



تأثیر آرایش Mn بر خواص ساختاری و مغناطیسی نانوذرات فریت شش گوشه استرانسیوم

سید ابراهیم موسوی قهفرخی*، مجتبی احمدی، ایرج کاظمی نژاد

گروه فیزیک، دانشکده علوم، دانشگاه شهید چمران اهواز، اهواز، ایران

(دریافت مقاله: ۹۷/۱/۱۵، نسخه نهایی: ۹۷/۵/۲۰)

چکیده: در این پژوهش نانوذرات $\text{SrFe}_{12-x}\text{Mn}_x\text{O}_{19}$ با مقادیر ۲ و $x = 0, 0.5, 1, 1.5$ به روش سل-ژل ساخته و در دمای 1000°C به مدت ۴ ساعت پخت شدند. گرماسنجی نمونه‌ها به روش وزن‌سنجی (TGA) و افتراقی (DTA)، ساختار بلوری توسط پراش پرتو ایکس (XRD) و خواص پیوندی آن‌ها با بیناب‌سنجی تبدیل فوریه فرسرخ (FT-IR) مورد بررسی قرار گرفت. به منظور ریخت‌شناسی نمونه‌ها از میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (FESEM) استفاده شد. همچنین خواص مغناطیسی نمونه‌ها به کمک مغناطیس‌سنج نمونه ارتعاشی (VSM) بررسی و دمای کوری نانوذرات $\text{SrFe}_{12-x}\text{Mn}_x\text{O}_{19}$ با مقادیر ۱ و $x = 0, 0.5$ تعیین شد. گرماسنجی تشکیل فاز شش‌گوشی در دمای حدود $953/7^\circ\text{C}$ را تأیید می‌کند. نتایج پراش پرتو ایکس افزایش درصد تشکیل فاز با آرایش $x=0.5$ را نشان می‌دهد. نتایج برآمده از منحنی‌های پسماند نمونه‌های تهیه شده روند کاهشی مغناطش اشباع، مغناطش مانده و میدان وادارندگی را با افزایش مقدار آرایش نشان می‌دهد. از طرفی، دمای کوری نمونه‌ها با افزایش مقدار آرایش کاهش یافته است.

واژه‌های کلیدی: نانو ذرات؛ فریت استرانسیوم؛ سل-ژل؛ دمای پخت؛ خواص ساختاری؛ خواص مغناطیسی.

مقدمه

جایگاه‌های 4e، 4f، 6h و 12k را اشغال می‌کنند و شبکه تنگ-پکیده را تشکیل می‌دهند، یون‌های استرانسیوم نیز در جایگاه 2d و یون‌های آهن در جایگاه‌های 2a، 2b، 12k، 4f₁ و 4f₂ می‌نشینند که 2a، 12k و 4f₂ جایگاه‌های هشت‌وجهی و 2b و 4f₁ به ترتیب جایگاه‌های دوهرمی با قاعده مثلثی و چاروجهی هستند [۵،۶]. فریت استرانسیوم شش‌گوشی دارای ویژگی‌های یگانه‌ای چون: دمای کوری بالا، ناهمسانگردی مغناطوبلوری شدید، وادارندگی بالا، مقاومت در برابر خوردگی مناسب، اشباع مغناطیسی بالا، سختی مکانیکی مناسب، پایداری شیمیایی، هزینه اندک آماده‌سازی و اتلاف جریان گردابی اندک است [۷-۹]. به طور کلی توزیع اندازه بلورک‌ها و اندازه ذرات بر ویژگی‌های ساختاری و مغناطیسی فریت‌های شش‌گوشی نوع M [۹].

فریت‌های شش‌گوشی به شش نوع، X، Z، W، Y، M و U تقسیم می‌شوند. از میان آنها، فریت‌های شش‌گوشی نوع M کاربرد گسترده‌ای در آهنرباهای دائمی، مواد جاذب امواج ماکروویو، خازن‌ها، رسانه‌های صوتی، حسگرهای زیستی، رسانه‌های و مغناطیسی-اپتیکی دارند [۱-۳]. فریت‌های شش‌گوشی نوع M یا مغناطوبلومبیت‌ها با فرمول ساختاری $\text{MFe}_{12}\text{O}_{19}$ شناخته می‌شوند که در آن M می‌تواند یکی از سه یون Ba^{2+} ، Sr^{2+} و Pb^{2+} باشد. گروه فضایی فریت نوع M به صورت $p6_3/mmc$ مشخص می‌شود و ساختار بلوری آن به صورت SRS^*R^* است که در آن S قطعه اسپینلی با ترکیب $\text{Fe}_6\text{O}_8^{2+}$ و R دارای فرمول $\text{SrFe}_6\text{O}_{11}^{2-}$ است؛ علامت ستاره نشان دهندهی چرخش 180° درجه‌ای آن‌ها حول محور c است. بنابراین یاخته یکه $\text{MFe}_{12}\text{O}_{19}$ شامل دو واحد مولکولی و ۶۴ یون است که در ۱۱ جایگاه مختلف توزیع می‌شوند [۴]. یون‌های اکسیژن،

نانوبلورک‌ها با فرمول شرر (رابطه ۵) و معادله ویلیامسون-هال (رابطه ۶) محاسبه گردید [۲۰].

$$D = \frac{0.89\lambda}{\beta \cos\theta} \quad (5)$$

$$\beta \cos\theta = \frac{0.89\lambda}{D} + 4\epsilon \sin\theta \quad (6)$$

در معادلات بالا θ ، β ، λ و ϵ به ترتیب طول موج پرتو X ، پهنای قله در نیم ارتفاع بیشینه، زاویه‌ی براگ آن قله و کشش مؤثر هستند. برای بررسی ریخت‌شناسی و اندازه ذرات نمونه‌ها از میکروسکوپ الکترونی روبشی انتشار میدانی (FESEM) بهره گرفته شد. همچنین برای بررسی ویژگی‌های مغناطیسی نمونه-های تهیه شده از مغناطیس‌سنج نمونه ارتعاشی (VSM) استفاده شد. پیوندهای شیمیایی با استفاده از بیناب سنجی تبدیل فوریه فروسرخ (FT-IR) بررسی شد. کمیت دیگری که نقش مهمی در خواص مغناطیسی دارد دمای کوری نمونه-هاست که به وسیله ترازوی فاراده محاسبه شد.

بحث و بررسی

شکل ۱ نتایج گرماوزن‌سنجی و گرماسنجی افتراقی ژل خشک (بدون آلیش Mn^{2+}) را نشان می‌دهد. این شکل درصد کاهش وزن نمونه را در گستره دمایی $50^\circ C$ تا $1200^\circ C$ نمایش می‌دهد. مرحله نخست کاهش وزن (حدود ۳/۷٪) که در $60^\circ C$ - $199^\circ C$ دیده می‌شود، مربوط به تجزیه نیترات‌ها و حذف آب جذب شده در سطح و یا آب موجود در واکنش دهنده‌ها مانند نیترات‌ها است [۲۱]. در این گستره دمایی منحنی نمودار تغییرات گرمایی DTA دو قله گرماگیر نه چندان قوی در $130/4^\circ C$ و $170/3^\circ C$ را نشان می‌دهد. دومین گام کاهش وزن در گستره $199/2^\circ C$ تا $212/1^\circ C$ (۷۶/۸٪) روی می‌دهد که با قله‌ای گرماده و قوی در $202/4^\circ C$ همراه است. این قله به دلیل تغییر ساختار و تجزیه هیدروکسیدهای فلزی و اسید سیتریک ضمن فرایند، ایجاد شده است [۲۲]. آخرین کاهش وزن که در گستره دمایی $212/1^\circ C$ - $953/7^\circ C$ (۱/۸٪) دیده می‌شود، مربوط به تشکیل اکسیدهای فلزی مختلف و مونو هگزا فریت‌هاست [۲۳]. قله‌ی گرماده مشاهده شده در $956/1^\circ C$ نمودار DTA دقیقاً متناظر با نتایج TGA است که در این دما تشکیل فاز فریت ششگوشی کامل می‌شود.

[۱۴]، گرمایی [۱۵] و سایر روش‌ها [۱۶-۱۸]، روش سل-ژل محلولی همگن، غیر کلوخه‌ای و اغلب در ابعاد نانو را تولید می‌کند. از آن‌جاکه روش ساخت، مقدار و نوع آلیش در خواص ساختاری و مغناطیسی فریت‌های شش‌گوشی تأثیر گذار است [۱۹]، لذا در این پژوهش تأثیر آلیش Mn بر خواص ساختاری و مغناطیسی فریت شش‌گوشی استرانسیوم ساخته شده به روش سل-ژل بررسی شد.

روش بررسی

در گام نخست مقادیر نیترات آهن ۹ آبه ($Fe(NO_3)_3 \cdot 9H_2O$)، نیترات استرانسیوم ($Str(NO_3)_2$)، نیترات منگنز ۴ آبه ($Mn(NO_3)_2 \cdot 4H_2O$) و اسید سیتریک ($C_6H_8O_7$) همه با خلوص ۹۹/۹٪ براساس عنصرسنجی توزین و سپس به 120 mL آب یون زادی شده روی همزن گرمایی، در دمای اتاق افزوده شد. پس از گذشت ۲ ساعت، محلولی همگن به‌دست آمد که با افزودن تدریجی هیدروکسید آمونیوم به محلول، pH آن به ۸ رسانده شد. با افزایش دما تا $80^\circ C$ سانتیگراد، ژلی با چسبندگی بالا تشکیل شد که برای به‌دست آوردن ژل خشک، به مدت ۷۲ ساعت درون کوره الکتریکی با دمای $90^\circ C$ درجه سانتیگراد قرار داده شد. سپس نمونه‌های ساخته شده در دمای $1000^\circ C$ به مدت ۴ ساعت پخت شدند. رفتار گرمایی ژل خشک (بدون آلیش) توسط گرماوزن-سنجی و گرماسنجی افتراقی TG/DTA مدل (STA503) بررسی شد. برای بررسی خواص ساختاری نمونه‌های تهیه شده از پراش سنج پرتو ایکس (XRD) فیلیپس، مدل PW-1840 با منبع تابش مس ($\lambda = 1.54056 \text{ \AA}$) استفاده شد. همچنین درصد تشکیل فازها از رابطه (۱)، پارامترهای شبکه a و c از رابطه (۲)، حجم سلول واحد V_{cell} از رابطه (۳) و چگالی پرتو X از رابطه (۴) محاسبه شد [۴].

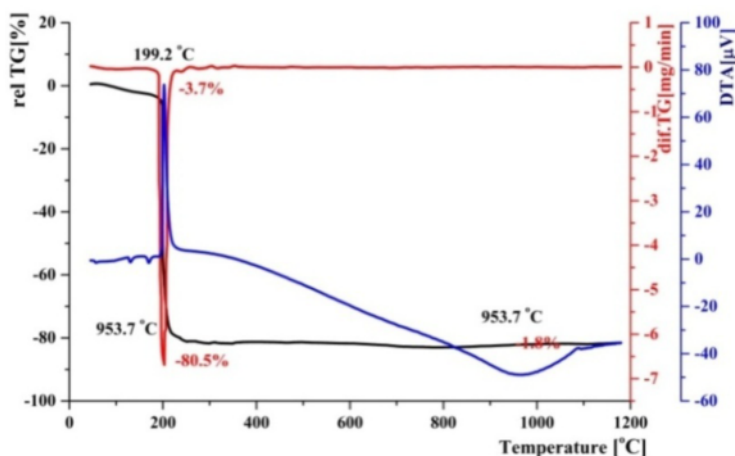
$$\text{درصد فاز} = \frac{\sum I(hkl)}{A} \quad (1)$$

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

$$V_{cell} = \frac{a^2 c \sqrt{3}}{2} \quad (3)$$

$$d_x = \frac{ZM}{N_a V_{cell}} \quad (4)$$

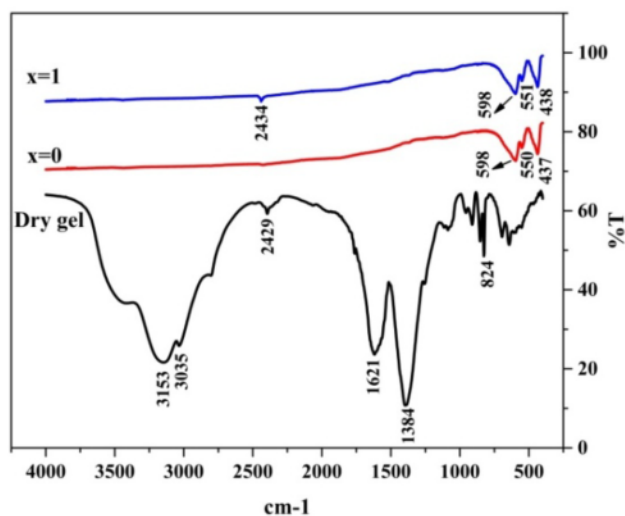
در روابط بالا A ، I ، Z ، (h, k, l) ، N_a و M به ترتیب شدت قله، شدت کل، شاخص‌های میلر، تعداد مولکول در یک یاخته ($Z=2$)، عدد آواگادرو و جرم مولی هستند. همچنین اندازه



شکل ۱ نتایج گرما وزن سنجی و گرماسنجی افتراقی ژل خشک $\text{SrFe}_{12-x}\text{Mn}_x\text{O}_{19}$ با $x = 0$.

بسامد قله‌ها به این دلیل است که اثر بزرگی شعاع یون منگنز (\AA ۰٫۸) نسبت به یون آهن (\AA ۰٫۶۴) و جرم اتمی منگنز ($54,938 \text{ g/mol}$) نسبت به جرم اتمی آهن ($55,845 \text{ g/mol}$) خنثی می‌شود. در ژل خشک نوارهای جذبی 824 cm^{-1} و 1384 cm^{-1} مربوط به پیوند نوسانی کششی و 1621 cm^{-1} و 3035 cm^{-1} مربوط به آب جذب شده توسط ژل هستند [۲۱]. نمونه بی آلیش پخت نشده در 2429 cm^{-1} و 2434 cm^{-1} نمونه آلییده پخت شده در 2434 cm^{-1} دارای قله کوچک و تیزی هستند، در حالی که نمونه بی آلیش پخت شده جذبی مشابه قله‌ای پهن را نشان می‌دهد. این نوار جذبی به دلیل آزادسازی دی‌اکسید کربن توسط اسید سیتریک به وجود آمده است [۲۵].

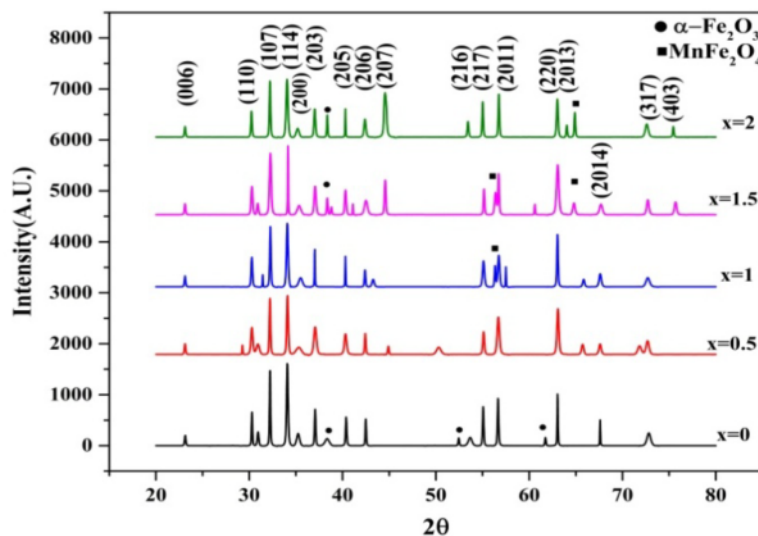
شکل ۲ بیناب‌های تبدیل فوریه فرسوخ (FT-IR) سه نمونه ژل خشک بدون آلیش و دو نمونه پخت شده با ۱ و ۰ را در گستره 400 cm^{-1} – 4000 cm^{-1} نشان می‌دهد. در گستره بین 400 cm^{-1} – 800 cm^{-1} برای نمونه بدون آلیش و پخت نشده تعداد زیادی نوار جذبی وجود دارد. این در حالی است که در همین گستره بسامدی برای دو نمونه پخت شده سه نوار جذبی مشخصه به ترتیب در 437 cm^{-1} – 550 cm^{-1} – 598 cm^{-1} مشخصه به ترتیب در 438 cm^{-1} – 551 cm^{-1} – 598 cm^{-1} وجود دارد. این نوارهای مشخصه مربوط به ساختار ششگوشی استرانسیوم هستند [۲۱]. از آن‌جا که جرم اتمی و شعاع یون آلیش دهنده، مولفه‌های تاثیرگذار در جایجایی بسامد جذب هستند، بنابراین با نشانی یون، با یونی کوچکتر و یا سبکتر، نوار جذبی به سمت بسامدهای بالاتر جابجا می‌شود [۲۴]. در نتیجه تغییر ناچیز در



شکل ۲ بیناب‌سنجی تبدیل فوریه فرسوخ (FT-IR) برای ژل خشک (بدون آلیش) و نانوذرات $\text{SrFe}_{12-x}\text{Mn}_x\text{O}_{19}$ پخت شده با مقادیر ۱ و ۰. $x = 0$.

که وابستگی حجم یاخته یکه و چگالی پرتو X را به ثابت‌های شبکه نشان می‌دهد، تغییر مقادیر این ثابت‌ها به تغییر حجم یاخته یکه و چگالی پرتو X می‌انجامد. در جدول ۲ نیز اندازه نانوبلورک‌های همه نمونه‌ها محاسبه شده با فرمول شرر و معادله ویلیامسون- هال [۲۶] و نتایج این بررسی‌ها در شکل‌های ۴ آورده شده‌است. برای محاسبه‌ی مقدار کشش موثر شبکه و اندازه نانوبلورک‌ها از رسم نمودار $\beta \cos \theta$ بر حسب $\sin \theta$ استفاده شد که شیب نمودار مقدار 4ϵ و عرض از مبدأ نمودار مقدار $\frac{0.992}{D}$ را مشخص می‌کند. چنان که دیده می‌شود، در همه نمودارها مقدار کشش مؤثر شبکه مقداری منفی است که به معنای وجود کشش تراکمی و توزیع یکنواخت نانو بلورک‌های موجود در ساختار است، زیرا مثبت بودن این کمیت نشان می‌دهد که فاصله صفحات بلوری متناظر، به علت وجود نقص‌های ساختاری یکسان نیست [۲۱]. همچنین با آرایش Mn، اندازه بلورک‌ها به مقدار اندکی تغییر می‌کند که می‌تواند به دلیل تغییر اندک ثابت‌های شبکه باشد. همچنین در شکل ۵ نمودار تغییر اندازه بلورک‌ها بر اساس فرمول شرر و معادله ویلیامسون - هال رسم شده‌است که روند تغییرات مشابه این روابط به ازای آرایش‌های یکسان را نشان می‌دهد.

شکل ۳ طیف‌های XRD نمونه‌های پخت شده بدون آرایش و آلییده با مقادیر ۲ و ۱/۵، ۱، ۰/۵، ۰/۱۰، X را نشان می‌دهد. در همه نمونه‌ها قله‌های اصلی فریت ششگوشی $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ وجود دارد. در نمونه بدون آرایش تعدادی از قله‌های مربوط به هماتیت نیز دیده می‌شود که با افزایش مقدار X تا مقدار ۰/۵ این فاز از بین می‌رود و جایگزینی Mn^{2+} به خوبی روی داده است. علت این را می‌توان به کاهش مقدار آهن نسبت داد. در آرایش با مقدار $x=1$ ، فاز MnFe_2O_4 نیز به دلیل افزایش مقدار منگنز آشکار می‌شود. همچنین در آرایش با مقدار ۱/۵ و $x=2$ علاوه بر MnFe_2O_4 فاز هماتیت نیز دوباره ظاهر می‌شود. ظهور دوباره این فاز را می‌توان به افزایش بی‌نظمی در ساختار ششگوشی به دلیل افزایش مقدار آرایش نسبت داد، زیرا تغییر نسبت $\text{Fe}^{3+}/\text{Mn}^{2+}$ نقشی کلیدی در تشکیل ساختار $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ دارد [۱۰]. در جدول ۱ درصد تشکیل فازهای ایجاد شده، ثابت‌های شبکه (c و a)، حجم یاخته یکه و چگالی پرتو X نمونه‌ها آورده شده است. ثابت‌های شبکه a و c با تغییر مقدار آرایش دچار تغییر می‌شوند. این تغییرات را می‌توان به تفاوت شعاع یونی Fe^{3+} (۰/۶۴ Å) و Mn^{2+} (۰/۸ Å) مربوط دانست. با توجه به رابطه‌های (۲) و (۳)



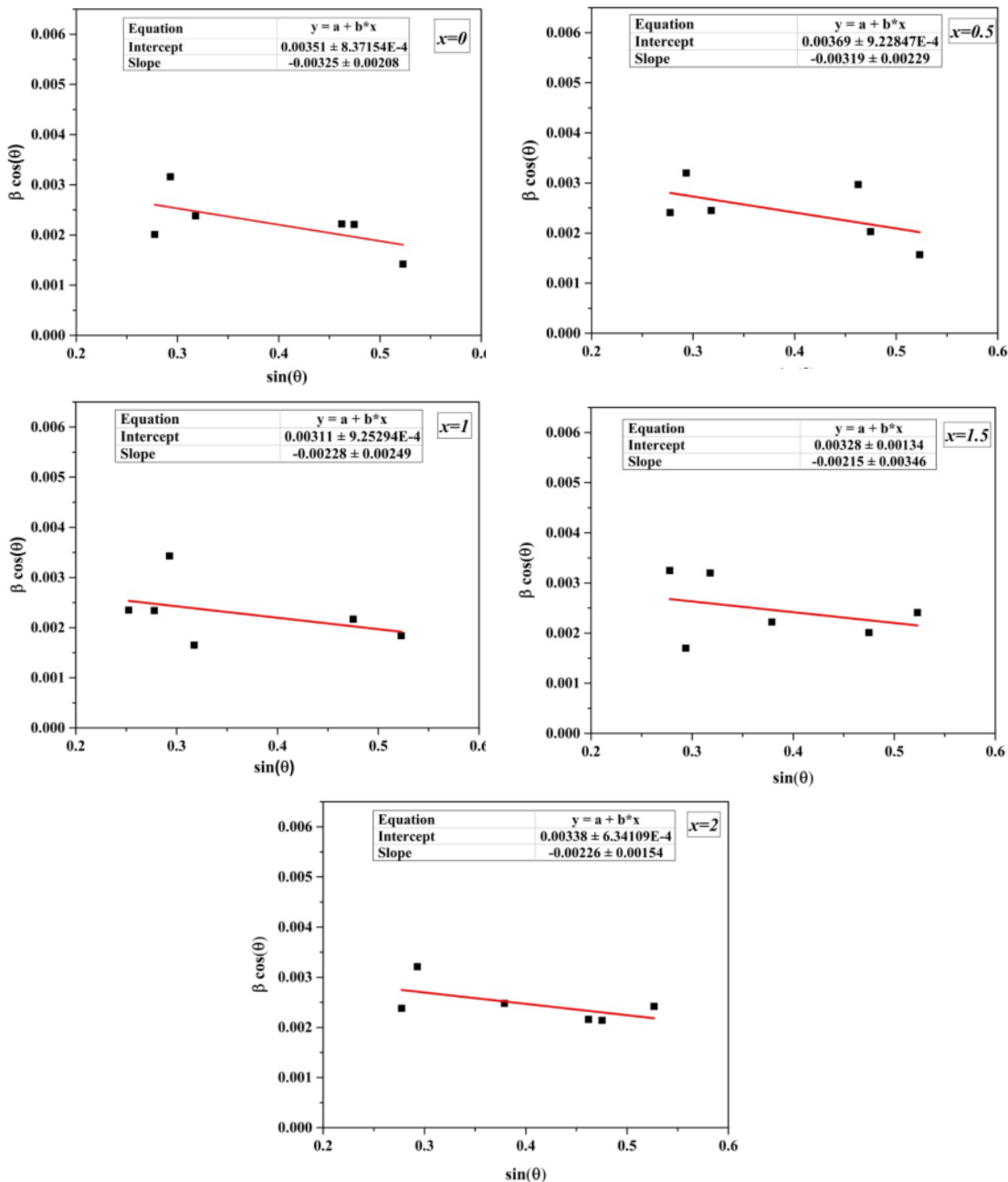
شکل ۳ الگوهای پراش پرتو ایکس نانوذرات $\text{SrFe}_{12-x}\text{Mn}_x\text{O}_{19}$ با مقادیر ۲ و ۱/۵، ۱، ۰/۵، ۰. $x = 0, 0.5, 1, 1.5, 2$.

جدول ۱ درصد فاز، پارامترهای شبکه، حجم یاخته یکه و چگالی پرتو ایکس برای نانوذرات $\text{SrFe}_{12-x}\text{Mn}_x\text{O}_{19}$ با مقادیر ۲ و ۱/۵، ۱، ۰/۵، ۰. $x = 0, 0.5, 1, 1.5, 2$.

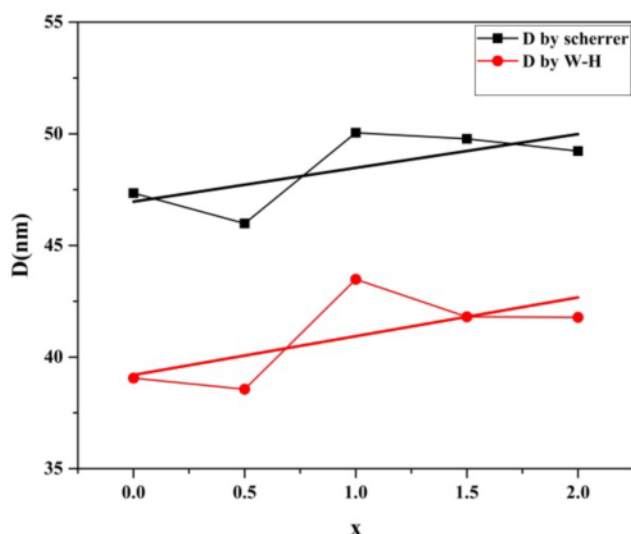
مقدار آرایش	درصد تشکیل فاز $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$	درصد تشکیل فاز هماتیت	درصد تشکیل فاز MnFe_2O_4	a(Å)	c(Å)	$V_{\text{cell}}(\text{Å}^3)$	$d_x(\text{g/cm}^3)$
x=0	۹۵٫۸۶	۴٫۱۴	۰	۵٫۸۹۵	۲۳٫۱۶۳	۶۹۶٫۶۲۳	۵٫۰۶۱
x=۰٫۵	۱۰۰	۰	۰	۵٫۸۹۰	۲۳٫۱۵۱	۶۹۵٫۵۵۴	۵٫۰۷۰
x=۱	۹۶٫۲۱	۰	۳٫۷۹	۵٫۸۹۷	۲۳٫۰۹۵	۶۹۵٫۵۲۷	۵٫۰۶۵
x=۱٫۵	۹۴٫۳۶	۲٫۳۵	۳٫۲۹	۵٫۸۹۰	۲۳٫۱۷۴	۶۹۶٫۲۴۵	۵٫۰۵۸
x=۲	۹۴٫۵۳	۲٫۵۱	۲٫۹۶	۵٫۸۹۶	۲۳٫۱۶۸	۶۹۷٫۴۸۳	۵٫۰۴۷

جدول ۲ اندازه نانوبلورک‌ها با استفاده از فرمول شرر و معادله ویلیامسون - هال و مقدار کشش مؤثر شبکه برای نانوذرات $SrFe_{12-x}Mn_xO_{19}$ با مقادیر ۰، ۰٫۵، ۱، ۱٫۵ و ۲

مقدار آلیش	معادله ویلیامسون- هال		فرمول شرر D(nm)
	D(nm)	$\epsilon (\times 10^{-4})$	
x = 0	۳۹٫۰۶	-۸٫۱۲۵	۴۷٫۳۴۱
x = ۰٫۵	۳۸٫۵۵۷	-۷٫۹۷۵	۴۵٫۹۵۶
x = ۱	۴۳٫۴۸۶	-۵٫۷۰	۵۰٫۰۴۷
x = ۱٫۵	۴۱٫۸۰	-۵٫۳۷۵	۴۹٫۷۷۵
x = ۲	۴۱٫۷۸۱	-۵٫۶۵	۴۹٫۲۲۸



شکل ۴ نمودار تغییرات $\beta \cos \theta$ بر حسب $\sin \theta$ برای نانوذرات $SrFe_{12-x}Mn_xO_{19}$ با مقادیر ۰، ۰٫۵، ۱، ۱٫۵ و ۲



شکل ۵ نمودار تغییرات اندازه نانوبلورک‌ها به روش شرر و معادله ویلیامسون - هال.

اشغال این جایگاه‌ها توسط ماده مغناطیسی Fe^{3+} میدان ناهمسانگردی مغناطوبلوری و در نتیجه میدان وادارندگی کاهش می‌یابد. با توجه به کاهش مغناطش اشباع می‌توان قرارگیری Mn^{2+} را در جایگاه **2b** تصور کرد که علاوه بر کاهش مغناطش اشباع، موجب کاهش میدان وادارندگی نیز می‌شود. عامل سوم که می‌تواند موجب کاهش میدان وادارندگی شود، اندازه دانه‌هاست که با رابطه زیر به H_C مربوط می‌شود [۲۸]:

$$H_C = \frac{D_c}{D} \quad (۸)$$

که در این رابطه، D_c قطر دانه تک‌حوزه و D اندازه دانه‌هاست. از آن‌که اندازه بحرانی برای تشکیل تک‌حوزه برای ساختار $SrFe_{12}O_{19}$ برابر با 650 nm است [۲۷]، بنابراین نمونه‌های ساخته شده همه تک‌حوزه هستند. با توجه به شکل ۵ که تغییرات اندازه نانوبلورک‌ها را به ازای آرایش‌های مختلف نشان می‌دهد، می‌توان نتیجه گرفت که افزایش اندازه نانوبلورک‌ها نیز در کاهش میدان وادارندگی اثرگذار است.

به منظور بررسی ریخت‌شناسی ذرات از میکروسکوپ الکترونی روبشی با انتشار میدانی استفاده شده است. تصاویر نمونه‌های تهیه شده، در شکل ۷ آورده شده است. دیده می‌شود که ریخت‌شناسی و مرزبندی دانه‌ها با آرایش دچار تغییر شده است، به طوری که اندازه ذرات در مقدار آرایش $= 0.5$

شکل ۶ حلقه‌های پسماند نمونه‌ی بدون آرایش و نمونه‌های آرایش داده‌شده را در میدان مغناطیسی اعمالی با مقدار بیشینه 15 kOe در دمای اتاق نمایش می‌دهد که می‌توان از این نمودار مقادیر مغناطش اشباع، مغناطش پسماده و میدان وادارندگی را به دست آورد (جدول ۳). با جانشینی آهن توسط منگنز، مقادیر مغناطش اشباع (M_S) و میدان وادارندگی (H_C) کاهش می‌یابد. از آنجاکه Fe^{3+} در جایگاه‌های **2a**، **2b** و **12k** با گشتاور مغناطیسی مثبت (جهت بالا) و در جایگاه‌های $4f_1$ و $4f_2$ با گشتاور مغناطیسی منفی (جهت پایین) قرار می‌گیرد، می‌توان گشتاور مغناطیسی نمونه‌ها را با استفاده از رابطه ۷ به دست آورد [۲۳]:

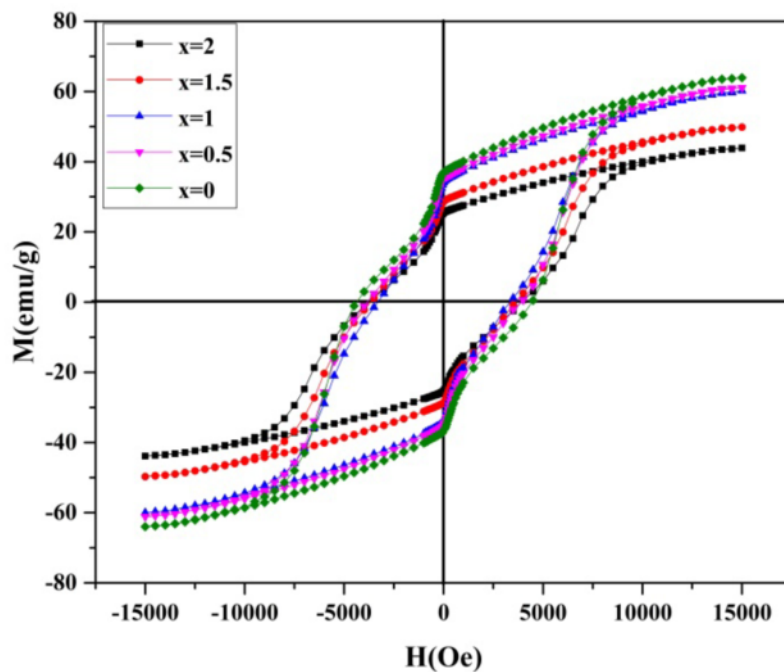
$$\vec{m} = (2a\uparrow) + (2b\uparrow) + (12k\uparrow) + (4f_1\downarrow) + (4f_2\downarrow) \quad (۷)$$

با جایگزینی Mn^{2+} به جای Fe^{3+} برخی از حالات ظرفیتی Fe^{3+} به Fe^{2+} تغییر می‌کند. از آنجاکه گشتاور مغناطیسی Fe^{2+} ($4\mu_B$) کمتر از گشتاور مغناطیسی Fe^{3+} ($5\mu_B$) است، با جایگزینی Mn^{2+} به جای Fe^{3+} مغناطش نمونه‌های آلائیده با کاهش مواجه می‌شود. به علاوه کاهش میدان وادارندگی به دلیل کاهش میدان ناهمسانگردی مغناطوبلوری است [۲۳]. دلیل دیگری که می‌توان برای کاهش میدان وادارندگی بیان کرد آن است که جایگاه‌های $4f_2$ و **2b** در تغییر میدان ناهمسانگردی سهم عمده‌ای دارند و در صورت

۴۲۵°C است. این دما برای نمونه های آرایش داده شده با ۱ و ۰٫۵ x به ترتیب ۳۴۵°C و ۳۱۴°C است. کاهش دمای کوری را می توان به دلیل کاهش برهم کنش درون شبکه ای یون های آهن به دلیل افزودن Mn^{2+} به ساختار دانست [۲۹]. همچنین با توجه به نمودارها می توان مشاهده کرد که با افزایش مقدار آرایش، اندازه مغناطش در همه دماها کاهش می یابد که با نتایج به دست آمده از مغناطیس سنج نمونه ارتعاشی (VSM) همخوانی دارد.

x نسبت به نمونه بدون آرایش، دچار کاهش و چگالی تعداد ذرات نیز افزایش یافته است، در حالی که با افزایش مقدار آرایش به مقدار x=۱ اندازه ذرات افزایش می یابد.

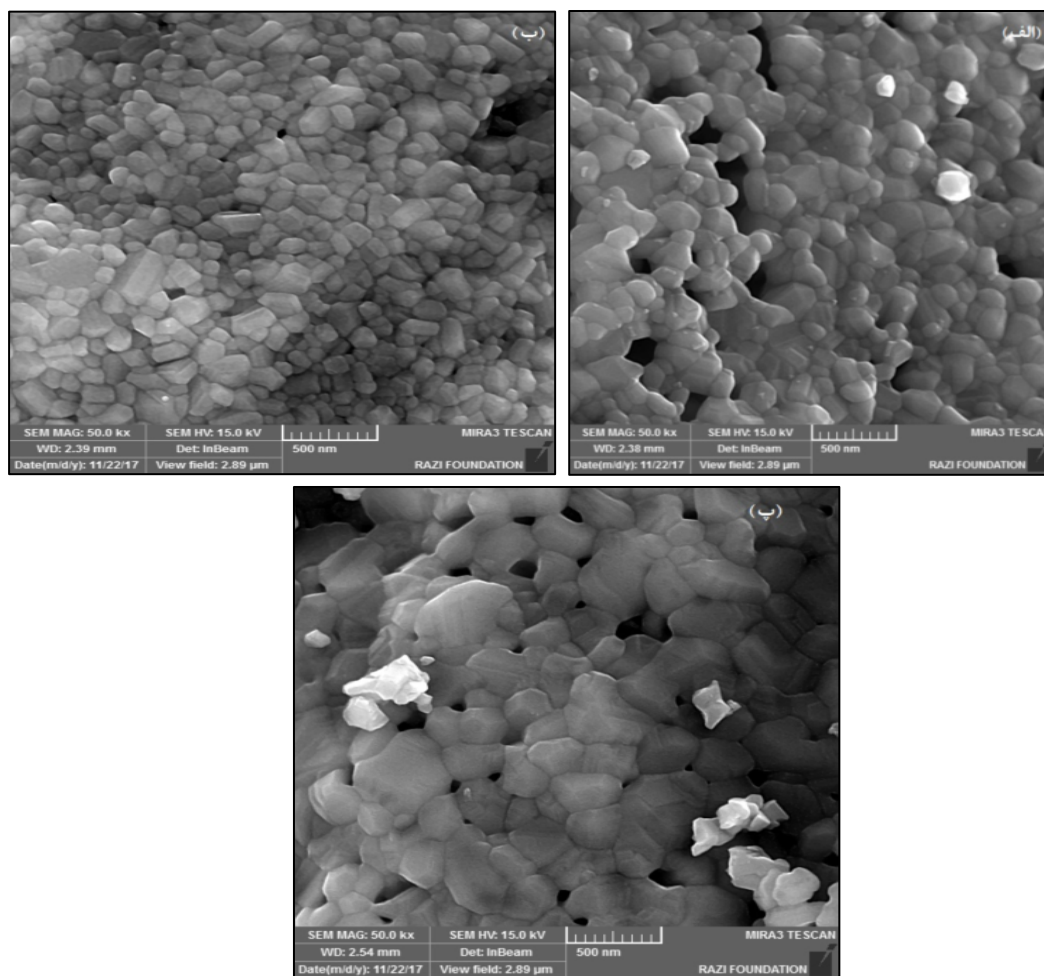
شکل ۸ که نتایج محاسبه دمای کوری به روش ترازوی فاراده است، نمودار تغییرات مغناطش نمونه های بدون آرایش و آرایش داده شده با ۱ و ۰٫۵ x را بر حسب دما نشان می دهد. این نمودار نشان دهنده تغییر ماهیت مغناطیسی نمونه از حالت فرومغناطیس به حالت پارامغناطیس در دمای کوری است. دمای کوری اندازه گیری شده برای نمونه بدون آرایش برابر با



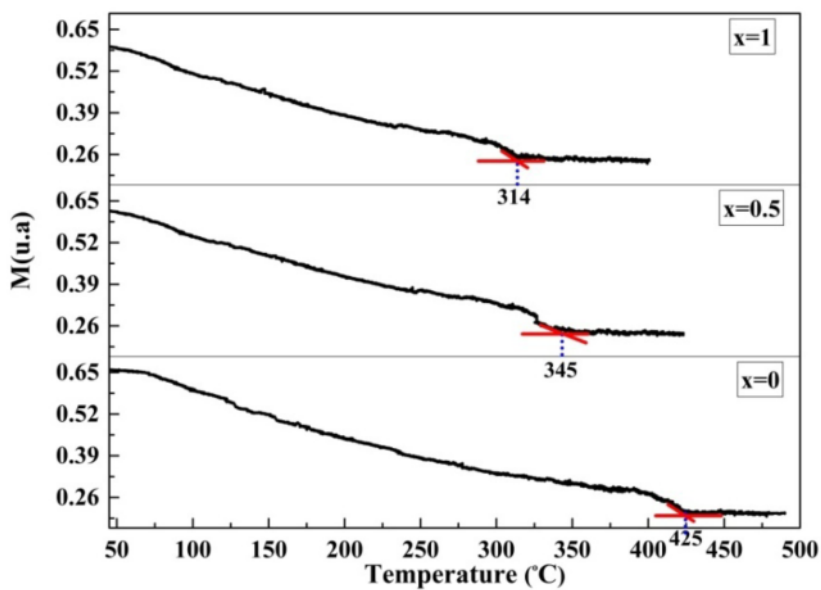
شکل ۶ منحنی های پسماند نانوذرات $SrFe_{12-x}Mn_xO_{19}$ با مقادیر ۲ و ۱٫۵، ۱، ۰٫۵، و ۰ x.

جدول ۳ مغناطش اشباع، مغناطش پسمانده و میدان وادارندگی برای نانوذرات $SrFe_{12-x}Mn_xO_{19}$ با مقادیر ۲ و ۱٫۵، ۱، ۰٫۵، و ۰ x.

مقدار آرایش	M_s (emu/g)	M_r (emu/g)	H_c (Oe)
x=۰	۶۴٫۱۰	۳۷٫۰۱	۴۵۰۲٫۳۱
x=۰٫۵	۶۱٫۷۵	۳۵٫۲۶	۴۰۰۵٫۵۱
x=۱	۵۹٫۹۸	۳۴٫۰۲	۳۴۱۶٫۱۰
x=۱٫۵	۵۰٫۵۷	۲۸٫۷۵	۳۷۰۲٫۳۸
x=۲	۴۹٫۰۹	۲۴٫۳۵	۴۰۰۳٫۷۶



شکل ۷ تصاویر FESEM نانوذرات $SrFe_{12-x}Mn_xO_{19}$ با مقادیر الف) $x=0$ ، ب) $x=0.5$ و پ) $x=1$.



شکل ۸ نمودار تغییرات مغناطش بر حسب دما برای نانوذرات $SrFe_{12-x}Mn_xO_{19}$ با مقادیر ۰، ۰/۵ و ۱.

برداشت

در این پژوهش، نانوذرات $SrFe_{12-x}Mn_xO_{19}$ با مقادیر ۲ و ۱/۵، ۱، ۰/۵، ۰، x تهیه شدند. بررسی‌های ساختاری، ریزساختاری و ریخت شناسی نمونه‌ها تشکیل فاز ششگوشی را برای همه نمونه‌ها و ایجاد ذراتی در ابعاد نانومتری را تایید می‌کند. براساس نتایج XRD مقدار بهینه آرایش برای تشکیل فاز ششگوشی، مقدار $x = 0.5$ است. نتایج بررسی خواص مغناطیسی نمونه‌ها با استفاده از VSM نشان دهنده کاهش مقادیر مغناطش اشباع، مغناطش پسماده و میدان وادارندگی با افزایش مقدار آرایش است. همچنین دمای کوری نمونه بدون آرایش $425^\circ C$ از سایر نمونه‌ها بالاتر است. به علاوه مغناطش همه‌ی نمونه‌ها با افزایش دما و افزایش مقدار آرایش کاهش می‌یابد.

مراجع

- Co^{2+} , Cu^{2+} , Ni^{2+} , Zn^{2+} ", Current Applied Physics, 40 (2014) 8645-8657.
- [7] Young M., "High saturation magnetization in La-Ce-Zn-doped M-type Sr-hexaferrites", Ceramic International 41, (2015) 4354-4359.
- [8] Gordani G.R., Ghasemi A., Saidi A., "Enhanced magnetic properties of substituted Sr-hexaferrite nanoparticles synthesized by co-precipitation method" Ceram. Int. 40 (2014) 4945-4952.
- [9] Mousavi Ghahfarokhi S.E., Alikhani K., Zargar Shoushtari M., "The effect of annealing temperature on structural, magnetic and dielectric properties of $PbFe_{11}Co_1O_{19}$ nanoparticles", Iranian Journal of Crystallography and Mineralogy, 25 (2017) 655-666.
- [10] Bozinaro M.A.P., Ferriera N.S., Cunha F., Macedo M.A., "Hopkinson effect, structural and magnetic properties of M-type Sm^{3+} -doped $SrFe_{12}O_{19}$ nanoparticles produced by aprotic sol-gel process", Ceram. Int. 42 (2016) 5865-5872.
- [11] Teh G.B., Nagalingam S., Jafferson D.A., "Preparation and studies of Co(II) and Co(III) substituted barium ferrite prepared by sol-gel method", Mater. Chem. Phys. 101 (2007) 158-165.
- [12] Iqbal M. J., Ashiq M. N., Gul I. H., "Physical, Electrical and Dielectric Properties of Ca-Substituted Strontium Hexaferrite ($SrFe_{12}O_{19}$) Nanoparticles Synthesized by Co-Precipitation method", Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 322 (2010) 1720-1726.
- [13] Bolooki F., Khandan Fadaen H., Lotfi Orimi R., "Effect of Mn^{2+} substitution on the structure and magnetic properties of nanosized $Ni_{0.5-x}Mn_xZn_{0.5}Fe_2O_4$ ($x = 0, 0.25, 0.35, 0.5$) ferrites prepared by co-precipitation method", Iranian Journal of Crystallography and Mineralogy, 23, (2015) 285-294.
- [14] Yang N., Yang H., Jia J., Pang X., "Formation and Magnetic Properties of Nanosized $PbFe_{12}O_{19}$ Particles Synthesized by Citrate Precursor Technique", Journal of Alloys and Compounds, 438 (2007) 263-269.
- [15] Thakur A., Sharma P., Thakur P., "Effect of high spin Mn^{2+}/Mn^{3+} ions on microstructural, optical, magnetic and electrical properties of hydrothermally prepared Ni-Mg nanoferrites", Int. J. Mod. Phys. B 29 (2015) 1550183.
- [1] Rehman, M.S., Asghar G., "Variation in structural and dielectric properties of coprecipitated nanoparticles strontium ferrite due to value of pH", Journal of alloys and compounds, 509 (2011) 435-439.
- [2] Hashhash A., Kasar M., "Influence of Ce-Substitution on Structural, Magnetic and Electrical Properties of Cobalt Ferrite Nanoparticles", Journal of Electronic materials, 45 (2016) 321-329.
- [3] Amirabadizade A., Rasouli M. R., Sarhaddi R., "Structural and magnetic properties of $Co_{0.5}Ni_{0.5-x}Mn_xFe_2O_4$ ($x = 0, 0.15, 0.25, 0.35, 0.5$) ferrite nanoparticles prepared via sol-gel auto-combustion method", Journal of Advances in Physics, 3 (2013) 267-271.
- [4] Mousavi Ghahfarokhi S.E., Hosseini S., Zargar Shoushtari M., "Fabrication and investigation of the magnetic and dielectric properties of M-type strontium hexaferrite nanoparticles", Iranian Journal of Crystallography and Mineralogy, 23 (2015) 359-372.
- [5] Jamalian M., Ghasemi A., Paimozd E., "A comparison of the magnetic and microwave absorption properties of Mn-Sn-Ti substituted strontium ferrite with and without multi-walled carbon nanotube", Current Applied Physics, 14 (2014) 909-915.
- [6] Sözeri H., Deligöz H., Kavas H., Baykal A., "Magnetic, dielectric and microwave properties of M-Ti substituted barium hexaferrites ($M = Mn^{2+}$,

- [23] Khademi F., Poorbafrani A., Kameli P., Salamati H., "Structural, Magnetic and Microwave Properties of Eu-doped Barium Hexaferrite Powders", *J Supercond Nov Magn.*, 25 (2012) 525–531.
- [24] Mingquan L., Xiangqian S., Fuzhan S., Jun X., Xianfeng M., "Microstructure and magnetic properties of electro spun one-dimensional Al³⁺-substituted SrFe₁₂O₁₉ nanofibers", *Journal of Solid State Chemistry*, 184 (2011) 871–876.
- [25] Alange R.C., Khirade P.P., Birajdar S.D., Humbe A.V., Jadhav K.M., "Structural, magnetic and dielectrical properties of Al-Cr Co-substituted M-type barium hexaferrite nanoparticles", *Journal of Molecular Structure*, 1106 (2016) 460-467.
- [26] Khorami GH., Mousavi M., "Effect of gelatin on structural properties of lead-free piezoelectric (K_{0.5}Na_{0.5}) NbO₃ nanopowders synthesized by a modified sol-gel route in gelatin media", *Iranian Journal of Crystallography and Mineralogy*, 25 (2017) 647-654.
- [27] Asghar G., Rehman M.A., "Structural, dielectric and magnetic properties of Cr-Zn doped strontium hexa-ferrites for high frequency applications", *Journal of Alloys and Compounds*, 526 (2012) 85–90
- [28] Young M. K., Kyoung S.M., "Magnetic properties of Ce-Mn substituted M-type hexaferrites", *Ceramics International*, 41(2015)12828–12834.
- [29] Soman V., Nanoti V.M., Kulkarni D.K., "Dielectric and magnetic properties of Mg-Ti substituted barium hexaferrite", *Ceramics International*, 1 39 (2013) 5713–5723.
- [16] Qiao W., Li X., Liu M., Li T., Peng H.X., "La and Cosubstituted M-type barium ferrites processed by sol-gel combustion synthesis", *Mater. Res. Bull.* 48(2013) 4449–4453.
- [17] An G.H., Hwang T.Y., Kim J., Kim J.B., Kang N., Kim S., Choi Y.M., Choa Y.H., "Barium hexaferrite nanoparticles with high magnetic properties by salt assisted ultrasonic spray pyrolysis", *J. Alloy. Compd.* 583(2014)145-151.
- [18] Mathur P., Thakur A., Singh M., "Effect of particle size on the properties of Mn-Zn-In ferrites", *Phys. Scr.* 77(2008)025701.
- [19] Kiani E., Rozatian A.S.H., Yousefi M.H., "Structural, magnetic and microwave absorption properties of SrFe_{12-2x}(Mn_{0.5}Cd_{0.5}Zr)_xO₁₉ ferrite", *Journal of magnetism and magnetic materials*, 361(2014)25-29.
- [20] Motavalli Zadeh L., Sepahvand F., "Investigation of the effect of annealing temperature on lattice micro strains of SnO₂ nano particles prepared by sol-gel method", *Iranian Journal of Crystallography and Mineralogy*, 24, 3 (2016) 493-502.
- [21] Silva W.M.S., Ferreira N.S., Soares J.M., Da Silva R.B., Macedo M.A., "Investigation of structural and magnetic properties of nanocrystalline Mn-doped SrFe₁₂O₁₉ prepared by proteic sol-gel process", *Journal of magnetism and magnetic materials*, 395 (2015) 263-270.
- [22] Fuzhan S., Xiangqian S., Mingquan L., Jun X., "Preparation and magnetic properties of SrFe₁₂O₁₉/Ni_{0.5}Zn_{0.5}Fe₂O₄ nanocomposite ferrite microfibers via sol-gel process", *Materials Chemistry and Physics*, 126 (2011) 791-796.