

تأثیر دما و زمان پخت بر خواص ساختاری و الکتریکی نانوذرات $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$

فرشته رنجبر، سید ابراهیم موسوی قهفرخی، مرتضی زرگر شوشتری

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

پست الکترونیکی: Zargar@scu.ac.ir

(دریافت مقاله: ۱۳۹۱/۵/۲۷؛ دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۳/۵/۲۹)

چکیده

در این مقاله، نانوذرات هگزا فريت استرانسیوم ($\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$) با استفاده از روش سل-ژل تهیه شده‌اند. برای تهیه ژل هگزا فريت استرانسیوم از نیترات‌های آهن ۹ و استرانسیوم با نسبت مولی مشخص و اسید سیتريك استفاده گردید. محصول حاصل، با استفاده از آنالیز توزین حرارتی (TG/DTA)، بررسی شد. بر اساس نتایج به دست آمده از آنالیز TG/DTA، پودر حاصله در دماهای 600°C تا 1100°C به مدت ۲ ساعت پخت شد. تأثیر دما (600°C تا 1100°C) و زمان پخت (۳h تا ۵h) بر تشکیل فاز، خواص ساختاری و الکتریکی $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ مورد مطالعه قرار گرفت. خواص ساختاری و ریخت‌شناسی نمونه‌ها با استفاده از پراش پرتوی ایکس، طیف مادون قرمز-تبدیل فوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی بررسی شدند. همچنین مقاومت الکتریکی ویژه DC (ρ) نمونه‌ها، توسط روش چهار میله‌ای اندازه‌گیری شد. نتایج حاصل از اندازه‌گیری پراش پرتوی ایکس نشان دادند که دما و زمان پخت بهینه برای تشکیل نانوذرات هگزا فريت استرانسیوم خالص و تک‌فاز به ترتیب 1100°C و ۲ ساعت می‌باشد. با اندازه‌گیری خواص الکتریکی نمونه‌ها در دمای اتاق مشاهده گردید که مقاومت الکتریکی ویژه DC نمونه‌ها، با افزایش دمای حرارت‌دهی کاهش می‌یابد.

واژه‌های کلیدی: هگزا فريت استرانسیوم، نانوذرات، خواص ساختاری و الکتریکی، سل-ژل

۱. مقدمه

خوب، مقاومت بالا در برابر خوردگی، مغناطش اشباعی بزرگ، نیروی وادارنده مغناطیسی بالا (حدود ۶/۷ KOe)، ناهمسانگردی تک‌محوری بالا، دمای کوری بالا (۷۴۳ K)، مقاومت الکتریکی بالا و اتلاف پایین جریان‌های گردابی نسبت به دیگر مواد مغناطیسی، کاربردهایی از قبیل مغناطیس‌های دائمی، محیط‌های ضبط مغناطیسی، جاذب‌های میکروویو و رادار و تجهیزات میکروویو دارد [۲-۵]. برای بهبود خواص فريت‌های مغناطیسی، باید اندازه دانه‌های فريت کوچک‌تر از اندازه تک‌حوزه باشد

یکی از مهم‌ترین مواد در گروه فريت‌های شش‌گوشی، هگزا فريت استرانسیوم ($\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$) می‌باشد. این ترکیب برای اولین بار در سال ۱۹۳۸ میلادی، توسط آدلسکولد به‌روش هم‌رسوبی گرمایی از نیترات‌ها تهیه شد. پارامترهای شبکه آن (a, c) توسط کیمورا، با مقادیر $a = 0.58836 \text{ nm}$ و $c = 0.376 \text{ nm}$ در دمای اتاق اندازه‌گیری شدند [۱]. هگزا فريت استرانسیوم به‌علت پایداری شیمیایی و گرمایی بسیار

تشکیل فاز، خواص ساختاری و الکتریکی هگزاریت استرانسیوم نوع M، مورد بررسی قرار گرفته است.

۲. بخش تجربی

برای تهیه نانوذرات هگزاریت استرانسیوم از نیترات آهن ۹آبه، نیترات استرانسیوم، اسید سیتریک و آمونیاک ساخت شرکت مرک آلمان با درجه خلوص بیش از ۹۹ درصد استفاده شد. ابتدا نیترات آهن ۹آبه و نیترات استرانسیوم را با نسبت مولی ۱۲ به ۱، در ۱۲۰ ml آب یونزدایی شده حل کرده و محلول به دست آمده، به منظور حرارت دهی غیرمستقیم برای تشکیل ژل، در حمام آب قرار داده شد. سپس برای همگن ساختن محلول، از یک هم زن مغناطیسی در دمای 80°C استفاده گردید. پس از آن که مواد اولیه به طور کامل حل شدند، اسید سیتریک با نسبت مولی یک به یک به یک اسید سیتریک به Sr^{2+} به محلول اضافه شد. برای این که محلول اسیدی در محیطی خنثی به ژل تبدیل شود، از بازی که توانایی اکسایش مواد اولیه مورد نظر را داشته باشد، استفاده می شود. از آنجایی که آمونیاک برای واکنش هایی که بین نیترات ها و اسید سیتریک صورت می گیرد باز مناسبی است، بنابراین با اضافه کردن تدریجی آمونیاک به محلول، مقدار Hp بر روی عدد ۶ تنظیم گردید. ژل حاصله را در دمای 90°C خشک کرده تا ژل خشکی با رنگ قهوه ای تیره، به دست آید [۱۳]. برای تعیین دمای حرارت دهی بهینه، از بررسی توزین حرارتی (TG/DTA) استفاده شده است. بر اساس نتایج به دست آمده از این بررسی، ژل خشک هگزاریت استرانسیوم در دماهای 600°C تا 1100°C با زمان حرارت دهی ۲ ساعت، پخت شد. پس از تعیین دمای حرارت دهی بهینه، به بررسی زمان های حرارت دهی متفاوت در دماهای 950°C (۲، ۲/۵ و ۳ ساعت) و 1000°C (۰/۵، ۱، ۱/۵ و ۲ ساعت) پرداخته شد. بررسی توزین حرارتی (TGA) و بررسی حرارتی تفاضلی (DTA) با استفاده از $14/8 \text{ mg}$ ژل خشک پیش ماده $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ در اتمسفر هوا با آهنگ حرارتی $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ ، از دمای 50°C تا 1200°C ، توسط دستگاه TG/DTA مدل STA 503/Bahr2010، انجام گرفته شده است.

(اندازه تک حوزه برای $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ کمتر از 940 نانومتر در نظر گرفته می شود). همچنین باید این دسته از مواد از نظر بلوری ناهمسانگرد باشند. چون سازوکار مغناطیسی شدن در بیشتر این مواد به واسطه چرخش دیواره های حوزه ها به طرف میدان مغناطیسی است، بنابراین وادارندگی مغناطیسی در این نوع فریت ها بالا خواهد بود. با توجه به ناهمسانگردی بلوری در $\text{MFe}_{12}\text{O}_{19}$ که در آن M می تواند Sr ، Ba و Pb باشد، و پیدایش علم نانو، تلاش های زیادی برای تولید آهن ربا های دایمی نوع M در ابعاد نانو آغاز گردید [۶ و ۷]. خواص مغناطیسی هگزاریت استرانسیوم به عوامل مختلفی از قبیل ریزساختار، روش ساخت، شرایط پخت، ترکیب شیمیایی، بار یونی، اندازه دانه ها، توزیع کاتیون ها، تخلخل و ... بستگی دارد [۶]. به طور کلی، هرچه دانه بندی ریزتر، ناخالصی کمتر و چگالی بیشتر باشد، خواص مغناطیسی هگزاریت ها مطلوب تر خواهد بود. وجود دانه هایی با رشد غیرمتعارف، از عوامل مهم کاهش خواص مغناطیسی محسوب می شود. بنابراین، احتمال دستیابی به توزیع اندازه ذرات ریز و قابل کنترل، هگزاریت ها را به عنوان یک گزینه خوب برای ساخت نانوساختارها، معرفی می کند [۴]. برای ساخت هگزاریت های نوع M تک فاز به روش واکنش حالت جامد، نیاز به عملیات گرمایی در دمای بالا (بالای 1373 K) است. فرآیند ساخت در دمای بالا باعث رشد دانه ای نامطلوب هگزاریت (بیش از $1 \mu\text{m}$) می شود. بنابراین برای جلوگیری از رشد نامطلوب دانه ای از فرآیند آسیا کردن به منظور کاهش اندازه ذرات و به دست آوردن ذرات تک حوزه استفاده می شود. فرآیند آسیا کردن نیز باعث ورود ناخالصی ها در نمونه ها می شود و این ناخالصی ها می تواند باعث به وجود آمدن کرنش های شبکه ای شود [۶]. برای به دست آوردن ذرات بسیار ریز و همگن هگزاریت استرانسیوم بدون استفاده از آسیا کردن، از روش های شیمیایی جدیدی از قبیل روش هم رسوبی [۸]، سنتز هیدروترمال [۹]، روش تبلور شیشه ای [۱۰]، سونوشیمیایی [۱۱] و سل - ژل [۱۲] استفاده می شود. در این مقاله برای تهیه نانوپودر هگزاریت استرانسیوم $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ خالص و تک فاز از روش سل - ژل استفاده شده است. همچنین تأثیر دما و زمان حرارت دهی بر

شده، از طیف سنج مادون قرمز- تبدیل فوریه (FT-IR) مدل BOMEN/MB۱۰۲ در گستره عدد موج $4000 - 400 \text{ cm}^{-1}$ استفاده شده است. مقاومت الکتریکی ویژه DC (ρ) و تحرک سوقی (μ_d) نمونه‌ها (رابطه (۸))، توسط روش چهار میله اندازه‌گیری شده است

$$\mu_d = 1/nep, \quad (8)$$

در رابطه (۸)، e بار الکترون و n تراکم حامل‌های بار می‌باشد. می‌توان مقدار n را از رابطه زیر محاسبه نمود

$$n = N_A d_b P_{Fe} / M. \quad (9)$$

در رابطه (۹)، N_A عدد آووگادرو، d_b چگالی توده، M جرم مولکولی و P_{Fe} تعداد اتم آهن در فرمول شیمیایی نمونه‌ها می‌باشد [۱۵].

۳. بحث و نتیجه‌گیری

۱.۳. بررسی دمای پخت

نخست تأثیر دمای پخت بر تشکیل فاز، خواص ساختاری و الکتریکی هگزارفیت استرانسیوم نوع M تهیه‌شده به روش سل-ژل مورد بررسی قرار می‌گیرد.

۱.۱.۳. بررسی توزین حرارتی (TG/DTA)

بررسی حرارتی، برای بررسی سازوکار انتقال فاز ژل خشک و تشکیل فاز هگزارفیت، بررسی دماهای گرمازا- گرماگیر، مطالعه رفتار تجزیه حرارتی، فعل و انفعالات و کاهش وزن ماده با دما و مشاهده اثر گرمایش بر روی تغییرات ساختاری نمونه‌های ساخته شده، صورت می‌گیرد [۱۶ و ۱۷]. در طی عملیات حرارتی نمونه، چندین فرآیند از قبیل آب‌زدایی، تجزیه، سوختن و متراکم شدن ذرات رخ می‌دهد. مطابق شکل ۱، در منحنی TGA، چهار مرحله کاهش وزن وجود دارد. اولین مرحله کاهش وزن (حدود ۵/۵ درصد)، در گستره دمایی 50°C تا حدود $205/5^\circ\text{C}$ می‌باشد که به علت تبخیر آب باقی‌مانده در نمونه است. دومین مرحله کاهش وزن، در گستره دمایی $205/5^\circ\text{C}$ تا حدود 300°C رخ می‌دهد که ناشی از سوختن اسید سیتریک، تجزیه کامل نیترات‌ها و ترکیبات آلی موجود در

بررسی فازی نمونه‌ها و تعیین شاخصه‌های ساختاری آنها نظیر پارامترهای شبکه برای شبکه شش‌گوشی (a, c) (رابطه (۱))، نسبت c/a ، حجم سلول واحد شبکه شش گوش (رابطه (۲))، چگالی نمونه بر مبنای داده‌های پرتوی ایکس (رابطه (۳))، چگالی توده (رابطه (۴))، تخلخل (رابطه (۵))، اندازه بلورک‌ها به کمک رابطه دبای- شرر (رابطه (۶)) و درصد فازهای موجود در نمونه‌ها (رابطه (۷))، با استفاده از داده‌های به دست آمده توسط دستگاه پراش سنج پرتوی ایکس (XRD)، مدل 1840 - PW ساخت شرکت فیلیپس صورت گرفت. تعداد قله‌ها برای تعیین درصد فازها، همان قله‌های مشخص شده بر روی الگوهای پراش نمونه‌ها می‌باشند:

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

$$V_{\text{cell}} = 0.866 a^2 c \quad (2)$$

$$d_{x\text{-ray}} = d_x = \frac{ZM}{N_A V_{\text{cell}}} \quad (3)$$

$$d_b = \frac{m}{\pi r^2 h} \quad (4)$$

$$P = 1 - \left(\frac{d_b}{d_x} \right) \quad (5)$$

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

$$X \% = \frac{\sum I_x}{\sum I_x + \sum I_y + \dots} \times 100 \quad (7)$$

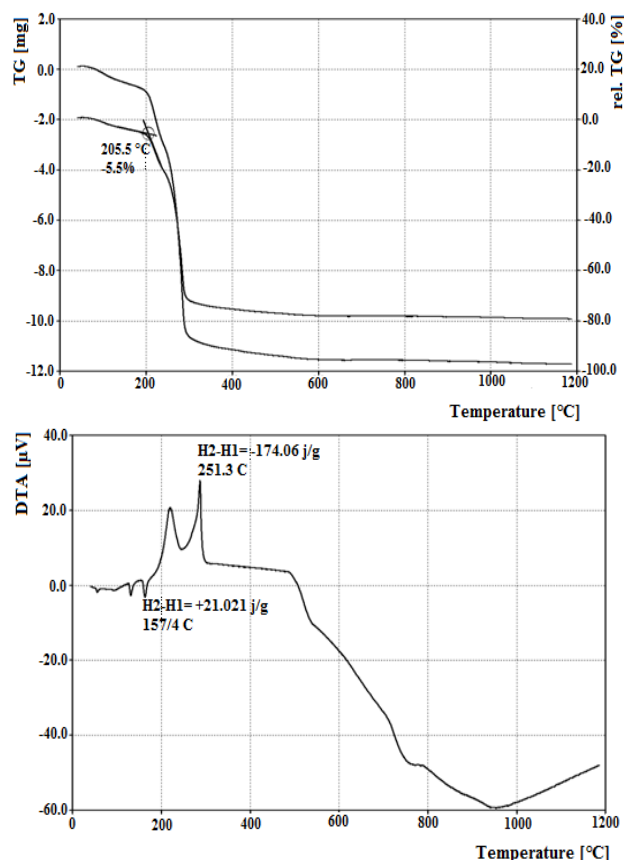
در روابط بالا، a و c پارامترهای شبکه شش‌گوشی، Z تعداد واحدهای فرمولی در یک سلول واحد (که در این جا مساوی ۲ است)، M جرم مولکولی، N_A عدد آووگادرو، V_{cell} حجم سلول واحد، r و h به ترتیب جرم، شعاع و ضخامت قرص، λ طول موج پرتوی ایکس، β پهنای نصف قله بیشینه، θ نصف زاویه قله بیشینه، I_x و I_y به ترتیب شدت پرتوی ایکس مربوط به فازهای مختلف x و y می‌باشند [۱۴].

برای بررسی ریزساختار، ریخت‌شناسی نمونه‌ها و تعیین متوسط اندازه ذرات، از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل S-۴۱۶۰ ساخت شرکت هیتاچی استفاده شد. برای شناسایی نوع گروه‌های عاملی و پیوندهای موجود در نمونه‌های ساخته

نشان داده شده است. مطابق شکل ۱، منحنی DTA دارای شش قله گرماگیر حوالی 60°C ، 140°C ، 157.4°C ، 225°C ، 780°C و 940°C و سه قله گرمازا حوالی 205.5°C ، 251.3°C و 790°C می باشد. سه قله گرماگیر اول به علت تبخیر آب موجود در نمونه می باشد. قله گرماگیر در حدود دمای 225°C که بین دو قله گرمازی 205.5°C و 251.3°C قرار دارد را می توان به تجزیه اسید سیتریک، نیترات ها و ترکیبات آلی دیگر نسبت داد. قله گرماگیر در حدود دمای 780°C ، بیانگر اندرکنش گرماگیری است که منجر به تشکیل فاز $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ می شود. قله گرماگیر در دماهای نزدیک به 940°C ، بیانگر حذف تدریجی $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ و تشکیل تک فاز $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ می باشد که با نتایج حاصل از XRD نمونه ها در محدوده دمایی 900°C تا 1100°C مطابقت دارد (شکل ۲). اولین قله گرمازا در 205.5°C ، را می توان ناشی از سوختن اسید سیتریک و تجزیه نیترات ها و ترکیبات آلی دیگر دانست. دومین قله گرمازا در 251.3°C مربوط به تشکیل تدریجی فاز $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ می باشد. سومین قله گرمازا در حوالی 790°C ، بیانگر تشکیل فاز $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ می باشد. نکته قابل توجه آن است که در نمودار TG/DTA و XRD (شکل ۲)، اثری از قله مربوط به تشکیل فاز مونوفریت استرانسیوم (SrFe_2O_6) دیده نمی شود.

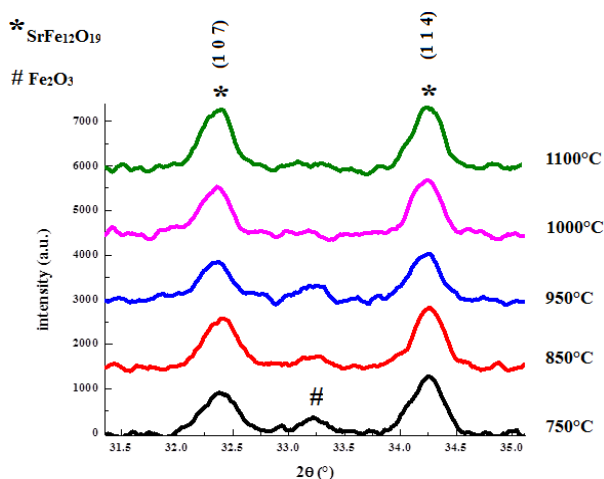
۲.۱.۳. الگوی XRD

ترکیب فازها، شاخصه های ساختاری و اندازه متوسط بلورک های نمونه های تهیه شده در دماهای مختلف، با استفاده از الگوی پراش پرتوی ایکس بررسی شدند. شکل ۲، الگوهای XRD پودرهای $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ را با دماهای پخت 600°C تا 1100°C با زمان حرارت دهی ۲ ساعت نشان می دهد. الگوهای پراش پرتوی ایکس با کارت استاندارد (JCPDS# ۳۳-۱۳۴۰)، با گروه فضایی $P6_3/mmc$ ، پارامترهای شبکه $a = 5.886 \text{ \AA}$ و $c = 23.037 \text{ \AA}$ ، حجم سلول واحد بسط $V = 691.38 \text{ \AA}^3$ ، چگالی نمونه بر مبنای داده های پرتوی ایکس $d_x = 5.1 \text{ g cm}^{-3}$ و قله های پراش با مقادیر 2θ برابر با 37.121 ، 63.132 ، 30.325 ، 56.852 ، 37.121 ، 34.183 ، 32.352 ، که به ترتیب به صفحات پراش (114) ، (107) ، (203) ، (2011) ، (203) ، (220) و (110) مربوط می شوند، مطابقت دارند. فاز ناخالصی $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ موجود در



شکل ۱. منحنی TG/DTA مربوط به نانوذرات $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$.

نمونه است، به طوری که کاهش وزن تیز در حدود 300°C می باشد. سومین مرحله کاهش وزن، در بازه دمایی 300°C تا حدود 600°C است. این کاهش وزن به علت تشکیل فاز غیرمغناطیسی $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ (هماتیت) می باشد که با نتایج حاصل از XRD مطابقت دارد. در گستره دمایی 600°C تا 850°C وزن تقریباً ثابت می ماند و هیچ کاهش وزنی در نمونه دیده نمی شود. مطابق نتایج حاصل از XRD، شروع تشکیل فاز هگزافریت استرانسیوم ($\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$) در این گستره دمایی رخ می دهد. از دمای 850°C به بالا، یک کاهش وزن بسیار کم مشاهده شده است، که ناشی از حذف تدریجی فاز ناخالصی $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ و تشکیل هگزافریت استرانسیوم خالص و تک فاز می باشد. پس می توان نتیجه گرفت که تشکیل فاز شش گوش نوع M از 600°C شروع تا دمای 1000°C ادامه می یابد. در این محدوده به تدریج فاز ناخالصی $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ حذف و تک فاز $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ تشکیل می شود، که با نتایج حاصل از XRD مطابقت دارد (شکل ۲). رفتار ترموشیمیایی نانوذرات $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ توسط منحنی DTA در شکل ۱

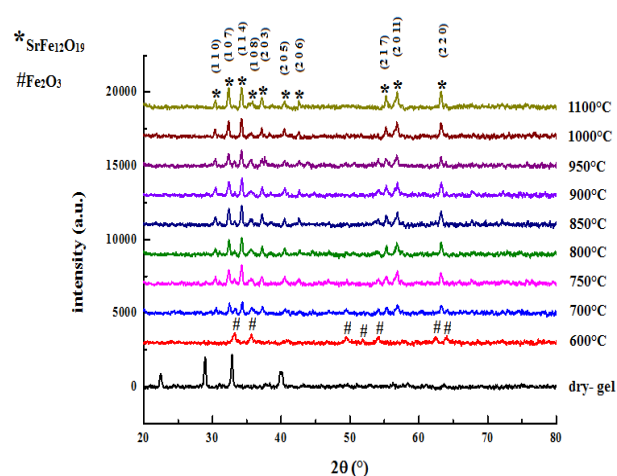


شکل ۳. (رنگی در نسخه الکترونیکی) قله‌های بیشینه XRD نانوذرات $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ ساخته شده در دماهای حرارت دهی متفاوت، با زمان حرارت دهی ۲ ساعت.

بهرتر شده به طوری که قله‌های مربوط به فاز هماتیت، که اثر نامطلوبی بر خواص مغناطیسی دارد، به‌طور کامل حذف شده است. از الگوهای پراش شکل ۲ مشاهده می‌شود که با افزایش دمای پخت، شدت قله‌ها و در نتیجه بلورینگی بیشتر شده (یعنی قله‌ها تیزتر می‌شوند) و همچنین شدت قله‌های ناخالصی هماتیت کاهش یافته تا این‌که در دمای 1000°C قله‌های ناخالصی کاملاً حذف شده و نمونه خالص و تک‌فاز $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ به‌دست می‌آید. بنابراین به نظر می‌رسد که دمای 1000°C برای تشکیل هگزافریت استرانسیوم تک‌فاز کفایت می‌کند. نتایج حاصل از اندازه‌گیری پارامترهای شبکه شش گوش (a, c) ، نسبت c/a ، حجم سلول واحد بسیط (V_{cell}) ، چگالی نمونه بر مبنای داده‌های پرتوی ایکس (d_x) ، درصد فازهای موجود در نمونه و متوسط اندازه بلورک‌ها (D) ، نمونه‌های تهیه‌شده در دماهای مختلف، در جدول ۱ آورده شده‌اند. طبق نظریه ورستگن و استیولس، با بررسی نسبت پارامترها (c/a) می‌توان نوع ساختار را تعیین کرد. طبق این نظریه، اگر مقدار c/a کمتر از $3/98$ باشد آن‌گاه ساختار مورد نظر یک ساختار شش گوش نوع M است [۱۲].

با توجه به جدول ۱ می‌توان نتایج زیر را به‌دست آورد:

(الف) چون مقادیر c/a برای همه نمونه‌ها کمتر از $3/98$ است پس می‌توان نتیجه گرفت که ساختار همه نمونه‌ها،



شکل ۴. (رنگی در نسخه الکترونیکی) الگوی XRD نانوذرات $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ ساخته شده در دماهای حرارت دهی متفاوت، با زمان حرارت دهی ۲ ساعت.

برخی نمونه‌ها، با کارت استاندارد (JCPDS# ۳۳-۰۶۶۴)، که در آن، قله‌های پراش با مقادیر 2θ برابر با $33/153$ ، $35/612$ ، $54/091$ و $49/48$ ، به ترتیب به صفحات پراش (104) ، (10) ، (116) و (024) مربوط می‌شوند، مطابقت دارند. همان گونه که از الگوی پراش پرتوی ایکس نمونه‌ها (شکل ۲) مشاهده می‌شود، نمونه تهیه شده در دمای 600°C ، از بلورینگی و شدت قله‌های پایینی برخوردار می‌باشد که بیانگر الگوی پراش فاز هماتیت $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ می‌باشد و اثری از قله‌های پراش فاز $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ در آن دیده نمی‌شود.

الگوی پراش پرتوی ایکس نمونه تهیه شده در دمای 700°C ، که از بلورینگی و شدت قله‌های پایینی برخوردار است دارای مقدار قابل توجهی فاز هماتیت باقی مانده در نمونه می‌باشد. کم بودن بلورینگی را می‌توان به فرآیند پخت موضعی و تشکیل ناقص فاز هگزافریت استرانسیوم در نمونه دانست [۱۸]. شدت قله‌ها و بلورینگی الگوهای پراش پرتوی ایکس در دماهای 750°C ، 800°C و 850°C تقریباً بهتر شده است که علت آن به دلیل کاهش ناخالصی فاز هماتیت می‌باشد. در الگوی پراش پرتوی ایکس نمونه‌های تهیه شده در دماهای 900°C و 950°C ، مشاهده می‌شود که فاز ناخالصی هماتیت تقریباً در حال حذف شدن می‌باشد. با افزایش دمای حرارت دهی شدت قله‌ها و بلورینگی نمونه‌ها

جدول ۱. پارامترهای شبکه شش گوشه (a, c) ، نسبت c/a ، حجم سلول واحد بسیط (V_{cell}) ، چگالی نمونه بر مبنای داده‌های پرتوی ایکس (d_x) ، درصد فازها، متوسط اندازه بلورک‌ها و متوسط اندازه ذرات نمونه‌های ساخته شده در دماهای پخت متفاوت با زمان حرارت دهی ۲ ساعت. (نماد --- بیانگر این است که اندازه گیری صورت نگرفته است).

متوسط اندازه ذرات (nm)	متوسط اندازه بلورک‌ها (nm)	درصد فازها در نمونه‌ها	d_x	$V_{\text{cell}} (\text{\AA}^3)$	c/a	$c (\text{\AA})$	$a (\text{\AA})$	زمان حرارت دهی (h)	دمای حرارت دهی (°C)
-	۱۷/۴۳	۹/۷۱% $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ ۹۰/۲۹% $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$	-	-	-	-	-	۲	۶۰۰
-	۲۸/۹۹	۷۸/۸۵% $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ ۲۱/۱۵% $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$	۵/۱۵۵	۶۸۴/۰۰۴	۳/۸۹۰	۲۲/۸۶۰	۵/۸۷۶	۲	۷۰۰
۳۶/۶۰	۲۳/۸۶	۸۴/۷۱% $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ ۱۵/۲۹۵% $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$	۵/۱۱۵	۶۸۹/۳۹۷	۳/۹۲۵	۲۳/۰۵۶	۵/۸۷۴	۲	۷۵۰
۳۹/۳۸	۲۵/۸۰	۸۴/۸۸% $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ ۱۵/۱۲% $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$	۵/۱۱۰	۶۹۰/۰۸۹	۳/۹۱۷	۲۳/۰۳۲	۵/۸۸۰	۲	۸۰۰
۴۵/۶۰	۲۶/۹۰	۸۴/۸۸% $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ ۱۵/۱۲% $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$	۵/۱۰۶	۶۹۰/۶۰۸	۳/۹۱۲	۲۳/۰۱۸	۵/۸۸۴	۲	۸۵۰
۴۸/۲۴	۲۵/۴۱	۸۸/۴۲% $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ ۱۱/۵۸% $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$	۵/۰۹۷	۶۹۱/۷۷۵	۳/۹۳۱	۲۳/۱۰۴	۵/۸۷۸	۲	۹۰۰
-	۲۶/۸۱	۹۱/۶۱% $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ ۸/۳۹% $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$	۵/۰۹۶	۶۹۱/۸۸۶	۳/۹۲۷	۲۳/۰۹۲	۵/۸۸۰	۲	۹۵۰
۵۱/۵۲	۲۶/۳۰	۱۰۰% $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ ۰% $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$	۵/۰۹۵	۶۹۲/۰۴۸	۳/۹۲۰	۲۳/۰۶۶	۵/۸۸۴	۲	۱۰۰۰

شش گوشه از نوع M می باشد.

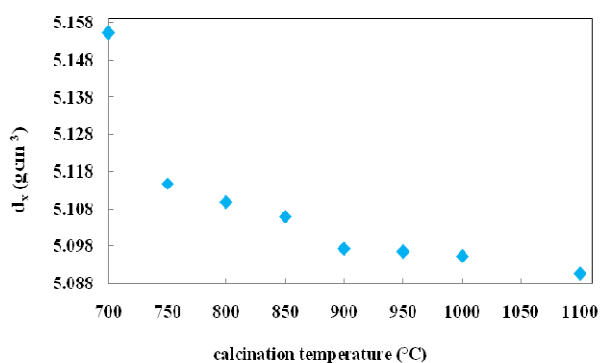
جدایی ذرات نمونه از هم افزایش می یابد و بالعکس [۱۹]. بنابراین انتظار داریم که با کاهش تخلخل، اندازه بلورک‌ها افزایش یابد (شکل ۶).

(ت) اندازه بلورک‌ها با افزایش دمای پخت، به علت افزایش بلورینگی، افزایش پیدا می کند (شکل ۶)، که این را نیز می توان از کاهش پهنای قله نمونه‌ها با افزایش دمای پخت (شکل ۳)، نتیجه گرفت [۱۷]. مقادیر اندازه بلورک‌های داده شده در جدول ۱، بسیار کوچک تر از اندازه بحرانی بلورک‌ها در ساختار تک حوزة $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ ، محاسبه شده توسط نظریه کیتل، (۲۷۰ nm)، می باشند و بیانگر این است که می توان ذراتی با ساختار تک حوزة را با روش سل - ژل ساخت [۲۰].

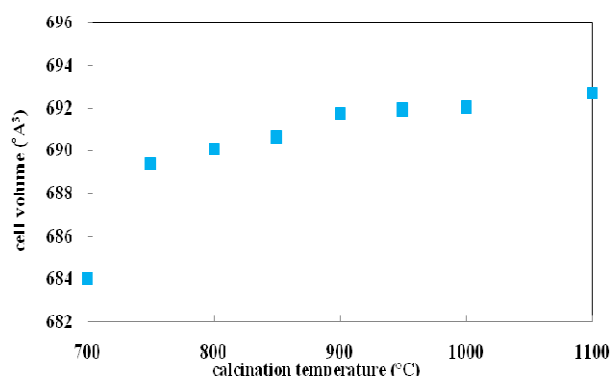
۳.۱.۳. تصاویر SEM

شکل ۷ تصاویر SEM نمونه‌های تهیه شده در دماهای ۷۵۰°C

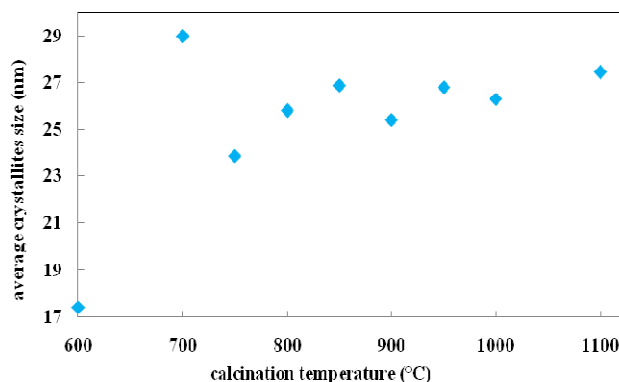
(ب) حجم سلول واحد بسیط نمونه‌ها با افزایش دمای پخت افزایش می یابد (شکل ۴)، که افزایش در حجم سلول واحد شبکه، بیانگر کاهش تهی جاهای اکسیژن در ساختار نوع M می باشد [۱۲]. (پ) مقدار چگالی نمونه بر مبنای داده‌های پرتوی ایکس (d_x) ، با افزایش دمای پخت کاهش می یابد (شکل ۵). طبق رابطه (۳)، d_x به M و V_{cell} وابسته است و از آنجایی که در این جا جرم مولی (M) ثابت است، با افزایش دمای حرارت دهی، حجم سلول واحد افزایش یافته و در نتیجه d_x کاهش می یابد. با کاهش d_x طبق رابطه $[P = 1 - (d_0/d_x)]$ تخلخل (P) نیز کاهش می یابد [۱۵]. کاهش تخلخل با افزایش دما، بیانگر این مطلب است که افزایش دما می تواند فرآیند متراکم کردن ماتریس هگزا فريت را سرعت بخشد. تغییر تخلخل نیز به نوبه خود با تغییر اندازه بلورک‌ها مطابقت دارد، به گونه ای که تخلخل با



شکل ۵. نمودار چگالی نمونه بر مبنای داده‌های پرتوی ایکس (d_x) نانوذرات $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ ساخته شده در دماهای پخت متفاوت، با زمان حرارت‌دهی ۲ ساعت.



شکل ۴. نمودار حجم یاخته واحد نانوذرات $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ ساخته شده در دماهای حرارت‌دهی متفاوت، با زمان حرارت‌دهی ۲ ساعت.



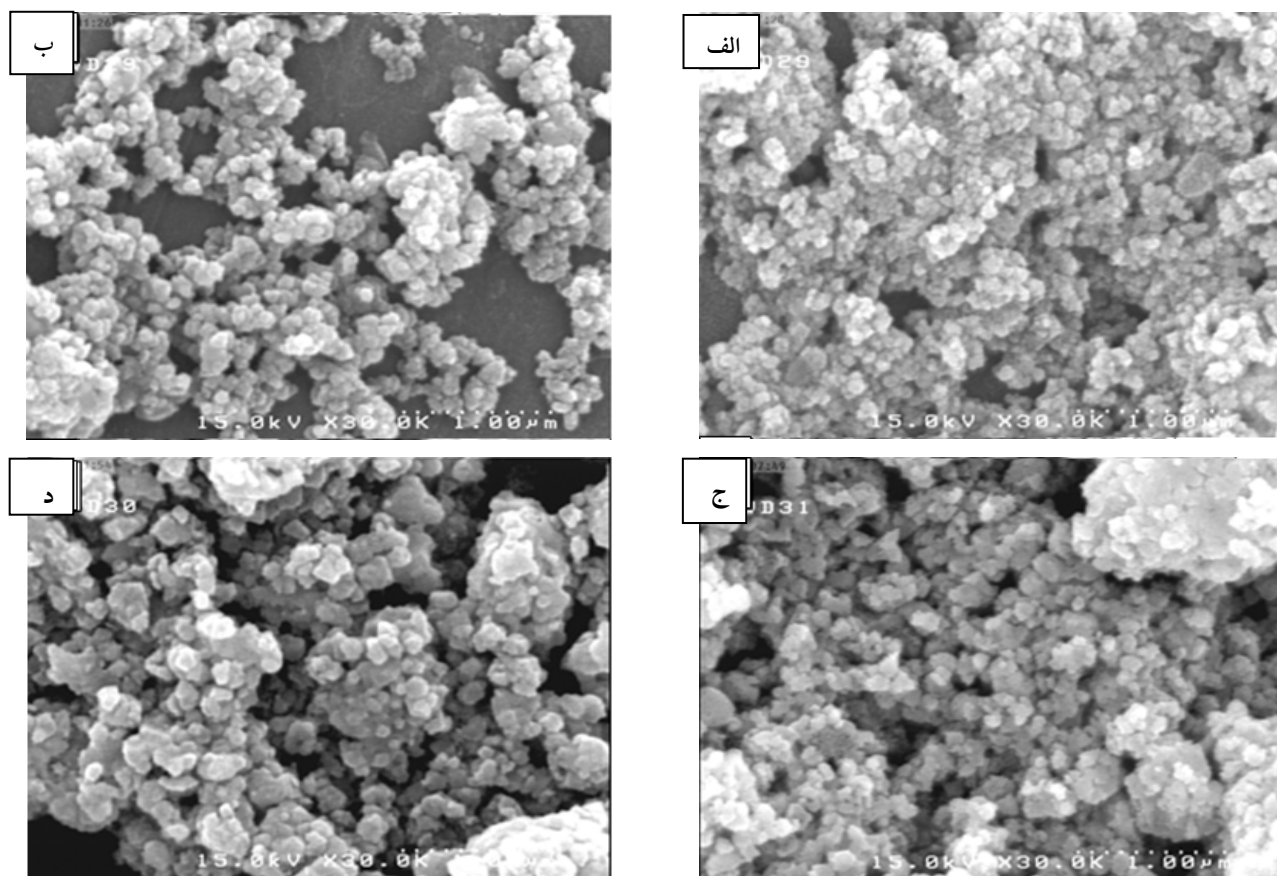
شکل ۶. نمودار متوسط اندازه بلورک‌های نانوذرات $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ ساخته‌شده در دماهای پخت متفاوت، با زمان حرارت‌دهی ۲ ساعت.

جذب‌ی موج‌بود در 480.501 cm^{-1} ، 568.781 cm^{-1} و 1470.29 cm^{-1} متناظر با ارتعاشات Fe-O-Fe مربوط به $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ هستند و جذب موجود در 1635.3 cm^{-1} به مولکول‌های آب جذب شده نسبت داده می‌شود [۱۴ و ۲۲]. طیف FT-IR نانوذرات $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ ساخته شده در دماهای حرارت‌دهی 750°C تا 1000°C ، تنها شامل سه پیوند جذبی می‌باشد که همه این پیوندها، متناظر با ارتعاشات کششی پیوندهای فلز-اکسیژن در فریت‌ها می‌باشند. پیوندهای جذبی در گستره $550\text{--}580 \text{ cm}^{-1}$ و $430\text{--}470 \text{ cm}^{-1}$ ، به ترتیب متناظر با تشکیل خوشه‌های چهاروجهی و هشت‌وجهی می‌باشند، که حضور پیوند کششی فلز-اکسیژن را در $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ تأیید می‌کنند. مد ارتعاشی خوشه‌های چهاروجهی در مقایسه با خوشه‌های هشت‌وجهی بزرگ‌تر هستند، که این ناشی از طول پیوند کوتاه‌تر خوشه‌های چهاروجهی می‌باشد [۲۳]. همچنین جذب در حوالی 605 cm^{-1} مربوط به $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ می‌باشد [۱۴].

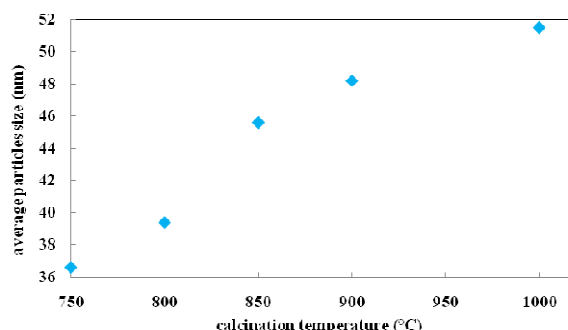
800°C ، 850°C و 1000°C را نشان می‌دهد. تصاویر SEM نمونه‌ها نشان می‌دهند که ریخت نانوذرات تقریباً کروی بوده و متوسط اندازه ذرات با افزایش دمای حرارت‌دهی افزایش یافته است (شکل ۸).

۴.۱.۳. طیف FT-IR

شکل ۹، طیف FT-IR نانوذرات $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ تهیه شده در دماهای حرارت‌دهی 600°C تا 1000°C را در گستره عدد موج $4000\text{--}400 \text{ cm}^{-1}$ نشان می‌دهد. با توجه به شکل ۹ (الف)، پیوندهای جذبی موجود در 824.762 cm^{-1} و 1384.22 cm^{-1} ، متناظر با پیوند ارتعاشی کششی (NO_3^-) می‌باشند [۲۱]، که این قله‌ها بیانگر وجود نیترات‌ها در نمونه قبل از پخت می‌باشد. پیوندهای جذبی موجود در 1609.19 cm^{-1} و 3147.89 cm^{-1} را می‌توان به مولکول‌های آب جذب شده نسبت داد. مطابق شکل ۹ (ب) پیوندهای



شکل ۷. تصاویر SEM نانوذرات $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ ساخته شده در دماهای پخت متفاوت (الف) 750°C ، (ب) 800°C ، (ج) 850°C و (د) 1000°C با زمان حرارت دهی ۲ ساعت.



شکل ۸. نمودار متوسط اندازه ذرات نانوذرات $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ ساخته شده در دماهای پخت متفاوت با زمان حرارت دهی ۲ ساعت.

۵.۱.۳. مقاومت الکتریکی ویژه ρ

رسانش الکتریکی در فریت‌ها بر اساس سازوکار پرش وروی^۱ مورد بررسی قرار می‌گیرد. طبق این سازوکار، رسانش الکتریکی در فریت‌ها به علت پرش الکترون‌ها بین یون‌هایی که بیش از یک حالت ظرفیت دارند و به طور کاتوره‌ای در جایگاه‌های شبکه توزیع شده‌اند، صورت می‌پذیرد. چون فاصله بین دو یون

با توجه به طیف FT-IR نمونه‌ها مشاهده می‌شود که با افزایش دمای حرارت دهی، قله‌های جذبی مشخصه $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ تقریباً بدون تغییر باقی مانده و هیچ قله‌ای که متناظر با اسید سیتریک باشد وجود ندارد، که این بیانگر سوختن کامل اسید سیتریک است. نتایج حاصل از جذب FT-IR نمونه‌ها نشان می‌دهد که با افزایش دما فاز $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ تشکیل می‌شود، و با نتایج حاصل از اندازه‌گیری‌های TG/DTA و XRD سازگاری خوبی دارد.

۱. Verwey's hopping mechanism

بنابراین، سازوکار رسانش الکتریکی در هگزافریت‌های نوع M را می‌توان بر اساس پرش الکترون بین یون‌های Fe^{2+} و Fe^{3+} در جایگاه‌های هشت‌وجهی (B)، توصیف کرد:



در رابطه (۱۱)، h حفره است [۱۴].

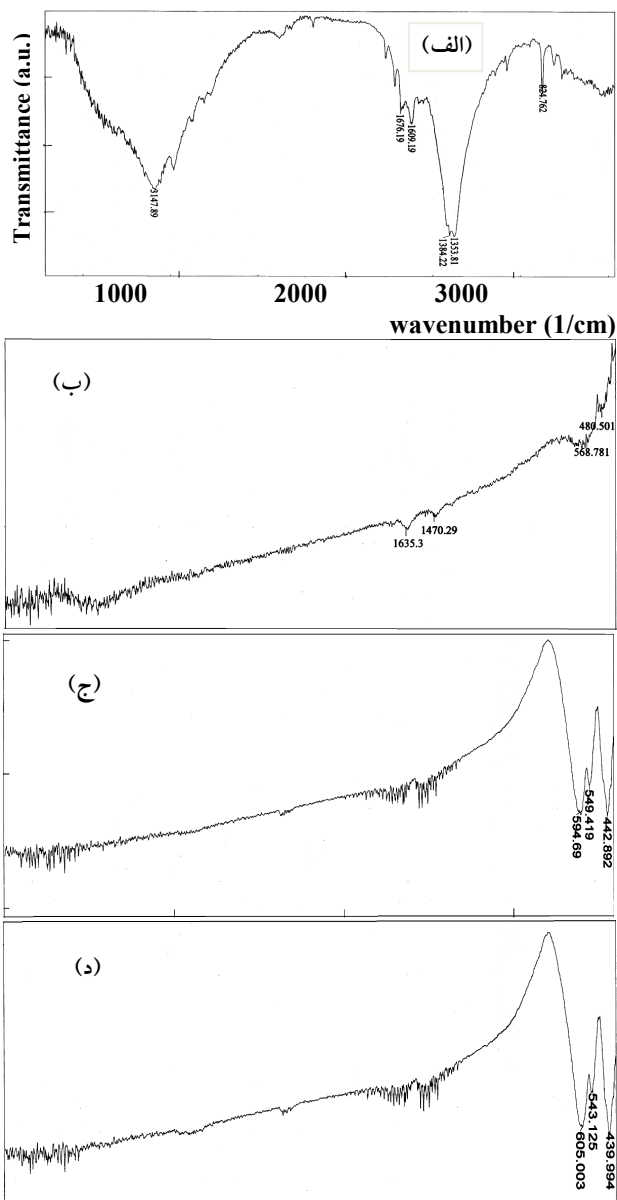
با افزایش دما، رسانش به‌واسطه پرش پولارون طبق سازوکار پرش وروی، رخ می‌دهد. مقاومت الکتریکی در فریت‌ها با افزایش دما، به‌علت افزایش انرژی جنبشی الکترون‌ها و افزایش نرخ پرش الکترون‌ها از یک جایگاه B به جایگاه دیگر، کاهش می‌یابد. بنابراین هگزافریت‌های نوع M شبیه یک نیم‌رسانا عمل می‌کنند [۲۴].

در این مقاله، مقاومت الکتریکی ویژه DC (ρ)، در دمای اتاق توسط روش چهارمیله اندازه‌گیری شده است. نمونه‌های استفاده شده در این اندازه‌گیری، میله‌های مکعب مستطیل به ابعاد $2.95 \text{ mm} \times 6.95 \text{ mm} \times 23.3 \text{ mm}$ هستند، که تحت فشار $1.06 \times 10^6 \text{ N/m}^2$ ساخته شده‌اند. نتایج حاصل از اندازه‌گیری‌های مقدار تخلخل (P)، مقاومت الکتریکی ویژه DC (ρ)، تراکم حامل‌های بار (n) و تحرک سوقی (μ_d) در دمای اتاق برای نمونه‌های ساخته شده در دماهای پخت متفاوت با زمان حرارت‌دهی ۲ ساعت در جدول ۲ آورده شده است. از جدول ۲ مشاهده می‌شود که مقدار مقاومت الکتریکی ویژه DC در دمای اتاق نمونه‌ها، با افزایش دمای حرارت‌دهی کاهش یافته است. علت این کاهش عبارت‌اند از:

(الف) کاهش تخلخل نمونه‌ها (P) با افزایش دمای پخت (مطابق جدول ۲)، موجب کاهش جدایی بین دانه‌ها شده و بنابراین رسانش الکترون‌های آزاد از یک دانه به دانه‌های دیگر افزایش، و مقاومت الکتریکی کاهش می‌یابد [۱۵].

(ب) افزایش دمای پخت باعث افزایش اندازه ذرات نمونه‌ها شده (مطابق جدول ۱) و بنابراین به‌علت کاهش تعداد مرزدانه‌ها به‌عنوان محیط مقاومتی، مقاومت الکتریکی کاهش می‌یابد [۲۴].

(پ) مقاومت الکتریکی ویژه DC بالا در نمونه‌های ناخالص نسبت به نمونه‌هایی با خلوص بیشتر، می‌تواند ناشی از حضور فاز غیرمغناطیسی هماتیت ($\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$) باشد [۱۴].



شکل ۹. طیف FT-IR نانوذرات $SrFe_{12}O_{19}$ ساخته شده در دماهای پخت متفاوت: (الف) ژل خشک، (ب) 600°C ، (ج) 850°C و (د) 1000°C با زمان حرارت‌دهی ۲ ساعت.

فلزی در جایگاه هشت‌وجهی B، کوچک‌تر از فاصله بین یک یون فلزی در جایگاه B و یون فلزی دیگر در جایگاه چهاروجهی A است. بنابراین، در شرایط عادی احتمال پرش الکترون بین جایگاه‌های A-B، در مقایسه با پرش الکترون بین جایگاه‌های B-B، خیلی کمتر است. پرش الکترون بین جایگاه‌های A-A وجود ندارد زیرا در جایگاه A، فقط یون‌های Fe^{3+} وجود دارد و هیچ یون Fe^{2+} وجود ندارد. یون‌های Fe^{2+} در طی فرآیند، ترجیحاً فقط جایگاه‌های B را اشغال می‌کنند.

جدول ۲. مقادیر چگالی توده (d_b)، چگالی نمونه بر مبنای پرتوی ایکس (d_x)، تخلخل (P)، مقاومت الکتریکی ویژه DC (ρ)، تراکم حامل‌های بار (n) و تحرک سوقی (μ_d) اندازه‌گیری شده در دمای اتاق برای نمونه‌های ساخته شده در دماهای پخت متفاوت با زمان حرارت‌دهی ۲ ساعت.

μ_d (cm^2/Vs)	n (10^{23} cm^{-3})	ρ ($\Omega\text{-m}$)	$P(\%)$	d_x	d_b	دمای حرارت دهی ($^{\circ}\text{C}$)
7.36×10^{-14}	۰.۲۱۲	4.06×10^9	۳۹/۲	۵.۱۱۵	۳.۱۱	۷۵۰
1.14×10^{-13}	۰.۲۲۹	2.39×10^9	۳۴	۵.۱۰۶	۳.۳۷	۸۵۰
1.65×10^{-13}	۰.۲۴۶	1.54×10^9	۲۹/۹۸	۵.۰۹۷	۳.۶۲	۹۰۰
3.25×10^{-11}	۰.۲۵۵	7.54×10^6	۲۶/۰۲	۵.۰۶۹	۳.۷۵	۱۰۰۰

ناخالصی افزایش یافته است.

شکل ۱۱، الگوهای XRD نمونه‌های $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ تهیه شده در دمای 1000°C در مدت زمان‌های مختلف (۰.۵ h، ۱ h، ۱.۵ h و ۲ h) را نشان می‌دهد. با توجه به شکل ۱۱، می‌توان گفت که با افزایش زمان حرارت‌دهی به تدریج درصد فاز ناخالصی کاهش یافته و سرانجام در زمان ۲ ساعت فاز ناخالصی به طور کامل حذف شده و نمونه خالص و تک‌فاز $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ به دست می‌آید (جدول ۳).

پارامترهای شبکه شش گوش (a ، c)، نسبت c/a ، حجم سلول واحد بسیط (V_{cell})، درصد فازهای موجود در نمونه و متوسط اندازه بلورکها (D) برای هر یک از نمونه‌های بررسی شده در این بخش، در جدول ۳ آورده شده است.

۴. نتیجه‌گیری

نانوذرات هگزافریت استرانسیوم به روش سل-ژل ساخته شد و تأثیر دما و زمان حرارت‌دهی بر روی خواص ساختاری و الکتریکی نمونه‌ها مطالعه گردید و نتایج حاصل از این بررسی‌ها در زیر آمده‌اند:

(الف) افزایش دمای حرارت‌دهی از 600°C تا 1000°C ، منجر به افزایش تشکیل $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ تک‌فاز می‌شود.

(ب) با افزایش دمای پخت، مقدار حجم سلول واحد بسیط نمونه‌ها افزایش می‌یابد.

(پ) متوسط اندازه بلورکها با افزایش دمای پخت، به علت افزایش بلورینگی، افزایش پیدا می‌کند این افزایش بلورینگی را می‌توان از کاهش پهنای قله نمونه‌ها با افزایش دمای حرارت‌دهی نیز نتیجه گرفت.

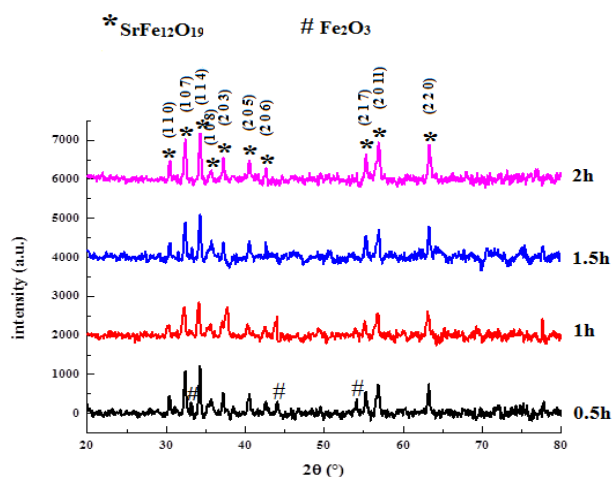
همچنین با توجه به جدول ۲، مقدار تحرک سوقی نمونه‌ها با افزایش زمان حرارت‌دهی، به علت کاهش مقاومت الکتریکی ویژه، افزایش یافته است [۱۵].

۲.۳. بررسی اثر زمان حرارت‌دهی

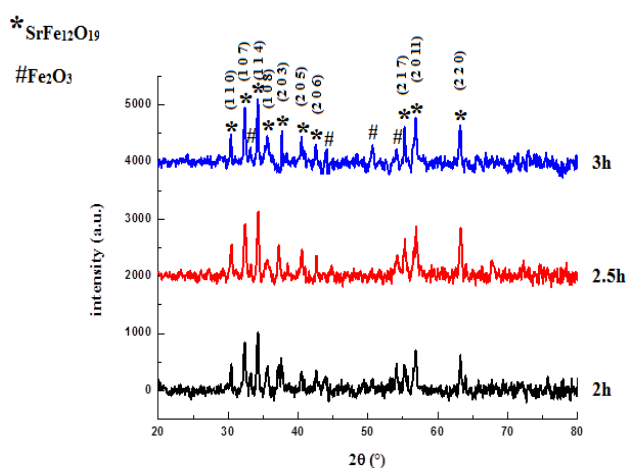
پس از بررسی تأثیر دمای پخت بر تشکیل فاز، خواص ساختاری و الکتریکی هگزافریت استرانسیوم نوع M و تعیین دمای پخت 1000°C به عنوان دمای بهینه بین دماهای آزمایش شده برای تشکیل $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ تک‌فاز، به بررسی تأثیر زمان حرارت‌دهی بر تشکیل فاز و خواص ساختاری نمونه‌ها پرداخته شد. بدین منظور برای بررسی زمان حرارت‌دهی بر فاز $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ ، نمونه‌ها در دمای 950°C با زمان‌های حرارت‌دهی ۲، ۲.۵، ۳ ساعت و دمای 1000°C با زمان‌های حرارت‌دهی ۰.۵، ۱، ۱.۵ و ۲ ساعت بررسی شده‌اند.

۱.۲.۳. الگوی XRD

ترکیب فازها، شاخصه‌های ساختاری و متوسط اندازه بلورک‌های نمونه‌های پخت شده در دماهای 950°C و 1000°C با مدت زمان‌های حرارت‌دهی متفاوت با استفاده از الگوی پراش پرتوی ایکس بررسی شدند. شکل ۱۰، الگوهای XRD نمونه‌های $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ تهیه شده در دمای 950°C در مدت زمان‌های ۲h، ۲.۵h و ۳h را نشان می‌دهد. همان‌گونه که از الگوی پراش پرتو ایکس نمونه‌ها (شکل ۱۰) مشاهده می‌شود، با افزایش زمان حرارت‌دهی، نه تنها قله‌های مربوط به فاز ناخالصی $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ حذف نمی‌شوند بلکه بالعکس، هم شدت و هم تعداد قله‌های این فاز ناخالصی بیشتر شده و درصد فاز



شکل ۱۱. (رنگی در نسخه الکترونیکی) الگوی XRD نانوذرات $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ ساخته شده در دمای حرارت دهی 950°C ، در مدت زمان های حرارت دهی ۰٫۵، ۱، ۱٫۵ و ۲ ساعت.



شکل ۱۰. (رنگی در نسخه الکترونیکی) الگوی XRD نانوذرات $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ ساخته شده در دمای حرارت دهی 950°C در مدت زمان های حرارت دهی ۲، ۲٫۵ و ۳ ساعت.

جدول ۳. پارامترهای شبکه شش گوشه (a, c) ، نسبت c/a ، حجم یاخته واحد بسیط (V_{cell}) ، درصد فازهای موجود در نمونه و متوسط اندازه بلورک های (D) نانوذرات $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ ساخته شده در دماها و زمان های حرارت دهی متفاوت.

متوسط اندازه بلورک ها (nm)	درصد فازها در نمونه ها	$V_{\text{cell}} (\text{\AA}^3)$	c/a	$c (\text{\AA})$	$a (\text{\AA})$	زمان حرارت دهی (h)	دمای حرارت دهی ($^\circ\text{C}$)
۲۶٫۸۱	$95.85\% \text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ $4.15\% \alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$	۶۹۸٫۸۸۶	۳٫۹۲۷	۲۳٫۰۹۲	۵٫۸۸۰	۲	۹۵۰
۲۵٫۳۳	$91.93\% \text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ $8.07\% \alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$	۶۹۳٫۹۹۴	۳٫۹۴۵	۲۳٫۱۸۶	۵٫۸۷۷	۲٫۵	۹۵۰
۲۹٫۱۹	$89.49\% \text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ $10.51\% \alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$	۶۹۲٫۵۶۵	۳٫۹۴۱	۲۳٫۱۵۴	۵٫۸۷۵	۳	۹۵۰
۲۷٫۷۱	$86.51\% \text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ $13.49\% \alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$	۶۹۱٫۸۰۳	۳٫۹۲۳	۲۳٫۰۷۴	۵٫۸۸۲	۰٫۵	۱۰۰۰
۲۲٫۰۶	$89.36\% \text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ $10.64\% \alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$	۶۹۲٫۶۰۷	۳٫۹۷۶	۲۳٫۲۹۰	۵٫۸۵۸	۱	۱۰۰۰
۲۷٫۲۶	$93.85\% \text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ $6.15\% \alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$	۶۹۱٫۸۱۳	۳٫۹۳۵	۲۳٫۱۲۱	۵٫۸۷۶	۱٫۵	۱۰۰۰
۲۶٫۰۳	$100\% \text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ $0\% \alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$	۶۹۲٫۰۴۸	۳٫۹۲۰	۲۳٫۰۶۶	۵٫۸۸۴	۲	۱۰۰۰

بدون تغییر می مانند.

(ج) مقاومت الکتریکی ویژۀ DC نمونه ها (ρ) در دمای اتاق، با افزایش دمای پخت کاهش یافته است.
(چ) در دمای پخت 950°C ، با افزایش زمان حرارت دهی نه تنها

(ت) متوسط اندازه ذرات نمونه ها با افزایش دمای پخت افزایش می یابد.
(ث) با توجه به طیف FT-IR نمونه ها، مشاهده شد که با افزایش دمای پخت، قله های جذبی مشخصۀ $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ تقریباً

نانوذرات هگزا فريت استرانسیوم خالص و تک فاز در این تحقیق، به ترتیب 1000°C و ۲ ساعت به دست آمده است.

قدردانی

نویسندگان از دانشگاه شهید چمران اهواز برای حمایت مالی از این کار پژوهشی کمال تشکر و قدردانی را دارند.

بهبودی حاصل نشده است، بلکه درصد فاز ناخالصی موجود در نمونه نیز بیشتر می شود. اما در دمای 1000°C ، با افزایش زمان حرارت دهی به تدریج درصد فاز ناخالصی کاهش یافته و سرانجام در زمان ۲ ساعت فاز ناخالصی به طور کامل حذف شده و نمونه خالص و تک فاز $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ به دست می آید. (ح) پایین ترین دما و زمان حرارت دهی ممکن برای تشکیل

مراجع

1. C M Fang, F Kools, R Metselaar, G de With, and R A de Groot, *Physics: Condensed Matter* **15** (2003) 6229.
2. S Hussain, N A Shah, Maqsood, A A Ali, M Naeem, and W Ahmad Adil Syed, *Superconductivity and Novel Magnetism* **24** (2011) 1245.
3. M N Ashiq, M J Iqbal, and I H Gul, *Alloys and Compounds* **487** (2009) 341.
4. A Sharbati, S Choopani, A M Azar and M Senna, *Solid State Communications* **150** (2010) 2218.
5. M J Iqbal, M N Ashiq, and P H Gomez, *Alloys and Compounds* **478** (2009) 736.
6. T Kikuchi, T Nakamura, T Yamasaki, M Nakanishi, T Fujii, J Takada, and Y Ikeda, *Magnetism and Magnetic Materials* **322** (2010) 2381.
۷. ع کیانوش، س ع سیدابراهیمی، «بهبود مراحل تولید آهن رباهای سرامیکی فريت استرانسیوم نوع جهت کسب خواص مغناطیسی بالا»، دومین کنگره سرامیکی ایران، تهران (۱۳۷۴).
8. M M Hessien, M M Rashad, and K El-Barawy, *Magnetism and Magnetic Materials* **320** (2008) 336.
9. M Jean, V Nachbaur, J Bran, and J L Breton, *Alloys and Compounds* **496** (2010) 306.
10. P E Kazin, L A Trusov, D D Zaitsev, and Y D Tret'yakov, *Inorganic Chemistry* **54** (2009) 2081.
11. I Perelshtein, N Perkash, Sh Magdassi, T Zioni, M Royz, Z Maor, and A Gedanken, *Nanopart. Res.* **10** (2008) 191.
12. G B Teh, Y Ch Wong, and R D Tilley, *Magnetism and Magnetic Materials* **323** (2011) 2318.
13. W Yongfei, L. Qiaoling, Z Cunrui, and J Hongxia, *Alloys and Compounds* **467** (2009) 284.
14. M J Iqbal, M N Ashiq, and I H Gul, *Magnetism and Magnetic Materials* **322** (2010) 1720.
15. S Hussain and A Maqsood, *Alloys and Compounds* **466** (2008) 293.
16. S Tyagi, H B Baskey, R C Agarwala, T C Shami, *Journal of Electronic Materials* **40** (2011) 2004.
17. L A Garcia-Cerda, O S Rodriguez-Fernandez, and P J Resendiz-Hernandez, *Alloys and Compounds* **369** (2004) 182.
18. H F Lu, R Y Hong, and H Z Li, *Alloys and Compounds*, **509** (2011) 10127.
19. M J Iqbal, and S Farooq, *Materials Chemistry and Physics* **118** (2009) 308.
20. Q Fang, H Cheng, K Huang, J Wang, R Li, and Y Jiao, *Magnetism and Magnetic Materials* **294** (2005) 281.
21. X Shen, M Liu, F Song, and X Meng, *Sol-gel Science Technology* **53** (2010) 448.
22. M V Bukhtiyarova, A S Ivanova, E M Slavinskaya, L M Plyasova, V V Kaichev, and P A Kuznetsov, *Applied Catalysis A: General* **384** (2010) 230.
23. S Singhal, T Namgyal, J Singh, K Chandra, and S Bansal, *Ceramics International* **37** (2011) 1833.
24. M Anis-ur-Rehman, and G Asghar, *Alloys and Compounds* **509** (2011) 435.