

## بررسی اثر ذرات نانومتری MgO بر ابررساناهای دمای بالای Bi-۲۲۲۳ تهیه شده به روش شیمیایی سل-ژل

محمد رضا علی نژاد، ناصر تجبر و بتول محمدزاده ده سرخ

مشهد، میدان آزادی، پردیس دانشگاه فردوسی، گروه فیزیک  
پست الکترونیکی: alinejad@ferdowsi.um.ac.ir

(دریافت مقاله: ۸۴/۷/۸؛ دریافت نسخه نهایی: ۸۵/۹/۱۵)

### چکیده

ابرسانای  $\text{Bi}_{1-x}\text{Pb}_x\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_2\text{O}_y$  به روش سل-ژل تهیه و اثر افزودن نانو ذرات MgO بر خواص آن بررسی شد. مطالعات ساختاری نشان می‌دهد که نمونه‌های نهایی به خوبی همگند و تا حدود ۹۵ درصد از فاز ۲۲۲۳ تشکیل می‌شود. علاوه بر این، افزودنیهای MgO عمدتاً به صورت ذرات نانومتری آزاد روی سطح دانه‌ها توزیع شده‌اند. اندازه‌گیریهای الکتریکی نشان می‌دهند که نمونه محتوی ۲٫۵ درصد MgO بالاترین دمای گذار ابررسانایی را دارد، در حالی که خاصیت ابررسانایی در حضور درصدهای بیشتر افزودنی تضعیف می‌شود. کاهش دمای گذار در حضور مقادیر زیاد افزودنی MgO ناشی از تشکیل فاز ناخالص ۲۲۱۲ است. نتایج به دست آمده از دو دیدگاه مورد بحث قرار می‌گیرند: اثر افزودنیها بر تشکیل فاز ابررسانا و نقش نانوذرات MgO به عنوان مراکز گیراندازی شار مغناطیسی.

واژه‌های کلیدی: ابررسانایی، سل-ژل،  $\text{MgO}$ ،  $\text{Bi(Pb)SrCaCuO}$

### ۱. مقدمه

پیرامون روش تهیه پودر اولیه، برنامه گرمادهی و تنظیم ریزساختار ابررساناهای ۲۲۲۳ در حال انجام است [۶]. یکی از روشهای موفق تهیه پودر اولیه ابررساناهای ۲۲۲۳ روش شیمیایی سل-ژل است. مزایای این روش نسبت به روشهای دیگر (از جمله روش واکنش در فاز جامد) عبارتند از: (الف) توزیع همگن تر اجزا، (ب) واکنش پذیری بهتر مواد، (پ) پایین تر بودن دمای ساخت، (ت) چگالی بالاتر و (ث) اندازه کوچک تر ذرات. مجموعه این عوامل، کیفیت تولید ترکیب ۲۲۲۳ را بهینه می‌سازد که از نظر صنعتی بسیار حائز اهمیت است [۷].

از طرفی، روشهای زیادی برای بهبود خواص ابررسانایی ترکیبات بر پایه Bi پیشنهاد شده است که ایجاد یک فاز ثانوی از جمله شناخته شده‌ترین این روشهاست [۸ و ۹]. تحقیقات

از زمان کشف ابررساناهای دمای بالا در سال ۱۹۸۶ میلادی، کاربردهای متنوعی برای آنها در زمینه رسانش جریانهای الکتریکی بالا (مثل مولدها، مبدلها، هدایت کننده‌های جریان و کابل‌های انتقال نیرو) و ذخیره انرژی مطرح شده است [۱]. یکی از مهم‌ترین ویژگیهای ابررساناهای دمای بالا چگالی جریان بحرانی آنهاست که افزایش آن، هزینه سردسازی تجهیزات ساخته شده از این مواد را کاهش می‌دهد. از این نظر، ترکیب  $(\text{Bi}_{1-x}\text{Pb}_x)_2\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_2\text{O}_y$  مناسب‌ترین ابررسانای دمای بالاست که تاکنون شناخته شده است [۲ و ۳]. در عین حال، آماده‌سازی ترکیب ۲۲۲۳ در صنعت تولید مواد دشوار است و خواص فیزیکی نمونه‌های تولید شده شدیداً به روش ساخت آنها بستگی دارد [۴ و ۵]. از این رو، تحقیقات گسترده‌ای

تشکیل می‌شود به نحوی که یک ژل کامل به دست نمی‌آید. در حالی که مقادیر بیشتر اتیلن گلیکول باعث کاهش نامناسب PH و نیز افزایش درصد ناخالصی کربن در محصولات می‌شود. برای قلیایی ساختن محیط به نحوی که EDTA در آن حل‌پذیر باشد، مقدار ۷۲ cc آمونیاک به تدریج به آن اضافه شد.

پس از آماده شدن محلولهای اولیه، در حالی که محلول پایه در دمای ۸۰°C به آرامی توسط هم‌زن مغناطیسی به هم می‌خورد، محلول مواد به صورت قطره - قطره و با آهنگ تقریبی ۱۰۰ قطره بر دقیقه به آن اضافه شد. بررسی مداوم PH محیط نشان داد که برای جلوگیری از رسوب EDTA، اندازه PH محلول بایستی به کمک آمونیاک همواره بزرگ‌تر از ۳ نگه داشته شود. پس از اتمام فرایند امتزاج دو محلول، حالت ژله‌ای در محلول نهایی به خوبی قابل رؤیت بود. سپس، اوره نیز به نسبت مولی ۰/۵ برابر کل کاتیونها به این محلول ژله‌ای اضافه شد.

از آنجا که گرمادهی از قاعده بشر محتوی ژل برای افزایش دما به مقادیر بالاتر از ۱۰۰°C، موجب رسوب شدید ژل بر کف داغ بشر می‌شود که با توجه به حضور آمونیاک خطرناک است، لذا برای خشک کردن ژل از یک حمام نمک خشک استفاده شد تا ژل به طور همه‌جانبه گرمادهی شود. به کمک این حمام، ژل به آرامی و بدون رسوب قابل توجه در دمای ۲۰۰°C گرمادهی شد. بدین ترتیب، ژل پس از مدت ۲۴ ساعت به طور کاملاً همگن خشک شد.

عملیات گرمادهی پودر حاصل از مرحله قبل مطابق با شکل ۱ انجام شد. در اولین مرحله که با منحنی ۱ در شکل ۱ نشان داده شده است، به منظور حذف ترکیبات آلی موجود در نمونه، پودر به مدت ۲۴۰ دقیقه در دمای ۴۰۰°C گرما داده شد. سپس، نمونه به مدت ۱۵ دقیقه در هاون دستی آسیاب و آنگاه مرحله دوم تصفیه‌سازی مطابق با منحنی ۲ در شکل ۱ انجام شد. در مرحله سوم از تصفیه‌سازی و پس از تکرار آسیاب‌کاری، نمونه به مدت ۱۰۰ دقیقه در دمای ۸۲۰°C گرما داده شد و سپس رها شد تا همراه با کوره سرد شود (منحنی ۳، شکل ۱). پس از این مرحله، نمونه بار دیگر به همان ترتیب آسیاب شد و آنگاه

قبلی نشان داده است که ذرات نانومتری اکسید فلزی MgO می‌توانند از طریق افزایش مراکز گیراندازی شار مغناطیسی موجب افزایش چگالی جریان بحرانی شود [۱۰ تا ۱۵]، اما مطالعه تأثیر ذرات نانومتری MgO بر ابرسازهای ۲۲۲۳ که به روش شیمیایی تهیه شده باشند در مراجع دیده نمی‌شود. این در حالی است که، با توجه به ریزساختار همگن و نسبتاً متفاوت نمونه‌های ساخته شده به روش شیمیایی سل-ژل، نتایج چنین مطالعه‌ای می‌تواند دربردارنده جنبه‌های فیزیکی و کاربردی تازه‌ای باشد. در این تحقیق، ابررسانای  $\text{Bi}_{1/8}\text{Pb}_{7/8}\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_2\text{O}_y$  به روش سل-ژل ساخته شد و اثر افزودنی MgO بر خواص ابررسانایی آن بررسی گردید.

## ۲. روش آزمایش

دو محلول متفاوت، یکی محلول پایه و دیگری محلول مواد به شرح زیر در دو ظرف جدا آماده شدند. برای تهیه محلول مواد، نیترات مواد اولیه شامل،  $\text{Cu}(\text{NO}_3)_2 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$ ،  $\text{Ca}(\text{NO}_3)_2 \cdot 4\text{H}_2\text{O}$  و  $\text{Sr}(\text{NO}_3)_2$  (Reidel- deHean./۹۹/۵)  $\text{Pb}(\text{NO}_3)_2$  (PRS، /۹۸)  $\text{Sr}(\text{NO}_3)_2$  و  $\text{Bi}(\text{NO}_3)_3 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$  (Merck، /۹۸)، در ۵۰۰ cc محلول اسید نیتریک رقیق و آب یون‌زدایی شده حل شدند. در این مرحله، غلظت‌های متفاوت اسید آزمایش شد و مشاهده گردید که غلظت کمتر از ۷٪ منجر به اشباع محلول مواد، و در مقابل غلظت بیشتر اسید باعث پایین آمدن PH محلول می‌شود. همان طور که در ادامه توضیح داده می‌شود، کاهش بیش از حد PH موجب اسیدی شدن محلول نهایی و در نتیجه رسوب EDTA<sup>۱</sup> خواهد شد.

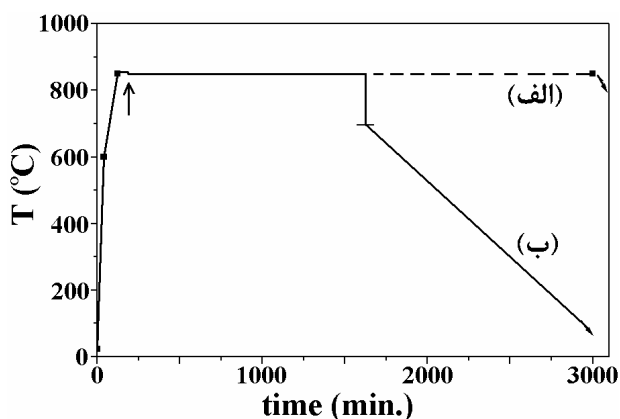
همزمان با تهیه محلول مواد، محلول اسیدی پایه نیز با حل کردن اسید EDTA ( $\text{N}_2\text{H}_{10}\text{O}_6$ ) با خلوص ۹۹/۴٪ از محصولات شرکت Merck) به نسبت مولی برابر با تعداد کل کاتیونها، همراه با اتیلن گلیکول (EG) به نسبت مولی ۳/۵ برابر کل کاتیونها در ۵۰۰ cc آب یون‌زدایی شده و آمونیاک (۲۴٪) آماده شد. مقادیر متفاوت اتیلن گلیکول آزمایش و مشاهده شد که با مقادیر کمتر از این رسوب سفید رنگی از نمکهای فلزی

۱. Ethylene Diamin Tetra-acetic Acid,  $\text{N}_2\text{H}_{10}\text{O}_6$ .

جدول ۱. چگالی جریان بحرانی و دمای بحرانی در نمونه‌های نهایی.

MgO درصد وزنی	چگالی جریان بحرانی $J_c(A/cm^2)$	دمای بحرانی * $T_c(K)$	عرض گذار $\Delta T(K)$
۰	۲۲٫۵	۹۸	۸۸ تا ۱۰۶
۱٫۰	۳۰٫۰	۹۹	۹۰ تا ۱۰۸
۲٫۵	۴۵٫۰	۱۱۲	۱۰۵ تا ۱۱۹
۵٫۰	۶۰٫۰	۹۶	۸۶ تا ۱۰۵
۱۰٫۰	-	<۷۷	-

\* دمای گذار برای فاز ۲۲۱۲ در حدود ۸۵ K و برای فاز ۲۲۲۳ در حدود ۱۱۰ K گزارش شده است.



شکل ۲. برنامه گرمادهی نمونه‌ها در (الف) تفجوشی اول، و (ب) تفجوشی دوم. علامت پیکان کاهش دمای نمونه از ۸۵۵ به ۸۵۰ °C را نشان می‌دهد. خطوط مورب انتهای هر برنامه، سردسازی تدریجی نمونه تا دمای اتاق همراه با کوره را نشان می‌دهند.

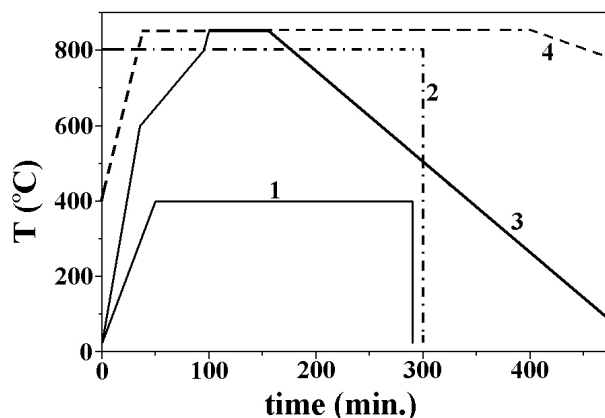
در دمای ۸۵۵ °C به منظور افزایش درصد فاز ۲۲۲۳ است.

ترکیب فازی نمونه‌ها با استفاده از پراش پرتو X با تابش Cu- $\alpha$  مورد تحقیق قرار گرفت. قله‌های پراشی به کمک نرم‌افزار Celref تحلیل شدند. با استفاده از این الگوهای پراشی، درصد فازهای ۲۲۲۳ و ۲۲۱۲ موجود در هر نمونه با رابطه زیر برآورد شد:

$$\text{درصد فاز ۲۲۲۳} = \frac{\sum I_{2223}}{\sum I_{2223} + \sum I_{2212}} \times 100$$

$$\text{درصد فاز ۲۲۱۲} = \frac{\sum I_{2212}}{\sum I_{2223} + \sum I_{2212}} \times 100$$

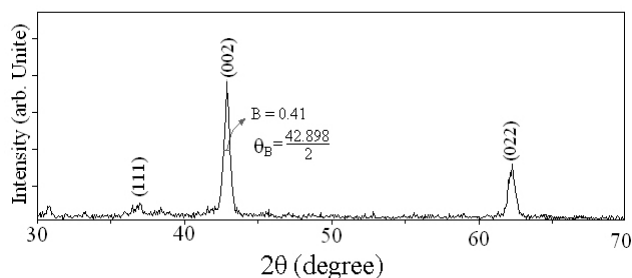
ریزساختار نمونه‌ها به کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی



شکل ۱. برنامه گرمادهی نمونه‌ها پس از تشکیل ژل. مراحل گرمادهی به ترتیب شماره‌گذاری شده انجام شده‌اند. نمودارهای ۱ تا ۳ مراحل خشک کردن ژل و نمودار ۴ مرحله کلسینه کردن را نشان می‌دهد. خطوط مورب انتهای هر برنامه، سردسازی تدریجی نمونه تا دمای اتاق همراه با کوره را نشان می‌دهند.

مطابق با منحنی ۴ در شکل ۱ کلسینه گردید.

پس از مرحله کلسینه کردن، نمونه به پنج قسمت مساوی تقسیم و درصدهای وزنی ۰، ۱، ۲٫۵، ۵ و ۱۰ از پودر نانومتری MgO به هر بخش اضافه شد. پس از حدود ۳۰ دقیقه آسیاب کاری و اطمینان از همگنی نمونه‌ها، پودرهای حاصل تحت فشار ۲۰۰ MPa به صورت قرصهایی با قطر ۱۵ mm و ضخامت ۴ mm فشرده شدند. این قرصها مطابق با برنامه گرمادهی منحنی الف در شکل ۲ تفجوشی شدند. سپس تفجوشی دوم بر اساس منحنی ب در این شکل انجام شد. نکته قابل توجه در این مرحله، نگهداری نمونه‌ها به مدت ۳۰ دقیقه

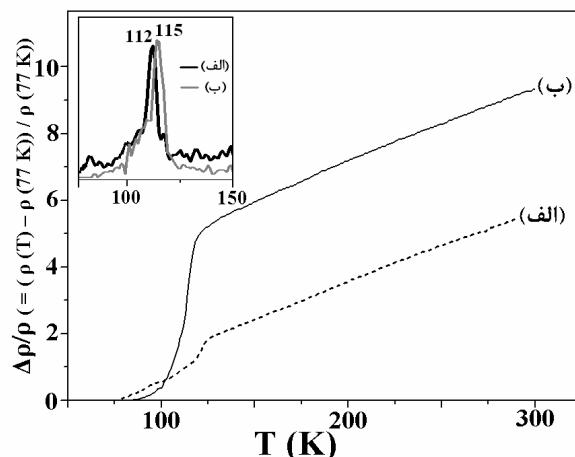


شکل ۴. الگوهای پراش پرتو X پودر اولیه MgO.

از تفجوشی دوم به طور قابل ملاحظه‌ای افزایش می‌یابد. از مقایسه دمای گذار و پهنای گذار ابرسانایی در منحنیهای مقاومت ویژه نمونه‌ها پس از تفجوشی اول و دوم که برای نمونه فاقد MgO در شکل ۳ نشان داده شده است، نیز می‌توان افزایش درصد فاز ۲۲۲۳ نسبت به ۲۲۱۲ پس از تفجوشی دوم را استنتاج کرد.

الگوی پراش پرتو X پودر نانومتری اولیه MgO در شکل ۴ نشان داده شده است. قطر ذرات MgO به کمک رابطه شرر در حدود ۴۰ nm تخمین زده شد. الگوهای پراش پرتو X نمونه‌ها پس از تفجوشی نهایی در شکل ۵ نشان داده شده است. این الگوها نشان می‌دهند که نمونه‌های محتوی کمتر از ۲٫۵ درصد افزودنی MgO، عمدتاً (حدود ۹۵ درصد) از فاز ۲۲۲۳ تشکیل شده‌اند و مقدار فازهای فرعی ۲۲۱۲ و MgO در آنها ناچیز است. قطر ذرات MgO در نمونه‌های مختلف با افزایش درصد افزودنی افزایش می‌یابد که می‌تواند ناشی از تجمع آنها حین عملیات پخت ابرسانا باشد. تحلیل قله‌های پراشی نشان داد که ثابتهای شبکه‌ای فاز ۲۲۲۳ با ساختار بلوری چارگوشی (گروه فضایی I4/mmm) موجود در این نمونه‌ها،  $a = 3,8182 \text{ \AA}$  و  $c = 37,0432 \text{ \AA}$  است. شاخص میلر صفحات بلوری فاز ۲۲۲۳، روی شکل ۵ مشخص شده است.

در نمونه حاوی ۵ درصد افزودنی MgO، علاوه بر فاز ۲۲۲۳، فاز ۲۲۱۲ با ساختار بلوری راستگوشی (گروه فضایی Fmmm) و ثابتهای شبکه‌ای  $a = 5,39 \pm 0,02 \text{ \AA}$  و  $b = 5,38 \pm 0,02 \text{ \AA}$  و  $c = 30,70 \pm 0,02 \text{ \AA}$  نیز حضور قابل ملاحظه‌ای دارد، به طوری که سهم دو فاز ۲۲۲۳ و ۲۲۱۲ به



شکل ۳. منحنی مقاومت ویژه نمونه بدون افزودنی بر حسب دما، (الف) پس از تفجوشی اول، (ب) پس از تفجوشی دوم. قسمت داخلی: تغییرات ضریب دمایی مقاومت ویژه در ناحیه گذار فاز ابرسانا. این ضریب از طریق محاسبه مشتق منحنی مقاومت ویژه نسبت به دما به دست آمده است.

(SEM) که مجهز به تحلیل گر عنصری EDX است در آزمایشگاه مرکزی دانشگاه فردوسی مشهد بررسی شد.

چگالی جرمی نمونه‌های قرصی شکل ساخته شده به کمک اندازه‌گیری جرم و حجم آنها با دقت‌های  $0,001 \text{ gr}$  و  $0,2 \text{ mm}$  تعیین گردید. ویژگی ابرسانایی نمونه‌های حاصل با مشاهده اثر مایسنر تأیید شد. وابستگی دمایی مقاومت الکتریکی نمونه‌ها به روش چارسوزنی و با استفاده از منبع جریان ثابت  $140 \text{ mA}$  اندازه‌گیری شد.

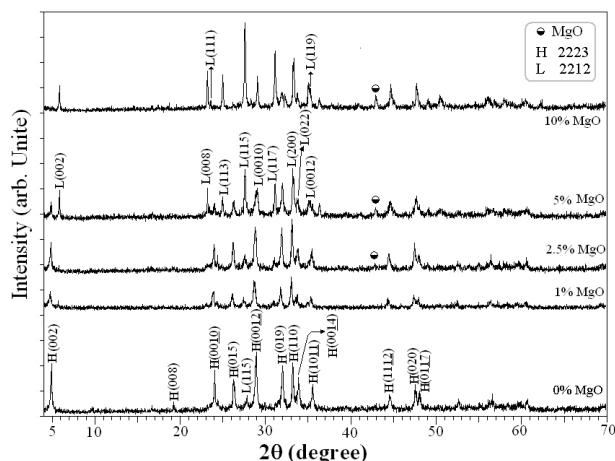
برای اندازه‌گیری چگالی جریان بحرانی نمونه‌ها در دمای  $77 \text{ K}$ ، نمونه‌هایی استوانه‌ای شکل به قطر حدود  $3 \text{ mm}$  و ارتفاع  $14 \text{ mm}$  از بدنه قرصهای اصلی برش زده شد. آنگاه دو اتصال الکتریکی در مقطع این استوانه‌ها ایجاد و منحنی ولتاژ-جریان آنها در دمای  $77 \text{ K}$  با اعمال پالسهای جریان  $0,05$  ثانیه‌ای رسم گردید.

### ۳. نتایج و بحث

بررسیهای انجام شده به کمک پراش پرتو X نشان داد که در صد فاز ۲۲۲۳ نسبت به ۲۲۱۲ در نمونه‌های ساخته شده، پس

کاهش درصد فاز ۲۲۲۳ نسبت به فاز ۲۲۱۲ که در نتایج XRD مشاهده شد، اندازه ذرات فاز اخیر بزرگ تر می شود. لذا می توان گفت که، افزودن MgO آهنگ تشکیل فاز ۲۲۱۲ را افزایش می دهد که با نتایج قبلی سازگار است [۱۱ و ۱۳]. این نتیجه توسط طرحهای پراش پرتو X نمونه های نهایی در شکل ۵، که در آن قله های پراشی با افزایش درصد MgO تیزتر می شوند، نیز تأیید می شود. چنانکه در شکل ۶- الف دیده می شود، ذرات فاز ابررسانای ۲۲۲۳ سوزنی شکل هستند که فراوانی آنها در نمونه حاوی ۱۰ درصد افزودنی به طور قابل ملاحظه ای کاهش یافته است. با توجه به این که اغلب فاز ۲۲۱۲ به شکل سوزنی دیده شده است و نه فاز ۲۲۲۳ [۱۰]، این مشاهده ممکن است در تناقض با نتایج حاصل از پراش پرتو X که کاهش فاز ۲۲۲۳ با افزایش درصد MgO را نشان می دهند، به نظر برسد. با وجود این، نه تنها فاز ۲۲۲۳ نیز به صورت سوزنی شکل دیده شده است [۱۷]، بلکه حالت سوزنی شکل ذرات ابررسانا در نمونه حاوی ۲/۵ درصد افزودنی MgO، به ریزساختارهای حاصل از روش سل- ژل شبیه تر است. از این نظر، کاهش حالت سوزنی ذرات فاز ابررسانا با افزایش درصد افزودنی MgO می تواند ناشی از افزایش آهنگ تشکیل فاز ابررسانای ۲۲۱۲ و در نتیجه رشد این ذرات باشد که پیش از این مورد اشاره قرار گرفت. نقشه توزیع عنصری از نمونه ها توسط دستگاه EDX نشان داد که Mg به طور تصادفی عمدتاً در مرزخانه ها توزیع شده است، که احتمال حضور آن درون دانه ها با افزایش درصد منیزیم بیشتر می شود.

در واقع، دو سازوکار مختلف پیرامون نحوه تأثیر MgO بر آهنگ تشکیل این ابررساناها پیشنهاد شده است: یکی افزایش احتمال تشکیل لایه های CuO، که واحد ساختاری بنیادی ابررساناهای مسی دمای بالا هستند [۱۳]، و دیگری، جوش بهتر دانه های ابررسانا در حضور ذرات MgO [۱۱]. از آنجا که MgO پس از مرحله کلسینه افزوده شده است، می توان گفت که این ناخالصی عمدتاً از طریق تسهیل جوش دانه ها حین تفجوشی موجب افزایش آهنگ رشد شده است. این استدلال توسط تصاویر میکروسکوپ الکترونی که نشان می دادند تماس

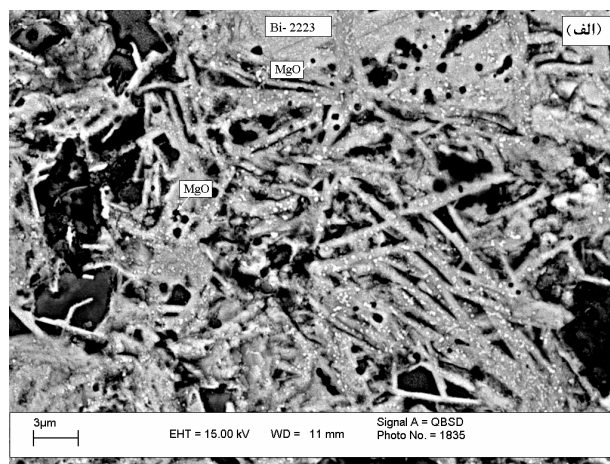
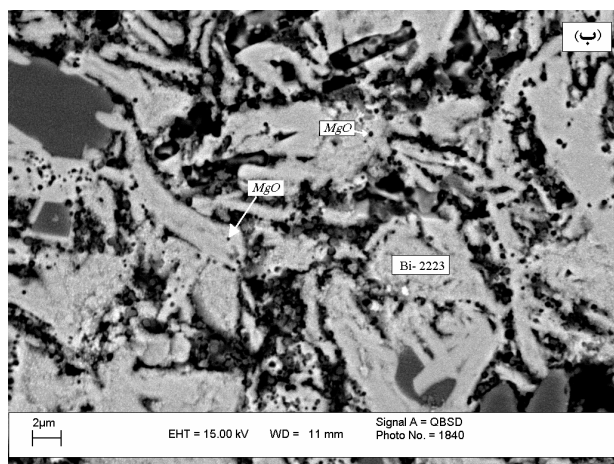


شکل ۵. طرحهای پراش پرتو X از نمونه های مختلف پس از تفجوشی نهایی. درصد جرمی افزودنی MgO در کنار هر طرح نوشته شده است.

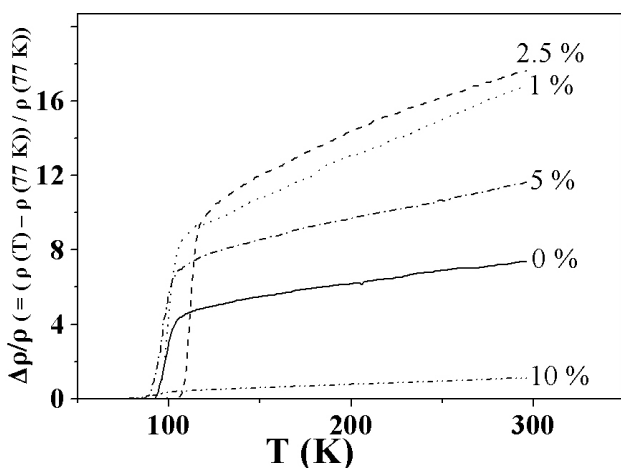
ترتیب ۳۵ و ۶۵ درصد است. به همین ترتیب، سهم فاز ۲۲۱۲ در نمونه حاوی ۱۰ درصد افزودنی افزایش یافته و به ۹۵ درصد می رسد و ثابتهای شبکه ای مربوط به آن  $a = 5.39 \pm 0.02 \text{ \AA}$  و  $b = 5.38 \pm 0.02 \text{ \AA}$  و  $c = 3.074 \pm 0.02 \text{ \AA}$  است. این نتایج نشان می دهند که افزودن بیش از ۲/۵ درصد MgO به این نمونه ها مانع رشد فاز ۲۲۲۳ می شود، در حالی که فاز ابررسانای ۲۲۱۲ با دمای گذار پایین تر هنوز شکل می گیرد. همان طور که دیده می شود، ثابتهای شبکه راستگوشی با درصد افزودنی MgO و با توجه به خطای محاسبه (حدود  $\pm 0.02$ ) تغییری نمی کنند که با نتایج قبلی سازگار است [۱۰ و ۱۲].

از مقایسه چگالی جرمی قرصهای ابررسانای ساخته شده ( $4.18 \text{ gr/cm}^3$ ) با چگالی ایده آل ترکیب ۲۲۲۳ ( $6.3 \text{ gr/cm}^3$ )، می توان نتیجه گرفت که میزان فازهای ناخواسته و فضاهای خالی مانده در نمونه های نهایی در حدود ۳۴٪ است که در مقایسه با مقدار گزارش شده (در حدود ۴ تا  $4.5 \text{ gr/cm}^3$ ، معادل با ۳۰٪ افزودنی [۱۶]) قابل قبول می باشد.

دو نمونه از تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) از نمونه های نهایی حاوی ۲/۵٪ و ۱۰٪ افزودنی MgO در شکل ۶ نشان داده شده است. مشاهده می شود که ریزساختار ابررسانا تابعی از درصد MgO است و با افزایش آن، علاوه بر



شکل ۶. دو نمونه از تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه‌های نهایی حاوی، (الف) ۲٫۵٪ و (ب) ۱۰٪ افزودنی MgO.



شکل ۷. وابستگی دمایی تغییر نسبی مقاومت ویژه نمونه‌های ساخته شده حاوی درصد‌های متفاوت افزودنی MgO که روی شکل مشخص شده‌اند.

افزایش می‌دهند. این در حالی است که افزایش مقدار افزودنی به بیش از ۲٫۵٪ وزنی، تأثیر گسترده یونهای  $Mg^{2+}$  بر فاز ابررسانا و در نتیجه کاهش دمای گذار را به دنبال دارد، به نحوی که دمای گذار نمونه حاوی ۱۰٪ افزودنی به پایین‌تر از ۷۷ K کاهش می‌یابد.

#### ۴. نتیجه‌گیری

نمونه‌های ابررسانای  $Bi_{1-x}Pb_xSr_yCa_zCu_1-y-z}O_y$  محتوی درصد‌های مختلف پودر نانومتری MgO به روش سل-ژل

دانه‌های فاز ابررسانا در حضور MgO افزایش می‌یابد نیز تأیید می‌شود. به این ترتیب، حضور MgO نه تنها باعث تبدیل فاز ۲۲۲۳ به ۲۲۱۲ می‌شود، بلکه آهنگ رشد دانه‌های فاز ابررسانا را نیز افزایش داده است.

همان گونه که در تصاویر شکل ۶ مشاهده می‌شود، یک توزیع تصادفی از ذرات نانومتری MgO (با توجه به مقیاس تصویر) در همه نمونه‌های حاوی افزودنی وجود دارد. وجود ذرات نانومتری MgO در مجاورت سطح دانه‌های فاز ابررسانا می‌تواند تأثیر بسزایی بر جریان بحرانی ابررسانا داشته باشد که در ادامه بررسی خواهد شد.

نتایج اندازه‌گیری تغییرات مقاومت الکتریکی نمونه‌ها با دما در شکل ۷ نشان داده شده است. دمای گذار ابررسانایی استخراج شده از این منحنیها در جدول ۱ ارائه شده است. مقادیر چگالی جریان بحرانی اندازه‌گیری شده در دمای ۷۷ K نیز در این جدول ارائه شده‌اند. این نتایج نشان می‌دهند که نمونه حاوی ۲٫۵٪ افزودنی دارای تیزترین گذار فاز و بالاترین دمای گذار است. در واقع افزایش افزودنی MgO تا ۲٫۵٪، از یک سو به تشکیل فاز ابررسانای ۲۲۲۳ کمک می‌کند و در نتیجه باعث افزایش دمای گذار می‌شود، و از سوی دیگر ذرات MgO نقش مراکز مهار شار میدان مغناطیسی حاصل از جریانهای الکتریکی که مایل به تخریب ابررسانایی هستند را در سطح دانه‌ها بر عهده دارند، و لذا چگالی جریان بحرانی را

می‌شوند. مجموعه این نتایج نشان می‌دهند که بهترین دمای گذار برای نمونه حاوی ۲/۵٪ افزودنی MgO به دست می‌آید. افزایش درصد افزودنی MgO به بیش از ۲/۵٪، کاهش دمای گذار ابررسانایی را به دنبال دارد، که ناشی از تخریب فاز ۲۲۲۳ و افزایش بیش از ۹۵ درصدی فاز ۲۲۱۲ است.

ساخته شدند. نمونه فاقد افزودنی تهیه شده با این روش حاوی ۹۵٪ فاز ۲۲۲۳ و ۵ درصد فاز ۲۲۱۲ است. نتایج نشان دادند ذرات نانومتری MgO در مجاورت سطح دانه‌های فاز ابررسانا پخش می‌شوند و به تشکیل فاز ابررسانا کمک می‌کنند. ذرات MgO بر سطح دانه‌ها به صورت مراکز مهار شار مغناطیسی عمل کرده و موجب افزایش چگالی جریان بحرانی ابررسانا

## مراجع

1. G Desgardin, et al., *International Journal of Inorganic Materials*, **2** (2002) 609-622.
2. V Sokolovsky, V Meerovich, V Beilin and I Vajda, *Physica C* **386** (2003) 480-484.
3. S N Ekbote, et al., *Bull. Mater. Sci.* **6** (2001) 603-609.
4. A Trauter, D Gohring, P Haug, B Sailer, A Ehmman, W Wischert and S Kemmler-Sack, *Materials Science and Engineering B* **58** (1999) 206-214.
5. A Tampieri, G Calestani, G Celotti, R Masini and S Lesca, *Physica C* **306** (1998) 21-33.
6. M Seki, S Yasuike, T Tokuda and S Kishida, *Physica C* **412-414** (2004) 1358-1361.
7. A Calleja, X Casas, I G Serradilla, M Segarra, A Sin, P Odier and F Espiell, *Physica C* **372-376** (2002) 1115-1118.
8. I A Yurchenko, et al., *Physica C* **384** (2003) 111-124.
9. M V Makarova, P E Kazin, Yu D Tretyakov, M Jansen, M Reissner and W Seiner, *Physica C* **419** (2005) 61-69.
10. B Zhao, W H Song, X C Wu, J J Du, Y P Sun, H H Wen and Z X Zhao, *Physica C* **361** (2001) 283-291.
11. K Christova, A Manov, J Nyhus, U thisted, O Herstad, S E Foss, K N Haugen and K Fossheim, *Journal of Alloys and Compounds*, **340** (2002) 1-5.
12. W Wei, J Schwartz, K C Goretta, U Balachandran and A Bhargava, *Physica C* **298** (1998) 279-288.
13. Rou-Fan Shen, Fa-Yang Wang and Zhao- Xian Xiong, *Journal of Alloys and Compounds*, **343** (2002) 238-242.
14. Y S Yuan, M S Wong and S S Wang, *J. Mater. Res.* **11** [1996] 18-27.
15. Y S Yuan, M S Wong and S S Wang, *J. Mater. Res.* **11** [1996] 8-17.
16. G Aldica, J R Groza, K Endo, H Kito and V Mihalache, *Journal of Optoelectronics and Advanced Materials*, **5** (2003) 1003 – 1009.
17. S A Halim, S A Khawaldeh, S B Mohamed and H Azhan, *Materials chemistry and Physics*, **61** (1999) 251- 259.