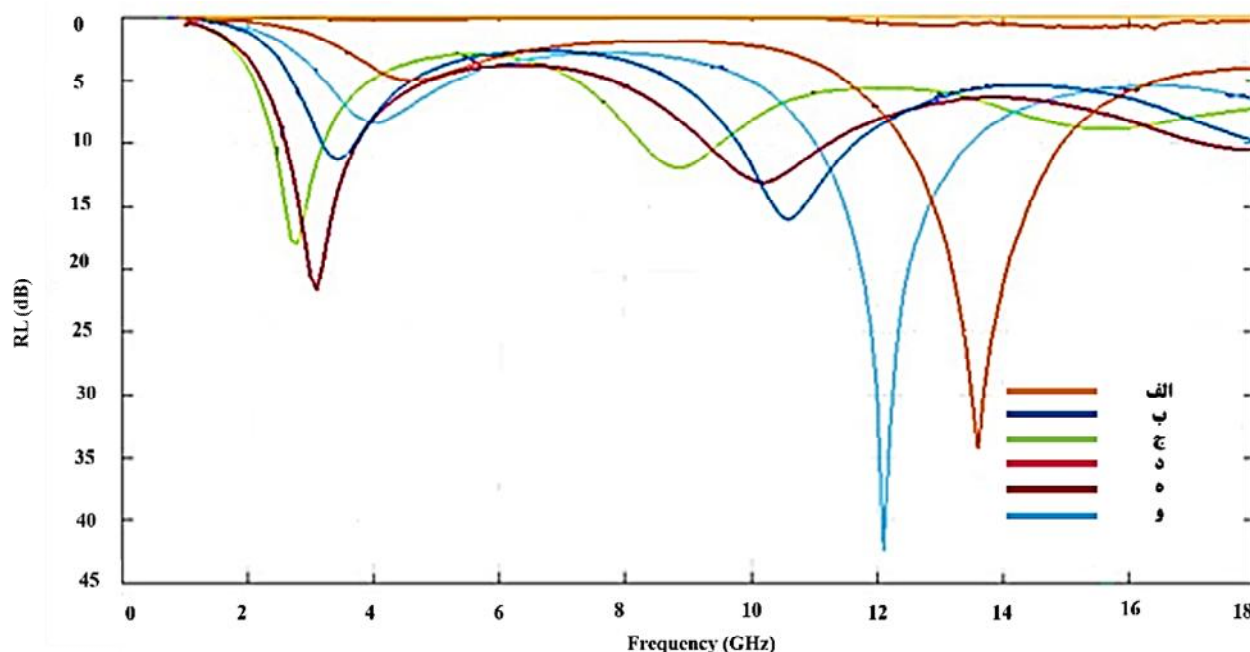
شکل ۱۰- تصاویر میکروسکوپی الکترونی عبوری مربوط به

الف) نانولوله‌های کربنی چند دیواره عامل دار شده و نانوکامپوزیت‌های حاوی ب) ۱، ج) ۲، د) ۳، ه) ۴ و و) ۵ درصد حجمی از نانولوله‌های کربنی چند دیواره.

کربنی را تقریباً به‌طور کامل پوشانده است به‌طوری‌که در این مقیاس، سطح نانولوله‌های کربنی قابل مشاهده نیست.

شکل (۱۰) نیز تصاویر میکروسکوپی الکترونی عبوری از نمونه‌های نانوکامپوزیتی حاصل را نشان می‌دهد. در این تصاویر یکنواختی قرارگیری نانوذرات بر دیواره خارجی نانولوله‌ها مشخص می‌باشد به‌طوری‌که از تراکم و چیدمان بسیار مناسبی برخوردار است. همچنین آگلومره شدن ذرات در درصد حجمی بالایی از نانولوله‌ها (۵ درصد حجمی) نشان داده شده است.

نمودار تلفات انعکاس بر حسب فرکانس در مورد نمونه‌های کامپوزیتی مختلف مورد مطالعه در شکل (۱۱) آورده شده است. همان‌طور که در شکل مشخص است، محدوده فرکانسی تلفات این مواد در محدوده ۸-۱۲ GHz یا همان محدوده باند X قرار دارد. با مقایسه نمودار تلفات انعکاسی



شکل ۱۱- تلفات انعکاس بر حسب فرکانس مربوط به الف) نانولوله‌های کربنی چند دیواره عامل دار شده و نانوکامپوزیت‌های حاوی ب) ۱، ج) ۲، د) ۳، ه) ۴ و و) ۵ درصد حجمی از نانولوله‌های کربنی چند دیواره.

۱۲/۱ بوده که به نمونه‌های حاوی ۵ درصد حجمی نانولوله‌های کربنی مربوط می‌باشد. این نمونه صرفاً در یک فرکانس ثابت میزان تلفات بالایی را از خود نشان می‌دهد. البته بررسی‌های انجام شده نشان می‌دهد که نمونه حاوی ۴ درصد حجمی از نانولوله کربنی خواص جذب میکروویو بهتری را دارا می‌باشد، چرا که با افزایش درصد نانولوله‌های کربنی، پهنای باند جذب کاهش می‌یابد. این موضوع به دلیل تجمع نانولوله‌های کربنی در مقادیر بالاتر از ۴ درصد حجمی است که باعث از بین رفتن نظم نانوذرات بر دیواره‌های جانبی نانولوله‌ها شده است.

۴- نتیجه‌گیری

نانوکامپوزیت‌های مغناطیسی حاوی نانوذرات SrCo_2 $(\text{MnCa})_{x/2}\text{Fe}_{16}\text{O}_{27}$ که روی سطح بیرونی نانولوله‌های کربنی قرار گرفته‌اند، با روش هم رسوبی با موفقیت سنتز شدند. الگوهای XRD نشان داد که در محدوده تشخیص روش پراش پرتو ایکس، فاز اصلی فریت W بدون سایر فازهای میانی در تمام نمونه‌ها، خالص است.

حرکت دیواره حوزه است و زمانی که فرکانس موج ورودی به ماده با فرکانس حرکت دیواره حوزه یکسان شود (حالت تشدید رخ دهد)، بیشترین میزان تلفات ناشی از حرکت دیواره‌های حوزه به وجود می‌آید. پیک تلفات دوم حاصل از چرخش بردار مغناطش یا تشدید طبیعی است و هنگامی که فرکانس چرخش بردار مغناطش با فرکانس موج الکترومغناطیس برابر شود، تلفات ناشی از تشدید اسپین بیشترین مقدار می‌شود. در این منحنی‌ها، میزان تلفات انعکاس به ازای مقادیر ۰، ۱، ۲، ۳ و ۴ درصد حجمی از نانولوله کربنی به ترتیب برابر $(\text{GHz})-7\text{dB}$ ، $(\text{GHz})-17\text{dB}$ ، $(\text{GHz})-22/6\text{dB}$ ، $(\text{GHz})-34/4\text{dB}$ و $(\text{GHz})-42/7\text{dB}$ برآورد شده است. مشاهده می‌شود که با افزایش درصد حجمی نانولوله‌های کربنی، میزان تلفات انعکاس از $11/1\text{ dB}$ برای نمونه بدون نانولوله کربنی به مقدار ماکزیمم $42/7\text{ dB}$ برای ۵ درصد حجمی نانولوله کربنی افزایش پیدا کرده است. در این مورد، بیشترین میزان تلفات انعکاس در پهنای باند پوشش داده شده توسط نانوکامپوزیت‌های حاصل، $42/7\text{ dB}$ در فرکانس تشدید GHz

افت بازتاب بیش از ۹۹٪ (بازتاب ≥ 20 دسی‌بل) در محدوده فرکانسی ۴ تا ۱۲ گیگاهرتز استفاده شود.

تشکر و سپاسگزاری

از مجتمع دانشگاهی علم مواد دانشگاه صنعتی مالک اشتر بخاطر پشتیبانی مالی، خدماتی و فرایندی در راستای این پروژه پژوهشی تشکر و قدردانی می‌گردد.

تضاد منافع

نویسندگان مقاله اذعان می‌دارند که هیچ نوع تضاد منافی با شخص، شرکت یا سازمان دیگری برای این پژوهش ندارند.

بر اساس اندازه‌گیری‌های تلفات انعکاس، مشاهده شد که با افزایش درصد حجمی نانولوله‌های کربنی، بیشترین میزان تلفات انعکاس در پهنای باند پوشش داده شده توسط نانوکامپوزیت‌های حاصل، $-42/7$ dB در فرکانس تشدید ۵ GHz بوده که به نمونه‌های حاوی ۵ درصد حجمی نانولوله‌های کربنی مربوط می‌باشد. این نمونه صرفاً در یک فرکانس ثابت میزان تلفات بالایی را از خود نشان می‌دهد. البته بررسی‌های انجام شده نشان می‌دهد که نمونه حاوی ۴ درصد حجمی از نانولوله کربنی خواص جذب میکروویو بهتری را دارا می‌باشد، چرا که با افزایش درصد نانولوله‌های کربنی، پهنای باند جذب کاهش می‌یابد. این نمونه می‌تواند به‌عنوان یک کاندیدای بالقوه برای تضعیف تداخل الکترومغناطیسی و مواد جاذب رادار با

واژه‌نامه

1. reflection loss (RL)
2. coercivity
3. X-ray diffraction (XRD)
4. transmission electron microscope (TEM)
5. Fourier transform infrared (FTIR) spectroscopy
6. vibrating sample magnetometer (VSM)
7. poly vinyl chloride (PVC)
8. field emission electron microscope (FESEM)
9. electrical permittivity

مراجع

1. Yue D, Zhongwen L, Zhong Y, Ke S, Rongdi G. Effects of La substitution on micromorphology, static magnetic properties and low ferromagnetic resonance linewidth of self-biased M-type Sr hexaferrites for high frequency application. *Cer Int* 2021;47:8980–8986. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2020.12.020>
2. Ghasemi A, Hossienpour A, Morisako A, Saatchi A, Salehi M. Electromagnetic properties and microwave absorbing characteristics of doped barium hexaferrite. *J Mag Mag Mater* 2006;302:429-435. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2005.10.006>
3. Collomb A, Abdelkader O, Wolfers P, Guitel JC, Samaras D. Crystal structure and magnesium location in the W-type hexagonal ferrite. *J Mag Mag Mater* 1986; 3:247-253. [https://doi.org/10.1016/0304-8853\(86\)90444-0](https://doi.org/10.1016/0304-8853(86)90444-0)
4. Morch MI, Ahlburg JV, Saura-Muzquiz M, Eikeland AZ, Christensen M. Structure and magnetic properties of W-type hexaferrites. *Int Union Cryst* 2019;3: 492–499. <https://doi.org/10.1107/S2052252519003130>
5. Jotania R, Chauhan C, Menon S, Kulkarni B. Synthesis and magnetic properties of barium-calcium hexaferrite particles prepared by sol-gel and microemulsion techniques. *J Mag Mag Mater* 2008;320:1095-1101. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2007.10.032>
6. Imran Sadiq I, Faiza A, Islam M, Rana M. Influence of rare earth Ce^{3+} on structural, electrical and magnetic properties of Sr^{2+} based W-type hexagonal ferrites. *Physica B* 2012;407:1256–1261. <https://doi.org/10.1016/j.physb.2012.01.115>
7. Ghasemi A, Liu X, Morisako A. Microwave absorption properties of Mn-Co-Sn doped barium ferrite nanoparticles. *IEEE Trans Mag* 2009;45:2456-2459. <https://doi.org/10.1109/TMAG.2009.2018611>
8. Wu Y, Huang Y, Niu L, Zhang Y, Li Y, Wang X. Pr^{3+} -substituted W-type barium ferrite: Preparation and electromagnetic properties. *J Mag Mag Mater* 2012;324:616-621. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2011.08.054>
9. Ghasemi A, Liu X, Morisako A. The role of cations distribution on magnetic and reflection loss properties of ferrimagnetic $SrFe_{12-x}(Sn_{0.5}Zn_{0.5})_xO_{19}$. *App Phys* 2010;107:734-742. <https://doi.org/10.1063/1.3338988>
10. You JH, Yoo S. Improved magnetic properties of Zn-substituted strontium W-type hexaferrites. *J All Comp* 2018;763:459–465. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.05.296>

11. You J, Hyo-Jin K, Jung-Woo L, Sang-Im Y. Phase stability of $\text{SrZn}_x\text{Fe}(2-x)\text{Fe}_{16}\text{O}_{27}$ ($0.0 \leq x \leq 1.0$) in low oxygen pressures. *Mat Sci Eng B* 2022; 277: 115563. <https://doi.org/10.1016/j.mseb.2021.115563>
12. Chattopadhyay S, Atul B, Madhumita N. Physics of ferrite ceramics. In *Cer Sci Eng*, Elsevier 2022:165-185. <https://doi.org/10.1016/B978-0-323-89956-7.00009-7>
13. Liu Q, Chongsheng W, Yu W, Xin Y, Jie L, Yingli L, Huaiwu Z. Microstructure and electromagnetic properties of oriented strontium W-type hexaferrite with rare-earth Gd^{3+} substitution. *Cer Int* 2019;9: 12205-12210. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2019.03.126>
14. Ahmad M, Ali I, Aen F, Islam MU, Ashiq MN, Atiq S, Ahmad W, Rana, MU. Effect of sintering temperature on magnetic and electrical properties of nano-sized Co_2W hexaferrites. *Cer Int* 2012;38:1267-1273. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2011.08.059>
15. Akhtar M, Sumbal J, Mukhtar A, Sulong A, Muhammad A. Sol gel derived MnTi doped Co_2 W-type hexagonal ferrites: structural, physical, spectral and magnetic evaluations. *Cer Int* 2020;6:7842-7849. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2019.12.003>
16. Goldman A. Modern ferrite technology. Springer Science & Business Media; 2006.
17. Inoue J, Hiroki K, Hiroyuki N, Hideto Y. Effects of local lattice deformation on magnetic anisotropy of W-type ferrites. *J Mag Mag Mater* 2022;551:169112. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2022.169112>
18. Mørch M., Mogens C. Controlling the magnetic structure in W-type hexaferrites. *J App Cryst* 2023;3: 25-56. <https://doi.org/10.1107/S1600576723002133>
19. Nakai S, Takeshi W, Yoshikazu T, Masaki K, Hiroto O, Hiroyuki N. Study on Factors Hindering the Single-Phase Formation of Divalent-Ion-Stabilized W-Type Ferrites. *Mater trans* 2023;5:1072-1077. <https://doi.org/10.2320/matertrans.MT-Y2022010>
20. Tang J, Dan L, Yimin L, Chen L, Jishu Z. Influence of Fe Content on Lattice, Structural and Magnetic Analyses of $\text{BaFe}^{2+}_2\text{Fe}^{3+}_{16-x}\text{O}_{27\pm}$ Hexaferrites Prepared by Facile Ceramic Route Methodology. *J Elec Mater* 2022;51:141-149. <https://doi.org/10.1007/s11664-021-09194-y>
21. Li W, Chuanjian W, Fangyuan Z, Zhong Y, Ziyu L, Xiaona J, Lingfeng L, Zhongwen L, Ke S. Improved coercivity of W-and M-type composite hexaferrites using two different synthesis routes. *J Europ Cer Soc* 2022;9:3929-3938. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2022.03.022>
22. Iqbal M, Khan R, Mizukami S, Miyazaki T, Tailoring of structural, electrical and magnetic properties of BaCo_2 W-type hexaferrites by doping with Zr-Mn binary mixtures for useful applications. *J Mag Mag Mater* 2011;323:2137-2144. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2011.03.009>
23. Wang B, Qian W, Yonggang F, Tong L. A review on carbon/magnetic metal composites for microwave absorption. *J mater sci tech* 2021;86:91-109. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.12.078>
24. Pavia DL, Lampman GM, Kriz GS, Vyvyan JR. Introduction to spectroscopy. Cengage Learning; 2014.
25. Wang Y, Iqbal Z, Mitra S. Microwave-induced rapid chemical functionalization of single-walled carbon nanotubes. *Carbon* 2005;43:1015-1020. <https://doi.org/10.1016/j.carbon.2004.11.036>