Document Type: Full length research Paper
Pages: 1-15

Synthesis of Ytterbium-Substituted ($Y_3Yb_xFe_{5-x}O_{12}$) Nanostructures by the Sol–Gel Method and Investigation of Their Structural and Electromagnetic Properties.

Seyed Ebrahim Mousavi Ghahfarokhi[1, 2, *], Amin Esmailvandi[1]

[1]Department of Physics, Faculty of Science, Shahid Chamran University of Ahvaz, Ahvaz, Iran
[2]Center for Research on Laser and Plasma, Shahid Chamran University of Ahvaz, Ahvaz, Iran

Received: 03.11.2025 Final revised: 27.10.2025 Accepted: 30.11.2025 Published On-Line: 31.12.2025

DOI: 10.22055/jrmbs.2025.20484

Abstract

In this study, ytterbium-substituted yttrium iron garnet ($Y_3Yb_xFe_{5-x}O_{12}$) nanostructures were synthesized via the sol–gel method with different substitution amounts of ytterbium ions ($x = 0, 0.1, 0.15, 0.2, 0.25, 0.3$). The structural, morphological, magnetic, and dielectric properties of the samples were characterized using X-ray diffraction, Fourier-transform infrared spectroscopy, field-emission scanning electron microscopy, vibrating sample magnetometry, and an LCR meter. According to the X-ray diffraction patterns, no impurity phase was detected in the ytterbium-substituted samples with a substitution amount of $(x \le 0.25)$, whereas with further substitution of the amount $x = 0.3$, an impurity phase of $YbFeO_3$ appeared in the samples, indicating that $x = 0.25$ represents the solubility limit of Yb in the YIG lattice. Analysis of the magnetic hysteresis loop showed that, with increasing Yb substitution, the saturation magnetization increased and reached its maximum value of $28.3(emu/g)$ at the substitution amount $x = 0.2$, after which it began to decrease. Moreover, the coercivity and magnetic remanence exhibited a decreasing trend with ytterbium substitution. On the other hand, Yb substitution led to a reduction in the dielectric constant, dielectric loss, and AC electrical conductivity of the samples.

Keywords: Yttrium Iron Garnet (YIG), sol–gel method, Nanostructures, magnetic properties, electrical properties, magnetic permeability

* Corresponding Author: mousavi355@scu.ac.ir

This work is licensed under a Creative Commons Attribution 4.0 International License

ساخت نانوساختارهای ($Y_3Yb_xFe_{5-x}O_{12}$) جانشانی شده با ایتربیم به‌روش سل-ژل و بررسی خواص ساختاری و الکترومغناطیسی آنها

سید ابراهیم موسوی قهفرخی[۱،۲،*]، امین اسمعیل‌وندی لری[۱]

[۱]گروه فیزیک، دانشکده علوم، دانشگاه شهید چمران اهواز، اهواز، ایران

[۲]مرکز تحقیقات لیزر و پلاسما، دانشگاه شهید چمران اهواز، اهواز، ایران

دریافت: ۱٤۰٤/۰۸/۱۲ ویرایش نهائی: ۱٤۰٤/۰۹/۰۹ پذیرش: ۱٤۰٤/۰۹/۰۹ انتشار بر خط: ۱٤۰٤/۱۰/۱۰

DOI: 10.22055/jrmbs.2025.20484

چکیده

در این پژوهش نانوساختارهای گارنت ایتریوم آهن جانشانی شده با یون ایتربیم ($Y_3Yb_xFe_{5-x}O_{12}$) با مقادیر X =۰ ،۰٫۰۵،۰٫۱۰،۰٫۱۵،۰٫۲۰ ،۰٫۲۵ و ۰٫۳۰ به‌روش سل-ژل ساخته و ویژگی‌های ساختاری، ریخت‌شناسی، مغناطیسی و دی‌الکتریکی نمونه‌ها توسط آنالیز پراش پرتو ایکس، طیف‌سنجی فروسرخ-تبدیل فوریه، میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی مغناطیس‌سنج نمونه ارتعاشی و دستگاه LCR متر مشخصه‌یابی شدند. طبق الگوی پراش پرتو ایکس هیچ ناخالصی در نمونه‌های با میزان جانشانی ($x \leq ۰٫۲۵$) یافت نشد. با افزایش میزان جانشانی تا $x = ۰٫۳$ فاز ناخالصی $YbFeO_3$ در نمونه‌ها ظاهر شده که این نشان دهنده آن است که $x = ۰٫۲۵$ حد حلالیت است. بررسی حلقهٔ پسماند نشان داد با افزایش میزان جانشانی، مغناطش اشباع نمونه‌ها افزایش و در $x = ۰٫۲$ به بیشنه خود $۲۸٫۳(emu/g)$ رسید و سپس مغناطش اشباع روندی کاهشی دارد. همچنین نیروی وادارندگی و پسماند مغناطیسی با افزایش جانشانی روندی کاهشی داشت. از سوی دیگر جانشانی ایتربیم موجب کاهش ثابت دی‌الکتریک، اتلاف دی‌الکتریک و رسانندگی الکتریکی متناوب شد.

کلیدواژه‌ها: نانوساختارهای $Y_3Yb_xFe_{5-x}O_{12}$، روش سل-ژل، خواص مغناطیسی، خواص الکتریکی، خواص الکترومغناطیس

مقدمه

گارنت ایتریوم آهن یکی از مهم‌ترین ترکیبات فری‌مغناطیسی به‌شمار می‌رود که به‌دلیل برخورداری از ساختار بلوری منظم و خواص مغناطیسی ممتاز، در گسترهٔ وسیعی از کاربردهای علمی و صنعتی مورد توجه قرار گرفته است. این ماده، که با نام اختصاری YIG شناخته می‌شود، دارای ویژگی‌هایی همچون مقاومت الکتریکی و نفوذپذیری مغناطیسی بالا، اتلاف انرژی اندک و پایداری

* نویسنده مسئول: mousavi355@scu.ac.ir

باز نشر این مقاله با ذکر منبع آزاد است.

این مقاله تحت مجوز کریتیو کامنز تخصیص ٤.۰ بین‌المللی می‌باشد

حرارتی مطلوب است؛ ویژگی‌هایی که استفاده از آن را در زمینه‌های مختلفی چون فناوری‌های ریزموج، سامانه‌های ارتباطات بی‌سیم، اپتوالکترونیک و ذخیره‌سازی داده‌ها امکان‌پذیر ساخته‌اند. YIG دارای ساختار بلوری مکعبی مرکز حجمی (bcc) است و به گروه فضایی $Ia_3dO_h^{10}$ تعلق دارد. هر یاخته قراردادی این ترکیب، شامل هشت واحد فرمولی با ترکیب شیمیایی $Y_3Fe_5O_{12}$ بوده و توزیع کاتیونی آن به‌صورت $\{Y_3^{3+}\}_c[Fe_2^{3+}]_a(Fe_3^{3+})_d$ نمایش داده می‌شود، که در آن a، c و d به‌ترتیب بیانگر جایگاه‌های هشت‌وجهی، دوازده‌وجهی و چهاروجهی هستند [۱،۲]. در این ساختار، ۲٤ جایگاه دوازده‌وجهی، ۱٦ جایگاه هشت‌وجهی و ۲٤ جایگاه چهاروجهی وجود دارد که یون‌های ایتریوم جایگاه‌های دوازده‌وجهی و یون‌های آهن جایگاه‌های هشت‌وجهی و چهاروجهی را اشغال می‌کنند [۳]. در سال‌های اخیر نانوذرات گارنت ایتریوم آهن جانشانی شده با عناصر مختلف به‌دلیل داشتن ویژگی‌های مغناطیسی، نوری، الکترونیکی و کاربردهای آن‌ها بسیار مورد توجه دانشمندان قرار گرفته‌اند. لذا می‌توان با جایگزین کردن کاتیون‌هایی با شعاع یونی متفاوت و یا ویژگی‌های مغناطیسی مختلف به قابلیت‌های جدیدی از این ماده دست یافت. تحقیقات نشان داده است که جانشانی ایتریوم با عناصر خاکی کمیاب از قبیل La^{3+},Nd^{3+},Ce^{3+},Dy^{3+},Gd^{3+} با مقدار مشخص، می‌تواند مغناطش اشباع گارنت ایتریوم آهن را افزایش دهد [٤]. کیم و همکاران در سال ۲۰۰۳ گارنت ایتریوم آهن جانشانی شده با آلومینیوم $Y_3Fe_{5-x}Al_xO_{12}$ را به‌روش سل–ژل تهیه کردند که باعث کاهش ثابت شبکه و کاهش مغناطش اشباع با افزایش جانشانی شد [۵]. ساخت نانوذرات گارنت ایتریوم آهن جانشانی شده با یون گادولینیوم $Y_{3-x}Gd_xFe_5O_{12}$ توسط چنگ[1] و همکاران در سال ۲۰۰٦ که باعث کاهش مغناطش اشباع این فریت شده است [٦]. طبق تحقیقات پراونا[2] و سرینات[3] در سال ۲۰۱٤ افزودن یون گادولینیوم به گارنت ایتریوم آهن باعث بهبود خواص الکتریکی آن به مقدار قابل توجه‌ای شدند [۷]. در سال ۲۰۱٦، ستار[4] و همکاران نشان دادند نانوذرات گارنت ایتریوم آهن جانشانی شده با گادولینیوم می‌تواند در تشخیص و درمان بیماری‌ها مورد استفاده قرار گیرد [۸]. بر اساس بررسی‌های انجام شده تاکنون تحقیقی در زمینه تأثیر جانشانی یون ایتربیم بر خواص ساختاری و الکترومغناطیسی گارنت ایتریوم آهن گزارش نشده است.

کارهای آزمایشگاهی

در این پژوهش برای ساخت نانوساختارهای گارنت ایتریوم آهن جانشانی‌شده با ایتربیم $Y_3Yb_xFe_{5-x}O_{12}$ از روش سل–ژل استفاده شد. استوکیومتری مواد اولیه با استفاده از واکنش شیمیایی رابطهٔ۱ تعیین و با مشخص‌بودن مقادیر جرم مولی و نسبت‌های مولی مواد اولیه و رابطهٔ۲ جرم هر یک از مواد اولیه محاسبه گردید.

$$(15-x)[Fe(No_3)_3.9H_2O] + x[YbCl_3.6H_2O] + 9[Y(No_3)_3.6H_2O] + 20C_6H_8O_7 \rightarrow 3Y_3Yb_xFe_{5-x}O_{12} + 36N_2 + 269H_2O + 120CO_2 \quad (۱)$$

[1] Cheng
[2] Praveena
[3] Srinath
[4] Satar

۲ جرم اولیهٔ ماده = $\left(\frac{\text{جرم مولی ماده}\times\text{ضریب در واکنش}}{\text{جرم مولی گارنت}\times\text{ضریب در واکنش}}\right)\times$ مقدار گرم محصول

مواد اولیهٔ، شامل نیترات آهن $Fe(NO_3)_3\cdot 9H_2O$ با درصد خلوص ٪۹۹٫۹۹ از شرکت کارلو اربا، نیترات ایتریوم $Y(NO_3)_3\cdot 6H_2O$ با درصد خلوص ٪۹۹٫۹۹ از شرکت سامچون و کلراید ایتربیم $YbCl_3.6H_2O$ ساخت شرکت استرم کمیکال با درصد خلوص ٪۹۹٫۹ در ۲۵ میلی لیتر آب یون‌زدایی شده حل و سپس محلول اسید سیتریک با فرمول $C_6H_8O_7\cdot H_2O$ به آن اضافه شد. در تمامی نمونه‌ها نسبت سیترات به نیترات‌های فلزی ۳ به ۱ انتخاب و جهت رسیدن به $pH=2$ از محلول آمونیاک استفاده شد. محلول نهایی در حمام روغن و در دمای ۹۵°C گرمادهی شد تا سل ساخته‌شده به ژل تبدیل شود. ژل حاصل برای پیرسازی به‌مدت ٤۸ ساعت در دمای محیط قرار گرفت. سپس درون آون و در دمای ۱۱۵ °C به‌مدت ٤۸ ساعت گرمادهی شد. جهت مشخصه‌یابی نمونه‌ها، ژل خشک در دمای ۹۰۰ °C با زمان ۲ ساعت پخت شد.

روش‌های مشخصه‌یابی

فازیابی و ساختار بلوری نمونه‌ها توسط پراش پرتو ایکس (XRD) ساخت شرکت فیلیپس مدل X/'Pert Pro با لامپ مس بررسی شد. پیوندهای شیمیایی توسط طیف‌سنجی مادون قرمز (FT-IR) مدل ABB Bomem PROTA در گسترهٔ عدد موج ٤۰۰۰-٤۰۰ cm^{-1} مطالعه شد. ریخت‌شناسی نمونه‌ها توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (FE-SEM) مدل Mira2 TESCAN مورد بررسی قرار گرفت. نمودار پسماند مغناطیسی نمونه‌های توسط مغناطیس‌سنج ارتعاشی (VSM) ساخت شرکت دانش پژوه کاشان در گسترهٔ ۱۵۰۰۰Oe تا ۱۵۰۰۰- بررسی شد. در این تحقیق، به‌منظور بررسی خواص دی‌الکتریکی، نفوذپذیری و اتلاف مغناطیسی گارنت $Y_3Yb_xFe_{5-x}O_{12}$ ، از دستگاه LCR متر مدل Gw Instek LCR-8110G استفاده شد.

بحث و نتیجه‌گیری

شکل۱ الگوی پراش پرتو ایکس پودرهای گارنت $Y_3Yb_xFe_{5-x}O_{12}$ با میزان جانشانی ۰٫۳۰ و ۰٫۲۵، ۰٫۲۰،۰٫۱۵،۰٫۱،۰٫۰،۰= X را نشان می‌دهد. بر اساس الگوی XRD مطابقت الگوی پراش نمونه‌ها با کارت استاندارد (۰۱-۰۷۱-۲۱۵۰) مربوط به $Y_3Fe_5O_{12}$ نشان‌دهندهٔ تشکیل ساختار تک‌فاز گارنت مکعبی در تمامی نمونه‌ها است. با این وجود برای نمونهٔ $x=0.3$ در موقعیت $2\theta=33.47$ یک قله مربوط به $(YbFeO_3)$ با کارت استاندارد (۰۱-۰۷٤-۱٤۸۲) ظاهر شده‌است. اندازهٔ تقریبی نانوبلورک‌ها با استفاده از رابطهٔ دبای شرر محاسبه شد.

$$D=\frac{K\lambda}{\beta\cos\theta} \qquad ۳$$

در رابطهٔ۳، λ طول موج پرتو ایکس (۱٫۵۴۰۶ Å)، β پهنای قله در نیم شدت بیشینه برحسب (rad)، K ثابت

شرر برابر ۰٫۹ است. با توجه به‌اینکه ساختار گارنت ایتریوم آهن مکعبی است ثابت شبکه را می‌توان از رابطهٔ ٤ به‌دست آورد.

$$a = \frac{\lambda\sqrt{h^2+k^2+l^2}}{2sin\theta} \qquad ٤$$

در رابطهٔ ٤، (hkl) اندیس‌های میلر[1] هستند. همچنین کرنش (ε) شبکه توسط رابطهٔ ویلیامسون هال محاسبه شد.

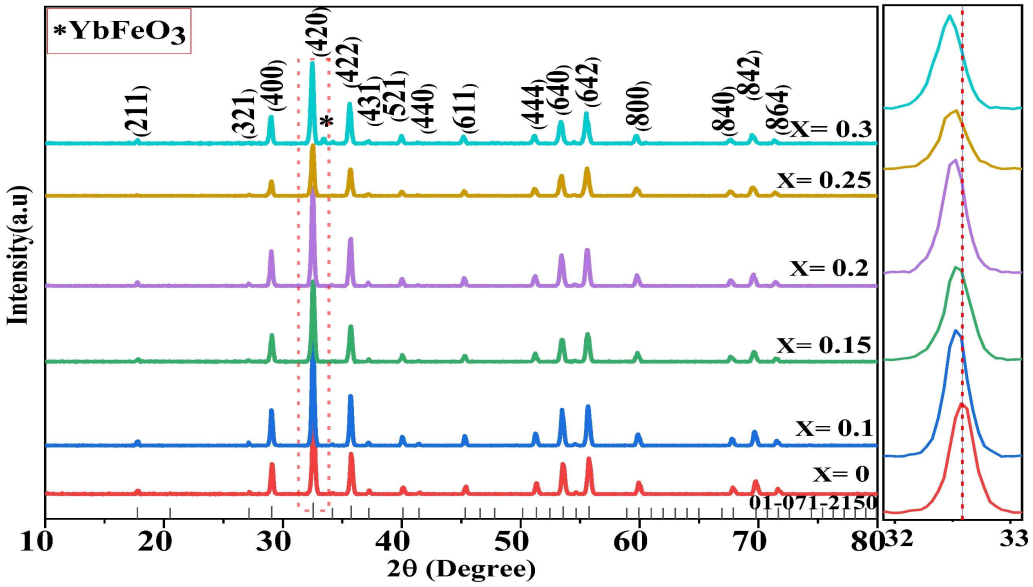
$$\beta cos\theta = \frac{k\lambda}{D} + 4\varepsilon sin\theta \qquad ٥$$

چگالی نمونه‌ها بر اساس داده‌های اشعهٔ ایکس را به‌کمک رابطهٔ ٦ و حجم سلول واحد[2] برای ساختار مکعبی را از رابطهٔ ۷ محاسبه نمود [۹].

$$d_{xray} = \frac{8W_m}{N_A a^3} \qquad ٦$$

$$V_{cell} = a^3 \qquad ۷$$

در رابطهٔ ٦، W_m وزن مولکولی و N_A عدد آووگادرو می‌باشد. بر اساس داده‌های XRD افزایش تدریجی مقدار Yb^{3+}منجر به‌انتقال قله‌های پراش به‌طرف زوایای کوچکتر و در نتیجه افزایش ثابت شبکه شده است، به‌طوری‌که مقدار پارامتر شبکه از ۱۲٫۲٦ آنگستروم در نمونهٔ فاقد جانشانی به ۱۲٫۳۲ در نمونه با $x = ۰٫۳$ افزایش یافته است. این افزایش را می‌توان به جانشانی یون Yb^{3+} با شعاع یونی بزرگ‌تر(۰٫۸٦ آنگستروم) به‌جای یون Fe^{3+} با شعاع یونی(۰٫٦۸ آنگستروم) نسبت داد که منجر به افزایش حجم سلول واحد می‌شود [۱۰،۱۱]. از سوی دیگر، اندازهٔ بلورک‌ها در بازهٔ ۳۰ تا ۳٦ نانومتر تعیین شد.



شکل ۱. الگوی پراش پرتو ایکس نمونه‌های $Y_3Yb_xFe_{5-x}O_{12}$ با مقادیر ۰٫۳۰ و ۰٫۲۵، ۰٫۲۰، ۰٫۱۵، ۰٫۱۰، ۰٫۰۵، ۰=X .

[1] Miller indices

[2] unit cell volume

از آنجا که دما و زمان پخت اصلی‌ترین عامل برای افزایش اندازهٔ نانوبلورک‌ها هستند، در شرایط پخت یکسان تغییرات زیادی در اندازهٔ نانوبلورک‌ها دیده نمی‌شود [۱۲].

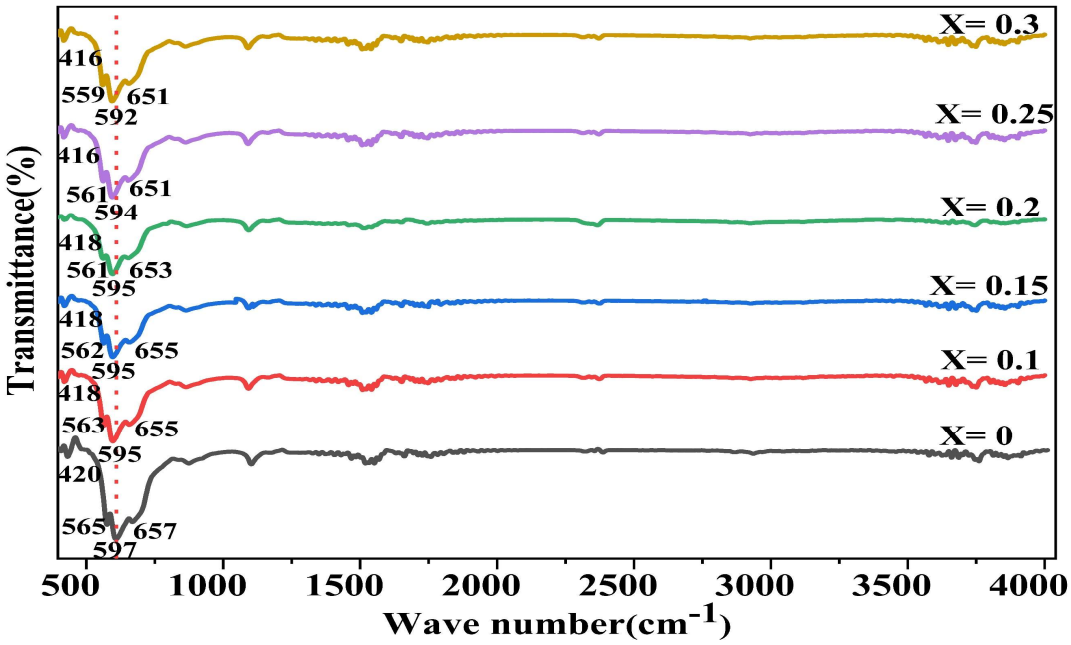
در مقادیر پایین جانشانی $x = ۰/۱$ افزایش اندازهٔ بلورک‌ها مشاهده می‌شود که می‌تواند ناشی از کاهش کرنش در شبکه باشد. با این حال در $x = ۰/۳$ اندازهٔ بلورک‌ها کاهش یافته و به ۳۰ نانومتر رسیده است که می‌تواند حاصل افزایش کرنش بلوری و آغاز تشکیل فاز ثانویه $YbFeO_3$ باشد [۱۲]. چگالی تئوری نمونه‌ها با افزایش مقدار یون Yb^{3+} روندی افزایشی نشان می‌دهد که ناشی از جایگزینی یون سنگین‌تر Yb^{3+} با جرم $(۱۷۳ \frac{g}{mol})$ به‌جای Fe^{3+} با جرم $(۵۵/۸۵ \frac{g}{mol})$ است. با وجود افزایش ثابت شبکه، چگالی تئوری از $(۵/۳۱ \frac{g}{cm^3})$ در نمونهٔ پایه به $(۵/٤۹ \frac{g}{cm^3})$ در $x = ۰/۳$ افزایش یافت که بیانگر غالب بودن اثر جرم مولی نسبت به حجم سلول واحد است. به‌طورکلی می‌توان نتیجه گرفت که جانشانی کنترل‌شده یون Yb^{3+} تا مقدار $x = ۰/۲۵$ منجر به گسترش ساختار بلوری بدون تخریب فاز گارنت می‌شود. با این حال، مقادیر بالاتر از این آستانه باعث اختلال در رشد بلورک‌ها، ایجاد کرنش ساختاری و ظهور فازهای ثانویه می‌گردد که تأثیر مستقیم بر خواص مغناطیسی و الکتریکی سیستم خواهد داشت. اطلاعات مربوط به الگوی پراش پرتو ایکس نمونه‌ها در جدول۱ آورده شده‌است.

شکل۲ طیف (FT-IR) نمونه‌های گارنت ایتریوم آهن جانشانی شده با یون ایتربیم را نشان می‌دهد. بر اساس گزارش نیایی‌فر و همکاران [۱۳]، ۱۷ حالت ارتعاشی فعال در ناحیهٔ مادون قرمز برای گارنت وجود دارد که عبارتند از سه حالت کششی نامتقارن جایگاه چهاروجهی $\nu_d(\nu_3)$، سه حالت خمشی نامتقارن $\nu_a(\nu_4)$، یک حالت خمشی متقارن ν_2، دو حالت چرخشی R در جایگاه چهاروجهی، دو حالت انتقالی T مربوط به جایگاه چهاروجهی، سه حالت انتقالی T_d مربوط به کاتیون‌های جایگاه دوازده وجهی و سه حالت انتقالی T_o ناشی از کاتیون‌های جایگاه هشت‌وجهی. در این پژوهش سه حالت کششی ثبت شده در محدودهٔ $۵۵۰-٦٦۰cm^{-1}$ به‌حالت‌های ارتعاشات کششی پیوند اکسیژن–فلز در جایگاه چهاروجهی (ν_3)، نسبت داده شد، همچنین حالت‌های مشاهده شده در محدودهٔ $٤۱٦-٤۲۰cm^{-1}$ را می‌توان به ارتعاشات خمشی پیوند اکسیژن–فلز در جایگاه هشت‌وجهی (ν_4) مربوط دانست [۱۳]. با افزایش مقدار یون Yb^{3+} به‌جای Fe^{3+}، پیک‌های اصلی جذب به‌سمت اعداد موج پایین‌تر جابه‌جا شده‌اند. این جابه‌جایی ناشی از بزرگ‌تر بودن شعاع یونی Yb^{3+} نسبت به Fe^{3+} است که موجب افزایش طول پیوند Fe–O در ساختار و کاهش انرژی ارتعاشی آن می‌شود. در نتیجه، بسامد ارتعاشی پایین‌تری مشاهده می‌شود که به‌صورت انتقال پیک‌ها به‌سمت اعداد موج کوچک‌تر در طیف نمایان شده است. این تغییرات گواهی بر جانشینی موفق یون ایتربیم و تأثیر آن بر پیوندهای گارنت ایتریوم آهن هستند [۱۰]. در نتیجه، بسامد ارتعاشی پایین‌تری مشاهده می‌شود که به‌صورت انتقال پیک‌ها به‌سمت اعداد موج کوچک‌تر در طیف نمایان شده است. این تغییرات گواهی بر جانشینی موفق یون ایتربیم و تأثیر آن بر پیوندهای گارنت ایتریوم آهن هستند [۱۰].

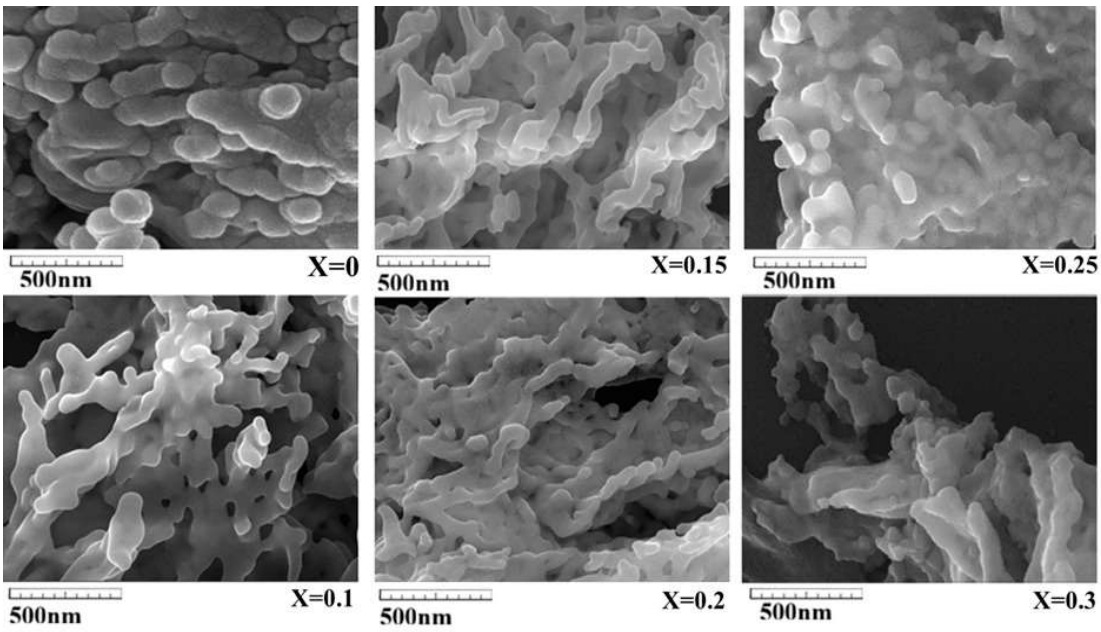
شکل۳ تصاویر FE-SEM نمونه‌های سنتز شده را نشان می‌دهد. با شروع جانشانی ایتربیم، تغییرات قابل‌توجهی

در ریخت‌شناسی سطح رخ می‌دهد؛ به‌طوری که ساختارها از حالتی نسبتاً کروی در نمونهٔ خالص به ساختارهایی ورقه‌ای‌شکل و مرجانی در نمونه‌های جانشانی شده تغییر شکل داده‌اند [۱۰].

شکل٤. نمودار پسماند نمونه‌های $Y_3Yb_xFe_{5-x}O_{12}$ با مقادیر ۰٫۳۰ و ۰٫۲۵، ۰٫۲۰، ۰٫۱۵، ۰٫۱، ۰٫۰، X=۰٫۰ .



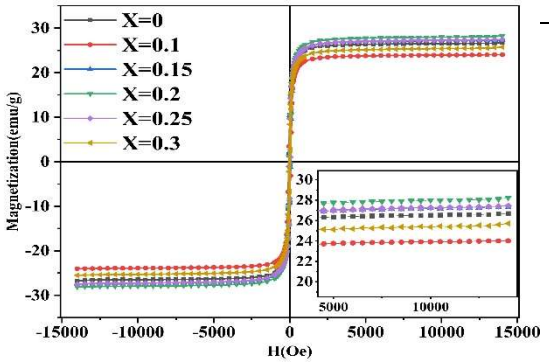
شکل۲. طیف FT-IR نمونه‌های $Y_3Yb_xFe_{5-x}O_{12}$ با مقادیر ۰٫۳۰ و ۰٫۲۵، ۰٫۲۰، ۰٫۱۵، ۰٫۱، ۰٫۰، X =۰٫۰.



شکل۳. تصویر FE-SEM نمونه‌های $Y_3Yb_xFe_{5-x}O_{12}$ با مقادیر ۰٫۳۰ و ۰٫۲۵، ۰٫۲۰، ۰٫۱۵، ۰٫۱، ۰٫۰، X=۰٫۰ .

جدول۱. درصد فاز، اندازهٔ نانو بلورک‌ها، ثابت شبکه، کرنش شبکه، حجم سلول واحد و چگالی بر مبنای پرتو ایکس نمونه‌های $Y_3Yb_xFe_{5-x}O_{12}$.

میزان جانشانی (x)	درصد فاز	اندازهٔ بلورک D (nm)	ثابت شبکه a (Å)	کرنش شبکه $\varepsilon\times10^{-3}$	حجم سلول واحد ($Å^3$)	چگالی بر مبنای پرتو ایکس ($\frac{g}{cm^3}$)
۰	۱۰۰٪	۳٤	۱۲٫۲٦	۳٫۸۰	۱۸٤۲٫۷۷	۵٫۳۱
۰٫۱	۱۰۰٪	۳٦	۱۲٫۳۰	۳٫٤۷	۱۸۵۹٫۵	۵٫۳۵
۰٫۱۵	۱۰۰٪	۳٤	۱۲٫۲۹	۳٫۷۱	۱۸۵٦٫۳۳	۵٫٤۰
۰٫۲	۱۰۰٪	۳۵	۱۲٫۳۰	۳٫٦۲	۱۸٦۰٫۸٦	۵٫٤۳
۰٫۲۵	۱۰۰٪	۳۵	۱۲٫۲۸	۳٫٦٤	۱۸۵۱٫۸۰	۵٫۳۲



در شکل٤ نمودار پسماند نمونه‌های گارنت ایتریوم آهن جانشانی شده با یون ایتربیم آورده شده‌است. طبق نظریهٔ نیل گشتاور مغناطیسی مؤثر جایگاه‌های a, d در دمای اتاق به‌صورت پادموازی و از آنجا که یون ایتریوم یک دیامغناطیس است، بنابراین ویژگی‌های مغناطیسی YIG ناشی از خواص یون‌های آهن در جایگاه‌های هشت و چهاروجهی است. اگر M_a، M_c و M_d به‌ترتیب گشتاور مغناطیسی جایگاه‌های هشت‌وجهی، دوازده‌وجهی و چهاروجهی باشند، مغناطش کل گارنت از رابطهٔ۸ به‌دست می‌آید [۱]:

$$M_{net} = |M_d - M_a| - |M_c| \qquad ۸$$

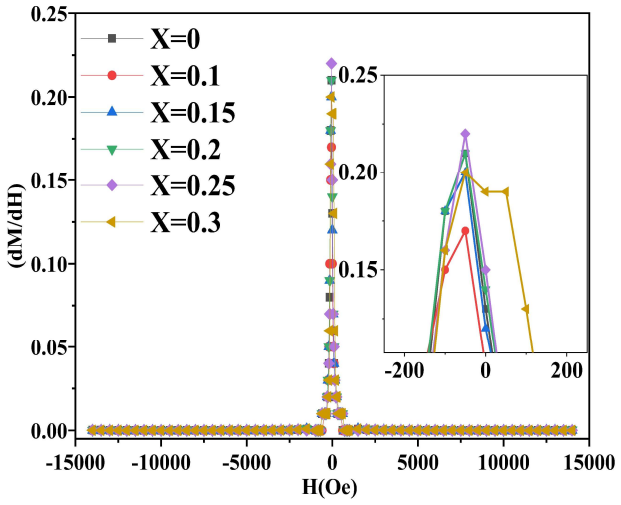
که در آن مغناطش جایگاه c به‌علت دیامغناطیس بودن یون ایتریوم صفر است. ویژگی‌های مغناطیسی نمونه‌ها از جمله مغناطش اشباع (M_s)، پسماند مغناطیسی (M_r)، وادارندگی مغناطیسی (H_C)، نسبت چهارگوشی حلقهٔ پسماند $(\frac{M_r}{M_s})$، پذیرفتاری مغناطیسی (χ) و ثابت ناهمسانگردی (K) با استفاده از نمودار پسماند محاسبه شد. برای وضوح بیشتر قسمت اشباع نمودار VSM بزرگ‌نمایی شده است. با توجه به‌نمودار پسماند مغناطیسی تغییرات مغناطش اشباع در نمونه‌های گارنت جانشانی شده $Y_3Yb_xFe_{5-x}O_{12}$ نشان‌دهندهٔ یک روند غیر خطی است. باتوجه به‌اینکه یون Yb^{3+} دارای شعاع یونی بزرگ‌تری نسبت به یون Fe^{3+} است احتمال حضور آن در جایگاه هشت‌وجهی بیش از جایگاه چهاروجهی است. در مرحلهٔ اول جانشانی $x = ۰٫۱$ مغناطش اشباع نمونهٔ جانشانی شده نسبت به‌نمونهٔ خالص YIG کاهش می‌یابد. دلیل این اتفاق را می‌توان ناشی از کج شدگی اسپینی جایگاه چهاروجهی به‌علت حضور یون Yb^{3+} در جایگاه هشت‌وجهی دانست [۱٤]. با افزایش میزان جانشانی تا $x = ۰٫۲$ مغناطش اشباع روندی افزایشی را طی می‌کند و به‌مقدار بیشینهٔ $(۲۸٫۳(\frac{emu}{g}))$ می‌رسد، روند تغییر مغناطش اشباع در این پژوهش روندی مشابه با گزارش ارائه‌شده توسط گارسیا و همکاران دارد [۱۰]. با توجه به گشتاور مغناطیسی کمتر Yb^{3+} $(٤٫۳-٤٫۹\mu B)$ نسبت گشتاور مغناطیسی Fe^{3+} $(۵\mu B)$

می‌توان این افزایش را به‌تأثیر بیشتر کاهش گشتاور مغناطیسی ناشی از جانشینی یون Yb^{3+} در جایگاه هشت‌وجهی نسبت به‌تأثیر کاهش گشتاور مغناطیسی ناشی از کج شدگی اسپینی دانست [۱٤،۱۵]. با افزایش جانشانی ($x \geq ۰/۲۵$) مغناطش اشباع روندی کاهشی را در پیش می‌گیرد که این روند را می‌توان به تغییر برهم‌کنش ابرتبادلی یون‌های آهن ($Fe^{d}-O-Fe^{a}$) به‌علت حضور یون Yb^{3+} و همچنین به‌دلیل وجود فاز ناخالصی $YbFeO_3$ در نمونهٔ $x = ۰/۳$ نسبت داد [۱٤]. با افزایش میزان جانشانی یون Yb^{3+} به‌جای یون‌های Fe^{3+} در ساختار گارنت ایتریوم آهن، نیروی وادارندگی مغناطیسی (H_c) روندی کاهشی نشان می‌دهد و باعث بهبود رفتار مغناطیسی نرم YIG می‌شود. جانشانی یون‌های Yb^{3+} که دارای گشتاور مغناطیسی کمتر و خواص مغناطیسی ضعیف‌تری نسبت به Fe^{3+} هستند، موجب کاهش ثابت ناهمسان‌گردی مغناطوبلوری (K) می‌شود. از آنجاکه طبق رابطهٔ ($K = \frac{H_c.M_s}{0.96}$) نیروی وادارندگی با K نسبت مستقیم دارد، کاهش ثابت ناهمسان‌گردی به کاهش H_c منجر می‌شود [۱٦].

نسبت چهارگوشی حلقهٔ پسماند برای تمامی نمونه‌ها کمتر از ۰/۵ است که نشان می‌دهد نمونه‌ها دارای چند حوزه مغناطیسی هستند [۱٦]. اطلاعات به‌دست آمده از حلقه پسماند در جدول۲ آورده شده است.

جدول۲. ویژگی‌های مغناطیسی نمونه‌های $Y_3Yb_xFe_{5-x}O_{12}$.

میزان جانشانی (X)	M_s ($\frac{emu}{g}$)	M_r ($\frac{emu}{g}$)	H_C (Oe)	$\frac{M_r}{M_s}$	χ	K ($\frac{emu}{g}$)Oe
۰	۲٦٫۷	۱۰٫۵	۵۳	۰٫۳۹٦	۰٫۲۱۰	۱٤۷٤
۰٫۱	۲٤	۱۰٫۱	٦٦	۰٫٤۲۲	۰٫۱٦۹	۱٦۵۱
۰٫۱۵	۲۷٫۳	۱۰٫٤	۵۷	۰٫۳۸۰	۰٫۱۹۹	۱٦۲۱
۰٫۲	۲۸٫۳	۱۰٫۵	۵۳	۰٫۳۷۰	۰٫۲۰۸	۱۵۵۹
۰٫۲۵	۲۷٫۵	۹٫٦	٤٤	۰٫۳۵۰	۰٫۲۱۵	۱۲۹٤
۰٫۳	۲۵٫۷	۸٫٤	۳٦	۰٫۳۲٦	۰٫۲۰۱	۹٦۳



شکل۵. پذیرفتاری مغناطیسی نمونه‌های $Y_3Yb_xFe_{5-x}O_{12}$با مقادیر $X = ۰/۰, ۰/۱, ۰/۱۵, ۰/۲۰, ۰/۲۵$ و ۰/۳۰.

شکل۵ نمودار پذیرفتاری مغناطیس (χ) برحسب میدان (H) بر اساس رابطهٔ ($\chi = \frac{dM}{dH}$) را نشان می‌دهد. با توجه به داده‌های جدول۲، پذیرفتاری مغناطیسی نمونه‌ها با افزایش میزان جانشانی افزایش یافته و در شکل۵ مشاهده می‌شود که نمودار پذیرفتاری برای تمامی نمونه‌ها یک قله و برای نمونهٔ $x = ۰/۳$، دو قلهٔ نسبی را نشان می‌دهد که می‌تواند بیانگر وجود فاز ناخالصی در این نمونه باشد که با نتایج الگوهای پراش اشعهٔ ایکس همخوانی دارد.

بررسی ویژگی‌های الکترومغناطیسی نمونه‌ها

به‌کمک داده‌های به‌دست‌آمده از دستگاه LCR متر، ثابت دی‌الکتریک (ε')، ضریب اتلاف دی‌الکتریک ($\tan\delta$)، اتلاف دی‌الکتریک (ε'')، رسانندگی الکتریکی

متناوب (σ_{ac})،ضریب اتلاف مغناطیسی $(\tan\delta')$، نفوذپذیری مغناطیسی (μ') و اتلاف مغناطیسی (μ'') محاسبه شد. برای محاسبهٔ ثابت دی‌الکتریک از رابطهٔ۹، برای محاسبهٔ ضریب اتلاف دی‌الکتریک از رابطهٔ۱۰، برای به‌دست آوردن اتلاف دی‌الکتریک از رابطهٔ۱۱ و برای رسانندگی الکتریکی متناوب از رابطهٔ۱۲ استفاده شده است [۱۷].

$$\varepsilon' = \frac{Cd}{A\varepsilon_o} \qquad ۹$$

$$\tan\delta = \frac{1}{2\pi f R_p C} \qquad ۱۰$$

$$\varepsilon'' = \varepsilon' \tan\delta \qquad ۱۱$$

$$\sigma_{ac} = 2\pi f \varepsilon_o \varepsilon'' \qquad ۱۲$$

همچنین نفوذپذیری مغناطیسی از رابطهٔ۱۳، ضریب اتلاف مغناطیسی از رابطهٔ۱٤ و اتلاف مغناطیسی توسط رابطهٔ۱۵ قابل استخراج خواهند بود [۱۷].

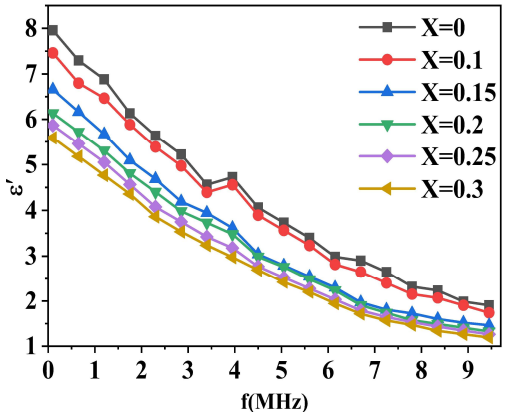
$$\mu' = \frac{L_s}{L_o}\mu_o \qquad ۱۳$$

$$\tan\delta' = \frac{R_s}{2\pi f L_s} \qquad ۱٤$$

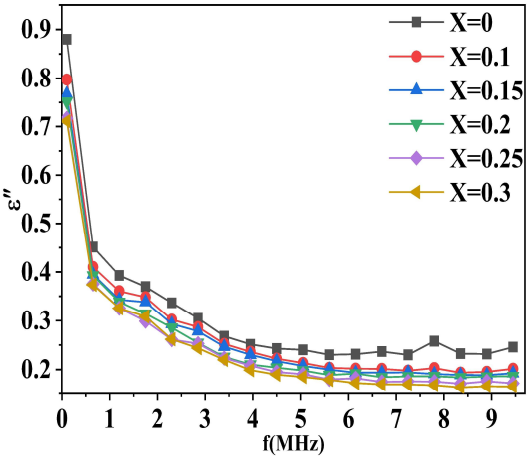
$$\mu'' = \mu' \tan\delta' \qquad ۱۵$$

در این روابط، R_s مقاومت سری مدار و f بسامد، d ضخامت قرص خازن، A مساحت قرص، R_p مقاومت موازی مدار و ε_o ضریب گذردهی الکتریکی خلأ[1] $(8/85\times10^{-12}\ \frac{C^2}{N.m^2})$ می‌باشند [۱۷]. شکل‌های٦، ۷ و ۸ به‌ترتیب ثابت دی‌الکتریک، اتلاف دی‌الکتریکی و رسانندگی الکتریکی متناوب برحسب بسامد را نشان می‌دهند. با توجه به‌شکل‌های ٦ و ۷ در هر دو جزء حقیقی و موهومی ثابت دی‌الکتریک نمونه‌های سنتز شده، با افزایش بسامد کاهش قابل توجهی مشاهده می‌شود. رفتار کاهشی این ویژگی دی‌الکتریک نسبت به بسامد را می‌توان بر اساس دو سازوکار قطبش ناشی از جهت‌گیری دو قطبی‌ها و قطبش سطحی تبیین کرد.

[1] vacuum permittivity



شکل٦. ثابت دی‌الکتریک نمونه‌های $Y_3Yb_xFe_{5-x}O_{12}$ با مقادیر.



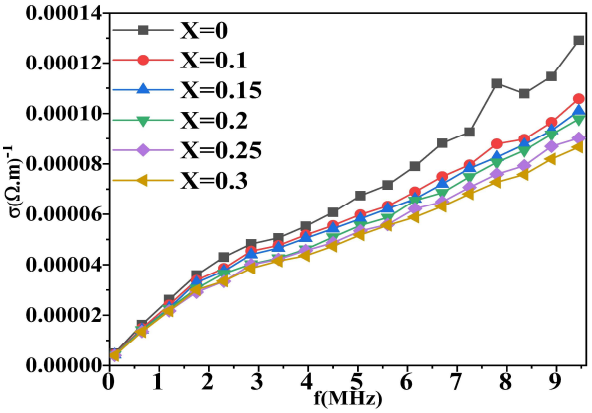
شکل۷. اتلاف دی‌الکتریک نمونه‌های $Y_3Yb_xFe_{5-x}O_{12}$با مقادیر ۰٫۳۰ و ۰٫۲۵ ،۰٫۲۰ ،۰٫۱۵ ،۰٫۱۰ ،۰٫۰۱ ،۰ =X .

در سازوکار قطبش وابسته به جهت‌گیری دو قطبی‌ها، بزرگی شاخص‌های دی‌الکتریک به‌میزان توانایی انتقال الکترون میان یون‌های Fe^{3+} و Fe^{2+} بستگی دارد. در بسامدهای پایین، جابه‌جایی الکترون‌ها به‌راحتی مطابق با تغییرات میدان انجام می‌شود و دو قطبی‌ها می‌توانند آرایشی منظم بیابند؛ بنابراین، مقدار بالاتری از ثابت دی‌الکتریک حاصل می‌شود. با این حال، با افزایش بسامد، دو قطبی‌ها زمان کافی برای همگام‌سازی با میدان متغیر را در اختیار ندارند و در نتیجه، توانایی آن‌ها برای دنبال کردن تغییرات میدان کاهش می‌یابد و این امر موجب کاهش قطبش و به‌تبع آن، کاهش ثابت دی‌الکتریک می‌شود. یکی دیگر از سازوکارهای توجیه کاهش ثابت دی‌الکتریک با افزایش بسامد، بر پایه قطبش سطحی قرار دارد. این سازوکار بر اساس دو نظریهٔ ماکسول–وگنر[1] و کوپ[2] مطرح شده است. مطابق این مدل، ساختار دانه‌ای فریت‌ها شامل دو ناحیه متمایز است: لایه‌هایی از دانه‌ها با رسانایی بالا و تلفات کم، که به‌وسیلهٔ لایه‌هایی از مرزدانه با رسانایی پایین و تلفات بالا از یکدیگر جدا شده‌اند. در چنین ساختاری، تجمع بارهای الکتریکی در مرزدانه‌ها بیشتر از درون دانه‌ها رخ می‌دهد و این امر موجب ایجاد ساختار دو لایه‌ای و قطبش سطحی قوی‌تر می‌گردد. در بسامدهای پایین، جابه‌جایی و انتقال الکترون‌ها میان یون‌های Fe^{3+} و Fe^{2+} می‌تواند بیش از یک فاصله اتمی را شامل شود که این امکان را برای الکترون‌ها فراهم می‌آورد تا به مرزدانه‌ها رسیده و در آن‌جا تجمع یابند. در نتیجه، قطبش سطحی قابل توجهی ایجاد می‌شود که به‌موجب آن ثابت دی‌الکتریک مقدار بالایی دارد. همچنین، مقاومت بالای مرزها باعث افزایش تلفات انرژی می‌گردد. بنابراین، مقادیر بالای اتلاف دی‌الکتریک، در بسامدهای پایین، نشانگر تجمع بار در مرزدانه‌ها در این بسامدها است. با افزایش بسامد، تعداد کمتری از الکترون‌ها قادرند خود را به مرز دانه‌ها رسانده و تجمع یابند؛ در نتیجه، ساختار دو لایه‌ای ضعیف‌تر و قطبش سطحی کمتری شکل می‌گیرد که در نهایت به کاهش

[1] Maxwell-Wagner theory

[2] Koop's theory

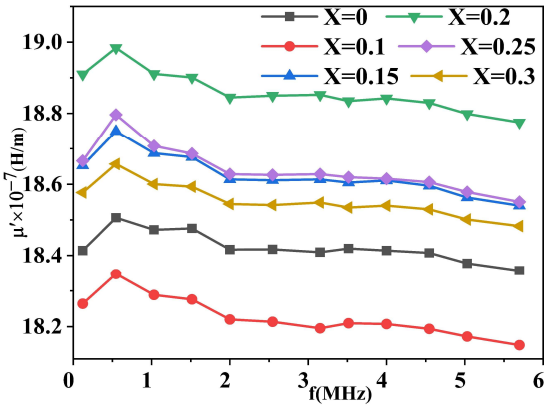
مقدار هر دو جزء حقیقی و موهومی ثابت دی‌الکتریک منجر می‌شود [۱۸]. با توجه به‌شکل۸ با افزایش بسامد، رسانایی الکتریکی رفتار افزایشی از خود نشان می‌دهد، در حالی که تلفات دی‌الکتریک روندی کاهشی دارد. مقادیر بالای تلفات در بسامدهای پایین عمدتاً ناشی از تجمع حامل‌های بار در مرز دانه‌ها با مقاومت ویژه بالا است که منجر به کاهش چشمگیر رسانایی در این محدودهٔ بسامدی می‌شود. از سوی دیگر، فرآیند تبادل الکترون میان یون‌های Fe^{3+} و Fe^{2+} در بسامدهای پایین مستلزم صرف انرژی بیشتری است؛ بنابراین هرچه انرژی صرف‌شده برای این انتقال بیشتر باشد، میزان تلفات انرژی نیز افزایش می‌یابد. در بسامدهای بالا، به‌دلیل کاهش نقش مرزدانه‌ها و غالب شدن مسیرهای رسانشی از طریق دانه‌ها (که مقاومت کمتری دارند)، انرژی لازم برای تبادل الکترون به‌طور محسوس کاهش یافته و در نتیجه تلفات انرژی نیز کمتر می‌شود. همچنین، با تقویت اثر رسانش درون دانه‌ای، سهم بیشتری از جریان الکتریکی از طریق دانه‌ها منتقل شده و این امر به‌افزایش کلی رسانایی منتهی می‌شود [۱۸]. برآیند این عوامل موجب می‌گردد که هدایت الکتریکی جریان متناوب در کلیه نمونه‌ها با افزایش بسامد، روندی صعودی داشته باشد. از سوی دیگر، بررسی شکل‌های۶ و ۷ حاکی از آن است که با افزایش میزان جانشانی هر دو مؤلفه حقیقی و موهومی ثابت دی‌الکتریک کاهش می‌یابند. در فریت‌ها، یکی از عوامل مؤثر بر ثابت دی‌الکتریک تغییر غلظت یون‌های Fe^{3+} است. با افزایش جانشانی یون Yb^{3+} تعداد یون‌های Fe^{3+} در جایگاه هشت‌وجهی کاهش می‌یابد و در نتیجه جهش الکترون بین یون‌های Fe^{2+} و Fe^{3+} کمتر می‌شود. این امر منجر به تضعیف سازوکار قطبش سطحی و در نتیجه کاهش مؤلفه‌های حقیقی و موهومی ثابت دی‌الکتریک در گارنت ایتریوم آهن جانشانی می‌گردد [۱۹]. همچنین، رسانندگی الکتریکی متناوب با افزایش جانشانی یون Yb^{3+} کاهش می‌یابد.



شکل۸ رسانندگی الکتریکی نمونه‌های $Y_3Yb_xFe_{5-x}O_{12}$ با مقادیر X = ۰، ۰٫۰۵، ۰٫۱۰، ۰٫۱۵، ۰٫۲۰، ۰٫۲۵ و ۰٫۳۰.

رسانندگی الکتریکی در YIG به‌طور عمده به‌علت پرش الکترون بین یون‌های Fe^{2+} و Fe^{3+} در جایگاه‌های هشت‌وجهی صورت می‌پذیرد. با افزایش اشغال این جایگاه‌ها توسط یون Yb^{3+} و کاهش یون Fe^{3+} این جهش الکترون کاهش‌یافته و در نتیجه رسانندگی الکتریکی کاهش می‌یابد [۹،۲۰]. شکل‌های۹ و ۱۰ به‌ترتیب نفوذپذیری مغناطیسی و اتلاف مغناطیسی نمونه‌ها را نشان می‌دهند. با توجه به‌شکل۹ نفوذپذیری مغناطیسی تمامی نمونه‌ها با افزایش بسامد کاهشی نسبی دارد که یک رفتار معمول فریت‌ها است. با توجه به این نمودار، نفوذپذیری مغناطیسی گارنت ایتریوم آهن جانشانی‌شده با یون Yb^{3+} با افزایش میزان جانشانی ابتدا روندی افزایشی داشته و در نسبت جانشانی $x = ۰٫۲$ به بیشینه مقدار خود رسیده اما با ادامه افزایش یون Yb^{3+} این روند کاهشی شده است. معمولاً نفوذپذیری

مغناطیسی در فریت‌ها را می‌توان به دو سازوکار مغناطیسی چرخش حوزه‌ها و حرکت دیوارهٔ حوزه‌ها وابسته دانست و این وابستگی را به‌صورت رابطهٔ ($\mu_i = 1 + \chi_W + \chi_{spin}$) بیان کرد.



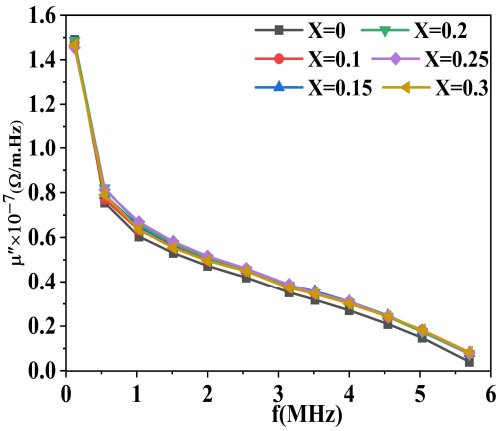
شکل۹. نفوذپذیری مغناطیسی نمونه‌های $Y_3Yb_xFe_{5-x}O_{12}$ با مقادیر ۰٫۳۰ و ۰٫۲۵، ۰٫۲۰، ۰٫۱۵، ۰٫۱۰، ۰٫۰۵، ۰٫۰ = X.

در این رابطه χ_W حساسیت پذیری مغناطیسی ناشی از حرکت دیواره حوزه‌ها و χ_{spin} حساسیت پذیری مغناطیسی در اثر چرخش حوزه‌ها می‌باشند که از طریق روابط زیر محاسبه می‌شوند.

$$\chi_w = \frac{3\pi M_S^2 D}{4\gamma} \qquad ۱٦$$

$$\chi_{spin} = \frac{2\pi M_S^2}{K_1} \qquad ۱۷$$

که M_s مغناطش اشباع، k ضریب ناهمسانگردی، D میانگین اندازهٔ دانه و γ انرژی دیوارهٔ حوزه‌های مغناطیس است. هر دو نوع حساسیت پذیری مغناطیسی ناشی از حرکت دیواره حوزه‌ها و حساسیت پذیری مغناطیسی در اثر چرخش حوزه‌ها ارتباط مستقیمی با مربع مغناطش اشباع دارند و تحت تأثیر آن قرار می‌گیرند بنابراین همخوانی مناسبی بین تغییرات نفوذپذیری مغناطیسی و مغناطش اشباع نمونه‌ها با افزایش میزان جانشانی وجود دارد [۲۱]. مطابق شکل۱۰ با افزایش بسامد، اتلاف مغناطیسی کاهش می‌یابد. این کاهش عمدتاً به‌دلیل کاهش توانایی حرکت حوزه‌های مغناطیسی در پاسخ به‌میدان متغیر است، زیرا در بسامدهای بالا زمان کافی برای حرکت دیواره‌های حوزه وجود ندارد و پاسخ مغناطیسی بیشتر از طریق چرخش اسپین‌ها (یا ممان‌های مغناطیسی) درون حوزه‌ها انجام می‌شود که انرژی کمتری تلف می‌کند [۲۲].



شکل۱۰. اتلاف مغناطیسی نمونه‌های $Y_3Yb_xFe_{5-x}O_{12}$ با مقادیر ۰٫۳۰ و ۰٫۲۵، ۰٫۲۰، ۰٫۱۵، ۰٫۱۰، ۰٫۰۵، ۰٫۰ = X.

نتیجه‌گیری

در این پژوهش برای تهیهٔ نانوساختارهای $(Y_3Yb_xFe_{5-x}O_{12})$ از روش سل-ژل استفاده شد. نتایج پراش پرتو ایکس ساختار تک‌فاز گارنت را برای نمونه‌های $x \le ۰٫۲۵$ و وجود فاز ناخالصی $YbFeO_3$ را برای نمونه $x = ۰٫۳$ تأیید کرد. ثابت شبکه با افزایش جانشانی افزایش یافت که ناشی از کشیدگی پیوندها

به‌واسطهٔ جانشانی یون ایتربیم با شعاع یونی بزرگتر نسبت به یون آهن بوده است. اندازهٔ بلورک‌ها در بازهٔ ۳۰ تا ۳۶ نانومتر تغییر کرد که این تغییرات با اثر کرنش شبکه مطابقت دارد. مغناطش اشباع از (emu/g) ۲۶٫۷ در نمونه $x=0$ به مقدار بیشینه (emu/g) ۲۸٫۳ در نمونه $x=0.2$ رسید و سپس با افزایش بیشتر ایتربیم کاهش یافت. وادارندگی مغناطیسی از $53Oe$ به $36Oe$ کاهش یافت که بیانگر بهبود رفتار مغناطیسی نرم نمونه‌ها با افزایش میزان جانشانی است. مطالعهٔ ویژگی‌های الکترومغناطیسی نیز نشان داد ثابت دی‌الکتریک، اتلاف دی‌الکتریک و رسانندگی متناوب با افزایش مقدار جانشانی کاهش می‌یابند. این رفتار به‌کاهش غلظت یون‌های قابل تبادل Fe^{3+} و Fe^{2+} و تضعیف سازوکار قطبش بین‌مرزی و قطبش سطحی نسبت داده‌شد. نفوذپذیری و اتلاف مغناطیسی نمونه‌ها نیز با افزایش بسامد کاهش یافت که یک رفتار معمول فریت‌ها است.

مرجع‌ها

[1] H. Zheng, et al., Magnetic and dielectric properties of Nd-Sn-Cu co-doped yttrium iron garnet ferrite, Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 591 (2024). https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2024.171777

[2] M. Niyaifar, A. Behmanesh, A. Hasanpour, An investigation on structural and magnetic properties of praseodymium substituted yttrium iron garnet nanoparticles, Iranian Journal of Crystallography and Mineralogy, 25(2) (2017) 439-448. [In Persian]

[3] O.I. Gorbatov, et al., Magnetic exchange interactions in yttrium iron garnet: A fully relativistic first-principles investigation, PHYSICAL REVIEW B, 104 (2021) 174401. https://doi.org/10.1103/PhysRevB.104.174401

[4] A. Gholizadeh, S. Mahmoudi, Effect of non-magnetic ions substitution on the structure and magnetic properties of Y_{3-x} Sr_xFe_{5-x} Zr_xO_{12} nanoparticles, Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 456 (2018) 46–55. https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2018.02.017

[5] C.S. Kim, et al., Crystallographic and magnetic properties of $Y_3Fe_{5-x}Al_xO_{12}$, Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 21(3) (2003) 553–555. http://dx.doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2017-0808.

[6] Z. Cheng, H.Yang, L.Yu, W. Xu, Saturation magnetic properties of $Y_{3-x}Re_xFe_5O_{12}$ (Re: Gd, Dy, Nd, Sm and La) nanoparticles grown by a sol–gel method, Journal of Materials Science, Materials in Electronics, 19 (2008) 442– 447. https://doi.org/10.1007/s10854-007-9357-7

[7] K. Praveena, S. Srinath, Effect of Gd^{3+} on dielectric and magnetic properties of $Y_3Fe_5O_{12}$, Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 349 (2014) 45-50. https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2013.08.035

[8] A.A. Sattar, H.M. Elsayed, A.M. Faramawy, Comparative study of structure and magnetic properties of micro- and nano-sized GdxY3−xFe5O12 garnet, Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 15 (2016) 172-180. https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2016.03.090

[9] M.N. Akhtar, et al., Structural and Electromagnetic Evaluations of YIG Rare Earth Doped (G, Pr, Ho,Yb) Nanoferrites For High Frequency Applications," Ceramics International, 43(18) (2017) 17032-17040. https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2017.09.115

[10] A. Fernández, F.P. Araujo, Y. Guerra, S. Castro-Lopes, J. Matilla-Arias, I.S. de Lima, E. C. Silva-Filho, J.A. Osajima, F. Guerrero, R. Peña-Garcia, Synthesis of coral-like structures of Pr–Yb co-doped YIG: Structural, optical, magnetic and antimicrobial properties, Journal of Rare Earths, 42(3) (2024) 543-554. https://doi.org/10.3390/molecules29020391

[11] T. Ramesh, J. Naga Vishnu Vardhan, Role of Dysprosium Incorporation on Structural and

Magnetic Properties of Yttrium Iron Garnet for High Power Microwave Device Applications," Ceramics International, 51(13) (2025) 18129-18139. https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2025.01.588

[12] M. Niayifar, N. Khalafi, A. Hasanpour, Influence of cerium substitution on the microstructure and magnetic properties of yttrium iron garnet, prepared via sol-gel method, Iranian Journal of Crystallography and Mineralogy, 21(2) (2013) 183-190. [In Persian]

[13] A. Pormehr, M. Niyaifar, A. Hassanpour, "Investigation of structural properties of Yttrium Iron Garnet substituted by Antimony fabricated via sol-gel method, Iranian Journal of Crystallography and Mineralogy, 26(4) (2019) 1027-1036. [In Persian] doi:10.29252/ijcm.26.4.1027

[14] K. Hamasha, et al., Structural and Magnetic Studies of Ga-doped Yttrium Iron Garnet, Journal of Wuhan University of Technology-Mater, 36(1) (2021) 13-21. https://doi.org/10.1007/s11595-021-2372-3

[15] Y. Jiang, A. Sun, X. Huang, J. Wang, Study on the crystal structure and magnetic properties of Zn-Cu-Co nano ferrite doped with Yb^{3+}, Journal of Alloys and Compounds, 931(1), (2023) 167527. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.167527

[16] M.H. El Makdah, M.H. El-Dakdouki, R. Mhanna, J, Al Boukhari, R. Awad, Effects of neodymium substitution on the structural, optical, and magnetic properties of yttrium iron garnet nanoparticles, Applied Physics A, 127(5) (2021) 304. https://doi.org/10.1007/s00339-021-04466-0

[17] S.E. Mousavi Ghahfarokhi, F. Ranjbar, M. Zargar Shoushtari, A study of the properties of SrFe12 -xCoxO 19 nanoparticles, Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 349 (2014) 80-87. https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2013.08.036

[18] M.A. Amer, T.M. Meaz, A.G. Mostafa, H.F. El-Ghazally, Structural and physical properties of the nano-crystalline Al-substituted Cr–Cu ferrite. Journal of magnetism and magnetic materials, 343 (2013) 286-292. https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2013.05.008

[19] A.B. Bhosale, S.B. Somvanshi, V.D. Murumkar, K. M. Jadhav, Influential incorporation of RE metal ion (Dy^{3+}) in yttrium iron garnet (YIG) nanoparticles: Magnetic, electrical and dielectric behaviour, Ceramics International, 46(10) (2020) 15372-15378. https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2020.03.081

[20] N. Rezlescu, E. Rezlescu, Dielectric properties of ferrites in connection with their structure, Physica Status Solidi (A), 23(2) (1974) 575-582. https://doi.org/10.1002/pssa.2210230229

[21] R. Ghamari, Kh. Gheisari, "Structure, Microstructure, Magnetic and Electromagnetic Properties Ni-Mn-Zn Ferrite Produced by Glycine-Nitrate Process, journal of New Materials, 7(27) (2017) 45-56. [In Persian] https://dorl.net/dor/20.1001.1.22285946.1396.7.27.4.6

[22] B.D. Cullity and C.D. Graham, Introduction to Magnetic Materials, 2nd edition., John Wiley & Sons, Hoboken, NJ, United States 2009.