

فصلنامه سرامیک ایران

نشریه خبری تحلیلی، آموزشی، پژوهشی و صنعتی
انجمن سرامیک ایران

سال ششم و هفتم، شماره سی و دوم و سی و سوم

زمستان ۱۳۹۱ و بهار ۱۳۹۲

ISSN: ۱۷۳۵-۲۳۵۱

« با درجه علمی ترویجی »

صاحب امتیاز:

انجمن سرامیک ایران

مدیر مسئول:

دکتر مسعود محبی

سر دبیر:

دکتر اسماعیل صلاحی

مدیر اجرایی:

سعیده علیشاهی

گردآوری مطالب و سرپرست گروه مترجمین:

مهندس تهمینه گیوه کی

نشانی:

تهران، نارمک، دانشگاه علم و صنعت ایران، دانشکده

مهندسی مواد و متالورژی، دفتر انجمن سرامیک

ایران

صندوق پستی: تهران، ۱۱۱-۱۶۸۴۵

تلفن:

۷۷۸۹۹۳۹۹

دورنگار:

۷۷۸۹۹۳۹۹

پست الکترونیکی: info@ICerS.org

نشانی سایت اینترنتی: www.ICerS.org

طراحی، گرافیک، صفحه آرای و نظارت بر

چاپ:

تمام طرح ۷۷۲۰۹۲۲۸

هیأت تحریریه

دکتر علیرضا آقایی	پژوهشگاه مواد و انرژی
دکتر محمد رضوانی	دانشگاه تبریز
دکتر رسول صراف ماموری	دانشگاه تربیت مدرس
دکتر پروین علیزاده	دانشگاه تربیت مدرس
دکتر حسین مولایی	شرکت ایرانا
دکتر علیرضا میرحبیبی	دانشگاه علم و صنعت ایران
دکتر رحیم نقی زاده	دانشگاه علم و صنعت ایران
دکتر علی محمد هادیان	دانشگاه تهران
دکتر عباس یوسفی	شرکت لعاب مشهد

گروه مشاوران

مهندس جلیل آرین پو	شیشه اردکان
مهندس سیروس ارجمند نیا	شرکت بازرگانی گیتا
دکتر علی اصغر بهنام قادر	پژوهشگاه مواد و انرژی
مهندس نادر خلیلی	شرکت نسوز مهر
مهندس سیروس روشنفکر فلاح	شرکت تجهیز مواد پیشگام
مهندس میر حسام الدین داعی نیایک	شرکت گل سرخ گستر آمل
مهندس محمود سالاربه	شرکت آرمیناژ
دکتر آرمان صدقی	دانشگاه بین المللی امام خمینی
دکتر احمد صفری	دانشگاه ایالتی نیوجرسی
مهندس حسین عزیزبان	صنعت سیمان
مهندس مهران غفاری	پژوهشگاه مواد و انرژی
دکتر عباس فاضلی	سازمان زمین شناسی کشور
دکتر کاووس فلامکی	دانشگاه امیرکبیر
مهندس عباسعلی قصابی	شرکت چینی زرین ایران
مهندس حسین قصابی	دانشگاه علم و صنعت ایران
دکتر ابراهیم قاسمی	پژوهشگاه علوم و فناوری رنگ
دکتر کاظم قنبری	دانشگاه شفیلد انگلستان
دکتر مهرداد کشمیری	دانشگاه بریتیش کلمبیا
دکتر علیرضا گنجی	شرکت معدنی و صنعتی سوراوچین عقیق
مهندس حمیدرضا نعمتی	پیشگامان سرامیک برسام
دکتر امیر عباس نوربخش	سرامیک نوین سپاهان



توضیح عکس روی جلد:

ایروزل‌های سیلیکایی به عنوان عایق حرارتی

توضیح عکس پشت جلد:

کامپوزیت $\text{Ni-NiFe}_2\text{O}_4$ اقتباس شده از پروژه ارشد مهندس جعفری

اصلاح و خلاصه کردن مطالب با نظر مترجمان و نویسندگان انجام می‌شود. مسئولیت محتوای مقالات به عهده نویسندگان و مترجمان است. مطالب ارسالی برگردانده نمی‌شود.

با همکاری:

خانم‌ها مهناز سادات محسنی، سحر صالحی، بتول مهرعلیان و آقایان مهدی پوررحمانی،

متین سائسی

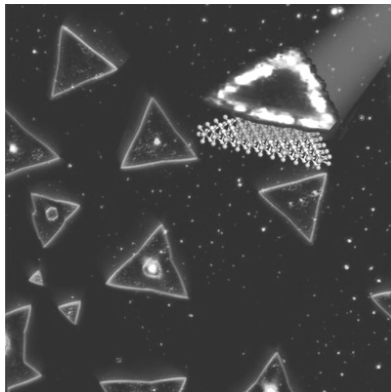
فهرست مطالب:

۱	اخبار و تازه‌های سرامیک
۵	گزارش علمی
۱۰	گزارش اولین همایش تخصصی الکتروسرامیک
۱۲	گزارش مختصر جلسات هیئت مدیره انجمن سرامیک ایران
۱۴	گزارش اولین جلسه هیئت تحریریه فصلنامه سرامیک ایران
۱۵	گزارش اتحادیه
۲۰	گزارش مسابقه ملی سرامیک ایران
۲۴	گزارش نهمین کنگره سرامیک ایران
۳۱	صورت جلسه مجمع عمومی عادی انجمن سرامیک ایران
۳۲	انتخابات گروه تخصصی
۳۳	گزارش اولین جلسه هیئت مدیره دوره نهم
۳۵	معرفی انجمن سرامیک ایتالیا
۳۹	سرقت علمی، پلاگیاریسم، علل و ابعاد آن
۴۸	مواد نوین با ضریب دی‌الکتریک فوق‌العاده بالا بر پایه ساختار شبه پروسکایت: تاثیر اندازه ذرات و دمای پخت
۵۵	سنتز نانوبلورک‌های $Ba(Zn_{1/3}Nb_{2/3})O_3$ (BZN) از طریق حرارت‌دهی با امواج مایکروویو
۶۳	اثر دما و زمان بر خواص مغناطیسی نانو ذرات فریت کبالت سنتز شده به روش هیدروترمال
۶۹	روش‌های مختلف سنتز نانو پودر دی‌بورید زیرکونیم (ZrB_2)
۸۹	تهیه دوغاب آبی گرافیت و تأثیر آن بر پایداری دوغاب آلومینا-زیرکن
۹۸	بررسی تغییر شکل در قطعه چند لایه‌ای آلومینا-زیرکونیا حین فرآیند سینتر
۱۰۵	بررسی تأثیر آلومینای نانو سایز بر استحکام خمشی و دی‌الکتریکی پرسلان آلومینایی
۱۱۳	تأثیر فعال کننده سطح بر مورفولوژی نانو ذرات اکسید روی در روش هیدروترمال
۱۱۹	مصاحبه (آقای مهندس مهران غفاری)
۱۲۴	معرفی پایان‌نامه‌های تحصیلات تکمیلی
۱۲۷	تازه‌های نشر
۱۲۸	تقویم همایش‌ها
۱۳۰	لیست اعضای حقوقی انجمن سرامیک

اخبار و تازه‌های سرامیک

کاربرد ناشرهای نوری مثلثی شکل در فناوری نوری

www.mri.PSU.edu



لایه‌های منفرد سه‌گوش تنگستن دی‌سولفاید توسط پژوهشگران Penn State سنتز شده است. گوشه‌ی مثلث‌ها، فوتولومینسنس خارق‌العاده‌ای نشان می‌دهند، در صورتی که سطح داخلی مثلث‌ها این‌گونه نیست. سیگنال فوتولومینسنس هنگامی که تعداد لایه‌ها افزایش می‌یابد، ناپدید می‌شوند.

۵ فوریه ۲۰۱۳ برای اولین بار، پژوهشگران لایه‌های منفردی از مینرال کم‌یاب طبیعی به نام tungstenite یا WS₂ که از ورقه انباشته اتم‌های سولفور و تنگستن نتیجه شده، الگویی لانه

زنبوری مثلثی شکل یافتند که نشر نور غیرمعمول یا خواص فوتولومینسنس از خود نشان می‌دهند. طبق نظر سرپرست گروه Mauricio Terrones پروفیسور فیزیک و علم و مهندسی مواد در Penn State، این الگوهای لانه زنبوری پتانسیل کاربردی در فناوری نوری برای استفاده در آشکارسازهای نوری و لیزرها دارند. نتایج تحقیق در print edition مجله NANO Letters به چاپ خواهد رسید.

Terrones توضیح داد که ساخت تک‌لایه‌ها، لایه‌هایی منفرد با ضخامت یک‌اتم از توجه خاصی بین دانشمندان برخوردار است، زیرا خواص شیمیایی مینرال‌ها و دیگر مواد که شناخته می‌شوند به ضخامت اتمی آن‌ها وابسته است، و همچنین راهی روشن برای کاربرد مواد چند لایه با ضخامت‌های متفاوت باز می‌کنند. هم‌اکنون، برای اولین بار، Terrones و گروهش یک روش حرارتی القاء سولفورازاسیون کنترل شده مورد استفاده قرار داده‌اند یا رسوب بخار شیمیایی تا عملیات مشابه در مورد یک مینرال کم‌یاب به نام tungstenite انجام دهند. دانشمندان شروع به رسوب کریستال‌های کوچک اکسید تنگستن کردند، که ارتفاع کمتر از یک نانومتر دارند و سپس آن‌ها کریستال‌ها را از میان بخار سولفور در ۸۵۰ درجه سلیسیوس عبور دادند. این فرآیند به لایه‌های منفرد یا صفحات با ضخامت یک اتم منجر شد. ساختار به‌دست آمده که تنگستن سولفید نامیده می‌شود الگوی لانه زنبوری مثلث که شامل اتم‌های تنگستن با اتم‌های سولفور پیوند داده شده‌اند است.

Terrones اتفاقات فوتولومینسنس را وقتی که یک ماده نور را در یک طول موج جذب می‌کند و دوباره آن را در طول موج دیگری نشر می‌دهد، بیان کرد. خاصیت فوتولومینسنس همچنین در حیوانات واقعی بیولومینسنس مانند ماهی angler و کرم شب‌تاب اتفاق می‌افتد. Terrones بیان کرد: "یک کشف جذاب از تحقیق ما این حقیقت است که خاصیت فوتولومینسنس قوی در گوشه‌های مثلث درست در جایی که شیمی اتم‌ها تغییر می‌کند دیده می‌شود همچنین فوتولومینسنس کمتری در مرکز مثلث رخ می‌دهد. ما همچنین کشف کردیم که این تک لایه‌های جدید در دمای اتاق پرتو افکنی می‌کنند. بنابراین، هیچ دمای خاصی برای مواد لازم

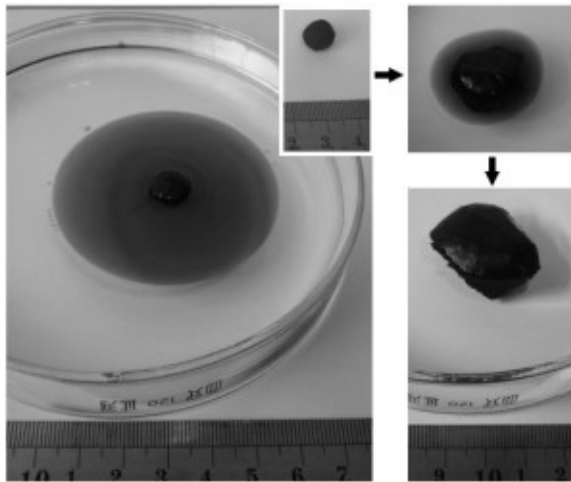
نیست تا این خاصیت را نشان دهند."

همکار وی، Vincent H. Crespi، پرفسور برجسته فیزیک، شیمی و علم و مهندسی مواد در Penn State اضافه کرد که: "تصاویر فوتولومینسنس زیبا هستند، مثلث‌های نورانی در تمام اطراف گوشه‌هایش مانند تزیینات کوچک هستند تزیینات کاربردهای زیادی قابل در نانو اپتیک دارند." این تحقیق کاربردهای زیادی در زمینه آشکارسازی نوری، تولید دیودهای نشر نور، و حتی فناوری لیزر دارند. محققین همچنین برنامه‌ریزی کردند تا تکنولوژی رسوب‌دهی بخار شیمیایی را امتحان کنند تا تک لایه‌های ابتکاری مورد استفاده در مواد لایه‌ای با کاربردهای مفید را رشد دهند.

استفاده از نانولوله‌های کربنی ابرجاذب اسفنجی در صنعت نفت

www.ceramictechtoday.com

یک اسفنج سبک وزن پایدار شناور که تنها نفت را جذب می‌کند و تقریباً ۲۰۰ برابر وزنش برای نگهداری



نفت حجیم می‌شود و ۸۰۰ برابر حجم ماده بزرگ می‌شود را تصور کنید که می‌تواند فشرده شده و چندین بار مورد استفاده قرار بگیرد.

آیا رؤیای ماده اولیه مواد high-tech به‌وقوع می‌پیوندد؟ بله، این هم‌اکنون در دسترس است، حداقل در آزمایشگاه محققین چینی، شرکت‌های حفاری نفت و نمایندگان دولت‌ها ممکن است واقعا مشتاق به امتحان این ماده هستند.

این اسفنج که از نانولوله‌های کربنی که به‌صورت تصادفی جهت دار شده‌اند توسط گروهی از آزمایشگاه اصلی فناوری فرآوری مواد پیشرفته (دانشکده مهندسی مکانیک) در دانشگاه Tsinghua و دانشکده مواد پیشرفته و نانو تکنولوژی در دانشگاه Peking کشف شد. مقاله‌ای در مورد فعالیت آن‌ها در فوریه در مجله advanced materials چاپ شد.

نکته مهم تحقیق آن‌ها این است که برخلاف بیشتر پروژه‌های نانولوله‌های کربنی که در آن‌ها تنظیم و امتداد نانولوله‌ها مورد نظر است (و معمولاً به سختی قابل دستیابی است)، این اسفنج‌ها به دقت کار می‌کنند، زیرا نانولوله‌ها امتداد نیافته‌اند. خاصیت اسفنجی ظاهراً از جهت‌گیری اتفاقی نتیجه می‌شود که به لوله‌ها اجازه می‌دهد تا حرکت کنند اما در یک جهت مشخص بر روی هم نلغزند.

بازیابی شکل و ساختار اسفنج‌ها از توزیع اتفاقی نانولوله‌های کربنی به‌دست می‌آید که از شکل‌گیری میانکنش نیروهای واندروالس حتی در حالت متراکم جلوگیری می‌کند، بنابراین جذب دوباره مایع به درون تخلخل‌ها می‌تواند نانولوله‌ها را به عقب براند و به آرایش اصلی خود بازگرداند.

بنابراین، گروه چینی، ماده‌ای بالک، متخلخل، اسفنج مانند از نانولوله‌های کربنی خود آراییده شده شکل دادند. آنقدر متخلخل که در واقع اسفنج نانولوله چگالی‌ای دارد که قابل رقابت با ایروزل‌ها است.

اما، در حالی که ایروزل‌ها ترد هستند، نانولوله‌ها اسفنجی منعطف هستند. در حالت پایدار آن، دارای خاصیت ترشوندگی زیادی نسبت به مواد شیمیایی آلی است.

اسفنج‌ها در حالت متراکم در تماس با حلال آلی به‌سرعت متورم می‌شود. آن‌ها محدوده گسترده‌ای از حلال‌ها و نفت‌ها را با گزینش‌پذیری، بازیابی و قدرت جذب بسیار خوب تا ۱۸۰ برابر وزن خود، دو درجه

بیشتر از اندازه کربن اکتیو جذب می‌کند. یک قرص متراکم کوچک شناور بر روی سطح آب می‌تواند سریعاً لایه نازکی از نفت پخش شده را با سطحی بیشتر از ۸۰۰ مرتبه از اسفنج را جذب کند، که برای پتانسیل کاربرد محیطی مانند آب درمانی و پاک کردن سطح وسیعی پیشنهاد می‌شود. در مقایسه، کاربرد یکی از سبک‌ترین مواد متخلخل، ایروژل سیلیسی، به خاطر ساختار شکننده، حساسیت زیست محیطی و هزینه بالای تولید باز داشته شده است.

یکی از موارد جالب در مورد این اسفنج‌ها این است که ظاهراً ثابت هستند و می‌توانند چندبار مورد استفاده قرار گیرند.

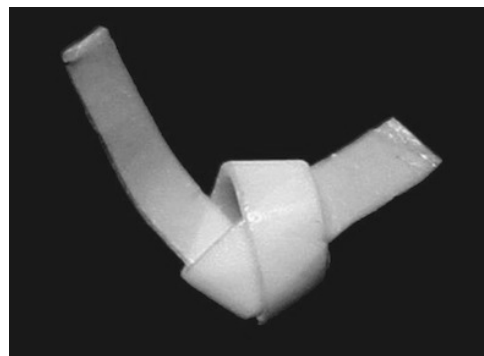
اسفنج‌ها می‌توانند تغییرات شکلی با کرنش بالا را تحمل کنند، بیشتر حجم الاستیکی ماده را بازیابی کند و در هر دو محیط آب و مایعات تحت شرایط تنش سیکلی در برابر خستگی ساختاری مقاومت کنند.

اسفنج هیچ افت استحکامی بعد از فشاری در یک دسته کرنش ۶۰٪ برای ۱۰۰۰ سیکل را نشان نمی‌دهد. ما مواد متخلخل بسیاری را با اندازه تخلخل و چگالی‌های متفاوت شامل فیبرهای طبیعی (مانند حوله نخی، لیف گیاهی)، اسفنج‌های پلیمری (مانند، زمینه‌های پلی اورتان یا پلی استر) و قرص‌های کربن اکتیو با چگالی 2000 mg.cm^{-3} آزمایش کردیم. در مورد نفت دیزل، ظرفیت جذب اسفنج‌های نانولوله ($Q < 143$) چندین برابر اسفنج‌های پلیمری ($Q < 40$) است، ۳۵ برابر کتان و لیف ($Q < 4$) و دو برابر اندازه بزرگی نسبت به کربن اکتیو ($Q < 1$). در کنار شناوری پیوسته بر روی سطح آب، عملکرد اسفنج نانولوله نیز در موارد دیگر بسیار خوب است که به نظر می‌رسد که غیرقابل باور است.

یک قطعه از اسفنج اولیه نیز می‌تواند به صورت پیوسته جذب کند و بیشتر لایه نفت را وقتی که در تماس با گوشه‌ای از لایه قرار گرفت بکشد. یک قطعه کوچک از اسفنج نانولوله متراکم به‌طور مشخص (با قطری به اندازه ۶ میلی‌متر و حجم 0.1 cm^3) می‌تواند لایه نفت دیزل پخش شده را با سطح 227 cm^2 در چند دقیقه حذف کند. مشاهده کردیم که اسفنج بر روی سطح آب شناور بود و به صورت آزاد در سراسر سطح نفت حرکت می‌کرد. هر موقع که وارد می‌شود، اسفنج فوراً بخشی از لایه در تماس را جذب می‌کند، که در یک منطقه محلی سفید رنگ در اطراف و پشت جایی که آب تازه ظاهر می‌شود حاصل می‌شود. اسفنج تمایل به تغییر به باقیماندن لایه سطح نفت به علت جذب آب و خواص ترشوندگی نفت را دارا می‌باشد که منتج به خواص منحصر بفرد توانایی "شناور و پاکسازی" (floating and cleaning) می‌شود که مخصوصاً برای پاک‌سازی مواد ریخته شده مناسب می‌باشد. سطح نفت که کاملاً پاک شده‌اند در حدود ۸۰۰ مرتبه بزرگ‌تر از اندازه اسفنج متراکم اولیه است.

ایروژل سیلیکایی منعطف و محکم

www.ceramictechtoday.com



تصویری از انعطاف‌پذیری
ایروژل کامپوزیتی سلولز-سیلیکا

یک مقاله جدید در Angewandte Chemie موفقیت یک گروه آسیایی را در استفاده از الیاف‌های سلولزی به‌عنوان داربستی برای محصول سیلیکایی که فرآورده‌ای با استحکام مکانیکی، انعطاف‌پذیری با سطح‌ویژه

بالا و نیمه شفاف را نشان می‌دهد. این ماده دارای قابلیت باورنکردنی عایق‌سازی است اما یک مشکل برای ابروژل سیلیکایی وجود دارد و آن تردی ماده در کاربردهای عملی است. برخی محققان، موفقیت‌های اندکی به‌وسیله‌ی هیبریدازیون با مواد پشتیبان مانند پلی‌یورتان، پلی‌استر و یا حتی از نانوالیاف‌های سلولزی زیستی و ژل سلولزی میکروفیبر شده به‌دست آورده‌اند.

به‌صورت مختصر گروه با رهبری Lina Zhang یک نمونه از ژل سلولزی نانو متخلخل را با پیش ماده سیلیکایی تتراتیل‌ارتو سیلیکات اشباع نمودند. سپس ژل‌های کامپوزیتی فوق را به‌منظور دستیابی به ابروژل‌های سلولزی سیلیکایی دارای دانسیته کم، شفافیت متوسط، سطح ویژه بالا، از نظر مکانیکی بی‌عیب و عایق حرارتی عالی خشک کردند.

آنگاه از کلسیناسیون به‌منظور زدودن زمینه سلولزی و دستیابی به ابروژل سیلیکای درصد بالا استفاده نمودند. نکته کلیدی در اینجا، این است که ساختمان این ابروژل سیلیکایی بسیار متفاوت نسبت به ابروژل سیلیکایی خالص است.

این گروه تفاوت ابروژل‌های مختلف را که شامل سیلیکای خالص، سلولز خالص، کامپوزیت‌های سیلیکا-سلولزی با مقدارهای متفاوت سیلیکا و ابروژل‌های سیلیکایی با تمپلیت سلولزی را بررسی و مقایسه نموده‌اند.

کاربرد نانومواد در دندانپزشکی



امروزه از نانوتکنولوژی و نانومواد در عرصه‌های گوناگونی از جمله داروسازی، ذخیره انرژی و تکنولوژی اطلاعات استفاده می‌شود. خصوصیات منحصر به فرد نانوذرات سبب توجه پژوهشگران به این دانش شده است.

تاریخچه نانو در دندانپزشکی

در سال‌های اخیر تئوری‌های فراوانی به بحث در زمینه قابلیت‌های مثبت کاربرد نانوتکنولوژی

در دندانپزشکی پرداخت شده است. در سال ۲۰۰۰ آقای Freitas به انعکاس پیش‌بینی آقای فایمن^۱ در سال ۱۹۵۹ در زمینه نانوتکنولوژی و تشریح سرعت بالای نفوذ انقلاب نانو تکنولوژی در تمام زمینه‌های علمی پرداخت. ولی علی‌رغم تمام پیش‌بینی‌ها، سرعت کاربرد فناوری نانو در دندانپزشکی کندتر از سرعت انقلاب نانوتکنولوژی در سایر زمینه‌های علمی است.

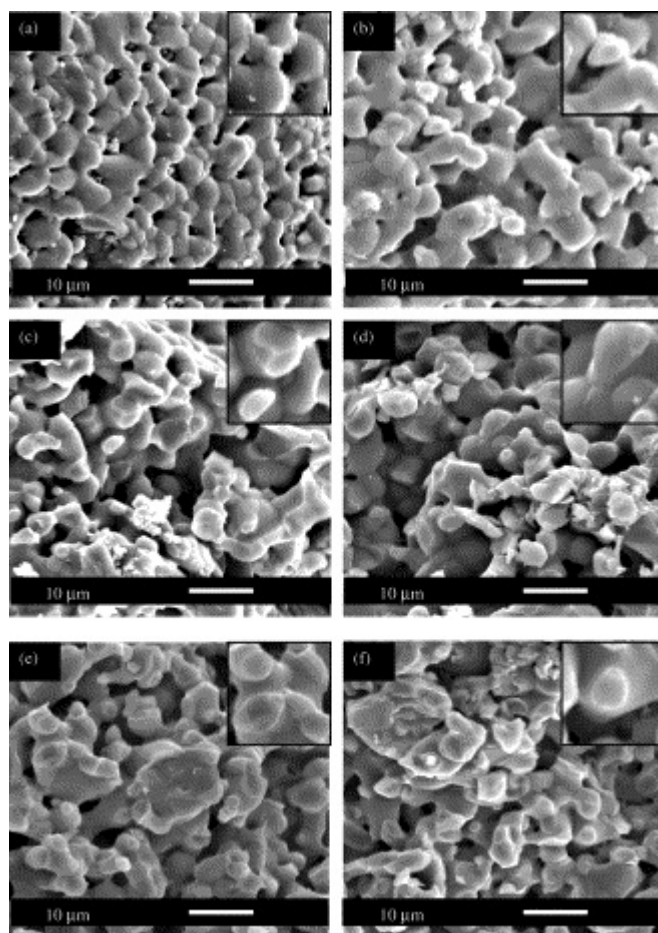
هدف عمده استفاده از علم نانو در دندانپزشکی، افزایش مقاومت مکانیکی، مقاومت سایش، کاهش انقباض کامپوزیت‌های دندانی، بهبود خواص نوری و زیبایی کامپوزیت‌ها و سرامیک‌ها و ... استفاده می‌شود. در حال حاضر از نانوتکنولوژی در تولید گسترده، مواد دندانی مانند کامپوزیت‌های پلی‌مری نوری و سیستم‌های اتصال، سرامیک‌ها و پوشش‌های مورد استفاده در ایمپلنت‌های دندانی استفاده می‌شود. در حقیقت با توجه به تغییر عمده خواص مواد در مقیاس نانو، می‌توان به ساخت محصولات باکیفیت‌تر و بهره‌وری بیشتر امیدوار بود. هدف از این گزارش بررسی کلی جایگاه نانومواد در دندانپزشکی است.

مروری بر استفاده از نانو ساختارها در دندانپزشکی

نانوذرات

نانوذرات به‌طور گسترده در دندانپزشکی کاربرد دارند. به‌طوریکه در حال حاضر از این مواد در پرکننده‌های دندانی استفاده می‌شود. در کنار سیر تکاملی نانوذرات برای دندانپزشکی تمرکزهای جدیدی بر روی فرمولاسیون جدید سیلان‌های سطحی صورت گرفته است. از این مواد سال‌ها برای پوشش و اتصال سرکننده‌ای آلی به شبکه کامپوزیت‌های بر پایه رزین RBC (Resin-based composite) در پرکننده دندانی استفاده می‌شود. تحقیقات قابل توجه‌ای بر روی ایجاد گونه‌های جدیدی از ارگانوسیلان‌ها که مطابقت خوبی با نانوذرات دارد انجام گرفته است. ارگانوسیلان‌ها نظیر allyltriethoxysilane مطابقت خوبی با نانو ذرات پرکننده نظی TiO_2 نشان می‌دهند.

¹ Feyman



شکل ۱- تصویری از نانوکامپوزیت^۱ HA/TCP.

فناوری نانو، رزین‌های کامپوزیتی با ذرات پرکننده کوچکتری را تولید می‌کنند که این نانوذرات در غلظت‌های بالاتر حل شده و خواص منحصر به فرد فیزیکی، مکانیکی و نوری نظیر سختی بالا، استحکام شکست، ثابت کشسان و شفافیت را پدید می‌آورند. علاوه بر جنس نانوذرات شیشه‌ای به کار رفته اندازه این ذرات نیز بر خواص مکانیکی تأثیر چشمگیری خواهد داشت. علاوه بر شیشه‌های باریک و استرانسیم به‌تازگی استفاده پودرهای شیشه از جنس زیرکینیم با ضریب شکست $1/83-1/47$ در دسترس است که این موضوع سبب هماهنگی بیشتر بین ماده پرکننده شفاف و انواع مختلف پلی‌مر خواهد شد. نانو کامپوزیت‌های سرامیکی- پلی‌مری استفاده شده به دلیل دارا بودن مزایایی مانند سختی بالا، استحکام شکست، ثابت کشسان و شفافیت به شدت مورد توجه قرار گرفته‌اند. تحقیقات آقای Chan نشان می‌دهد که نانوکامپوزیت‌های کلسیم فسفات نسبت به نانو ذرات کلسیم فسفات چقرمگی شکست بالاتری دارند. همچنین تحقیق دیگری نشان می‌دهد که ترکیباتی سیلانی مختلفی که برای اتصال به کامپوزیت‌های حاوی نانوذرات سیلیکا استفاده می‌شوند دارای اثر جذبی متفاوتی بر روی حلال‌های آلی است.

نانو میله‌ها

نانومیله‌ها قابلیت اتصال به بافت طبیعی را داراست بنابراین از این دسته مواد در ترمیم بافت جایگاه ویژه‌ای را دارند. از جمله تحقیقات انجام شده در این زمینه می‌توان به پژوهش آقای Chen و همکارانش اشاره نمود در این تحقیق نانومیله‌های هیدروکسی آپاتیت را با قابلیت Self assemble سنتز نمودند. این ماده که مشابهت زیادی با مینای دندان دارد قابلیت زیادی در ترمیم بافت مینای دندان خواهد داشت.

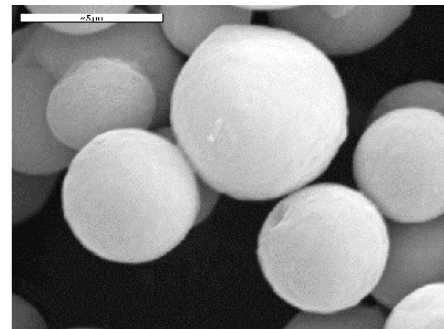
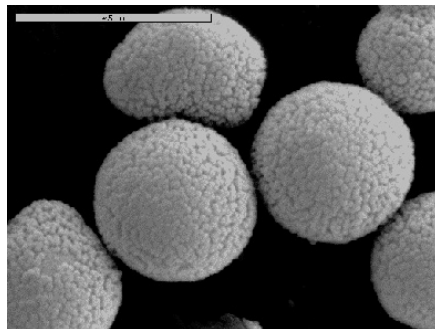
¹ Biomaterials 25 (2004) 5171-5180



شکل ۲- تصویری از نانو میله هیدروکسی آپاتیت

نانوکرات

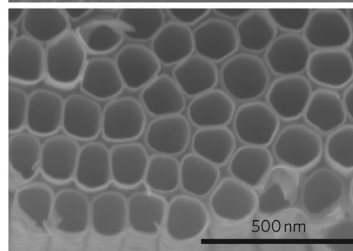
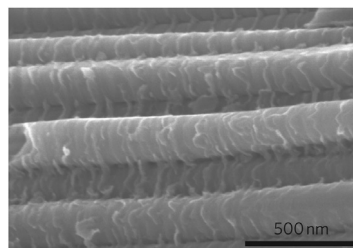
این دسته مواد قابلیت اتصال با کلسیم فسفات‌ها را دارا هستند و در نتیجه این دسته از مواد نقش ویژه‌ای به‌عنوان پرکننده دارند.



شکل ۳- تصویری از نانوکرات سیلیکا^۱

نانوتیوب

نانوتیوب‌های متنوعی برای کاربردهای دندانپزشکی استفاده می‌شوند. به‌عنوان مثال آزمایش‌های *in vitro* نشان داده است. که استفاده از نانوتیوب تیتانیا کنتیک تشکیل HA (هیدروکسی آپاتات) را افزایش می‌دهد بنابراین کاربرد ویژه‌ای در ایمپلنت‌های دندانی خواهند داشت. به‌تازگی از نانولوله کربن اصلاح شده برای بهبود استحکام شکست RBC استفاده می‌شود. همچنین استفاده از نانوتیوب کربن به‌دلیل میزان سختی بالای آن به‌طرز چشمگیری میزان استخوان‌سازی را در ایمپلنت افزایش داده است.



شکل ۴- تصویری از نانو لوله تیتانیا^۲

^۱ The Walt Laboratory at Tufts University
^۲ Nature nanotechnology



نانوفیبر

استفاده از نانو فیبرها در پزشکی به شدت مورد توجه قرار گرفته است. از این دسته مواد برای تولید سرامیک‌های حاوی HA و فلوروآپاتیت استفاده می‌شود. همچنین مطالعات زیادی بر روی کاربرد نانوفیبرهای سیلیکاتی به عنوان استحکام دهنده مواد دندانی صورت گرفته است. تحقیقات نشان می‌دهد، که نانوفیبرهای سیلیکاتی سبب بهبود استحکام و خواص فیزیکی پرکننده‌های دندانی خواهد شد.

محلول‌های نانویی

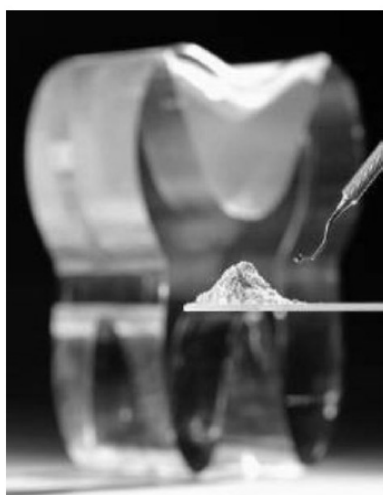
با استفاده از محلول‌های نانویی ذرات یکنواخت‌تر در محلول‌های پراکنده شده و در نتیجه پیوند بین ذرات بهتر صورت می‌گیرد و میزان دقت به طرز چشمگیری بهبود می‌یابد.

مواد قالب‌گیری

استفاده از نانو مواد سبب بهبود خصوصیات جریان و افزایش دقت در قالب‌گیری خواهد شد.

کاربردهای تجاری نانومواد

نانوذرات به تازگی کاربردهای کلینیکی گسترده‌ای پیدا نموده‌اند. که در این میان می‌توان به محصولات شرکت‌های اسکات، Filtek supreme Altair، Sukavung و ... اشاره کرد که استفاده از این نانوذرات سبب بهبود استحکام، قدرت خمش و شفافیت و ... می‌شود. که منجر به افزایش خواص مکانیکی در کنار حفظ زیبایی دندان پر شده می‌شود. کمپانی نانو پارتیکل موفق تولید نانوکامپوزیتی حاصل از نانوذرات پراکنده شده در رزین شده است. نانو پرکننده استفاده شده دارای اندازه ۸۰۰nm و نسبت مولی ۱:۴ آلومینا به سیلیکا و ضریب انعکاس ۱/۵۰۸ است. علاوه بر شرکت‌های اشاره شده که از نانو مواد در زمینه ترمیمی دندان استفاده می‌کنند شرکت‌های تولید کننده خمیر دندان از نانو هیدروکسی آپاتیت در تولید سفید کننده‌های دندان استفاده می‌کنند. نانوذرات هیدروکسی آپاتیت به دلیل سطح ویژه بالاتر در زدایش جرم‌ها و مواد آلی موثر است. همچنین این نانوذرات با پر کردن تخلخل‌های دندان سبب کاهش تیرگی سطح آن می‌شوند. به طور مثال Dent Swiss یکی از شرکت‌های تولید کننده این دسته از خمیر دندان‌ها می‌باشد که برای دندان‌های حساس توصیه می‌شود.



شکل ۵- پودر شیشه‌ای تولید شده توسط شرکت اسکات

استفاده از نانو روبات‌ها

به نظر می‌رسد که ظهور نانو روبات‌ها در دندانپزشکی نوید بخش درمان‌های راحت‌تر و با استرس کمتر در دندانپزشکی خواهد بود. یکی از مصارف این نانو روبات‌ها را می‌توان در رهایش داروی مسکن در اطراف



موضوع مورد درمان دانست. در این حالت نانو روبات‌های ضد درد به گونه‌ای طراحی شده‌اند که موضع مورد نظر را پس از اتمام ماموریت ترک خواهند کرد. از دیگر کاربردهای نانو روبات‌ها در دندانپزشکی رفع حساسیت عاجی دندان می‌باشد. به‌طوریکه استفاده از علم نانو راه حل مناسبی برای از بین بردن حساسیت دندان است. به محض رسیدن به سطح دندان نانو روبات‌ها وارد حفرهای لوله‌ای شده و به سمت پالپ حرکت می‌کنند. این نانو روبات‌ها با فاکتورهایی مانند تفاوت ترکیب، دما و غیره توسط دندانپزشک هدایت می‌شوند. این نانو روبات‌ها با سرعت میکرومتر در ثانیه ۱۰۰ در مدت زمان ۱۰۰ ثانیه به سطح پالپ می‌رسند و با رسیدن به پالپ کنترل ترافیک پالس‌های عصب را در دست می‌گیرند و مانع احساس درد خواهند شد.



شکل ۶- نانو روبات‌ها در حال حرکت به سمت پوسیدگی دندان

همچنین استفاده از نانو روبات‌ها می‌تواند راه حل مناسبی برای داشتن ظاهر سفیدتر و زیباتر دندان‌ها محسوب می‌شود. این نانو روبات‌ها که از طریق خمیر دندان و مایع دهان‌شویه وارد محیط دهان شده و با سوخت و سوخت و ساز مواد آلی به‌دام افتاده بر سطح دندان، سبب از بین رفتن رنگ و جرم دندان خواهند شد. استفاده از این نانو روبات‌ها همچنین سبب ارتودنسی راحت‌تر و کم‌دردتر در بیماران خواهد بود. به‌طوریکه نانو روبات‌ها ارتودنسی به‌طور مستقیم می‌تواند به بافت‌های پریدونتال (periodontal)، وارد شده و تغییرات عمودی و چرخشی و اصلاح موقعیت دندان را در چند دقیقه تا ساعت امکان‌پذیر می‌کنند.

مراجع

1. B. J. Kukreja, V. Dodwad, T. Singh, ROBOTIC DENTISTRY-THE FUTURE IS AT THE HORIZON, JOURNAL OF PHARMACEUTICAL AND BIOMEDICAL SCIENCES, 2012, 16 (01).
2. S. A. Saunders, Current practicality of nanotechnology in dentistry. Part 1: Focus on nanocomposite.
3. restoratives and biomimetics , Clinical, Cosmetic and Investigational Dentistry.
4. Rosaiah Kanaparthi, Aruna Kanaparthi, The changing face of dentistry: nanotechnology, International Journal of Nanomedicine.
5. R. Chandki, M. Kala, K. Kumar, B. Brigit, P. Banthia, R, Banthia, 'NANODENTISTRY': Exploring the beauty of miniature, Journal section: Biomaterials and Bioengineering in Dentistry, 2012;4(2):e119-24.



گزارش اولین همایش تخصصی الکتروسرامیک

اولین همایش تخصصی الکتروسرامیک در ۲ اسفند ماه سال ۱۳۹۱ در پژوهشگاه مواد و انرژی کرج برگزار شد. گروه تخصصی الکتروسرامیک در تاریخ چهارشنبه ۹۰/۱/۳۱ تشکیل شده است و اعضای هیئت مدیره آن دکتر محبی، دکتر آقایی، دکتر بهره‌ور، دکتر مقصودی‌پور، مهندس طبرزدی، دکتر ریاحی‌فر با مدیریت دکتر محبی است.

در این همایش دکتر بهره‌ور به‌عنوان دبیر همایش و دکتر آقایی به‌عنوان دبیر علمی و دکتر ریاحی‌فر به‌عنوان دبیر اجرایی فعالیت داشتند.



در مهرماه سال ۱۳۹۱ فراخوان اولین همایش تخصصی الکتروسرامیک برای دریافت چکیده مقالات به‌پایان رسید. در این مرحله تعداد ۸۷ برای دبیرخانه همایش ارسال شد که از این مجموع ۶۱ مقاله کامل دریافت شد که با توجه به داوری‌های انجام گرفته ۵۲ مقاله پذیرش شد و کلیه مقالات به صورت پوستر انتخاب شد. مجموعه مقالات به‌صورت الکترونیک در اختیار شرکت‌کنندگان قرار گرفت و اسامی مقالات و دسترسی آن از سایت امکان‌پذیر است همچنین در روز کنگره مقالات به‌صورت CD ارائه خواهد شد.



همایش با سخنرانی دکتر نقی‌زاده و دکتر بهره‌ور افتتاح شد. دکتر نقی‌زاده ضمن خوش‌آمدگویی سخنرانی کوتاه و مختصری کردند و یک‌سری مسائل را مانند شرکت کردن و همکاری اساتید برای داوری

مقالات نهمین کنگره سرامیک، درخواست کمک به انجمن سرامیک توسط مهندسين صنايع و همچنین دانشجویان از طریق تمدید عضویت و سرپا نگه‌داشتن انجمن، ایجاد کلاس‌های آموزشی توسط اساتید برای ایجاد درآمد انجمن و همچنین نوشتن کتاب توسط اساتید و گروه‌های تخصصی مورد تأکید قرار دادند.

بعد از مراسم افتتاحیه سخنران‌های مدعو آقایان دکتر میرکاظمی با موضوع "مروری بر شیشه سرامیک‌های

مغناطیسی" و دکتر کیان‌وش با موضوع "مروری بر آهن‌رباهای نئودیم-آهن-بور با تأکید بر فرآوری و تعیین خصوصیات آهن‌رباهای پلیمر چسب بر پایه این آلیاژها" به سخنرانی پرداختند. بعد از استراحت و ارائه پوستر دکتر مداح حسینی با موضوع "عوامل کنتراست MRI بر پایه کلویدهای پایدار از نانوذرات سوپر پارامغناطیسی" سخنرانی کردند.

بعد از پذیرایی ناهار و نماز همایش با سخنرانی‌های دکتر محمدجعفر مولایی با موضوع "تهیه نانوکامپوزیت‌های آهن- هگزا فريت باریم- مگنتیت به روش مکانوشیمیایی و بررسی خواص مغناطیسی آنها" - دکتر سیدابراهیمی با موضوع "فرآوری لایه‌های نازک نانو ساختار هگزا فريت استرانسیم برای محیط‌های ذخیره اطلاعات و ابزارهای میکروویو" - دکتر نورمحمدی با موضوع "رفتار نیم رسانایی در اکسید آلومینیم آندیک نانو متخلخل شامل نتایج بررسی‌های نظری و بررسی‌های تجربی" و همچنین مهندس طبرزدی از طرف سازمان تحقیقات و جهاد خودکفایی نیروی دریایی سپاه با موضوع "پیزوالکتریک‌ها وضعیت موجود پیشرفت‌ها و چالش‌ها ادامه یافت.

حاضرین بعد از سخنرانی‌ها در مراسم اختتامیه و هم‌اندیشی و اهداء جوایز شرکت کردند. به‌منظور تشویق دانشجویان به ۳ پوستر برتر از طرف انجمن سرمایه‌های ایران جوایزی اهداء شد.



اسامی نویسندگان پوسترهای برتر به‌همراه موضوعات آن‌ها در جدول زیر آمده‌است:

پوسترهای برگزیده از دید داوران

تأثیر دما و زمان بر سنتز فريت نیکل به روش هیدروترومال	امین محمدپور سید محمد میرکاظمی حسین سرپولکی
سنتز نانوبلورک‌های BZN از طریق حرارت‌دهی با امواج میکروویو	کیوان اسیدیان تورج عبادزاده
مواد نوین با ضریب دی‌الکتریک فوق‌العاده بالا بر پایه ساختار شبه پروسکایت: تأثیر اندازه ذرات و دمای پخت	محمدعلی بهره‌ور محمد مالکی

در اینجا جا دارد که از داوران محترم بخش پوستر تقدیر شود.



گزارش مختصر جلسات هیئت مدیره انجمن سرامیک ایران

چهاردهمین جلسه دوره هشتم در تاریخ ۹۱/۷/۱۲

- ۱- آقای دکتر قاسمی گزارشی از مراحل انجام پروژه ممیزی علم، فناوری و نوآوری در حوزه مهندسی مواد- سرامیک که از طرف معاونت علمی و فناوری ریاست جمهوری به انجمن محول شده است را ارائه دادند. مرحله اول این گزارش در تاریخ ۹۱/۷/۲۰ پایان یافته است. مهلت اتمام پروژه تاریخ ۹۱/۱۰/۲۰ است. آقای دکتر قاسمی به عنوان مجری طرح از طرف انجمن انتخاب شدند و گروه اجرایی شامل کارشناسان این رشته توسط ایشان انتخاب شدند.
- ۲- آقای دکتر آقایی دبیر کمیته علمی سمینار الکتروسرامیک انجمن سرامیک ایران گزارشی در مورد روند اجرایی این سمینار ارائه دادند و قرار شد تعدادی از مقالات برگزیده این سمینار در مجله علمی- ترویجی چاپ شود.

پانزدهمین جلسه دوره هشتم در تاریخ ۹۱/۸/۳۰

- ۱- خانم علیشاهی گزارشی از روند انتشار فصلنامه سرامیک و نشریه علم و مهندسی سرامیک به اعضا ارائه کردند. اولین شماره نشریه علمی- پژوهشی در ۱۰۰۰ نسخه چاپ و به همه مراکز و اعضا ارسال شد.
- ۲- رتبه دریافتی انجمن بررسی و جهت ارتقاء فعالیت‌های انجمن تصمیماتی اتخاذ شد. انجمن در سال ۹۰ رتبه B را از کمیسیون انجمن‌های علمی دریافت کرده است.
- ۳- برگزاری کنگره در تبریز به دلیل مشکلات پیش آمده و انصراف تبریز منتفی و قرار شد در رابطه با برگزاری کنگره در تهران و محل پژوهشگاه مواد و متالورژی و یا دانشگاه شریف رأی‌زنی شود و در صورت توافق در یکی از این دو مرکز برگزار شود.
- ۴- چکیده‌های دریافتی بررسی شدند و قرار شد نتایج داوری چکیده‌ها به اطلاع ارسال‌کنندگان مقالات رسانده شود.
- ۵- آقای دکتر نقی‌زاده به‌عنوان دبیر کنگره و آقای دکتر نعمتی به‌عنوان دبیر علمی نهمین کنگره سرامیک انتخاب شدند.

شانزدهمین دوره هشتم در تاریخ ۹۱/۱۰/۱۲

- ۱- دکتر گلستانی فرد به‌عنوان مهمان مدعو پیشنهادها خود را برای برگزاری نهمین کنگره سرامیک ایران ارائه کردند.
- ۲- در رابطه با فصلنامه سرامیک طبق نظر کمیسیون نشریات قرار شد ۲ نفر استادیار از بین اسامی ارسالی برای کمیسیون انتخاب شوند که اعضا، آقای دکتر نقی‌زاده و دکتر آقایی را انتخاب کردند.
- ۳- از بین دو محل پیشنهادی (پژوهشگاه مواد و انرژی و دانشگاه صنعتی شریف) محل کنگره به دلیل اینکه

کنگره سرامیک تاکنون در دانشگاه شریف برگزار نشده است با هماهنگی‌های به‌عمل آمده قرار شد دانشگاه صنعتی شریف باشد.

هفدهمین جلسه دوره هشتم در تاریخ ۹۱/۱۱/۲۴

- ۱- مقالات کنگره بررسی و تصمیم‌گیری‌نهایی در مورد مقالات گرفته شد.
- ۲- قرار شد مجمع عمومی و نهمین انتخابات هیئت مدیره انجمن در تاریخ ۹۲/۲/۲۵ همزمان با کنگره در محل دانشگاه صنعتی شریف برگزار شود.

هجدهمین جلسه دوره هشتم در تاریخ ۹۲/۲/۱۰

- ۱- آقایان دکتر فرهاد گلستانی‌فرد و دکتر فتح‌الله مضطرزاده و دکتر عباس یوسفی و مهندس عباسعلی قصابی به‌عنوان بزرگان علم و صنعت سرامیک کشور انتخاب شدند و قرار شد در اختتامیه کنگره از این افراد تقدیر به‌عمل آید.
- ۲- قرار شد جلسه دو گروه تخصصی چینی بهداشتی و سرامیک ساختمانی و گروه تخصصی نسوز در روز دوم کنگره تشکیل شود.
- ۳- تراز مالی انجمن بررسی و تأیید شد و قرار شد بازرسی بررسی و در کنگره گزارش این بیلان به اطلاع اعضا رسانده شود.
- ۴- قرار شد جایزه دکتر مارقوسیان با حمایت شرکت چینی زرین به دو نفر پژوهشگر برتر و صنعت‌گر برتر اهداء شود.
- ۵- آیین‌نامه اجرایی گروه‌های تخصصی اصلاح شد.

گزارش اولین جلسه هیئت تحریریه فصلنامه سرامیک ایران

اولین جلسه هیئت تحریریه در تاریخ ۹۲/۲/۱۱ ساعت ۱۴ در محل انجمن سرامیک با حضور آقایان و خانم‌ها، دکتر محبی مدیرمسئول، دکتر صلاحی سردبیر، دکتر علیزاده، دکتر میرحبیبی، دکتر صراف به‌عنوان اعضای هیئت تحریریه، دکتر نقی‌زاده به‌عنوان رئیس هیأت‌مدیره و عضو هیأت‌تحریریه، خانم علیشاهی به‌عنوان مدیر اجرایی و مهندس گیوه‌کی به‌عنوان مسئول مجله تشکیل شد.



هدف از تشکیل جلسه تعیین وظایف هر یک از اعضا، تنظیم یک آئین‌نامه داخلی، تعیین روشی کلی و همچنین بررسی رویکردهایی جهت پیشرفت مجله بود. در ابتدا سردبیر محترم مجله نکاتی را راجع به کارهای انجام شده از قبیل تنظیم مطالب مجله، تعیین داوری و دریافت مقالات برای شماره ۳۱- پاییز ۹۱ بیان کردند. سپس از آماده بودن شماره ۳۲- زمستان ۹۱ خبر دادند.



سپس آقای دکتر نقی‌زاده در مورد تغییر ترتیب عناوین مجله و قوی کردن بخش مقالات و همچنین به‌روز رسانی فصلنامه و ضرورت داشتن مقالات با دیدگاه صنعتی نظراتی را بیان کردند. آنگاه سایر اعضای هیئت تحریریه پیشنهادهای مختلفی را به منظور بهبود کیفیت مجله بیان کردند.

در نهایت پس از جمع‌بندی جهت بررسی مقالات مقرر شد هر یک از مقالات ارسالی به انجمن

سرامیک به تمامی اعضا هیئت تحریریه جهت پیشنهاد داوری ارسال شود که در نهایت سردبیر محترم از بین داوران پیشنهادی توسط هیئت تحریریه چند داور را جهت داوری مقاله انتخاب کنند و در هر شماره مجله لیست داورانی که مقالات موجود را داوری کرده‌اند آورده شود و بخش مقالات صنعتی و مکاتبه با مدیران صنعتی تقویت شود و قرار شد که سایر پیشنهادها در جلسات بعدی بررسی شود.

گزارش اتحادیه

گزارش اولین نشست اعضای هیئت مدیره انجمن‌های عضو اتحادیه مهندسی و علم مواد در سال ۱۳۹۲

انجمن‌ها، سرمایه ارزشمند جامعه

اولین نشست همگانی اعضای هیئت مدیره انجمن‌های عضو اتحادیه انجمن‌های مهندسی و علم مواد در روز پنجشنبه مورخ ۲۹ فروردین ماه در سالن اجتماعات متل شیپان واقع در پارک جنگلی لویزان برگزار شد. در این جلسه که با حضور نمایندگان انجمن‌های عضو اتحادیه برگزار شد، مواردی مورد بحث و بررسی قرار گرفت. در این نشست، فعال شدن رسمی دفتر اتحادیه در تهران به عنوان گام موثری در پیشبرد اهداف اتحادیه عنوان شد.

در ابتدای این نشست مهندس عبدالمهدی اجلالی، رییس اتحادیه انجمن‌های مهندسی و علم مواد به حاضرین خوش‌آمد گفت. وی اظهار امیدواری کرد تا در این نشست امکان آشنایی بیشتر اعضا با اتحادیه، اهداف و شناخت انجمن‌ها از یکدیگر صورت گیرد. رییس اتحادیه انجمن‌های مهندسی و علم مواد اظهار امیدواری کرد تا تشکلهای بتوانند جایگاه واقعی خود را بیابند و نقش مهمی در این‌باره داشته باشد. مهندس اجلالی با اشاره به اینکه مملکت باید توسط ملت اداره شود، گفت: فعالیت‌ها باید توسط انجمن‌ها هدایت شود و کار به وسیله مردم انجام شود، دولت در خدمت مردم باشد و اهداف آن‌ها را پوشش دهد.

پروفسور جلال حجازی، چهره ماندگار علم و مهندسی مواد کشورمان و رییس انجمن علمی ریخته‌گری ایران در این نشست سخنرانی کرد. او با آرزوی سال خوب، سالم و موفق برای همه، درباره چرایی تشکیل انجمن‌ها و اتحادیه سخنرانی کرد و گفت: سوال‌های بسیاری داریم، اما باید دید که نیازهای ما چیست و ما چه سهمی داریم و چه نقشی باید داشته باشیم و چه تغییرات فرهنگی را باید برای خودمان و اجتماع اطرافمان ایجاد کنیم، تا اینکه انجمن‌ها و اتحادیه‌ای که خودمان به‌وجود آورده‌ایم، پایدار بماند. دکتر جلال حجازی گفت: تشکلهای نباید صرفاً متکی به کوشش‌های یک یا چند نفر ایجاد شود که بعد از اینکه آن‌ها به هر دلیل به صورت طبیعی ناگزیر به کنار رفتند، انجمن‌ها ناپایدار بمانند.

نیاز به انجمن، نیازی ناملموس

در ادامه این همایش مهندس نصرالله محمد حسین فلاح، رییس هیئت مدیره انجمن صنفی ریخته‌گری ایران سخنرانی کرد. او گفت: در این نشست که به تدریج آثار خیرش را در آینده خواهیم دید، در پی آن هستیم که کارهایی را که می‌توان انجام داد، بر بشمریم. مهندس فلاح گفت: من بر این باور هستم که ایجاد تشکلهای و اتحادیه‌ها در شکل و فرم‌های مختلف یک نیاز ضروری است و حتی اثبات شده است که این گونه نهادهای مردم پایه به عنوان ارکان توسعه باید نقش بازی کنند.

در ادامه این نشست دکتر نقی زاده به فعالیت‌های انجمن‌های سرمایه‌گر اشاره کرد و گفت: انجمن سرمایه‌گر در

هفته پایانی اردیبهشت ماه گنجره سرامیک را در دانشگاه صنعتی شریف برگزار خواهد کرد که از کلیه اعضای هیئت مدیره دعوت می‌کنم، در این کنگره حضور داشته باشند. او درباره فعالیت‌های انجمن سرامیک به انتشار دو مجله علمی-پژوهشی فارسی و مجله علمی-ترویجی فارسی و یک مجله انگلیسی با همکاری دانشگاه علم و صنعت اشاره کرد. نقی‌زاده با بیان اینکه انجمن تاکنون ۱۰ کتاب منتشر کرده است، درباره دیگر فعالیت‌های انجمن سرامیک، گفت: دریافت میزبانی صنعت سرامیک از وزارت علوم و واژه‌گزینی در فرهنگستان دیگر فعالیت‌های این انجمن است. دکتر نقی‌زاده در ادامه گفت: انتظار می‌رود، انجمن‌ها نقشه مهندسی راه را داشته باشند. دکتر نقی‌زاده گفت: دومین چیزی که حس می‌کنیم که انجمن‌ها یک گام بالاتر بردارند این است که مقداری آسیایی و یا اروپایی فکر کنیم. او توضیح داد: انجمن‌هایمان را با انجمن‌های آسیایی و یا حتی اروپایی تلفیق کنیم. او گفت: اتحادیه شاید بتواند با عضویت در انجمن‌های بین‌المللی و شرکت در آن‌ها گام مؤثری بردارد و این نقطه‌ای است که می‌تواند علاوه بر آشنایی برخی از ایده‌های آن‌ها را به داخل منتقل کند. دکتر نقی‌زاده به برقراری ارتباط با انجمن سرامیک اروپا و ترکیه اشاره کرد و گفت: این برقراری ارتباط سبب شد تا انجمن سرامیک ترکیه پیشنهاد برگزاری سمینارهای مشترک را بدهد. دکتر نقی‌زاده با بیان اینکه اتحادیه می‌تواند ارتباط صنعت و دانشگاه را به درک و منطق صحیح برساند تا مشکلات از این بابت حل شود، گفت: بنابراین ما ضعف کتاب داریم، نشر کتاب داخلی ما ضعیف است و همه دانشجویان زبان خارجی‌اشان خوب نیست و اگر شما همه کتاب‌ها را در یک وب‌سایت بچینید خواهید دید که یک سری ترجمه‌ای است و یک سری ارزش خواندن ندارد. او فعال شدن در حوزه نشر کتاب را دیگر خواسته از اتحادیه دانست و گفت: این کار سبب ثبات و تبلیغی برای اتحادیه نیز خواهد بود.



در ادامه این نشست، مهندس خطیب‌زاده، به‌عنوان دبیر اتحادیه گزارش مالی و اجرایی را ارائه کرد. او در مورد فعالیت‌های اتحادیه تاکنون موارد زیر را برشمرد:

مجوز رسمی اتحادیه از وزارت علوم

برگزاری جلسات هیئت مدیره به صورت متناوب هر ماه یک بار در تهران و اصفهان

ارسال گزارشات برای انجمن‌ها و دریافت نظرات به طور کامل

اطلاع‌رسانی مصوبات جلسات نیز از طریق سایت

برنامه‌ریزی پیاده سازی سیستم مدیریت کیفیت به شکل کلاسیک و مدون پیگیری نظام مهندسی مواد و برگزاری جلساتی نیز با نمایندگان مجلس جهت تسریع در تصویب آن کمیته‌های اتحادیه شامل کمیته پذیرش، تخصصی مدیریت سازمان، انتشارات، آموزش، پیگیری نظام مهندسی مواد

تدوین برگزاری همایش مشترک بین انجمن‌ها در سال ۹۴ حمایت اتحادیه از دو بار برگزاری مسابقات دانشجویی ریخته‌گری در کشور ایجاد پایگاه مقالات، ارائه سمینارهای مرتبط، پیش بینی همکاری پیشنهاد همکاری و حضور مؤثر در برنامه‌ریزی‌ها و سیاست‌گذاری‌های کلان و تدوین استراتژی آموزشی دانشگاه‌ها

حمایت از برگزاری همایش مشترک انجمن‌های ریخته‌گری و متالورژی جشنواره تقدیر از ۵ استاد برجسته مهندسی و علم مواد در دانشگاه صنعتی اصفهان با ابتکار مهندس اجلالی و دکتر صالحی و با بیان اینکه جای تأسف دارد که قدر سرمایه‌های اجتماعی و علمی خود را ندانیم و به راحتی باعث بازنشستگی این افراد شویم، گفت: برخی از این افراد به سرعت جذب دانشگاه‌های آمریکا شده‌اند. حمایت مادی و معنوی از برگزاری همایش مدیریت کیفیت،

او اظهار امیدواری کرد که در سال جاری اتحادیه دارای انتشارات و نشریه مناسبی شود. او به پیشنهاد برگزاری کنفرانس ملی محیط زیست و کاربری مواد از سوی اتحادیه اشاره کرد و گفت: اگر به اهداف کلان اتحادیه نگاه کنیم یکی از بحث‌هایش توجه اتحادیه و انجمن‌های مهندسی مواد به محیط زیست و رفاه عمومی است که امیدواریم این موضوع مورد توجه قرار گیرد. دبیر اتحادیه به ۳ شاخص مهم در توسعه جهان و کشورها اشاره کرد: اولین شاخص توسعه در جهان حیات اقتصادی است، به‌طوریکه امروزه یکی از گرفتاری‌های اصلی ما این موضوع است که در کانون توجه مدیران کشور هم به خوبی منعکس شده است. دومین شاخص حیات قانون و عدالت است که اساس یک کشور را تشکیل می‌دهد و نکته اصلی که جمع ما به آن وابسته است، حیات اندیشه است و این آینده نگری که ما تعریف می‌کنیم ممکن است که ۱۵ سال دیگر به قدری ملموس شود که دیگر راه‌گزینی نداشته باشد. او با بیان اینکه ما پایه‌گذار و بنیانگذار این حرکت خواهیم بود، اظهار امیدواری کرد تا گام‌های برداشته شده هرچند کوچک و ناچیز مثمر ثمر باشد و نهایتاً منجر به این شود که مهندسی و علم مواد بنیانی باشد برای توسعه کشور و فردایی بهتر. مهندس خطیب‌زاده در ادامه گزارش مالی اتحادیه در سال گذشته را ارائه کرد.



در ادامه این نشست تخصصی، دکتر براری، نماینده وزارت علوم و دبیر کمیسیون انجمن‌های علمی ایران سخنرانی کرد. او با بیان اینکه انجمن‌ها دین بسیاری نسبت به کشور دارند و دولتمردها هنوز به این بلوغ نرسیده‌اند که دینشان را نسبت به انجمن‌ها ادا کنند، گفت: انجمن‌ها باید انعکاس دهنده صدای جامعه خود باشند. او ادامه داد: انجمن‌ها باید محافظه کاری را کنار بگذارند و انعکاس دهنده صدای جامعه خود باشند و به همین دلیل انجمن‌ها از جایگاه ممتازی برخوردارند. او با بیان اینکه در اکثر جلسه‌های سازمان ملل نماینده‌های NGOهای آمریکایی حضور دارند، گفت: انجمن‌ها در ایران نیز باید بتوانند جایگاه خودشان را ارتقا دهند. دبیر کمیسیون انجمن‌های علمی ایران با اشاره به اینکه در کمیسیون چهار محور را در راس برنامه‌هایشان قرار داده‌اند، ادامه داد: یکی از مهمترین محورها ارتقای جایگاه انجمن‌های علمی در کشور است. دکتر برابری توضیح داد: احساس می‌کنیم، انجمن‌ها در آن جایگاهی که باید حضور داشته باشند، حضور ندارند. دبیر کمیسیون انجمن‌های علمی ایران ادامه داد: در نقشه جامع علمی کشور دیده شده است که انجمن‌ها در مراکز تصمیم‌سازی و تصمیم‌گیری حضور داشته باشند. او گفت: ما الان با تمام شوراهای عالی کشور و مراجع تصمیم‌گیری و تصمیم‌سازی نامه‌نگاری‌هایی را انجام داده‌ایم که مثلاً در شورای عالی عطف و شورای عالی علوم، تحقیقات و فناوری انجمن‌ها سه کرسی حقوقی دارند. او گفت: در فرهنگستان علوم موافقت نامه‌ای را امضا کرده‌ایم، اکثر اعضای عضو هیئت مدیره انجمن‌های ما هستند و گفته بودند که تلاش کنیم که کرسی‌های حقوقی داشته باشیم، یعنی اتحادیه تلاش بکند، انجمن‌ها در مراجع تصمیم‌سازی کرسی حقوقی داشته باشند، همانطور که در سنای آمریکا و مجلس سلطنتی انگلستان انجمن‌ها دارای جایگاه حقوقی هستند. دکتر براری ادامه داد: انتظار ما این است که اتحادیه کمک کند، انجمن‌ها در کمیسیون مجلس دارای کرسی حقوقی باشند و اگر قانون هم اجازه نمی‌دهد، می‌توانند به عنوان مدعو در کمیسیون مجلس حضور داشته باشند. دکتر براری با ابراز تأسف از اینکه مدیران ما به این بلوغ نرسیده‌اند که انجمن‌ها سرمایه ارزشمند کشور هستند، گفت: در انجمن‌های علمی خودمان ۲۹۸ انجمن علمی داریم. یعنی ۲۸۰۰ عضو هیئت مدیره داریم. همچنین در هیئت مدیره ساختاری دیده‌ایم که ساختار انجمن‌ها یک ساختار توسعه یافته باشد. او ادامه داد: هیئت مدیره می‌تواند از اساتید برجسته کشور باشد و یا اساتید پیشکسوت صنعتی و اجرایی باشند. او ادامه داد: ما حتی محدودیت اینکه در هیئت مدیره می‌تواند یک نفر پیشکسوت اجرایی و صنعتی باشد را به هم زده‌ایم تا امکان حضور دو شخصیت برجسته صنعتی و یا اجرایی وجود داشته باشد، اما نباید آن اهدافی که برای انجمن دیده شده است، خدشه‌دار شود و در واقع انجمن‌های علمی نباید در کار انجمن‌های صنفی وارد شوند. به گفته دکتر براری در انجمن‌ها دو خط قرمز داریم، یکی اینکه انجمن‌ها دولتی نشوند. این خط قرمز ماست و خط قرمز دوم ما اینکه انجمن‌ها در کارکرد خودشان کار کنند، یعنی روی ریل خودشان کار کنند. او ادامه داد: مهمترین دغدغه ما در انجمن‌ها این است که در ریل خودشان نیستند و هرکاری را انجام می‌دهند و این خوب نیست. او خواهان مساعدت اتحادیه به انجمن‌ها به منظور ورودشان به حوزه مواد در مراجع تصمیم‌سازی شد و درباره محور دوم مورد بحث گفت: محور دومی که در وزارت علوم پیگیری می‌کنیم بحث توانمندسازی انجمن‌های علمی است، او گفت: برای اینکه دیگران به ما احترام بگذارند ما باید به خودمان احترام بگذاریم و این مهمترین گنج ماست. دکتر براری با بیان اینکه اعضای ما گنج ما هستند، گفت: نقش انجمن‌ها در نقشه جامع علمی کشور دیده شده است که ایفای نقش مرجعیت علمی است. دکتر براری با بیان اینکه اتحادیه کمک می‌کند که انجمن‌های ما ایفای نقش مرجعیت علمی کنند، ادامه داد: مرجعیت یعنی اینکه انجمن‌های ما تلاش کنند تا تمام اساتید برجسته آن حوزه را جذب کنند و از ظرفیت تمام آن اعضا استفاده کنند. او با بیان اینکه برخی از انجمن‌های ما فقط هیئت مدیره دارند، گفت: انتظار ما این است که کل اعضای انجمن در این شبکه فعالیت و مشارکت داشته باشند. او به لزوم تقدیر و بزرگداشت شخصیت‌های علمی توسط انجمن‌ها و سخنرانی این افراد در افتتاحیه و اختتامیه

همایش‌ها اشاره کرد و گفت: چه دلیلی دارید که شخصیت سیاسی را دعوت کنید که معلوم نیست کی می‌آیند و چه می‌گویند؟! او گفت: ما انتظار داریم که مدیریت علمی کشور دست انجمن‌ها باشد، شما ابزارهای مدیریت علمی کشور را به انجمن‌ها داده‌اید، ابزارهای مدیریت علمی کشور همین همایش، مجلات علمی- پژوهشی و شاخه‌های دانشجویی و مسابقات دانشجویی است. دکتر براری ادامه داد: لازم است تا کیفیت تولیدات علمی در مجلات انجمن‌ها کاهش پیدا نکند، اتحادیه تلاش کند که کیفیت کنفرانس‌ها پایین نیاید. او با اشاره به اینکه برخی از همایش‌ها واقعی نیستند، گفت: برگزاری یک همایش علمی یک سال زمان می‌خواهد در حالی که برخی یک ماهه همایشی را طرح ریزی و اجرا می‌کنند. او سومین محوری را که کمیسیون پیگیری می‌کند را در حوزه تعاملات ملی دانست و گفت: اتحادیه باید فضا را باز بکند تا انجمن‌ها در حوزه ملی نقش آفرینی کنند که این مهمترین دغدغه ما و مهمترین حوزه در حوزه استاندارد، ممیزی علم و در حوزه رصدخانه علم و فناوری است. دکتر براری به ارائه مجوز همکاری انجمن‌های علمی و صنفی اشاره کرد. او ضمن تفکیک انجمن‌ها از یکدیگر گفت: هدف از فعالیت انجمن‌های علمی، مدیریت علم و فناوری است و هدف از فعالیت انجمن‌های صنفی مدیریت صنعت و تولید است.

تبیین جایگاه مهندسی و علم مواد

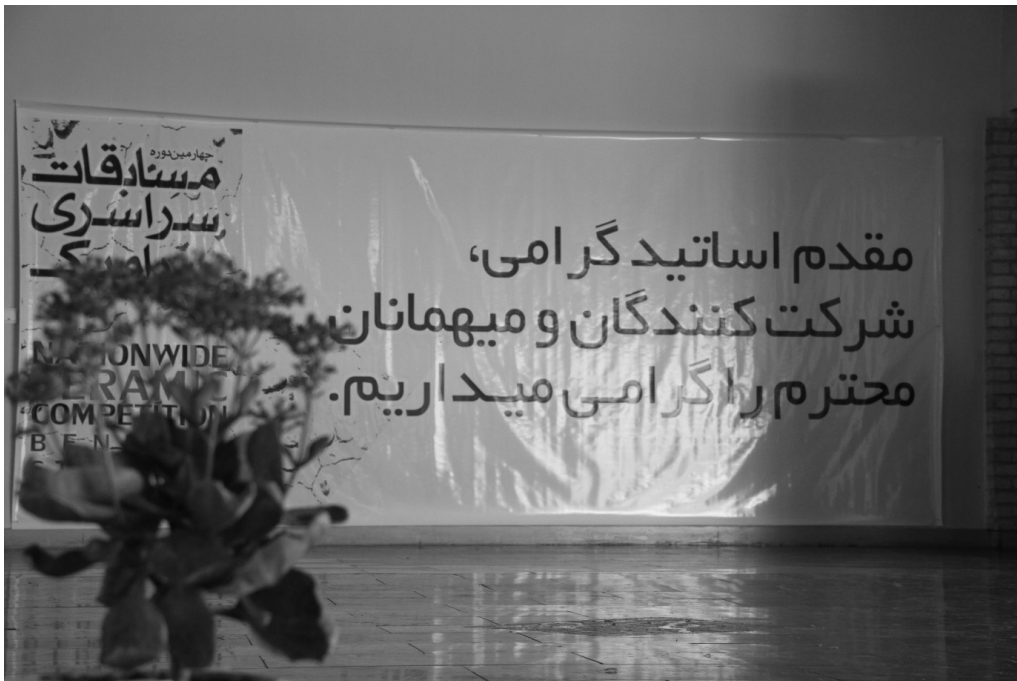
در پایان این نشست، مهندس عبدالمهدی اجالالی تاکید کرد که فعالیت و ادامه راه تشکل‌ها با حضور و فعالیت اعضای آن امکان‌پذیر است. او ادامه داد: لازم است تا جایگاه تشکل‌ها در مملکت به عنوان جایگاه ویژه‌ای برای انجام امور شناخته شود و همه باید برای این کار همت کنیم. مهندس اجالالی تعیین هفته مهندسی مواد کشور را دیگر برنامه اتحادیه دانست و گفت: به دنبال آن هستیم تا هفته‌ای را به عنوان هفته مواد کشور نام‌گذاری کنیم و به این ترتیب اهمیت علم مهندسی مواد را در کشور نشان دهیم. او ادامه داد: در این هفته همایش‌ها و اهدافی را که داریم متمرکز خواهیم کرد و آن هفته تجلیگاه این عظمت مهندسی و علم مواد کشور خواهد بود. او خواهان بررسی و اعلام نقطه نظر انجمن‌های عضو در این رابطه شد و گفت: بدین ترتیب در ۳ ماه آینده هفته نظام مهندسی مواد کشور مشخص خواهد شد و درخواستش ارائه خواهد شد تا بتوانیم مصوبه‌اش را بگیریم و نشر عمومی کنیم.

گزارش مسابقه ملی سرامیک ایران

گزارش چهارمین دوره مسابقه ملی سرامیک ایران در دانشگاه تبریز

دکتر مهدی قاسمی کاکرودی

دانشیار گروه مهندسی مواد و دبیر مسابقه



چه کسی ۵۰ سال پیش می‌توانست تاثیر کامپیوترها را پیش‌بینی کند؟ کامپیوترهای شخصی بر نحوه تجارت، طریقه ارتباطات و زندگی شخصی ما تأثیر گذاشته‌اند؛ بر فرآیند تولید، همچنین بر روش‌ها و تکنیک‌های علمی مورد استفاده اثر دارند. مطمئناً رشد سریع تکنولوژی ارتباطات مرهون سنتز مواد جدید است. بنابراین ما می‌توانیم مطمئن باشیم که آینده تکنولوژی مواد مهیج خواهد بود و در تکنولوژی سرامیک، پیشرفت‌های همه‌جانبه‌ای صورت خواهد گرفت. این پیشرفت‌ها می‌توانند در زمینه بهبود مواد اولیه و روش‌های جدید و بهبود یافته پردازش آن‌ها و تکنیک‌های تعیین ویژگی‌ها و آزمایشات باشند. این به معنای دستیابی به مواد سرامیکی جدید با خواص و کاربردهای منحصر به فرد است، خواصی که در حال حاضر ناممکن به نظر می‌رسند. مطمئناً در آینده نزدیک راجع به پیشرفت‌های آن‌ها بسیار خواهیم شنید.

هنگامی که می‌بینیم مواد سرامیکی چه نقشی دارند و در آینده چگونه نقش خواهند داشت، بدون شک از دست دادن مهندسی سرامیک موجب زیان صنعت و جامعه خواهد بود.

از این منظر جای بسی خوشوقتی و سعادت است که چهارمین دوره مسابقه ملی سرامیک در شهر تبریز و



دانشگاه تبریز برگزار شد. لازم به ذکر است اولین دوره این مسابقات در دانشگاه آزاد اسلامی واحد شهر میند با عنوان "فجنانه‌های سرامیکی مستحکم"، دومین دوره در دانشگاه علم و صنعت ایران با موضوع "ساخت مواد متخلخل سرامیکی با خواص مکانیکی بهینه"، سومین دوره در دانشگاه صنعتی شریف با عنوان "ساخت قطعات سرامیکی با خواص فشاری برتر" برگزار شده است.

گروه مهندسی مواد دانشگاه تبریز دومین گروه مهندسی مواد در بین دانشگاه‌های کشور به‌شمار می‌رود که از ابتدا با گرایش مهندسی سرامیک تأسیس شده است. لذا با تصویب برگزاری مسابقه، سریعاً دبیرخانه مسابقه در گروه مهندسی مواد و با کمک‌های بی دریغ انجمن علمی گروه تشکیل شد. با طراحی و راه‌اندازی سایت مسابقه، فرایند ثبت نام آغاز شد و در نهایت ۳۶ تیم از ۲۵ دانشگاه و پژوهشگاه کشور در این مسابقه شرکت کردند.



نظربه‌اینکه در کاربردهای متنوع، سرامیک‌ها عموماً در مواجهه با تنش‌های مکانیکی هستند. توانایی بالای مواد برای مقاومت در برابر تنش‌های مکانیکی از اهمیت بالایی برخوردار است و به‌عنوان مهمترین ویژگی سرامیک‌ها حائز اهمیت است و باید مورد ارزیابی قرار گیرد. این دوره از مسابقه، استحکام خمشی سرامیک‌ها، به‌عنوان مهم‌ترین پارامتر نشان دهنده خواص مکانیکی سرامیک به‌عنوان موضوع مسابقه انتخاب شد.



تقویت ارتباط بین صنعت و دانشگاه از طریق طرح مسائل و مشکلات صنعت در دانشگاه، آشنایی دانشجویان با روندهای ساخت و بررسی عوامل مؤثر در موضوع مسابقه براساس سرفصل ارائه شده در دانشگاه‌ها، به‌کارگیری عملی اصول علمی مهندسی سرامیک در ساخت، پخت و آزمون، باز تعریف مسأله در قالب مسائل

کوچک‌تر، تمرین کارگروهی، ارتقاء کیفی توان مهندسی دانشجویان، ایجاد رقابت مثبت و درگیر نمودن کلیه مراکز تحقیقاتی دانشگاهی و دانشجویان و محققان با استعداد و حضور دانشجویان مهندسی سرامیک در کنار هم و تبادل نظرات و پیشنهادهای برای گسترش علم مواد در کشور از جمله اهداف مسابقه ملی سرامیک ایران است. در این مسابقه نمونه‌های استحکام خمشی گروه‌های مختلف شرکت‌کننده مورد ارزیابی قرار گرفت، برای اطمینان از ترکیب مورد نظر (آلومینوسیلیکاتی) از نمونه ۱۰ گروه برتر آنالیز فازی به کمک اشعه ایکس انجام شد و نهایتاً ۳ گروه برتر با بالاترین استحکام خمشی و ترکیب فازی مناسب شامل به ترتیب تیم دانشگاه تبریز، تیم دانشگاه آزاد مشهد و تیم پژوهشگاه مواد و انرژی انتخاب شده و مورد تقدیر قرار گرفتند و جوایز نقدی را از معاونت علمی و پژوهشی معاونت علمی و فناوری ریاست جمهوری و جوایز ویژه‌ای از ریاست محترم انجمن سرامیک ایران دریافت کردند.



اساتید ارجمند آقایان: دکتر رحیم نقی‌زاده ریاست انجمن سرامیک ایران، دکتر ابراهیم قاسمی از پژوهشگاه فناوری‌رنگ، دکتر مسعود علیزاده و دکتر امیر مقصودی‌پور از پژوهشگاه مواد و انرژی، مهندس حافظ احمدی از مرکز تحقیقات سرامیک پیشرفته و الیاف و دکتر محمد رضوانی از دانشگاه تبریز نیز وظیفه داوری و نظارت بر این مسابقات را بر عهده داشتند که شایسته است از زحمات این بزرگواران تقدیر نمایم.



لازم به ذکر است این گردهمایی بدون همت دو گروه، گروه اول حامیان مادی معنوی و گروه دوم تیم اجرایی این مسابقه میسر نبود. در اینجا ضروری است از تمامی بزرگواران ارجمند کمال سپاس و تشکر را داشته باشیم، به‌ویژه حامیان بزرگواری چون مؤسسه آموزشی دفاعی وزارت دفاع، پژوهشکده فضایی کشور صنایع توانمند استان در عرصه سرمایه‌های صنایع کاشی تبریز، دیرگداز آذربایجان، نسوز تبریز، نسوز آذرشهاب تبریز، شرکت نسوز امین‌آباد، شرکت ساگار و قطعات نسوز، شرکت فرادما بنیان، شرکت توین گسترش خاورمیانه و بانک تجارت.

و از تیم اجرایی این مسابقه، دوستان بزرگواری و دانشجویان عزیز به‌ویژه دانشجویان انجمن علمی دانشجویی مهندسی مواد، از دانشجویان گروه تحقیقاتی سرمایه‌های مهندسی پیشرفته قدرانی نمایم. و ضروری است قدرانی ویژه از همکار بزرگواری جناب آقای دکتر آقاجانی که همکاری، همیاری و پشتکار ایشان قابل ستایش و قدرانی است. و در نهایت امیدوارم طی این دو روز اوقات خوشی را در دانشگاه تبریز برایتان فراهم سازیم.

گزارش نهمین کنگره سرامیک ایران



نهمین کنگره سرامیک ایران در ۲۵ و ۲۶ اردیبهشت ماه ۱۳۹۲ در سالن جابر دانشکده مهندسی و علم مواد دانشگاه صنعتی شریف برگزار شد. دکتر رحیم نقی‌زاده به‌عنوان دبیر، دکتر علی نعمتی به‌عنوان دبیر علمی و خانم سعیده علیشاهی به‌عنوان دبیر اجرایی، مسئولیت برگزاری کنگره را بر عهده داشتند. در مرداد ماه سال گذشته فراخوان نهمین کنگره سرامیک ایران برای دریافت چکیده مقالات به اطلاع عموم رسانده شد. در این مرحله تعداد ۳۹۴ چکیده برای دبیرخانه نهمین کنگره سرامیک ارسال شد که با توجه به داورهای انجام گرفته و جلسات بررسی کمیته علمی، ۳۸۳ چکیده مقاله برای ارسال اصل مقاله پذیرش شد و بعد از اطلاع رسانی، نویسندگان ۲۱۶ مقاله کامل خود را از طریق سایت کنگره به دبیرخانه تحویل دادند. در این کنگره ارسال و نتایج داوری

مقالات و همچنین فرآیند داوری مقالات از طریق سایت انجام گرفت و داوران محترم اصلاحات مقالات و نوع پذیرش مقاله را به‌صورت رد، پذیرش پوستر و یا پذیرش شفاهی انجام دادند.

در نهایت براساس نظر داوران مبنی بر ارائه شفاهی یا پوستر، ۴۵ مقاله به‌صورت شفاهی و ۱۴۵ مقاله به‌صورت پوستر انتخاب شد. جهت هماهنگی بهتر و اطمینان از حضور نویسندگان در بخش شفاهی مقرر شد فایل ارائه شفاهی نویسندگان حداکثر تا ۵ روز قبل از کنگره به دبیرخانه ارسال شود. نویسندگان پوستر نیز بعد از طراحی و چاپ پوستر خود آن را در صبح روز اول همایش تحویل دهند.

در این کنگره ارائه‌های شفاهی در سه سالن مجزا به‌صورت موازی ارائه شدند و پوسترها در سالن نمایشگاه برای مدت دو روز تا اختتامیه کنگره ارائه شدند.

برای انتخاب پوستر برگزیده در هر موضوع از یکی از اعضای کمیته علمی با تخصص مربوطه درخواست شد تا با توزیع فرم‌های مرتبط با یک موضوع بین اساتید و جمع‌بندی‌های آنها پوسترهای برگزیده به دبیرخانه نهمین کنگره سرامیک ایران معرفی شود. در اینجا جا دارد از داوران محترم بخش پوستر و اساتید هماهنگ کننده به‌خاطر زحمات بی دریغ و صادقانه تقدیر شود. آراء پوستر برگزیده از دیدگاه داوران شمارش شد و از این میان ۱۳ پوستر برگزیده شدند. در روز اختتامیه انجمن سرامیک ایران جوایزی به ۱۳ پوستر برگزیده اهدا شد.

در کنار برگزاری کنگره نمایشگاهی از محصولات و توانمندی‌های شرکت‌های فعال در زمینه سرامیک و

شرکت‌های خدمات علمی از جمله صنایع کاشی و سرامیک الوند، مجتمع فولاد صنعت بناب، فرآورده های نسوز آذر، لعابیران، شرکت چینی ایران (کاشی ایرانا)، انجمن صنفی تولیدکنندگان کاشی و سرامیک کشور، صنایع چینی ارس، صنایع چینی زرین ایران، پارس کاتولن، پیشگامان سرامیک برسام، پژوهشگاه مواد و انرژی، گروه صنایع کاشی و سرامیک سینا، Sacmi Imola S. C، درداران سریر، صنعت سرام، صنایع الکترونیک شیراز، اتحادیه انجمن‌های مهندسی و علم مواد، صنایع اپتیک صایران، دانشکده علم و مهندسی مواد دانشگاه صنعتی شریف، فصلنامه کاشی و سرامیک، نشریه سرامیک و ساختمان، گزیده دنیای سرامیک و انجمن سرامیک ایران برگزار شد. در نمایشگاه محفل گرم و پر رونقی برای تبادل نظر صنعتگران و چهره‌های علمی سرامیک فراهم آورد و در این نمایشگاه شرکت‌های صنعتی جدیدترین محصولات خود را در معرض دید بازدیدکنندگان گذاشتند.

کارگاه آموزشی فن آوری چاپ دیجیتال در صنعت کاشی و همچنین کارگاه نانو فناوری و کاربرد آن در صنعت کاشی توسط نشریه سرامیک و ساختمان در جوار کنگره در روز دوم برگزار شد و به شرکت‌کنندگان در این دوره گواهی شرکت در این کارگاه اهدا شد.



مراسم افتتاحیه ابتدا با سخنرانی آقای دکتر روستا آزاد ریاست محترم دانشگاه شریف و خوش‌آمدگویی ایشان به حاضران آغاز شد و سپس آقای دکتر باقری ریاست دانشکده مهندسی و علم مواد دانشگاه شریف سخنرانی کردند. سپس آقای دکتر رحیم نقی‌زاده به تبیین اهداف و عملکرد نهمین کنگره سرامیک پرداختند. دکتر علی نعمتی دبیر کمیته علمی ضمن تشکر از نویسندگان محترم مقالات و داوران محترم به گزارشی اجمالی از مقالات رسیده و نحوه داوری مقالات پرداختند. بعد از مراسم افتتاحیه و افتتاح نمایشگاه و پذیرایی حاضرین در سالن اصلی سخنران‌های کلیدی به ایراد سخنرانی پرداختند.





از نقاط شاخص این کنگره حضور ۱۶ سخنران کلیدی در روز اول در سالن اصلی می‌باشد. اسامی این سخنرانان و عناوین سخنرانی آن‌ها به شرح زیر است.

سخنران	عنوان سخنرانی	ردیف
دکتر فتح‌الله مضطرزاده	خواص مواد در دنیای نانو	۱
دکتر فرهاد گلستانی فرد	Development of ceramic composite coating systems for different applications by Micro Arc Oxidation method	۲
simone casadio	The grinding in the ceramic industry: new energy saving solutions	۳
مهندس یحیی میرچگینی	چالش‌های صنعت کاشی در ایران	۴
دکتر علی بیت‌اللهی	Nano Standardization, National and International Activities, Challenges Ahead	۵
Jose M. F. Ferreira	Innovative colloidal approaches to fabricate advances ceramics	۶
Ferhat Kara	Some Approaches for Resource Efficient Manufacturing of Traditional Ceramics	۷
مهندس محمد روشنفکر	بررسی و تحلیل صنعت کاشی و سرامیک در ایران	۸
دکتر علی اصغر توفیق	نقشه راه پوشش‌های سرامیکی	۹
Gabriele Frignani	Energy Saving by Heat Recovery in the Tile Production Industry	۱۰
Sandro Zini	Eko WrapT: The New Eco-Friendly Packaging Know-How by Nuovafima, Sacmi Group	۱۱
دکتر عبدالرضا سیمچی	مهندسی سطح نقاط کوانتومی کلوییدی برای کاربردهای فتوولتاییک	۱۲
دکتر عباس کیانوش	مروری بر مواد مغناطیسی جاذب امواج الکترومغناطیس (EM): اصول، کاربردها و پتانسیل‌ها و گزارشی از کارهای پژوهشی انجام شده	۱۳
دکتر حسین سرپولکی	توسعه روز افزون فناوری سرامیک در تصفیه آب از کوزه سفالین تا نانو ممبران‌های سرامیکی	۱۴
دکتر عباس یوسفی	استراتژی و کاربرد مهندسی مواد شیشه ای بازیافت در تهیه و ساخت عایق‌های آینده ساز	۱۵
دکتر علیرضا میرحبیبی	سرامیک و محیط زیست	۱۶
دکتر علی نعمتی	خواص الکتریکی سرامیک‌های مولتی فروئیک	۱۷
دکتر سارا شفیع	جنگ افزارهایی نو برای نبرد با چنگار	۱۸



در روز اول بعد از اتمام سخنرانی‌های کلیدی مجمع عمومی انجمن به‌همراه نهمین انتخابات هیئت مدیره برگزار شد که این مجمع با حضور فعال ۱۰۸ نفر از اعضای پیوسته انجمن تشکیل شد و پس از رأی‌گیری و شمارش آراء هیئت مدیره دوره نهم انتخاب شدند.



روز دوم کنگره با ارائه مقالات در سه سالن مجزا صورت گرفت که از استقبال خوبی برخوردار بود در صبح روز دوم دکتر نقی‌زاده به‌همراه دکتر نعمتی و دیگر اساتید با اهدا تندیس از حضور فعال شرکت‌ها در این نمایشگاه تقدیر کردند. همچنین در روز دوم انتخابات گروه چینی و سرامیک‌های ساختمانی و گروه دیرگداز برگزار شد.



مراسم اختتامیه کنگره بعد از ظهر روز دوم تشکیل شد. این مراسم با کلیپ تهیه شده توسط کمیته اجرایی با مروری بر اتفاقات روی داده در دو روز کنگره آغاز شد. سپس مراسم تقدیر از ۴ نفر بزرگان علم و صنعت سرامیک کشور با اهدای نشان انجمن سرامیک ایران و لوح تقدیر انجام پذیرفت.



اسامی این بزرگان به شرح زیر است:
 دکتر فرهاد گلستانی فرد- استاد دانشگاه علم و صنعت ایران
 دکتر فتح الله مضطرزاده- استاد دانشگاه صنعتی امیرکبیر
 دکتر عباس یوسفی- مدیر عامل مرکز تحقیقاتی پر طاووس
 مهندس عباسعلی قصابی- مدیر عامل شرکت چینی زرین ایران



سپس جایزه دکتر مارقوسیان (دو عدد سکه بهار آزادی) و لوح تقدیر که در کنگره هشتم تعیین و توسط شرکت چینی زرین تقبل شده بود، به دو نفر پژوهشگر و صنعتگر جوان اهدا شد. خانم دکتر نسترن ریاحی نوری از پژوهشگاه نیرو به عنوان پژوهشگر جوان و آقای مهندس محمد حسین زاده از نسوز مهرگاز به عنوان صنعتگر جوان دریافت کننده این دو جایزه بودند.
 در پایان مراسم از دبیر اجرایی کنگره خانم علیشاهی و اعضاء کمیته اجرایی تشکر و قدردانی شد. همچنین در این مراسم از ۱۳ تن از ارائه دهندگان پوسترهای برتر با حضور آقایان دکتر نعمتی، دکتر نقی زاده، دکتر گلستانی فرد و مهندس نعمتی تقدیر شد.



اسامی نویسندگان پوستر به همراه موضوعات آنها در جدول زیر آمده است:

پوسترهای برگزیده از دید داوران			
موضوع	عنوان	نویسندگان	محل
الکتروسرامیک‌ها	اثر افزودنی Dy^{3+} بر ریزساختار و خواص سینتر الکترولیت‌های بر پایه سریا	زهرا خاکپور امیرعلی یوزباشی	پژوهشگاه مواد و انرژی
	سنتر پودرهای نانومتری هگزافریت باریم با جانشینی Ce-Co به روش سل ژل احتراقی و بررسی خواص مغناطیسی	زهرا لاله‌گانی علی نعمتی	دانشگاه شریف
	بررسی تأثیر زمان آسیاب کردن بر روی سنتر و خواص مغناطیسی و جذب هگزافریت باریم نوع U با استفاده از یک آسیاب پر انرژی	مینا مرادینیا عباس کیان‌وش	دانشگاه تبریز
سرامیک‌های معمولی	بررسی تأثیر افزایش اکسید آلومینیم بر استحکام و تشکیل فازها در بدنه‌های پرسلانی	حسین قصابی بهنود زمان‌نیا علی‌اکبر مسیحیان‌پور	دانشگاه علم و صنعت
نانو تکنولوژی و نانو سرامیک‌ها	نشر طیف آبی در نانو ذرات $ZnAl_2O_4$	محمد مرادی گل‌شیخ مهدی شفیعی آفرانی امیر مسعود اعرابی	دانشگاه سیستان و بلوچستان
	سنتر نانو پیگمنت آبی تنارد $Co_xMg_{1-x}Al_2O_4$ با ساختار اسپینل به روش احتراقی	شیرین ساکت سوسن رسولی	دانشگاه آزاد علوم و تحقیقات
فرآیند ساخت سرامیک‌ها	بررسی امکان سنتر کاربرد بور با استفاده از اکسید بور و کربن نانو سایز بدست آمده از زئولیت مصنوعی (ZSM-5) توسط فرایند منیزیتورمال	پروانه عسگریان امیرعباس نوربخش رضا ابراهیمی کهریزسنگی	دانشگاه آزاد نجف آباد
	سنتر نانو رنگدانه $Co_{0.5}Zn_{0.5}Al_2O_4$ به روش ژل احتراقی	آرمان صدقیه مرضیه علی‌محمدی اعظم قربانی	دانشگاه آزاد ساوه
شیشه و شیشه سرامیک‌ها	ساخت و بررسی خواص فوم شیشه سرامیک از سرباره مس سرچشمه	المیرا محامد پیام شهسواری بیژن افتخاری‌یکتا واهاک مارقوسیان	دانشگاه علم و صنعت
کامپوزیت‌ها و پوشش‌های سرامیکی	ایجاد پوشش دولایه SiC/Mullite بر روی گرافیت به روش سماتاسیون جعبه‌ای و پاشش پلاسمایی	صادق علی‌اکبرپور شلمانی محمود گودرزی محمد ذاکری محمد رضا رحیمی‌پور	پژوهشگاه مواد و انرژی
بیو سرامیک‌ها	ساخت و مشخصه یابی نانو پودر کامپوزیت هیدروکسی آپاتیت-فورستریت و بالک نانو ساختار آن به روش زینتر کردن دو مرحله‌ای و طراحی آزمایش به روش تاگوچی و ارزیابی فعالیت‌زیستی برای درمان نواقص استخوان فک و دهان	زهرا شهنام محمدحسین فتحی حسین ادریس	دانشگاه صنعتی اصفهان
سرامیک‌های مهندسی پیشرفته	بررسی نقش دوگانه محلول قلیایی به عنوان محلول فعالساز و عامل تخلخل‌زا در ساخت ژئوپلیمرهای متخلخل	مرتضی شاعری غزال موسوی نسب فرهاد گلستانی فرد	دانشگاه علم و صنعت
متفرقه	تأثیر واکنش‌های فصل مشترک بر استحکام اتصال سرمت WC-Co به فولاد با استفاده از روش لحیم کاری سخت	سیما سخایی علی محمد هادیان	دانشگاه تهران

تیم اجرایی این کنگره متشکل از ۲۶ نفر با تلاش‌های شبانه‌روزی خود به هر چه پربار شدن این کنگره کمک شایانی کردند که لازم است در پایان از زحمات این دوستان تشکر و قدرانی کنیم. اسامی تیم اجرایی به شرح زیر است.

خانم‌ها و آقایان:

مهناز سادات محسنی، الناز محقق، تهمینه گیوه‌کی، الهه خوش‌امید، سحر صالح، مسعود فکوری، مینا ضرابیان، نفیسه سهرابی، اردلان رضایی، اشکان دادرسی، مجید عسگری، سید عماد رضایی، محمد سلطانی‌نژاد، سونیا احمدی، مریم مؤذنی، هنگامه حاجی‌پور، زهرا عظیمی، محمد رجبی، شیدا شکوریان، ساناز بنی‌فارسی، شیرین ساکت، میلاد خرمی، ندا غائبی‌پناه، روزین غفاری، زهرالله گانی، فاطمه کاشانی‌نیا، المیرا محامد، سلمان قاسمی، عزیز شهرکی، آقای سلطانی، وحید جعفرنیا.



صورت جلسه مجمع عمومی عادی انجمن سرامیک ایران

بر اساس دعوت قبلی جلسه مجمع عمومی عادی انجمن سرامیک ایران و انتخابات نهمین هیئت مدیره در ساعت ۱۷ روز چهارشنبه ۹۲/۲/۲۵ همزمان با برگزاری نهمین کنگره سرامیک ایران در دانشگاه صنعتی شریف برگزار شد ۱۰۸ نفر از اعضای پیوسته انجمن در این مجمع شرکت کردند. در این جلسه پس از قرائت آیاتی از قرآن مجید ۴ نفر به عنوان اعضای هیئت رئیسه برای اداره جلسه به شرح زیر انتخاب شدند.

- ۱- دکتر رحیم نقی زاده به عنوان رئیس
- ۲- مهندس محمود سالاریه به عنوان ناظر
- ۳- دکتر حسین سرپولکی به عنوان ناظر
- ۴- آقای مهندس حسین قصاعی به عنوان منشی

آنگاه بر طبق دستور جلسه موارد زیر بررسی و تصویب شد:

- ۱- گزارش انجمن توسط آقای دکتر نقی زاده به اطلاع اعضاء رسانده شد.
- ۲- پس از گزارش مالی انجمن، ترازنامه و صورت حساب درآمدها و هزینه های سال مالی گذشته تصویب شد.
- ۳- آدرس انجمن از آدرس ثبت شده در اسناد رسمی شرکتها (خیابان کردستان، خیابان فرشی مقدم، پلاک ۸۹، طبقه ۳) به آدرس فعلی (تهران، نارمک، دانشگاه علم و صنعت ایران، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی) تغییر یافت.
- ۴- انتخابات برای تعیین اعضای هیئت مدیره و بازرسین انجمن انجام شد که نتایج رأی گیری به شرح ذیل است:

اعضای اصلی هیئت مدیره:

- | | |
|------------------------|-------------------------------|
| دکتر فرهاد گلستانی فرد | دانشگاه علم و صنعت ایران |
| مهندس مهران غفاری | اشکان پارت آفرین |
| دکتر عباس یوسفی | لعاب مشهد |
| دکتر امیر مسعود محبی | دانشگاه بین المللی امام خمینی |
| دکتر سارا بنی جمالی | پژوهشگاه مواد و انرژی |
| دکتر محمد علی بهره ور | پژوهشگاه مواد و انرژی |
| دکتر علی نعمتی | دانشگاه صنعتی شریف |
| دکتر محمدتقی همدانی | دانشگاه تبریز |
| مهندس رشید حسین پور | چینی ارس |

اعضای علی البدل:

- | | |
|---------------------|-----------------------|
| مهندس حمیدرضا نعمتی | پیشگامان سرامیک برسام |
| دکتر ابراهیم قاسمی | پژوهشکده صنایع رنگ |

بازرسین اصلی:

- | | |
|-----------------------------|-----------------------|
| مهندس فاطمه السادات ترک نیک | پژوهشگاه مواد و انرژی |
|-----------------------------|-----------------------|

انتخابات گروه تخصصی

انتخابات گروه تخصصی چینی و سرامیک‌های ساختمانی در روز پنج‌شنبه ۹۲/۲/۲۶ همزمان با نهمین کنگره سرامیک ایران در دانشگاه صنعتی شریف برگزار شد. پس از رأی‌گیری و شمارش آرا اعضای زیر انتخاب شدند.

اعضای هیئت رئیسه گروه تخصصی چینی و سرامیک‌های ساختمانی انجمن سرامیک ایران

دکتر افتخاری	دانشگاه علم و صنعت ایران
مهندس منتظریان	دانشگاه علم و صنعت ایران
دکتر مولایی	کاشی ایرانا
مهندس غفاری	اشکان پارت آفرین
دکتر ارزانی	دانشگاه آزاد علوم و تحقیقات
مهندس خدابخش	نشریه سرامیک و ساختمان
مهندس بژگول	تکسرام
مهندس نعمتی	پیشگامان سرامیک برسام
مهندس روشنفکر	انجمن تولیدکنندگان کاشی و سرامیک
مهندس حسین‌پور	چینی ارس

انتخابات گروه تخصصی دیرگداز در روز پنج‌شنبه ۹۲ /۲/۲۶ همزمان با نهمین کنگره سرامیک ایران در دانشگاه صنعتی شریف برگزار شد. پس از رأی‌گیری و شمارش آرا اعضای زیر انتخاب شدند.

اعضای هیئت رئیسه گروه تخصصی دیرگداز انجمن سرامیک ایران

دکتر رحیم نقی‌زاده	دانشگاه علم و صنعت ایران
مهندس سرافراز	فراورده‌های نسوز پارس
دکتر باوند	دانشگاه علوم و تحقیقات
مهندس حسین‌زاده	نسوز مهرگداز
دکتر نوربخش	دانشگاه آزاد نجف‌آباد
مهندس شجاعی	آلومینیم المهدی
دکتر قاسمی کاکرودی	دانشگاه تبریز
خانم مهندس محمدی	فراورده‌های دیرگداز ایران
مهندس محمدزاده	فراورده‌های نسوز یزد
مهندس مسیحیان‌پور	دانشگاه علم و صنعت ایران

گزارش اولین جلسه هیئت مدیره دوره نهم

اولین جلسه هیئت مدیره دوره نهم در تاریخ ۹۲/۳/۱۹ ساعت ۱۵ در محل انجمن سرامیک ایران در دانشکده مهندسی مواد دانشگاه علم و صنعت ایران تشکیل شد:

حاضرین در جلسه به ترتیب حروف الفبا: دکتر علیرضا آقایی، دکتر سارا بنی‌جمالی، دکتر محمدعلی بهره‌ور، مهندس رشید حسین‌پور، سعیده علیشاهی، مهندس مهران غفاری، دکتر ابراهیم قاسمی، دکتر فرهاد گلستانی‌فرد، دکتر محمدمسعود محبی، مهندس علی‌اکبر مسیحیان‌پور، دکتر امیر مقصودی‌پور، دکتر رحیم نقی‌زاده، دکتر علی نعمتی، مهندس حمیدرضا نعمتی، دکتر محمدتقی همدانی، دکتر عباس یوسفی



دستور جلسه:

- ۱- انتخابات رئیس و نایب رئیس و خزانهدار
- ۲- گزارش مالی و اجرایی دوره هشتم هیئت مدیره
- ۳- شروع برنامه‌ریزی هیئت مدیره دوره نهم
- ۴- تقدیر و تشکر از هیئت مدیره دوره هشتم

- انتخاب اعضای هیئت مدیره به صورت کتبی برگزار شد و اعضا به‌صورت زیر انتخاب شدند:

دکتر فرهاد گلستانی‌فرد	رئیس هیئت مدیره
دکتر محمدمسعود محبی	نایب رئیس
دکتر سارا بنی‌جمالی	خزانهدار
- آقای دکتر نقی‌زاده گزارش مختصر عملکرد دوره هشتم هیئت مدیره انجمن سرمایه ایران را ارائه کردند و پیشنهادهای خود را نیز جهت بهبود روند فعالیت‌های آتی انجمن به اعضا جدید شرح دادند.
- سپس خانم علیشاهی گزارش مالی انجمن را به اطلاع اعضای هیئت مدیره رساندند.
- در مورد نحوه رسیدن به اهداف انجمن و برنامه‌ریزی در این زمینه بحث‌های کلی انجام و قرار شد در جلسه بعدی مفصل بحث و تصمیم‌گیری شود.
- در انتها با اهدای لوح و هدیه‌ای از خدمات هیئت مدیره دوره هشتم تقدیر و تشکر به‌عمل آمد.



معرفی انجمن سرامیک ایتالیا

انجمن سرامیک ایتالیا^۱ (I.cer.s) در ژانویه ۱۹۷۲ تأسیس و در سال ۱۹۷۳ با انجمن Assiceram موجود تلفیق شد و سپس نام انجمن Ceramica-Assiceram را انتخاب کرد. این انجمن نام فعلی خود را در سال ۱۹۸۹، زمانی که به مکان فعلی خود در Bologna تغییر مکان داد، به دست آورد.

در ۱۵ ژانویه ۱۹۷۲، در بولونیا، ایده‌ی تأسیس یک تشکل نو، مطرح شد و تعدادی از رؤسای موقت به آن رأی مثبت دادند. در جلسه‌ی بعد از آن در ۲۹ ژانویه ۱۹۷۲، در Residenza Municipale در فائزنا، اعضا، در حضور سردفتر، این طرح را تصویب کردند و تشکیل این انجمن را با نام "SOCIETA ITALIANA PER LA CERAMICA" تأیید کردند در ۲۰ می همان سال، جلسه‌ی فوق‌العاده با حضور اعضای انجمن، در مودنا برگزار شد. در این جلسه، اساسنامه‌های داخلی مورد بحث و بررسی قرار گرفت و به تصویب رسید و به اولین هیئت رئیسه‌ی قانونی و رسمی رأی داده شد.

نام اصلی این انجمن تا ۹ ژوئن ۱۹۷۳ باقی ماند تا زمانی که جلسات عادی و فوق‌العاده‌ی اعضای انجمن در مودنا و با هدف بررسی مجدد اساس‌نامه و با توافق و تطبیق پیشنهادهای جلسات قبلی و ادغام با انجمن "ASSICERAM – ASSOCIAZIONE ITALIANA DELLA CERAMICA" در میلان، برگزار شد. در پایان این جلسات، ادغام این انجمن‌ها تصویب و هیئت جدیدی از اعضا برای یک دوره‌ی سه ساله از ۱۹۷۳ تا ۱۹۷۶، منصوب شدند.

در اواسط دهه‌ی ۱۹۸۰، انجمن‌های سرامیک برخی از کشورهای اروپایی، EcerS یا انجمن سرامیک اروپا را تأسیس کردند همچنین در ایتالیا تلاش‌هایی مشابه برای جلب توجه حوزه‌های مختلف و بخش‌های گوناگون که بر روی مواد سرامیکی کار می‌کردند، انجام شد.

گروه An ad hoc اصول و قوانین جدید انجمن سرامیک ایتالیا یا همان "ASSICERAM ASSOCIAZIONE ITALIANA DELLA CERAMICA" را تهیه کرد که در جلسه‌ی ۱۰ ژوئن ۱۹۸۹ توسط اعضا پذیرفته شد و انجمن جدیدی با ادغام دو انجمن قبل و با نام انجمن سرامیک ایتالیا، "SOCIETA CERAMICA ITALIANA" تأسیس شد. ساختار این انجمن جدید، به‌طور رسمی در کنفرانسی ملی که در ۱۹ دسامبر ۱۹۸۹ در بولونیا برگزار شد، با حمایت رئیس کل دانشگاه‌ها و پژوهش‌های علمی، انجمن سرامیک اروپا، شورای پژوهش‌های ملی و سایر اعضای مهم انجمن‌ها، تأیید شد. از زمانی که انجمن سرامیک ایتالیا تأسیس شد، سرامیک ایتالیا و صنعت سرامیک در سراسر دنیا، برجسته شده است. به‌خصوص در زمینه‌ی سرامیک‌های سنتی، که موقعیت ممتاز و بدون رقیبی داشت. همچنین با ارائه‌ی زمینه‌های متنوع و گسترده و غنی از کاربرد سرامیک‌ها، نقشی اصولی در پرورش فرهنگ صنعتی نوین داشته است. به این دلیل، اعضای انجمن به تکنسین‌ها محدود نشده و دانشجویان دانشگاه‌ها، افراد صاحب نظر و پژوهشگرها، افراد خیره در بازاریابی،

¹ www.icers.it

طراحان کارخانه‌ها و شرکت‌ها و سایر افراد متخصص نیز شامل می‌شوند. انجمن سرامیک ایتالیا که همواره جوهر و روش‌های گروهی قوی‌ای را از خود نشان داده است، این روش را اصل قرار داده و با ایجاد تغییراتی، برای رشد و رسیدن به اجتماعی بزرگ و فرهنگی در حوزه‌ی سرامیک در ایتالیا و سایر همکاران خود در خارج از ایتالیا، تلاش و فعالیت کرده است. این نهاد همچنین نماینده‌ی ایتالیا در میان سایر همکاران اروپایی‌اش در انجمن سرامیک اروپا، است.

این انجمن اساس‌نامه‌ی خود را به‌مرور و در کنفرانس بین‌المللی و با حمایت وزیر علوم و پژوهش‌های علمی، و نیز شورای پژوهش و سایر نهادها، تأسیس و به‌روز رسانی کرد. اصول و قوانین، دیگر به‌مرور زمان حفظ نشده و تغییر کرده‌اند و نیز انجمن تبدیل به نهادی هماهنگ‌تر با شرایط عملی موجود شد، در اوایل سال ۱۹۹۹، هیئت اعضا، کمیسیونی را برای بررسی نیازهای واقعی انجمن و نیز جهت تعیین و تنظیم تغییراتی که به‌نظر ضروری می‌آمد، تعیین کرد. این کمیسیون، تغییراتی اساسی را در مواد و قوانین اعمال کرد و یک نظام و اساسنامه‌ی اجرایی را تنظیم کرد که هردوی این کارها در جلسه‌ی اعضا در ۱۶ اکتبر ۱۹۹۹ در مودنا، به تأیید اعضا رسید. بخش زیادی از اعضای انجمن سرامیک ایتالیا را افرادی حرفه‌ای و متخصص در صنعت و نیز افرادی تحصیل کرده و علمی که در زمینه‌ی دانش و پژوهش‌های فنی کار می‌کنند، تشکیل می‌دهند. فعالیت‌هایی که تحت هدایت انجمن سرامیک ایتالیا انجام می‌شوند، همواره شامل فعالیت‌های داوطلبانه‌ی اعضا است که وظیفه‌ی توضیح و بحث و بررسی مسائل مدیریتی، فنی و علمی را به‌همراه دنبال کردن بخش اساسی و هدف اصلی که ترغیب و توسعه‌ی فناوری در سرامیک است را دارند.

گروه‌های فعال نیز نقشی مهم و پیشرو در توضیح و هدایت زمینه‌هایی که در مراحل بعدی به‌عنوان مسائل بنیادی و مهم، تلقی شدند را داشتند. دو مورد از این موضوعات در زیر آمده است:

۱- آلودگی و حفاظت محیط زیست

۲- روند حرکتی قیمت و سود در بخش کاشی

رئیس انجمن



رئیس یا در غیاب ایشان، نائب رئیس، به‌طور قانونی نماینده‌ی انجمن در برابر اشخاص و طرفین ثالث بوده و به‌طور قانونی مسئولیت رسیدگی به اقدامات، اجرای برنامه‌ها و تصمیمات تصویب شده در جلسات اعضا و هیئت رئیسه را داراست. در حال حاضر رئیس انجمن آقای پائولو زانینی (paolo zannin) می‌باشد. رئیس، صورت جلسه را براساس ابتکار عمل خود و یا براساس نامه‌ی کتبی حداقل سه عضو هیئت رئیسه، برای تمام اعضا و هیئت رئیسه تنظیم می‌کند.

جلسات اعضا

به‌جز جلسات هیئت‌رئیسه، جلسات اعضا با حضور تمامی اعضای عادی، افتخاری و حامیان است. اعضای عادی یا افراد عمومی باید توسط یک شخص خاص به‌عنوان نماینده، که یک حق رأی دارد، در جلسات شرکت کند. جلسه‌ی اعضا به صورت عادی، با حضور رئیس و حداقل یک‌بار در سال و با اطلاع‌رسانی از حداقل ۱۵ روز پیش از موعد جلسه، برگزار می‌شود. جلسه‌ی اعضا باید با درخواست و امضای حداقل یک‌دهم اعضا و در تطابق با ماده‌ی ۲۰ قوانین شهری ایتالیا باشد. جلسه‌ی اعضا می‌تواند در محلی غیر از دفاتر ثبت شده‌ی این نهاد، برگزار شود.

جلسات عادی با اهداف زیر برگزار می‌شود:

- تأسیس قوانین و اصول فعالیت‌های انجمن و اطمینان از پیگیری و حرکت در مسیر این اصول و قوانین



- تأیید گزارش سالانه که توسط هیئت رئیسه آماده شده است
- مشاوره و بررسی ترانامه
- رأی‌گیری برای تعیین اعضای هیئت رئیسه
- رأی‌گیری برای تعیین اعضای هیئت حسابرسی
- رأی‌گیری برای تعیین اعضای هیئت منصفه
- تعیین و تصویب تصمیماتی در خصوص اخراج اعضا با تأیید و صلاح‌دید نهایی
- تأیید نامزدهای اعضای افتخاری
- مشاوره و بررسی برای ایجاد تغییرات مواد قانون و تنظیم سایر جنبه‌هایی که توسط قانون تخصیص می‌یابند.

اهداف انجمن

از زمان تأسیس تاکنون، هدف انجمن سرمایه‌های ایتالیا، پیش قدم بودن در پرورش و همکاری با صنعت سرمایه‌های ایتالیا و معرفی فرهنگ سرمایه‌های ایتالیا در تمامی سطوح در اروپا و سراسر دنیا، بوده‌است. برطبق اساس‌نامه‌ی انجمن و مواد آن، انجمن همواره در ترویج و پیشرفت فرهنگ و اصول و فنون سرمایه‌های در سطوح بالا، فعالیت کرده است.

انجمن اهداف زیر را دنبال می‌کند:

- ترغیب و گسترش سرمایه‌ها با نیت فعالیت و همکاری در سطوح علمی، تحصیلاتی، اقتصادی، فنی، تاریخی، هنری و فرهنگی
- معرفی سرمایه‌های ایتالیا در اروپا و سراسر دنیا توسط برقراری مسیرهای ارتباطی و به‌طور خاص مسیری هماهنگ و پیوسته با انجمن سرمایه‌های اروپا
- برنامه‌ریزی جلسات منظم با هدف ارائه‌ی راه‌هایی جهت حل مسائل و معضلات فنی، اقتصادی، سازمانی و نیز مسائل علمی‌ای که در این حوزه می‌گنجد.
- چاپ و ارائه‌ی مجموعه اقدامات و سایر فعالیت‌ها، کتاب‌ها و گزارش‌های فنی
- هماهنگی شرکای هیئت مؤسس در فعالیت‌های فرهنگی به‌همراه ترغیب انجمن‌های همکار ایتالیایی یا خارجی که هدفی معین و مشخص را دنبال می‌کنند
- پرورش و ایجاد آگاهی از فرهنگ سرمایه‌های ایتالیا در اروپا و سایر کشورهای دنیا، توسط ارتباطات بین‌المللی و نیز از طریق انجمن سرمایه‌های اروپا

فعالیت‌های انجمن

فعالیت‌های انجمن به‌چندین بخش و زمینه تقسیم می‌شود. تولید و بازاریابی، دستگاه‌ها و ماشین‌آلات و نیز پژوهش و تعلیم. از آغاز تأسیس، انجمن تلاش کرده تا تمامی بخش‌ها و تشکیلات سرمایه‌های اعم از عمومی و خصوصی و انجمن‌ها را در فعالیت‌های خود شرکت دهد. برای نمونه، انجمن سرمایه‌های ایتالیا نقشی مؤثر و اساسی در به‌وجود آمدن TECNARGILLA و A.C.I.M.A.C داشته است. برای TECNARGILLA، انجمن همکاری و کمک تعیین‌کننده‌ای برای انتخاب برنامه‌ها و زمینه‌های رخدادهای و برنامه‌های فنی و تکمیل‌کننده‌ی فعالیت‌های بازرگانی، کرده‌است و به‌طور خاص، برنامه‌ریزی روز تکنسین‌ها یا Giornate Del Tecnico برای شرکت کردن افراد و بحث در مورد موضوع‌ها و معضلات اساسی، را انجام داده‌است.



عضویت در انجمن

هر فرد که به‌طور مستقیم یا غیرمستقیم با سرمایه‌های سروکار دارد و یا به هر نحو در زمینه‌ی سرمایه‌های فعالیت دارد، می‌تواند در انجمن عضو شود. به استثنای اعضای افتخاری، اقدامات عضویت، شامل تأیید و امضای دو تن از اعضاست و این موضوع باید به تأیید هیئت رئیسه نیز برسد مگر آن که رأیی مخالف توسط نهادی مطلق و با رأی اکثریت این نهاد، نسبت به آن اعلام شود. در طول ثبت‌نام، اعضا موظف‌اند مبلغی با عنوان حق ثبت‌نام که سالانه و براساس رأی هیئت رئیسه تصویب و مشخص می‌شود را پرداخت کنند. اعضای که تا تاریخ ۳۱ اکتبر مدارک ثبت‌نام خود را تکمیل و ارائه نکرده باشند، به‌عنوان اعضای سال آینده معرفی می‌شوند با این حال، عدم پرداخت به‌موقع حق ثبت‌نام تا ۳۱ مارس، به تعلیق عضویت می‌انجامد.

عضویت می‌تواند شامل گروه‌های زیر باشد:

- اعضای عادی - فردی
- اعضای عادی - مجموعه یا عضوی قانونی و مستقل (هیئت، سازمان و شرکت‌هایی از هر نوع)
- اعضای حامی - افرادی که از لحاظ مالی و از طریق سهم و شراکت یا کمک بلاعوض به انجمن کمک می‌کنند
- اعضای افتخاری - افرادی که مشهور و مورد قبول بوده و دارای فعالیت‌های ثبت شده‌ی عملی و مهم و در مسیر اهداف انجمن باشند و نامزد شدن برای عضویت آنان، توسط رئیس یا هیئت رئیسه و با تأیید بیش از دوسوم اعضای حاضر در جلسات، خواهد بود.
- اعضای مکاتبه‌ای ایتالیایی یا خارجی
- دانشجویان، بدون حق رأی

سرقت علمی، پلاگیاریسم، علل و ابعاد آن

پریا اکبری، مظفر عبدالهی فر

گروه مهندسی شیمی، دانشکده مهندسی، دانشگاه آزاد اسلامی واحد کرمانشاه

m.abdollahifar@gmail.com

چکیده: پلاگیاریسم به عنوان معضلی در ساختار مقالات مجلات داخلی و خارجی شناخته می‌شود. تاکنون بررسی‌های متعددی برای شناخت عوامل موثر در ایجاد این ناهنجاری سیستم پژوهش جهانی صورت گرفته‌است. در برخی کشورها، مرز مشخصی بین پلاگیاریسم و سایر تخلفات اخلاقی وجود ندارد و بررسی‌ها بیشتر بر حوزه‌ی تقلب متمرکز است. اگرچه رابطه‌ای نزدیک بین پلاگیاریسم و کپی‌رایت وجود دارد نباید آن‌ها یکسان فرض شوند. شرایط خاص حاکم بر فضای تحت وب باعث ایجاد انگیزه بیشتری برای ارتکاب پلاگیاریسم خواهد گشت. پروتکل‌ها و همچنین نرم‌افزارهای متعدد و پیشرفته‌ای جهت مقابله و تشخیص پلاگیاریسم وجود دارد. بررسی آثار و عواقب پلاگیاریسم در کنار آگاهی‌بخشی و استفاده از ابزارهای کشف پلاگیاریسم گامی برجسته در جهت کاهش تقلب‌های مختلف در پژوهش‌ها و ایجاد فضایی امن برای دانش‌پژوهی و علم‌اندوزی محسوب می‌شود.

کلمات کلیدی: پلاگیاریسم، تقلب علمی، استفاده‌ی منصفانه، کپی‌رایت، سایر پلاگیاریسم.

۱- مقدمه

در دنیای کنونی ما که رقابت در عرصه‌ی ارائه‌ی مقالات هرچه بیشتر، در فکر و اندیشه‌ی پژوهشگران، اساتید و دانشجویان متناسب با نیاز قرن حاضر به صورت گسترده‌ای رو به افزون است، متأسفانه بهره‌گیری از شیوه‌های میانبرگونه و فاقد خلاقیت در این حوزه‌ی مسلم اندیشه و نوآوری، و نگارش مقاله با به کارگیری عبارات و ایده‌ها از کارهای پژوهشی دیگران، نه تنها به پیشرفت و ارتقاء دانش یاری نمی‌رساند که باری افزوده بر سیستم ارائه و به اشتراک گذاری صحیح دست‌رنج‌های جدید علمی افراد است و از دیرباز در تقبیح و مبارزه‌ی جهانی با آن کوشش بسیاری صورت گرفته است. پلاگیاریسم^۱ موضوعی فراگیر است که از اعصار گذشته نیز در حوزه‌های مختلف ادبیات، پژوهش و تحقیق آثاری از آن به چشم می‌خورد. آنچه باعث نگرانی می‌شود نه چرایی وجود پلاگیاریسم که تحلیل چگونگی وجود آن و برآورد آسیب‌هایی است که اتخاذ روش‌های غیرواقعی ایجاد و نشر مطالب به‌وجود آورده است [۱-۷]. عدم رعایت اصول اولیه‌ی پایبندی به اخلاق پژوهشگری و فقدان درونی سازی رفتار صادقانه در محفل کهن و مقدس دانش، و ارائه‌ی مطالب دست دوم بدون دادن اطلاعات درست منابع در ژورنال‌های داخلی بین‌المللی-سهوا یا عمد- پایه‌ای برای تبعات نه چندان قابل جبران در آینده‌ی تحقیقاتی رهروان این راه پر بیم و امید و بعضاً بدنامی پژوهشگران می‌گردد؛ از این‌رو در نوشتار حاضر پلاگیاریسم و ابعاد متعارف آن بررسی می‌شود.

۲- تخلفات اخلاقی رایج در حوزه تحقیقات

به صورت خلاصه تخلفات رایج اخلاقی در حوزه‌ی تالیف و نشر مقالات در موارد زیر بیان می‌شوند [۱]:

- در حوزه‌ی تالیف: تالیف پنهان^۲ و تالیف اعطایی^۳
- ایجاد نسخه‌ی دوباره^۴: خودپلاگیاریسم^۱ و تکرار انتشار

¹ Plagiarism

² Gift authorship

³ Ghost authorship

⁴ Duplication



- پلاگیاریسم
- تحریف^۲ و جعل^۳

تالیف پنهان، به از قلم انداختن مولفانی که سهم عمده‌ای در مطالعات داشته‌اند و تالیف اعطایی، به افزودن سلسله مراتبی افرادی که اساساً در مطالعات مشارکتی نداشته‌اند اطلاق می‌شود.

تحریف و جعل داده‌ها یا غیرواقعی سازی داده‌ها^۴، گزارش غیرصادقانه‌ی داده‌ها و اطلاعات است. در این مورد پیش‌داوری‌های شخصی، فرهنگی و اجتماعی در کنار گزارش اعداد نادرست یا تحریف به عنوان مثال یک گراف می‌تواند خواننده و سایر محققین را گمراه سازد. تحت هر شرایطی، مسئولیت مولف این است که قوانین ارائه‌ی داده‌ها و نتیجه‌گیری علمی را بداند و درستی همه‌ی جزئیات را بررسی کند [۲].

۳- پلاگیاریسم

مقاله‌های پژوهشی سهم مهمی در مطالعات جهانی به خود اختصاص می‌دهند. حتی می‌توان گام را فراتر نهاد و ادعا کرد که پژوهش محوری بخش مهمی از ساختار و کارکرد بنای پیشرفت دنیای معاصر شده است. کارکردی که حتی نسبت به دیدگاه "استفاده و حل‌مداری" مشهودتر است، بدین معنا که جهان اکنون تنها در مسائل کاربردی خود پژوهش‌گرا نیست بلکه در ساختار نیز به سمت این رویکرد در حرکت است. در این میان سنگ‌های متعددی پیمایش این مسیر هموار را دشوار می‌سازند و صعود بار علمی و فرهنگی جوامع را به سکونی نه چندان واضح می‌کشانند؛ بررسی تحلیلی این موانع، ما را به نقش پویای معضلی به نام "پلاگیاریسم" در برهم زدن مناسبات علمی یک کشور در درون و همچنین در دادوستدهای علمی میان کشورها در اثر مفاهیم برساخته از پلاگیاریسم رهنمون خواهد گشت. حال سوال بنیادی این است که اصولاً پلاگیاریسم چیست و چگونه شکل می‌گیرد؟

از لحاظ ریشه‌شناسی کلمه‌ی پلاگیاریسم به معنای "دزدی ادبی" از واژه‌ی انگلیسی "plagiarism" (کسی که به ناحق از کلمات و ایده‌های دیگران استفاده می‌کند) مشتق می‌شود (و احتمالاً تحت تاثیر واژه‌ی قدیمی فرانسوی plagier) و این واژه از کلمه‌ی لاتین plagiaris (بچه دزد، گمراه کننده، دزد ادبی)، از plagium (بچه دزدی)، از plaga (دام، تله) گرفته شده است و پلاگیاریست به کسی گفته می‌شود که از آثار ادبی، علمی و هنری دیگران سرقت کرده باشد [۳].

تعاریف متعددی برای پلاگیاریسم می‌توان یافت و بر حسب همین تعاریف نیز بار منفی و میزان برحذرنداری از آن تغییر می‌یابد. در ابتدا به برخی تعاریف کلی می‌پردازیم تا بهتر بتوانیم دلایل زیربنایی شکل‌گیری نگرش منفی نسبت به پلاگیاریسم را درک کنیم. البته واضح و مبرهن است که این نگرش منفی هرچه بر اعتبار و سطح پذیرفته‌شدگی بین‌المللی تحلیلگر حقیقی و حقوقی آن افزوده شود شدت بیشتری می‌یابد.

یکی از تحلیل‌های ساده و در عین حال جامع در این مورد از سوی ملیسا اس. اندرسون^۵ و نیکولاس اچ. استینک^۶ ارائه شده است [۴]. آنها در مقاله‌ی سمیناری خود که در سال ۲۰۱۱ منتشر شده است عنوان می‌کنند که: "پلاگیاریسم ارائه‌ی کلمات، کار، یا ایده‌های شخصی دیگر به عنوان کلمات و ایده‌های خود می‌باشد" و ادامه می‌دهند پلاگیاریسم دارای دو جز است:

۱. گرفتن کلمات، کار و ایده‌ها از یک منبع.
۲. ذکر نکردن و ندادن اعتبار درست به منبع به هنگام استفاده از آن کلمات و ایده‌ها.

¹ Self-plagiarism

² Falsification

³ Fabrication

⁴ Distorting data

⁵ Melissa S. Anderson

⁶ Nicholas H. Steneck

اولین جز از این موارد اغلب مفسرین را به این ادعا هدایت می‌کند که پلاگیاریسم ربودن است اما اینطور نیست. عمل خواندن یک مقاله یا گوش کردن به یک سخنرانی ادبی یا پژوهشی ضرورتاً موردی از دریافت کلمات و ایده‌ها از مولفی دیگر در ذهن است که مشخصاً به عنوان پلاگیاریسم شناخته نمی‌شود؛ پلاگیاریسم در جزء دوم نهفته است: نشان دادن آن کلمات و ایده‌ها به عنوان واژه‌ها و ایده‌های خود و معمولاً با کوتاهی در بیان منبع؛ این عدم بیان واقعیت نامشروع و غیرقانونی است زیرا این گمان نادرست را ایجاد می‌کند که کلمات و ایده‌های مولف از خودش ناشی شده است [۴].

در مقاله‌ای دیگر عنوان می‌شود قراردادهایی که دقیقاً تعیین می‌کنند چه چیزهایی شامل دزدی ادبی می‌شوند از کشوری به کشور دیگر متغیر است. در همه‌ی موارد دزدی ادبی به ساده‌ترین کلمات قرار دادن متن یا ایده‌ای از سایر پژوهشات و مقالات و همچنین اعتبار یافتن از کاری است که دیگران انجام داده‌اند. پلاگیاریسم شامل کار خود نویسنده نیز می‌شود؛ در واقع در برخی ژورنال‌ها قید می‌شود که فرد نمی‌تواند بیشتر از پنج کلمه‌ی پشت سر هم از سایر مقاله‌های مورد مطالعه‌اش استفاده کند [۵].

چگونگی شکل‌گیری پلاگیاریسم به‌طور کلی در تعریف آن نهفته است؛ پکوراری^۱ بر پلاگیاریسم متنی متمرکز می‌شود و سه معیار برای شکل‌گیری آن بیان می‌کند: (۱) حضور شباهت زبانی بین متن قدیم و جدید، (۲) وجود کلمات یا ایده‌های تکراری، (۳) فقدان استناد به یک متن قبلی [۶].

۴- خودپلاگیاریسم

اگر مولفی کلمات یا ایده‌هایی را از مقاله‌ی منتشرشده‌ی قبلی خودش بدون ذکر آن مقاله استفاده کند مرتکب خودپلاگیاریسم شده است. خودپلاگیاریسم از انتشار مجدد تا انتشار یک مقاله‌ی یکسان در چندین ژورنال و یا استفاده‌ی دوباره از بخش‌هایی مانند "روش‌ها"^۲ یا "نتایج"^۳ از موارد منتشرشده‌ی قبلی متغیر است. خوانندگان حق دارند فرض کنند که اطلاعات یک مقاله اصیل و بدیع هستند مگر اینکه در غیر این صورت مشخص شده‌باشد. خودپلاگیاریسم به دلیل اینکه صداقت بین مولف و خواننده را از بین می‌برد (حتی اگر مولف کلمات خودش را تکرار می‌کند) تجاوزی اخلاقی محسوب می‌شود. اگر مولفی احساس کند که انتشار مجدد در ژورنال دوم برای دسترسی همه‌ی خوانندگان آن مقاله لازم است باید اجازه‌ی هر دو ویراستار را کسب کند و آشکارا زمان و جایی را که مقاله قبلاً منتشر شده‌است مشخص و بیان کند [۷].

۵- پلاگیاریسم بین‌المللی^۴

در مورد دانشجویان بین‌المللی که زبان اصلیشان انگلیسی نیست موضوع پلاگیاریسم باید از زاویه‌ای دیگر بررسی شود.

یک بعد مهم تجارب بین‌فرهنگی دانشجویان بین‌المللی کوشش برای وفق و ترقی، همگام با فرهنگ و مقررات کشور میزبان است. استنباط آنها از پلاگیاریسم مثل سایر ارزش‌ها و عقاید فرهنگی به چالش کشیده شده توسط کشور جدید، ممکن است همزمان که برای پشت سر نهادن و موفقیت و به نتیجه رسیدن مطالعاتشان تلاش می‌کنند تغییر کند. در زمینه‌های میان‌فرهنگی نیاز است که پلاگیاریسم نسبت به قراردادها و محیط‌های آکادمیک جدید درک شود [۸].

در حالیکه اساتید از دانشجویان توقع دارند که بر روی موضوع موردنظرشان موضعی بسیار خلاقانه اتخاذ

¹ Pecorari

² Methods

³ Results

⁴ International plagiarism

کنند، دانشجویان از منابع اقتباسات سنگینی دارند و اصولاً با بهره‌گیری بسیار کمی از خلاقیت و رویه‌ی مولفانه تنها در حال گزارش از منابع منتشرشده هستند. این نه تنها ناشی از دشواری‌های زبان انگلیسی برای این دانشجویان است که بخاطر ناآشنایی با روش‌های اندیشیدن، صحبت کردن و نوشتن در رابطه با حوزه‌های آن موضوع خاص نیز هست. با وجود بخش‌های زیاد گلچین شده از منابع و کنار هم قرار دادن آنها بدون پیشروی در مسیر صریحی از بحث، اظهارات خودشان تقریباً بطور کامل توسط بیانات مقتدرانه‌ی مولفان منابع منتشره به حاشیه می‌رود. علاوه بر این از طرفی دیگر بسیاری از این دانشجویان وفادار از بیم متهم شدن به پلاگیاریسم در هر جمله از متن‌شان به بیان منبع می‌پردازند! در این قبیل موارد اساتید باید مسئولیت‌های آموزشی‌شان را گسترش دهند تا با دانشجویان غیربومی‌شان در تعلیم و تربیتی تکاملی، بحث‌محور و پویا سهیم شوند. این کار رابطه‌ای مولدتر بین استاد و دانشجو خلق می‌کند و سرانجام به پرورش نویسندگان دانشگاهی کارآمد متعهد و وفادار کمک شایانی خواهد کرد [۹].

۶- پلاگیاریسم در ایران

به عقیده‌ی ما، در ایران بین پلاگیاریسم و سایر اشکال تخلفات حرفه‌ای-تحقیقی مرز مشخص و شفافی نمی‌توان قائل شد و این تخلفات در بررسی‌ها همچون طیف‌های رنگین کمان با هم تداخل دارند؛ افراد با توجه به شرایط دانشگاهی و قوانین نگارش دانشگاه و موسسه‌ی خود، اخلاق آکادمیک و رفتار پژوهشگری را برای خود مرزبندی می‌کنند. تصمیمات و مقررات اخلاقی در دانشگاه‌های ایران به اجرا درمی‌آیند و حاصل اجرا گاه مورد پایش قرار می‌گیرد اما در مرحله‌ی تاثیرگذاری عمدتاً تخلفات به ویژه تخلفات پژوهشی نادیده گرفته می‌شوند و چارچوب ارزشیابی رفتاری گروه هدف که عمدتاً دانشجویان هستند از جامعیت و تدوین فراگیری برخوردار نیست.

ابراهیم خدایی و همکاران در مقاله‌ای که در سال ۲۰۱۱ منتشر کرده‌اند بیان می‌دارند که "موضوع تقلب علمی^۱ در دوره‌های آموزشی ایران به صورت مسئله‌ای ناملموس و نادیده‌گرفته‌شده در حوزه‌ی مطالعات و پژوهشات باقی مانده است؛ و چون عواقب آن در آینده‌ی نزدیک مشخص نمی‌شود، به سختی می‌توان آن را به عنوان یک معضل اجتماعی در نظر گرفت". براساس نتایج تحقیق آنها که تنها در سطح تهران انجام شده است، موقعیت اجتماعی و اقتصادی، تعهد نسبت به نظم و مقررات و همچنین سابقه‌ی تقلب علمی به عنوان یک علت مهم با احتمال ارتکاب تقلب رابطه دارند و فاکتورهایی مانند سطح آموزشی، سن، مطالعه‌ی کمی و تعلیم و تربیت نقشی بسیار مهم در برانگیختن انگیزه‌ی تقلب علمی در ایران دارند [۱۰].

۷- پلاگیاریسم دوزبان‌آمیزی^۲

پلاگیاریسم دوزبان‌آمیزی یا پلاگیاریسم ترجمه‌ای^۳ در محیط‌های آکادمیک و ژورنال‌ها و همچنین در اینترنت که کپی کردن و ترجمه‌ی متون بدون رفرنس دادن کافی بسیار ساده است اهمیت بیشتری می‌یابد [۱۱]. ترجمه وسیله‌ای است که با آن نتایج و دستاوردها می‌توانند با خوانندگان تحقیقاتی بیشتری به اشتراک گذاشته شوند. معمولاً تا زمانی که مولفان اصلی به طور کامل ذکر شده باشند و مترجمان برای ترجمه‌شان احساس مسئولیت کنند مشکلی وجود ندارد. در هر حال برخی اوقات محققان کار را ترجمه می‌کنند و آن را برای انتشار تحت نام خودشان بدون اعتباربخشی به مولفان اصلی ارائه می‌کنند که این عمل نوعی پلاگیاریسم است [۴].

^۱ Academic cheating

^۲ Crosslingual plagiarism

^۳ Translation plagiarism

۸- پلاگیاریسم و کپی رایت^۱

بی‌شک هیچ مفهومی به اندازه‌ی کپی رایت به پلاگیاریسم نزدیک نیست و از دید کلی القای متفاوت یک معنای یکسان در نظر گرفته می‌شوند ولی اینطور نیست. کپی رایت و پلاگیاریسم دو شاخه‌ی متفاوت از قوانین و تخلفات معنوی را به خود اختصاص می‌دهند. در این بخش به مفهوم کپی رایت و تفاوت آن با پلاگیاریسم می‌پردازیم.

کپی‌رایت از کارهای اصیل با دادن حق انحصاری بازتولید، اجرا/نمایش، توزیع و ایجاد کارهای اشتقاقی به مالک کپی‌رایت محافظت می‌کند. استفاده‌ی منصفانه از کارهای کپی‌رایت شده برای اهدافی مانند انتقاد، نظردادن، گزارش خبری، آموزش، دانش‌پژوهی یا تحقیق تخلف محسوب نمی‌شود. جهت تعیین اینکه استفاده از یک کار برای موردی خاص استفاده‌ی منصفانه است فاکتورهای زیر را باید در نظر گرفت [۱۲]:

(۱) هدف و کاراکتر استفاده، شامل اینکه آیا چنین استفاده‌ای از ماهیت تجاری برخوردار است یا اینکه برای اهداف آموزشی غیرسودجویانه است.

(۲) ماهیت کار کپی‌رایت شده (خلاقانه یا واقعیت).

(۳) مقدار و اعتبار بخش مورد استفاده بعنوان یک کار دست‌نخورده در رابطه با کار کپی‌رایت شده.

(۴) تاثیر استفاده بر پتانسیل بازار یا ارزش کار کپی‌رایت شده.

در کپی‌رایت برخلاف پلاگیاریسم ذکر کامل منبع نیاز نیست؛ یک مولف می‌تواند اجازه‌ی نقل قول از یک مقاله را داشته باشد ولی هنوز با کوتاهی در دادن اطلاعات آن مقاله مرتکب پلاگیاریسم شود و بالعکس. اگر حق کپی‌رایت از مولفی به ناشر منتقل شد، مولف یا مولفین اصلی نمی‌توانند مجوزی برای تجدید چاپ یا استفاده از مطالب داشته باشند و اجازه نامه باید از مالک حق کپی‌رایت به دست آید. تخلفات کپی‌رایت و پلاگیاریسم می‌توانند با هم رخ دهند؛ مانند اینکه مولفی بخش‌های زیادی از یک مقاله را بدون اجازه و همینطور بدون دادن اطلاعات منبع مورد استفاده قرار دهد که اینها هر دو مفاهیمی مجزا هستند [۷].

مولفان باید از کارهای اصیلشان با اعمال ثبت کپی‌رایت آن محافظت کنند. بدون در جریان قرار دادن دیگران در مورد کپی‌رایت‌ها در کارهایشان، ممکن است در معرض استفاده‌ی غیرمجاز توسط دیگران قرار بگیرند. علامت کپی‌رایت © مالکیت و تاریخ اولین استفاده از کارهای اصیل را نشان می‌دهد و نمی‌تواند بدون اجازه‌ی مالک کپی‌رایت استفاده شود. دانشجویان و پژوهشگران باید در ایجاد کارهایشان با استفاده از مقالات منتشر شده دقت کنند تا مرتکب تخلفات کپی‌رایت نشوند. [۱۳].

۹- سایر پلاگیاریسم^۲ یا پلاگیاریسم الکترونیک

سایر پلاگیاریسم اگر بیشتر از سایر جرایم سایبری اهمیت نداشته باشد کمتر از آنها نیست. از یک طرف برای یک کاربر اینترنتی شاید درک عمق تخلفی که به صورت کاملاً عادی انجام می‌دهد شناخته شده نباشد، و از طرفی حجم زیاد اطلاعات در اینترنت پلاگیاریسم را برای بسیاری از کاربران راحت و وسوسه‌انگیز می‌سازد. در این بخش به فرم رایج و پذیرفته شده‌ی امروزی پلاگیاریسم اشاره می‌کنیم.

در روزگاران گذشته و پیش از انقلاب الکترونیکی اطلاعات، نویسندگان برای کپی کردن مقالات و استفاده از کتاب‌ها به نوشتن یا تایپ موارد برگرفته از منابع اصلی نیاز داشتند. ولی امروزه تمام آنچه در پلاگیاریسم الکترونیک لازم است به سادگی، انتخاب، کلیک و کپی پیست است؛ کما اینکه به کمک موتورهای جستجوی پیشرفته، اطلاعات تمام کتاب‌ها و منابع اطلاعاتی مختلف به صورت آنلاین و به‌طور کامل در دسترس عموم قرار می‌گیرد [۱۴].

¹ Copyright

² Cyber-plagiarism

در چنین شرایطی پیچیدگی‌های سایر فرم‌های پلاگیا‌ریسم به شکلی دیگر در تحقیق و نگارش آنلاین ایجاد خواهد شد. دانشجویان از فضاهای تحقیقاتی آنلاین دزدی می‌کنند زیرا کار بسیار ساده است؛ و همچنین هیچ بازبینی، انتشار و فرایند کاتالوگی برای اغلب صفحات وب وجود ندارد و بالاتر از این، همیشه مولفان این صفحات دارای امتیاز نیستند. یکی دیگر از علل نهفته‌ی پلاگیا‌ریسم در حوزه‌های مجازی فقدان فرهنگ لازم برای جستجو در این حوزه است که دانشجویان ناکام به دزدی متوسل می‌شوند؛ و یا اینکه دانشجویان در حال متمرکز کردن سواد، تحقیقات و مهارت‌های نوشتاری‌شان روی فضاهای مجازی و وفق یافتن با مقتضیات پیچیده‌شده‌ی تکنولوژیکی و بیانی وب هستند. انجام تحقیق آنلاین برای بسیاری از دانشجویان به معنای اتصال به موتور جستجویی که به آن عادت کرده‌اند، انجام یک سرچ نامحدود پایه‌ای، سپس نگاه انداختن به اولین سایت‌هایی که بالا می‌آیند و سرانجام استفاده از مطالب آن سایت‌ها بدون ذکر تمام منابع و بدون به کار گیری خلاقیت و نوآوری علمی خویش می‌باشد [۱۵].

۱۰- بررسی علل پلاگیا‌ریسم

به تجربه ثابت شده است که اغلب دانشجویان از این واژه دارند که هیچ ایده‌ی نو و اصیلی برای به اشتراک گذاری نداشته باشند و یا اینکه دریابند که ایده‌های اصیل آنها به دلیلی اهمیت چندانی ندارد. در نتیجه دانشجویی که می‌خواهد مقاله بنویسد تمام مقالات موجود، کتاب‌ها و سایر منابع را درباره‌ی یک موضوع جمع‌آوری می‌کند، آنها را می‌خواند و نت برداری انجام می‌دهد و سپس به سادگی دانش موجود را بازنویسی و بازرایی می‌کند و یا آن را به گونه‌ای دیگر بیان می‌دارد. این پروسه به خودی خود، پلاگیا‌ریسم را به دنبال دارد به این دلیل که فرد ناچاراً استناد به همه‌ی ایده‌های مجزا را نادیده خواهد گرفت و دستاورد آن صرفاً یک بازگویی و بازسازماندهی کردن ایده و کار دیگران است. این موضوع روی هم رفته فرصت ابراز هرگونه اندیشه‌ی بدیع و انتقاد اصیلی را از بین می‌برد [۱۶].

در مطالعه‌ی اسراریت^۱ و همکاران در سال ۲۰۱۰ [۱۷]، از تعدادی از دانشجویان داخلی و خارجی دانشگاه تکنیکال خاورمیانه^۲ (METU) پرسیده شد که چه دلایلی باعث می‌شود که در برهه‌هایی از زندگیشان مرتکب پلاگیا‌ریسم شوند؛ بیشترین عواملی که عنوان شد شامل موارد زیر بودند:

مشکلات استفاده از زبان خارجی؛ محدودیت زمانی؛ عدم آگاهی کافی از پلاگیا‌ریسم؛ مقررات سنگین دوره‌ای؛ فقدان ایده درباره‌ی کار/اسناد/مقاله؛ دشواری یافتن اسناد و منابع؛ فقدان علاقه به موضوع؛ نبود مهارت‌های آکادمیک کافی؛ و نبود مقررات تنبیهی لازم برای پلاگیا‌ریسم [۱۷].

دو دلیل اغلب در بحث پیرامون اقدامات ضد پلاگیا‌ریسم نادیده گرفته می‌شود: دشواری به کارگیری تفسیر و پیچیدگی سنگین استفاده از استنباط در نوشتن کار بدون پلاگیا‌ریسم. اگرچه استناد و استفاده از تفسیر دو اقدام ضدپلاگیا‌ریسم مهم هستند نیاز است که بر نقش پرورش اندیشیدن استنباطی در آموزش نویسندگان بی‌تجربه برای استفاده از چندین منبع تاکید بیشتری صورت گیرد [۱۸].

مطالعات نیومی استورچ^۳ در یکی از دانشگاه‌های متوسط زبان دوم^۴ نشان داده است که بعد از یک نیمسال زندگی و تحصیل در محیطی با زبان دوم مهارت سازماندهی معانی و توسعه‌ی ایده‌ها و همچنین دستور زبان دانشجویان بهبود پیدا کرد و استفاده‌ی این دانشجویان از زبان غیررسمی کاهش یافت. اما دانشجویان همچنان به کپی کردن کلمه به کلمه از منابع و دادن نادرست اطلاعات منابع ادامه دادند. که این حکایت از ناکارآمد بودن استراتژی‌های انتقال درست مطالب از منابع و در یک دوره‌ی کوتاه و جای کار بسیار داشتن آن دارد [۱۹].

¹ Esra Eret

² Middle East Technical University

³ Neomy Storck

⁴ Second language (L2) medium university

۱۱- آثار و عواقب پلاگیاریسم

نویسندگی به معنای هم اعتبار داشتن و هم مسئولیت برای فرایندها و نتایج تحقیق است. پلاگیاریسم ارتباط بین ایده‌های یک محقق و اعتباری را که به انصاف برای آن ایده‌ها سزاوار است می‌شکند و اطلاعات نادرست را به سیستم علمی که اساسا بر پایه‌ی درستی و صداقت می‌باشد وارد می‌کند. پلاگیاریسم همچنین فشار روی سیستم انتشار تحقیق را افزایش می‌دهد. موارد قبلی ویراستارها و بازبین‌های ملاحظه‌کار را به چک کردن نه فقط ارزش علمی که همچنین اصالت دست نوشته‌ها و پروپوزال ارائه شده و می‌دارد. یافته‌های مورد سرعت قرار گرفته‌ای که دوباره منتشر می‌شوند فضای انتشار باارزشی را به خود اختصاص می‌دهند که می‌توانست در غیر این صورت برای پژوهشی اصیل استفاده شود. تغییرات کوچکی که سارق ادبی برای فرار از شناسایی شدن انجام می‌دهد ممکن است خطاها یا نادرستی‌هایی ایجاد کند. محققانی که در می‌یابند کارشان مورد سرعت قرار گرفته است اغلب با عصبانیت به آنچه به عنوان یک توهین می‌بینند واکنش نشان می‌دهند [۴]. به جهت همین آثار و بدبینی‌های پی‌آیند پلاگیاریسم اگر داوری فکر کند که شما ممکن است از کار دیگران یا خودتان دزدی کرده باشید به احتمال زیاد توصیه به رد کردن مقاله‌ی شما می‌کند و اگر پلاگیاریسم را در محیط دانشگاه یا موسسه‌تان انجام دهید ممکن است با ریسک اخراج مواجه شوید [۵].

۱۲- مقابله با پلاگیاریسم

کارهایی که برای آنها باید منبع ذکر کرد شامل: کلمات و ایده‌های سایرین، برنامه‌نویسی‌ها و برنامه‌های کامپیوتری، تصاویر، نقشه‌ها، داده‌ها، گراف‌ها، دیاگرام‌ها، وبسایت‌ها و سایر موارد ساخته شده توسط دیگران؛ و منابع شامل کارهای منتشر شده: کتاب‌ها، مجلات، روزنامه‌ها، کتاب‌های درسی، وبسایت‌ها، فیلم‌ها، عکس‌ها، نقاشی‌ها و... منابع در برگیرنده‌ی کارهای غیرانتشاری مانند سرویس‌های تحقیقاتی، وبلاگ‌ها، سخنرانی‌ها، نوشته‌ها و گفته‌ها نیز هست [۲۰]. شناسایی پلاگیاریسم در مقالات متنی دانشجویان غیربومی، سخت نیست. برخی اوقات در پاراگرافی تعداد قابل توجهی اشتباه انگلیسی وجود دارد (گرامر، لغت و ...) و ناگهان جمله‌ای دیده می‌شود که به انگلیسی کامل نوشته شده است، این بی‌درنگ اساتید را بدگمان می‌سازد و با سرچ آن جمله مثلا در گوگل اغلب اوقات در می‌یابند که برگرفته از یک مقاله‌ی منتشر شده است [۵].

در وبسایت‌های وابسته به دانشگاه آمریکای شمالی^۱ چهار راه کار برای مقابله با پلاگیاریسم آورده شده است: (۱) ارائه‌ی تصویر و تعریفی مورد توافق قرار گرفته شده از پلاگیاریسم بعنوان بهره‌برداری بدون قدردانی و بیان کردن منبع از کلمات و ایده‌های سایر نویسندگان، (۲) آموزش تکنیک‌های استناد به منابع، (۳) آموزش چگونگی نوشتن تفسیر بر منابع، (۴) استفاده از فرایندهای استنباطی در نگارش [۱۸].

در حال حاضر توجه‌ها به سایر روش‌های مقابله با پلاگیاریسم معطوف شده است. چنین ابزارهایی به صورت روزافزون توسط ژورنال‌ها و سایر منابع انتشاراتی و همین‌طور توسط مدرسان در تمام سطوح سیستم آموزش به کار گرفته می‌شوند. همچنین محققان به عنوان اعضای جامعه‌ی تحقیقاتی باید گوش به زنگ نوشته‌های مورد سرعت قرار گرفته باشند و اگر ممکن است قبل از انتشار جلوی آن را بگیرند و آنها را هنگامی که به چاپ می‌رسند گزارش کنند. با انجام این کارها، به حفاظت تمامیت سیستم تحقیقاتی کمک خواهند کرد [۴].

۱۳- نرم افزارهای تشخیص پلاگیاریسم

نرم افزارهایی به صورت آنلاین وجود دارند که برای تشخیص پلاگیاریسم در کارها و مقالات به کار می‌روند؛ مانند: www.Turnitin.com برای مربیان و مدرسان، www.copyscape.com و www.tynt.com برای گرفتن سرنخ مطالبی که در وب از وبسایت‌های دیگر کپی پیست می‌شوند [۱۳]. همچنین از نرم افزار آنلاین

¹ North American college websites

www.plagtracker.com می‌توان به‌عنوان ابزاری مفید جهت بررسی مقالات آکادمیک استفاده نمود. در مورد نرم‌افزارهای مهندسی تشخیص پلاگیاریسم با ارزیابی کپی‌ها و اصلاحات صورت می‌گیرد. با اعمال تئوری اطلاعات، محتوای اطلاعات به اشتراک گذاشته شده بین آرتفکت^۱های نشان‌دهنده مسیرهای آزاد بسط نرم‌افزار اندازه‌گیری می‌شود [۲۱]. ابزارها و نرم‌افزارهای آنالیز و کشف پلاگیاریسم روش‌ها و الگوریتم‌های مختلف و یا ترکیبی از آنها را به کار می‌گیرند؛ برخی از آنها در جدول ۱ مشاهده می‌شود [۲۲]. لازم به ذکر است که این ابزارها به تنهایی نمی‌توانند مشکل‌گشا باشند؛ زیرا ماهیت مشکل انسانی است و نمی‌توان تمام مسئولیت‌ها را بر دوش یک نرم‌افزار گذاشت. همواره باید افرادی برای کشف، جمع‌آوری مدرک و داوری کردن پلاگیاریسم وجود داشته باشند. مشکلات اخلاقی هرگز با یک ابزار نرم‌افزاری حل نخواهند شد [۲۲].

جدول ۱- آنالیز مقایسه‌ای نرم‌افزارهای تشخیص پلاگیاریسم

نام ابزار	SIM	JPlag	PMD'sCPD	YAP3	Sherlock	MOSS
نوع اجرا	کنسول	اجرای وب، جاوا	اجرای وب، اجرای جاوا	-	اجرای جاوا	سرویس وب، پرتال اسکریپت
سال ساخت	۱۹۹۹	۱۹۹۶	۲۰۰۳	۱۹۹۶	۱۹۹۴ و ۲۰۰۲ - Boss	۱۹۹۴
زبان پشتیبانی	C, Java, Pascal, Modula-2, Lisp, Miranda and natural language	Java, C#, C, C++, Scheme and natural language	Java, JSP, C, C++, Fortran and PHP	Pascal, C, LISP	programming language and natural language	C, C++, Java, JavaScript, Pascal, Ada, Lisp, Python, C#, Perl
روش‌ها/ الگوریتم‌ها	توکنیزاسیون ^۲	توکنیزاسیون + کنار هم‌گذاری رشته‌ای گریدی ^۳	توکنیزاسیون + کنار هم‌گذاری رشته‌ای گریدی	توکنیزاسیون + کنار هم‌گذاری رشته‌ای گریدی	مقایسه‌ی افزایشی دو فایل	الگوریتم وینوینگ ^۴ (Schleimer, 2003)
GUI ^۵	خیر	بله	بله	خیر	بله	خیر
چک کردن نتیجه	شباهت مجازی دو قسمت	شباهت مجازی دو قسمت، رنگ	تنها یک قسمت مشابه	-	شباهت مجازی دو قسمت	شباهت مجازی دو قسمت، رنگ
روش اندازه‌گیری شباهت	جز در درصد، تعداد ردیف‌های مشابه	جز در درصد، هیستوگرام، گروه فایل‌های مشابه	تعداد ردیف‌های مشابه، نشان‌ها	-	جمع درصدها، گراف شباهت	جز در درصد

۱۴ - نتیجه‌گیری

پیشرفت علم فرایندی پیوسته و تکاملی است. بنای کار امروز بر نتایج کارهای گذشته نهاده شده است و پیشرفت فردا نیز بر کارهای انجام شده‌ی امروز استوار خواهد گشت. پژوهشگران باید بتوانند در همه‌ی زمان‌ها به صداقت پیشینیان و همکارانشان تکیه کنند. پلاگیاریسم به‌عنوان یکی از تخلفات اخلاقی منفور در جامعه‌ی ثبت و نشر علوم شناخته می‌شود و دارای ابعاد وسیعی است. در این مقاله بخش کوچکی از این جنبه‌ها مورد بررسی قرار

¹ Artefact

² Tokenization

³ Greedy String Tiling

⁴ Winnowing Algorithm

⁵ Graphical User Interface (رابط گرافیکی کاربر)

گرفت و نشان داده شد که اگرچه باید با مولفان غیرمتعهد به صداقت، صراحت و جامعیت به اقتضای عملشان برخورد مناسب صورت بگیرد ولی پلاگیاریسم همواره عمدی نیست. بخشی از ارتکاب ناخواسته‌ی دانشجویان در جوامع مختلف به ضعف سیستم آموزشی برمی‌گردد که قادر به تغذیه کردن افکار و ایده‌های متعالی و یاری مولفان در راستای داشتن توانایی و مهارت پل زدن بین مطالعاتشان با افق‌های برتر دانش نو نیست. در فضای مطالعه‌ای تحت وب به دلیل نبود کنترلی هدایت‌شده گرایش به نادیده گرفتن معیارهای اصولی و اخلاقی تالیف بسیار بیشتر است از این‌رو کنترل، بر درونی سازی تعهد در پژوهشگران متمرکز خواهد بود. بطور کلی دانشگاه‌ها باید در راستای آموزش و به‌کارگیری خلاقیت و وجدان مولفان در حرکت باشند تا هرکس در سایه‌ی آگاهی و تعهد، در قضاوت و نظارت بر کار خویش کوشش نماید. موضوع پلاگیاریسم و سایر تخلفات علمی از حیث آمار دقیق و ابعاد و تمهیدات پیشگیری جای کار بسیاری در بعضی کشورها دارند.

مراجع

1. Babalola O., Grant-Kels J. M., Parish L. C., "Ethical dilemmas in journal publication", *Clinics in Dermatology*, Vol. 30, pp. 231–236, 2012.
2. Davis, Marta. SCIENTIFIC PAPERS AND PRESENTATIONS. Copyright © 2005. Elsevier Inc. C. IAN. JACKSON. ETHICAL AND LEGAL ISSUES.
3. AllExperts. (1998). Etymology(Meaning of Words). Retrieved 6/10/2010. <http://en.allexperts.com/q/Etymology-Meaning-Words-1474/2010/6/plagiarism.htm>
4. Anderson M. S., Steneck N. H., "The problem of plagiarism", *Urologic Oncology: Seminars and Original Investigations*, Vol. 29, pp. 90–94, 2011.
5. Wallwork, English for Writing Research Papers, DOI 10.1007/978-1-4419-7922-3_10, © Springer Science+Business Media, LLC 2011
6. Yigitoglu N., "Review of: Academic writing and plagiarism: A linguistic analysis, Diane Pecorari. London: Continuum (2008), pp. 213, ISBN. 978 008264 9166 4, \$150.00", *Journal of English for Academic Purposes*, Vol. 9, pp. 223–225, 2010.
7. Smith N. Jr., Wren K. R., "Ethical and Legal Aspects Part 2: Plagiarism—"What Is It and How Do I Avoid It?"", *Journal of PeriAnesthesia Nursing*, Vol. 25, pp. 327–330, 2010.
8. Gu Q., Brooks J., "Beyond the accusation of plagiarism", *System*, Vol. 36, pp. 337–352, 2008.
9. Abasi A. R., Graves B., "Academic literacy and plagiarism: Conversations with international graduate students and disciplinary professors", *Journal of English for Academic Purposes*, Vol. 7, pp. 221–233, 2008.
10. Khodaie E., Moghadamzadeh A., Salehi K., "Factors Affecting the Probability of Academic Cheating School Students in Tehran", *Procedia - Social and Behavioral Sciences*, Vol. 29, pp. 1587 – 1595, 2011.
11. Pinto D., Civera J., Barrón-Cedeño A., Juanb A., Rosso P., "A statistical approach to crosslingual natural language tasks", *J. Algorithms*, Vol. 64, pp. 51–60, 2009.
12. Rife M. C., "The fair use doctrine: History, application, and implications for (new media) writing teachers", *Computers and Composition*, Vol. 24, pp. 154–178, 2007.
13. Larsen J., "Ownership of Copyrighted Materials", *Journal of the AMERICAN DIETETIC ASSOCIATION*, Volume 110 Number 10, 1547-1548, 2010.
14. Schiller M. R., "E-Cheating: Electronic Plagiarism", *Journal of the AMERICAN DIETETIC ASSOCIATION*, Volume 105 Number 7, 1058-1062, 2005.
15. DeVoss D., Rosati A. C., "It wasn't me, was it?" Plagiarism and the Web", *Computers and Composition*, Vol. 19, pp. 191–203, 2002.
16. Mary M. McCormick, Plagiarism, Lack of Original Thought, Double-dipping, and Student Drafts. Florida State University College of Law Library, 2007.
17. Eret E., Gokmenoglu T., "Plagiarism in higher education: A case study with prospective academicians", *Procedia Social and Behavioral Sciences*, Vol. 2, pp. 3303–3307, 2010.
18. Yamada K., "What prevents ESL/EFL writers from avoiding plagiarism?: Analyses of 10 North-American college websites", *System*, Vol. 31, pp. 247–258, 2003.
19. Storch N., "The impact of studying in a second language (L2) medium university on the development of L2 writing", *Journal of Second Language Writing*, Vol. 18, pp. 103–118, 2009.
20. University of California, Davis, "Avoiding PLAGIARISM Mastering the Art of Scholarship", UC Davis, Div. of Student Affairs, Office of Student Judicial Affairs, September 2006.
21. Arbuckle T., "Studying software evolution using artefacts' shared information content", *Science of Computer Programming*, Vol. 76, pp. 1078–1097, 2011.
22. Chuda D., Navrat P., "Support for checking plagiarism in e-learning", *Procedia Social and Behavioral Sciences*, Vol. 2, pp. 3140–3144, 2010.

مواد نوین با ضریب دی الکتریک فوق العاده بالا بر پایه ساختار

شبه پروسکایت: تأثیر اندازه ذرات و دمای پخت

محمد علی بهره‌ور، محمد مالکی شهرکی

پژوهشگاه مواد و انرژی

mabahrevar@gmail.com

چکیده: در این تحقیق به بررسی تأثیر اندازه ذرات نانومتری و دمای پخت بر خواص دی الکتریکی مواد نوین با ضریب دی الکتریک فوق العاده بالا ($\text{CaCu}_3\text{Ti}_4\text{O}_{12}$) پرداخته شده است. همچنین مدلی جدید برای توجیه رفتار دی الکتریکی غیرعادی مشاهده شده ارائه شده است. در اثر استفاده از نانوذرات یک مکانیزم گذار پلاریزاسیون اضافی در محدوده فرکانسی پایین مشاهده شده است که می‌تواند ناشی از فعال شدن مکانیزم پلاریزاسیون از قبیل سدهای داخلی (IB)، مدل ظرفیت لایه نائوسد (NBLC) بر اثر اکتیواسیون آسیاب پراانرژی باشد.

کلمات کلیدی: تیتانات کلسیم مس، ضریب دی الکتریک، نانوذرات.

۱- مقدمه

در بررسی های جدید خواص دی الکتریکی ۱۳ ترکیب متفاوت با ساختار شبه پروسکایت در سال ۲۰۰۰ میلادی دیده شد که ترکیب $\text{CaCu}_3\text{Ti}_4\text{O}_{12}$ یا بصورت مخفف CCTO دارای ثابت دی الکتریک در حدود ۱۰۰۰۰ برای قرص های سرامیکی و ۱۰۰۰۰۰ برای لایه نازک یا تک کریستال است [۴-۱]. CCTO دارای تقارن مرکزی $Im3$ می باشد [۵] و هیچگونه استحاله فازی در محدوده دمای ۱۰۰ تا ۶۰۰ K برای آن اتفاق نمی افتد پس نمی تواند فروالکتریک یا ریلکسور باشد [۴]. اما نکته جالب این است که CCTO رفتار شبه فروالکتریکی از خود نشان می دهد که این رفتار همراه با خواص پیزو و پیروالکتریکی ضعیف همراه است که این رفتار به تغییر ظرفیت یون های تیتانیوم نسبت داده شده است [۸-۶]. CCTO دارای یک ضریب دی الکتریکی فوق العاده بالا و غیر وابسته به دما در محدوده دمایی ۱۰۰ تا ۶۰۰ K است که سبب می شود بتوان از CCTO در کاربردهای گوناگونی استفاده کرد و می تواند بعنوان جایگزین چند لایه های BaTiO_3 با ضریب دی الکتریک بالا شود [۱۰]. چونگ و همکارانش در تحقیقی که نتایج آن در مجله نیچر در سال ۲۰۰۴ چاپ شد، نشان دادند که علاوه بر خاصیت دی الکتریکی بسیار بالای CCTO، خاصیت غیراهمی نیز از خود نشان می دهد به صورتی که این ماده دارای منحنی ولتاژ جریان غیراهمی با ضریب غیرخطی ۹۰۰ می باشد که این رفتار ناشی از وجود سدهای شاتکی در مرز دانه های CCTO است که این سدهای شاتکی غیر مشابه با سایر ورستورهایی از قبیل اکسید روی یا اکسید قلع دارای منبعی ذاتی هستند [۱۱-۱۳].

خواص دی الکتریکی فوق العاده در CCTO امری کاملاً ناشناخته است. در مورد خواص دی الکتریکی پلی کریستال CCTO بویژه ضریب دی الکتریکی نسبی محدوده وسیعی وابسته به فرایند گزارش شده است. مقادیر ضریب دی الکتریک از ۱۰۰۰۰ تا ۳۸۰۰۰۰ گزارش شده است و تا به حال توجیه مناسبی برای رفتارها وجود ندارد. در حال حاضر مطالعه ارتباط میان خواص، ریزساختار و فرایند ساخت به طور گسترده ای توسط دانشمندان زیادی در سرتاسر جهان در حال بررسی است و تئوری های نیز ارائه شده است و دیده شده است که خواص به شدت تابع شرایط فرایند ساخت از قبیل دمای زینترینگ، زمان زینترینگ، سرعت حرارت دهی و سرعت سرد کردن می باشد [۱۴-۱۵]. هدف از این تحقیق، بررسی تأثیر اندازه ذرات و دمای زینترینگ بر خواص دی الکتریکی CCTO و تطبیق آن با تئوری های ارائه شده است.

۲- آزمایشات تجربی

دو بیج شامل اکسید مس، اکسید تیتانیوم (روتایل) و کربنات کلسیم با خلوص بالاتر از ۹۹/۹ متعلق به شرکت سازنده Aldrich را در نسبت‌های مولی ۴، ۳ و ۱ وزن نموده و یک بیج (بیج M-CCTO) را در محیط اتانول با نسبت گلوله به پودر ۱۰ در محفظه زیرکونیایی به مدت ۲ ساعت در آسیاب سیاره‌ای آسیاب نموده در حالی که بیج دیگری را (بیج N-CCTO) در آسیاب پرانرژی Spex با همان شرایط آسیاب نموده شد. هر یک از پودرهای حاصل در دمای ۸۰۰ تا ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد به منظور تشکیل تکفاز CCTO کلسینه شدند. پس از آن به منظور شکستن آگلومرها و بهبود زینترپذیری مجدداً آسیاب در همان شرایط قبلی برای هر بیج انجام شد. سپس پودرها با بایندر PVA مخلوط شدند و با استفاده از قالب و فشار ۲۰۰ مگاپاسکال قرص‌های خام به ضخامت ۲ میلی‌متر و قطر ۱ سانتی‌متر ساخته شد. در نهایت قرص‌های خام در محدوده ۱۰۵۰ تا ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۳ ساعت بمنظور چگالش پخت شدند.

به منظور اندازه‌گیری توزیع ذرات پس از آسیاب از آنالیزور اندازه ذرات (PSA) توسط دستگاه Fritsch استفاده شد. میزان ناخالصی با استفاده از روش ICP اندازه‌گیری شد. تشکیل فازها توسط دستگاه پراش اشعه Fritsch مدل (Philips-PW۳۷۱۰) بررسی شد. روند چگالش با استفاده از دیلاتومتری مدل Netzsch-E403 انجام شد. اندازه‌گیری دانسیته نسبی نمونه‌ها به روش ارشمیدس صورت گرفت. بمنظور بررسی مورفولوژی ذرات و ریزساختار نمونه‌های پخت شده از SEM مدل Cambridge-S360 استفاده شد. خواص دی‌الکتریکی نیز پس از الکتروگذاری نقره توسط دستگاه مولتی‌متر Agilent HP اندازه‌گیری شد.

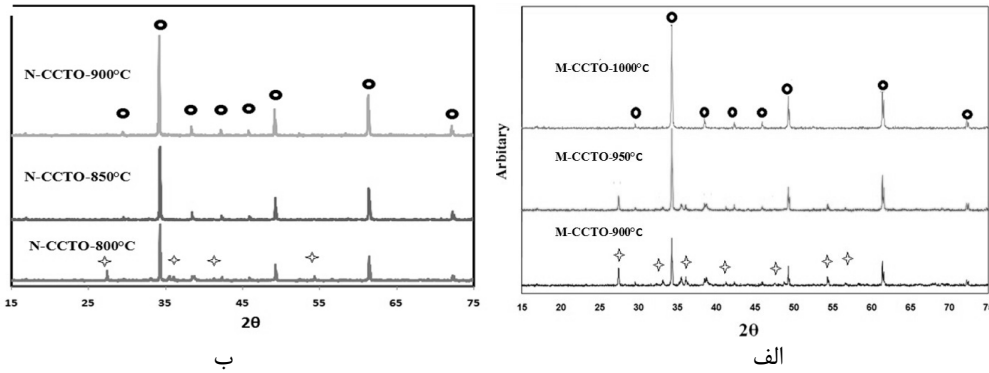
۳- نتایج و بحث

تأثیر آسیاب پرانرژی و آسیاب معمولی بر اندازه ذرات و ناخالصی در مخلوط پودرها در جدول ۱ ارائه شده است. همانطور که دیده می‌شود آسیاب پرانرژی در نمونه‌های N-CCTO سبب کاهش اندازه ذرات تا ابعاد نانومتری شده است. در الگوی XRD در شکل ۱ دیده می‌شود کاهش ابعاد مواد اولیه تا ابعاد نانومتری سبب شده است که دمای تشکیل فاز CCTO در حدود ۱۵۰°C در نمونه‌های N-CCTO نسبت به M-CCTO کاهش یابد و تکفاز CCTO در نمونه‌های N-CCTO در دمای ۸۵۰°C تشکیل شود و هیچ اثری از فازهای واکنش نکرده نظیر اکسید مس، اکسید تیتانیوم و تیتانات کلسیم دیده نمی‌شود که ناشی از مخلوط شدن بهتر مواد اولیه، افزایش سطح تماس و کاهش مسیر نفوذی می‌باشد [۱۶].

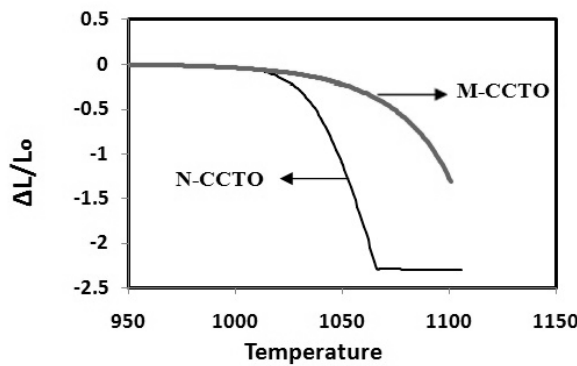
در ادامه، آسیاب مجدد بمنظور کاهش اندازه ذرات فاز CCTO و بهبود زینترپذیری انجام شد. در شکل ۲ نرخ تغییرات چگالش بر حسب دما که برای اولین بار با دیلاتومتری برای N-CCTO و M-CCTO انجام شده است ارائه شده است. دیده می‌شود که در N-CCTO چگالش از دمای پایین تر شروع شده است و با نرخ شدیدتری نسبت M-CCTO تغییر می‌کند که ناشی از ابعاد نانومتری ذرات CCTO است (طبق جدول ۱) که سبب بهبود زینترپذیری شده است. اندازه گیری نرخ تغییرات چگالش در دماهای بالاتر از ۱۰۵۰°C برای N-CCTO و ۱۱۰۰°C برای M-CCTO بدلیل نرخ شدید تغییرات مقدور نبود.

جدول ۱- ویژگی‌های پودرها پس از آسیاب

نمونه	نمونه M-CCTO قبل از		نمونه N-CCTO قبل از	
	کلسیناسیون	پخت	کلسیناسیون	پخت
فرایند				
متوسط اندازه ذرات با PSA	۱۰ μm	۸ μm	۱۲۰ nm	۸۰ nm
Zr (ppm) میزان ناخالصی	-	۱۰۰	-	۲۰۰۰



شکل ۱- الف) الگوی XRD از پودرهای M-CCTO پس از کلسیناسیون در دماهای مختلف (ب) الگوی XRD از پودرهای N-CCTO پس از کلسیناسیون در دماهای مختلف ● $\text{CaCu}_3\text{Ti}_4\text{O}_{12}$ - ◆ فازهای واکنش نکرده از قبیل CaTiO_4 و CuO ، TiO_2



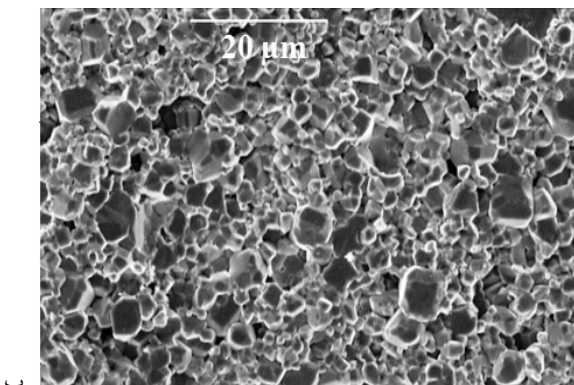
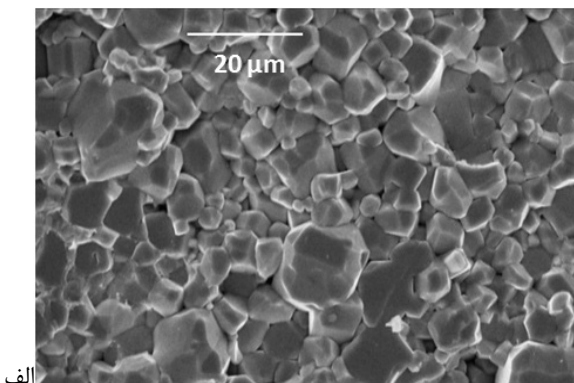
شکل ۲- دیاگرام تغییرات طولی نمونه (چگالش) N-CCTO و M-CCTO بر حسب دما با استفاده از دیلاتومتری با توجه به شکل ۲ و گزارشات قبلی، بازه دمای زینت‌پذیری CCTO بسیار باریک است و تقریباً ۱۰۴۰ تا ۱۱۰۰°C است. تغییرات دانسیته در دماهای مختلف پس از ۳ ساعت در جدول ۲ ارائه شده است و دیده می‌شود که ماکزیم دانسیته در نمونه‌های N-CCTO در دمای ۱۰۷۵°C است در حالیکه نمونه‌های M-CCTO در دمای ۱۱۰۰°C به ماکزیم دانسیته رسیده‌اند. دماهای بالاتر باعث پخت سبب تاول‌زدگی و ذوب شدن نمونه‌ها می‌شود. تصاویر SEM از سطح شکست نمونه‌ها در شکل ۳ نشان می‌دهد که هر دو نمونه دارای ریزساختار تکفاز هستند در نمونه N-CCTO توزیع یکنواخت‌تر است. در نمونه M-CCTO توزیع اندازه دوگانه است که شامل دانه‌های با رشد افراطی و نرمال است.

جدول ۲- دانسیته ظاهری (g/cm^3)، ثابت دی‌الکتریک و فاکتور اتلاف نمونه‌ها در دماهای مختلف

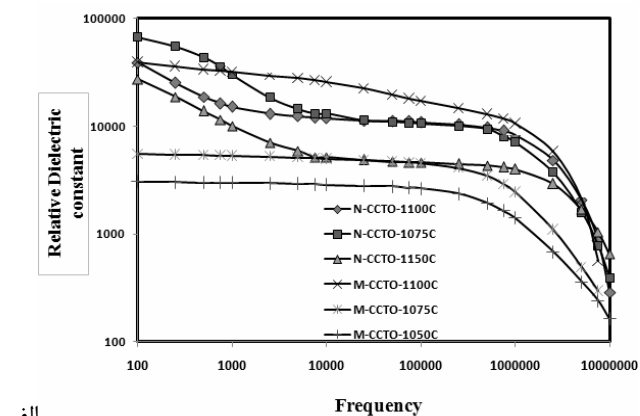
نمونه	M-CCTO			N-CCTO		
	دانسیته ظاهری	خواص دی‌الکتریک		دانسیته ظاهری	خواص دی‌الکتریک	
		ϵ_r	$\text{Tan}\delta$		ϵ_r	$\text{Tan}\delta$
۱۰۴۰°C	۳/۲	۳۷۰۱	۰/۰۵	۴/۶	۴۳۶۱	۰/۱۷
۱۰۵۰°C	۳/۵	۲۸۴۳	۰/۰۹	۴/۸	۵۱۷۰	۰/۳۱
۱۰۷۵°C	۴/۲	۴۹۷۶	۰/۰۴	۴/۹	۱۳۰۸۶	۰/۴۱
۱۱۰۰°C	۴/۸	۲۵۸۲۴	۰/۱۷	۴/۹	۱۱۵۰۰	۰/۵۱

دانسیته تئوری CCTO برابر ۵/۰۷ است.
ضریب دی‌الکتریک و فاکتور اتلاف مربوط به فرکانس ۱۰۰ KHz است.

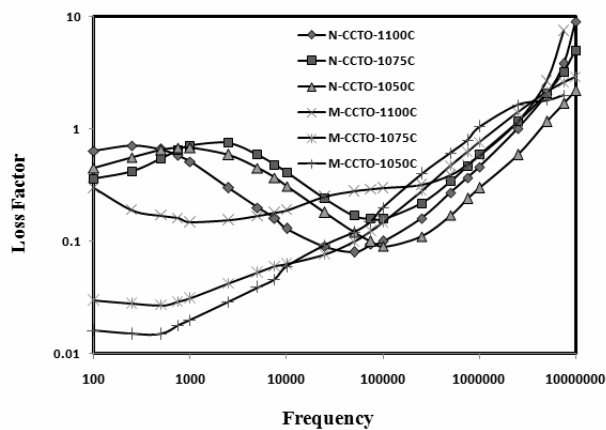




شکل ۳- تصاویر SEM از الف) M-CCTO پخت شده در دمای ۱۰۷۵°C
ب) N-CCTO پخت شده در دمای ۱۰۷۵°C



الف



ب

شکل ۴- الف) ضریب دی‌الکتریک نسبی برحسب فرکانس برای نمونه‌های M-CCTO و N-CCTO در دماهای مختلف، ب) فاکتور اتلاف برای نمونه‌های M-CCTO و N-CCTO در دماهای مختلف

در رفتار دی‌الکتریک تمام نمونه‌های N-CCTO در شکل ۴ الف دیده می‌شود در محدوده فرکانسی ۱۰۰ تا ۵۰۰۰ هرتز، مرحله گذار وجود دارد و در محدوده ۵۰۰۰ تا ۵ MHz ضریب دی‌الکتریک ثابت است و پس از آن به شدت کاهش می‌یابد. این در حالی است که در نمونه‌های M-CCTO ضریب دی‌الکتریک نسبی در محدوده ۱۰۰ تا ۱MHz تقریباً ثابت است و ضریب دی‌الکتریکی از فرکانس ۱MHz کاهش می‌یابد. در این نمونه‌ها تنها یک ناحیه گذار وجود دارد. ماکزیمم ضریب دی‌الکتریک در فرکانس ۱۰۰ kHz در نمونه‌های N-CCTO در نمونه‌ای که در دمای 1075°C پخت شده است مشاهده می‌شود و برابر با ۱۳۰۸۶ است و جالب است در نمونه‌های M-CCTO ماکزیمم ضریب دی‌الکتریک در دمای 1100°C و برابر با ۲۵۸۲۴ است (جدول ۲).

در شکل ۴ ب دیده می‌شود که در نمونه‌های N-CCTO، پیک فاکتور اتلاف با ناحیه گذار در محدوده فرکانسی ۱۰۰ تا ۵۰۰۰ هرتز مطابقت دارد. فاکتور اتلاف در نمونه‌های M-CCTO بدون پیک اتلاف است و فقط روند افزایشی دارد. نکته‌ای که بسیار قابل توجه است این است که فاکتور اتلاف در نمونه‌های N-CCTO بسیار بالاتر از نمونه‌های M-CCTO است (تقریباً ۱۰ برابر) و همچنین در فرکانس‌های پایین‌تر از ۱۰۰۰ Hz ضریب دی‌الکتریک نمونه‌های N-CCTO بیشتر از M-CCTO هر چند که در فرکانس‌های بالاتر این امر صادق نیست.

تا به حال گزارشات و مدل‌های مختلفی در مورد توجیه رفتار غیرعادی و فوق‌العاده بالای ضریب دی‌الکتریک مشاهده شده ارائه شده است و مهم‌تر از همه با توجه به اینکه این مقادیر به شدت وابسته نوع فرایند بوده‌اند در مجموع انواع مدل‌ها را می‌توان در ۸ گروه مختلف دسته بندی کرد [۱۷-۲۳] و به صورت شماتیک مکان این مدل‌ها در شکل ۵ ارائه شده است که عبارتند از:

مکان ۱ و ۲: مدل ظرفیت لایه سد داخلی (IBLC) که بر اساس مرزدانه عایق و دانه رسانا است طبق این مدل هر چه اندازه دانه بیشتر شود ضریب دی‌الکتریکی بیشتر خواهد شد.

مکان ۳: مدل ظرفیت لایه سد داخلی (IBLC) بر اساس ساختار غیرهمگن در ماده وجود فاز عایق در مرزدانه.

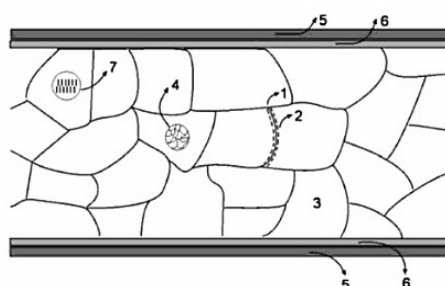
مکان ۴: مدل بر اساس منبع ذاتی که برای توجیه رفتار تک کریستال CCTO پیشنهاد شده است.

مکان ۵: مدل سد داخلی یا (IB) همانند سامان‌ها در دانه‌ها.

مکان ۶: مدل الکتروود نمونه (SBLC).

مکان ۷: مدل لایه بافر (BL).

مکان ۸: مدل ظرفیت لایه نانو سد (NBLC).



شکل ۵- انواع مدل‌های ارائه شده برای توصیف خواص CCTO

برای توجیه رفتار نمونه‌های M-CCTO مدل اول (IBLC) در منابع ارائه شده است [۱۷] می‌توان گفت که در دمای بالاتر از 1075°C بدلیل رسیدن به دانسیته بالا خواص دی‌الکتریکی بالا مشاهده شده است. در نمونه‌های N-CCTO دو اتفاق جالب روی داده است زیرکونیا وارد ساختار شده است که گزارش شده است ضریب دی‌الکتریکی و فاکتور اتلاف را کاهش می‌دهد [۲۴]. همچنین کلسیناسیون در دمای پایین انجام

شده است که، ضریب دی‌الکتریک نسبی را کاهش می‌دهد [۲۵]. بنابراین می‌توان گفت که ضریب دی‌الکتریک نمونه‌های N-CCTO پایین‌تر از M-CCTO است که تقریباً این اتفاق افتاده است اما بالا بودن فاکتور اتلاف را توجیه نمی‌کند. پس به نظر می‌رسد با مدل IBLC نمی‌توان این رفتار را در نمونه‌های N-CCTO توجیه کرد. در اینجا برای اولین بار با توجه به رفتار N-CCTO در شکل ۴ می‌توان مکانیزم و مدل جدید پیشنهاد کرد. می‌توان گفت که باید به طور همزمان از چندین مدل استفاده کرد و بسته به نوع فرایند نقش یکی از این مدل‌ها در خواص الکتریکی پررنگ‌تر می‌شود. مدل‌های ۵ و ۶ برای هر دو سری نمونه‌های وجود دارند و مدل ۳ نیز کارایی ندارد. می‌توان گفت که بعلا آسیاب پرانرژی به منظور کاهش ابعاد نانوذرات در نمونه‌های N-CCTO، عیوب داخلی افزایش چشمگیری پیدا می‌کنند و نقش مدل‌های ۷ و ۳ افزایش پیدا می‌کند و سبب می‌شود که یک فرایند پلاریزاسیون در محدود فرکانس ۱۰۰ تا ۵۰۰۰ Hz دیده شود. اما با افزایش فرکانس در محدوده مدل IBLC می‌افتد در این محدوده دیده می‌شود که تاثیر زیرکونیا و دمای کلسیناسیون باعث شده است که پلاریزاسیون در این محدوده کمتر از پلاریزاسیون در نمونه‌های M-CCTO باشد و بنابراین ضریب دی‌الکتریک در نمونه‌ها N-CCTO برای مثال در فرکانس ۱۰۰ kHz کمتر از M-CCTO باشد.

۴- نتیجه گیری

- کاهش اندازه ذرات اولیه تا ابعاد نانومتری سبب کاهش دمای تشکیل فاز CCTO و همچنین کاهش دمای رسیدن به چگالش ماکزیمم می‌شود.
- محدوده دمای پخت CCTO بسیار باریک و در حدود 50°C است.
- بهترین ضریب دی‌الکتریک نسبی دیده شده از CCTO ساخته شده از نانومواد در حدود 13086 بود در حالیکه این ضریب در CCTO ساخته شده از مواد میکرونی 25824 است.
- رفتار دی‌الکتریک در CCTO ساخته شده از نانومواد با استفاده از مدل‌های IBLC، NBLC و IB بطور همزمان قابل توجیه است.

مراجع

1. B. Bochu, M. N. Deschizeaux, J. C. Joubert, J. Chenavas, M. Marezio, "Synthèse et caractérisation d'une série de titanates pérovskites isotypes de $[\text{CaCu}_3](\text{Mn}_4\text{O}_{12})$ ", J. Solid State Chem. 29: 291-295 (1979).
2. M. A. Subramanian, Dong Li, N. Duan, B. A. Reisner, and A. W. Sleight, "High Dielectric Constant in $\text{ACu}_3\text{Ti}_4\text{O}_{12}$ and $\text{ACu}_3\text{Ti}_3\text{FeO}_{12}$ Phases", J. Solid State Chem. 151: 323-326 (2000).
3. M. A. Subramanian, A. W. Sleight, " $\text{ACu}_3\text{Ti}_4\text{O}_{12}$ and $\text{ACu}_3\text{Ru}_4\text{O}_{12}$ perovskites: high dielectric constants and valence degeneracy", Solid State Sciences 4: 347-347 (2002).
4. Sandra M. Moussa, Brendan J. Kennedy, "Structural studies of the distorted perovskite $\text{Ca}_{0.25}\text{Cu}_{0.75}\text{TiO}_3$ ", Materials Research Bulletin 36: 2525 (2001).
5. T. Portengen, T. Oestreich, and L. J. Sham, "Theory of electronic ferroelectricity", Phys. Rev. B, 54: 17452-17458 (1996).
6. L. Pintilie and M. Alexe, "Ferroelectric-like hysteresis loop in nonferroelectric systems", Appl. Phys. Lett. 87: 112903 (2005).
7. B. Shri Prakash and K. B. R. Varma, "Ferroelectriclike and pyroelectric behavior of $\text{CaCu}_3\text{Ti}_4\text{O}_{12}$ ceramics", Appl. Phys. Lett. 55: 082903-082909 (2007).
8. Y. Liu, R. L. Withers, and X. Y. Wei, "Structurally frustrated relaxor ferroelectric behavior in $\text{CaCu}_3\text{Ti}_4\text{O}_{12}$ ", Phys. Rev. B, 72: 134104 (2005).
9. Li-Then Mei and Hsing-I Hsiang, "Effect of Copper-Rich Secondary Phase at the Grain Boundaries on the Varistor Properties of $\text{CaCu}_3\text{Ti}_4\text{O}_{12}$ Ceramics", J. Am. Ceram. Soc., 91: 3735-3737 (2008).
10. C. F. Yang, JPN. J. Appl. Physic, 36: 188 (1997).
11. S-Y Chung, D. Kim, S.J. L. Kang, "Strong nonlinear current-voltage behaviour in perovskite-derivative calcium copper titanate", Nature, 3: 774-779 (2004).
12. V. P. B. Marques a, P. R. Bueno, A. Z. Simoes, M. Cilense, J. A. Varela, E. Longo, E. R.

- Leite, "Nature of potential barrier in $(Ca_{1/4}, Cu_{3/4})TiO_3$ polycrystalline perovskite", Solid State Communications 138: 1–4(2006).
13. Li-Then Mei and Hsing-I Hsiang, "Effect of Copper-Rich Secondary Phase at the Grain Boundaries on the Varistor Properties of $CaCu_3Ti_4O_{12}$ Ceramics", J. Am. Ceram. Soc., 91: 3735–3737 (2008).
 14. Lin Y H, Cai J, Li M and Nan C W, "High dielectric and nonlinear electrical behaviors in TiO_2 -rich $CaCu_3Ti_4O_{12}$ ceramics", Appl. Phys. Lett. 88: 172902 (2006).
 15. P. Leret, M. A. de la Rubia, F. Rubio-Marcos, J. Jose' Romero, "Effect of Processing on the Sintering of High Dielectric constant $CaCu_3Ti_4O_{12}$ Ceramics", Ceramic Technology, 11: 1-7 (2010).
 16. Chih-Ming Wang, Shih-Yuan L, "Microstructural and electrical properties of $CaTiO_3$ - $CaCu_3Ti_4O_{12}$ ceramics", J. Alloys and Comp, 491: 423–430(2010).
 17. B. Adams, R. Sinclair, "Gaint barrier layer capacitance effect in CCTO ceramic", Adv.Mater, 14: 1322-1325(2002).
 18. Derek C. Sinclair, Timothy B. Adams, " $CaCu_3Ti_4O_{12}$: One-step internal barrier layer capacitor", Appl. Phys. Lett., 80:2154-2159 (2002).
 19. S. Krohns, P. Lunkenheimer, "Colossal dielectric constants in single-crystalline and ceramic $CaCu_3Ti_4O_{12}$ investigated by broadband dielectric spectroscopy", J.Apply.Phys, 103: 084107 (2008).
 20. Guochu Deng, Tomoaki Yamada, "Evidence for the existence of a metal-insulator-semiconductor junction at the electrode interfaces of $CaCu_3Ti_4O_{12}$ thin film capacitors", Apply.Phys.Lett, 91: 202903 (2007).
 21. Tsang-Tse Fang, Hsu-Kai Shiau, "Mechanism for Developing the Boundary Barrier Layers of $CaCu_3Ti_4O_{12}$ ", J. Am. Ceram. Soc., 87: 2072–2079 (2004).
 22. Sudipta Sarkar, B. K. Chaudhuri, "Nanostripe domains in $CaCu_3Ti_4O_{12}$: Its origin and influences on high permittivity response", J.Appl. Phys. 108: 014114(2010)
 23. G Deng and P Muralt, "On origin and intrinsic electrical properties of the colossal dielectric constant state in $CaCu_3Ti_4O_{12}$ ", IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering, 8: 012016 (2010).
 24. T. Li, R. Xue, "The effect of calcining temperatures on the phase purity and electric properties of $CaCu_3Ti_4O_{12}$ ceramics, doi:10.1016/j.jallcom.2010.09.163.
 25. Seunghwa Kwon, "Effects of Doping, Cation Stoichiometry, and the Processing Conditions on the Dielectric Properties of High-K $CaCu_3Ti_4O_{12}$ Ceramics", Ph.D Thesis, Oregon State University 61-70 (2008).

سنتز نانوبلورک‌های $Ba(Zn_{1/3}Nb_{2/3})O_3$ (BZN) از طریق حرارت‌دهی با امواج مایکروویو

کیوان اسدیان، تورج عبادزاده

پژوهشکده نیمه هادی، پژوهشگاه مواد و انرژی

k_asadian@merc.ac.ir

چکیده:

در این تحقیق ترکیب BZN از دو روش حرارت‌دهی با امواج مایکروویو و حرارت‌دهی در کوره سنتز گردید. نتایج حاصل از XRD نشان داد که سنتز این فاز با امواج مایکروویو در دمای $1000^{\circ}C$ تکمیل گردیده است. تشکیل این فاز با این روش به ۲۶ دقیقه زمان احتیاج داشت و این در حالی است که سنتز در کوره بعد از ۶۰ دقیقه نگهداری در دمای $1000^{\circ}C$ به پایان رسید. آنالیز STA برای نمونه با ترکیب BZN نشان داد که از دمای حدود $500^{\circ}C$ یک کاهش وزن تدریجی در نمونه شروع می‌شود و در دمای حدود $950^{\circ}C$ پایان می‌یابد. تصاویر SEM و TEM جوش خوردگی، توده‌های شدن و به هم چسبیدن ذرات در هر دو روش سنتز را نشان داد. همچنین با استفاده از تصاویر TEM مشاهده شد که اندازه‌ی بلورک‌های بدست آمده از هر دو روش در حدود $100-150\text{nm}$ است. سطح ویژه‌ی ذرات با استفاده از تکنیک BET اندازه‌گیری شد و مشاهده شد که سطح ویژه‌ی پودر سنتز شده با استفاده از امواج مایکروویو $1/78\text{ m}^2/\text{g}$ و پودر سنتز شده درون کوره $3/23\text{ m}^2/\text{g}$ بود که بسیار بزرگتر از سطح ویژه‌ی پودر بدست آمده از طریق اجاق مایکروویو است.

کلمات کلیدی: $Ba(Zn_{1/3}Nb_{2/3})O_3$ (BZN)، پروسکایت پیچیده، دی‌الکتریک مایکروویو، امواج مایکروویو.

۱- مقدمه

با توسعه سریع تکنولوژی ارتباطات سیار و بی‌سیم، استفاده از سرامیک‌های مایکروویو افزایش یافته است که همین امر سبب پیشرفت روز افزون مواد سرامیکی دی‌الکتریک مایکروویو شده است [۱]. یکی از مهم‌ترین گروه‌های سرامیک‌های دی‌الکتریک مایکروویو گروه‌های بر مبنای فرمول $Ba(M_{1/3}Ta_{2/3})O_3$ ($M=Mg, Zn$) است. ساختار این ترکیبات به اصطلاح پروسکایت پیچیده^۱ نامیده می‌شود. در این گروه علاوه بر اینکه ضریب دمائی فرکانس رزنانس نزدیک به صفر است، به دلیل فاکتور کیفیت بالایی که دارند؛ به نام سرامیک‌های مایکروویو با Q بالا شناخته می‌شوند. با این وجود، این سرامیک‌ها دو عیب عمده دارند؛ اول آنکه ساخت آن‌ها به دمای بالا و زمان زیادی احتیاج دارد و دیگری گران بودن اکسید تتالم (Ta_2O_5) است. مسئله ساخت آن‌ها با افزودن $BaZrO_3$ به ترکیب قابل حل می‌باشد، زیرا که افزایش این ماده بطور قابل ملاحظه‌ای زمان لازم برای رسیدن به یک محصول با خواص مناسب را کاهش می‌دهد. اما مسئله هزینه اکسید تتالم باعث شده است که توجه به سمت ترکیب $Ba(Zn_{1/3}Nb_{2/3})O_3$ (BZN) که در آن Ta با Nb جایگزین شده است و دارای قیمت خیلی پایین‌تری است، جلب شود. $Ba(Zn_{1/3}Nb_{2/3})O_3$ معمولاً از فرآیندهای معمولی حالت جامد^۲ سنتز می‌شود. اینگونه فرآیندها مستلزم زمان طولانی واکنش در دماهای بالا است. ساخت سرامیک‌های بر مبنای $Ba(Zn_{1/3}Nb_{2/3})O_3$ مستلزم سنتز پودر این ترکیب در یک مرحله میانی بنام کلسیناسیون است. در این مرحله مخلوط پودر مواد اولیه به مدتی طولانی (۲ تا ۴ ساعت در دمای حدود

¹ Complex Perovskite
² Solid-State Reaction



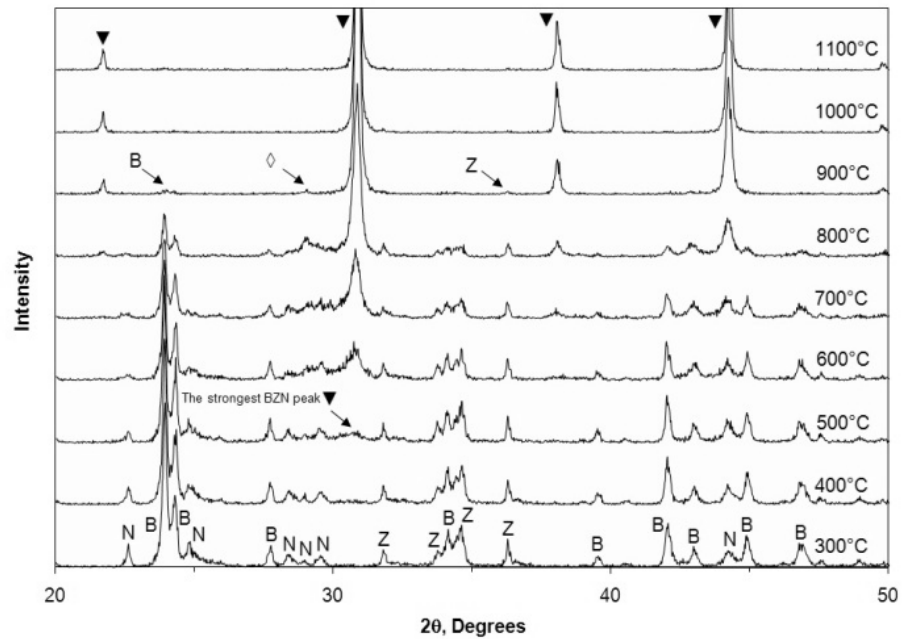
(1100°C) حرارت داده می‌شود که پروسه‌ای طولانی و هزینه‌براست. گرمایش با میکروویو روشی جدید است که به منظور کاهش زمان آماده سازی و صرفه جویی در انرژی به کار گرفته می‌شود [۲]. در این تحقیق نیز به منظور کاهش زمان و هزینه‌ی سنتز ترکیب $\text{Ba}(\text{Zn}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ ، از حرارت دهی با امواج میکروویو استفاده شد و خواص پودر سنتز شده از طریق آنالیزهای BET، TEM، SEM، STA، XRD مورد بررسی قرار گرفت.

۲- آزمایشات تجربی

در ابتدا کربنات باریم (BaCO_3) (Alfa Aesar $\geq 99.5\%$)، اکسید روی (ZnO) (Sigma-Aldrich $\geq 99.9\%$) و اکسید نایوبیوم (Nb_2O_5) (Alfa Aesar $\geq 99.9\%$) به عنوان مواد اولیه، بر طبق مقادیر استوکیومتری وزن و توسط آسیاب سیاره‌ای (Fritsch، Germany مدل 05.102) با ۱۵ میلی لیتر متانول به همراه ۵ گلوله‌ی زیرکونیایی با قطر ۲۰mm به مدت ۲ ساعت و با سرعت ۱۸۰ دور در دقیقه آسیاب شد. دوغاب بدست آمده در خشک کن (EHRET، Germany مدل TK4114) با دمای 120°C به مدت ۲ ساعت خشک شد. در مرحله‌ی بعد عملیات حرارتی (کلسیناسیون)، از دو روش حرارت‌دهی با امواج میکروویو و حرارت‌دهی در کوره الکتریکی انجام شد. در حرارت‌دهی با امواج میکروویو از یک اجاق میکروویو با فرکانس ۲/۴۵GHz و توان ۹۰۰ وات استفاده شد و پودر خشک شده در دماهای بین 300°C تا 1100°C با فواصل 100°C حرارت داده شد. لازم به ذکر است که اندازه‌گیری دما با یک پیرومتر (RAYR312 MSCL2G) انجام شد. حرارت‌دهی از طریق کوره، درون یک کوره الکتریکی (ساخت پژوهشگاه مواد و انرژی با دمای حداکثر 1400°C) در دماهای بین 1000°C و 1100°C با زمان‌های نگهداری ۰، ۳۰، ۶۰ و ۱۲۰ دقیقه، با سرعت گرم کردن $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ و سردکردن طبیعی صورت گرفت. برای تعیین فازهای بدست آمده در هر دو روش، پودرهای سنتز شده توسط آنالیز XRD (Philips، Netherlands مدل 3710) با تابش $\text{CuK}\alpha$ مورد بررسی قرار گرفت. برای بررسی تغییرات رفتار مواد با تغییرات دما آنالیز (STA (polymer laboratory، STTA 1640، England) انجام شد. همچنین مورفولوژی و ریزساختار پودر بدست آمده با استفاده از تصاویر SEM (FE-SEM، S4160 Hitachi، Japan) مشاهده شد. اندازه‌ی بلورکها و دانه‌های پودر توسط TEM (Philips، EM208S 100KV، Netherlands) مشاهده شد. اندازه‌گیری سطح ویژه‌ی پودر با تکنیک BET (Gemini 2375 V4.02 machine UK) انجام گرفت.

۳- نتایج و بحث

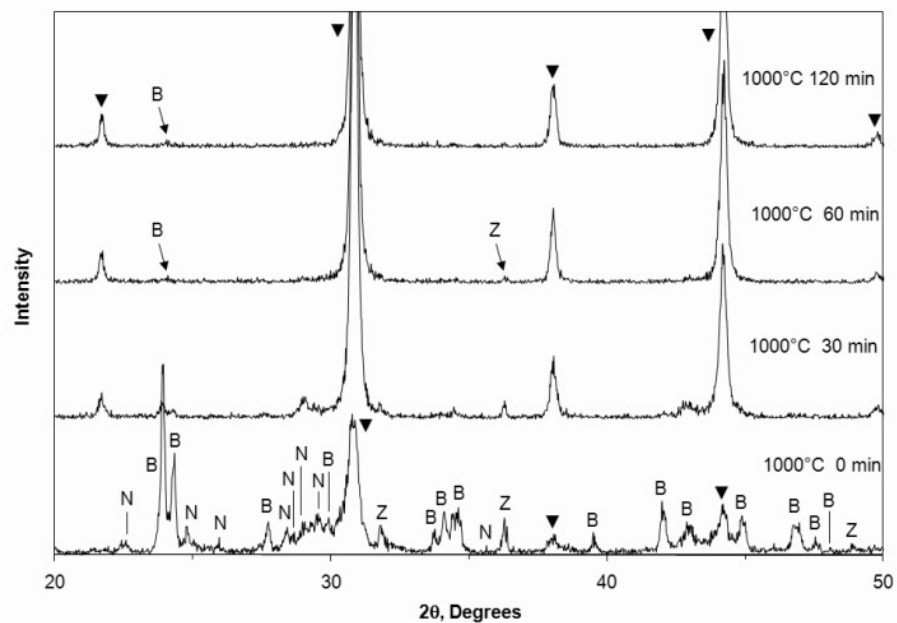
شکل ۱ الگوهای پراش اشعه‌ی X برای نمونه‌های حرارت‌دهی شده با امواج میکروویو را نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود؛ تشکیل فاز BZN از دمای 500°C شروع می‌گردد. در این شکل پیک با بالاترین میزان شدت (قوی‌ترین پیک) مربوط به این ترکیب نشان داده شده است. حضور پیک‌های مربوط به مواد اولیه تا دماهای بالاتر از 500°C نیز دیده می‌شود به طوری که در دمای 900°C هنوز پیک‌های ضعیف مربوط به BaCO_3 و ZnO دیده می‌شود. همچنین در این دما پیک مشاهده می‌گردد (که با \diamond نشان داده شده است) که مربوط به هیچکدام از مواد اولیه نیست و احتمالاً مربوط به یک فاز ثانویه می‌باشد که قابل شناسائی نبود. در دمای 1000°C فاز BZN به صورت خالص دیده می‌شود و اثری از پیک‌های اضافی نیست. تشکیل فاز BZN با امواج میکروویو در دمای 1000°C فقط به ۲۶ دقیقه زمان (برای رسیدن از دمای اتاق به دمای فوق) نیاز داشت که این یک نتیجه قابل توجه می‌باشد، زیرا که در تحقیقات انجام شده از زمان‌های طولانی (۲ تا ۴ ساعت) در دماهای بالا (برای مثال 1100°C) برای کلسیناسیون فاز BZN استفاده شده است [۷و۸]. این امر برتری استفاده از امواج میکروویو نسبت به حرارت‌دهی معمولی در کوره الکتریکی که زمان و هزینه بالاتری دارد را نشان می‌دهد.



شکل ۱- الگوی پراش اشعه X مربوط به ترکیب BZN-G حرارت داده شده توسط امواج میکروویو از دمای ۷۰۰ تا ۱۱۰۰°C.

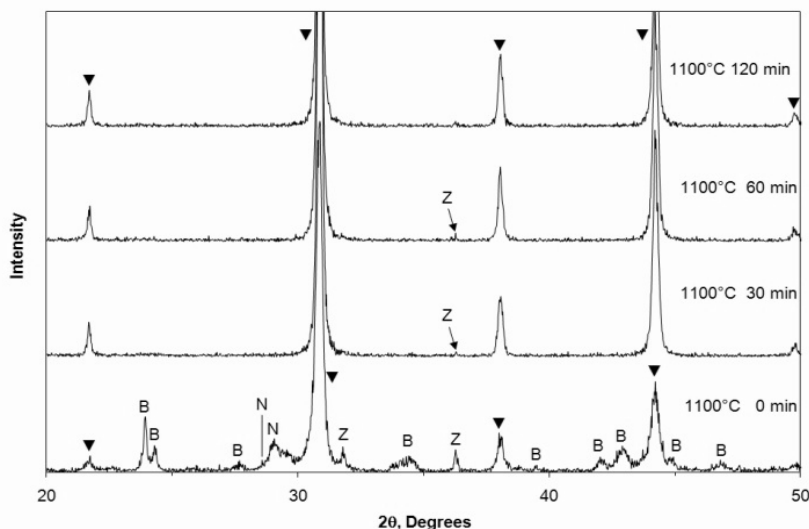
◆ فاز ناشناخته: ▼: BZN, N: Nb₂O₅, Z: ZnO, B: BaCO₃

با توجه به اینکه تشکیل فاز مورد نظر با میکروویو در ۱۰۰۰°C تکمیل گردید و به منظور مقایسه، تشکیل این فاز در دماهای ۱۰۰۰°C و ۱۱۰۰°C درون کوره الکتریکی بررسی گردید. شکل ۲ و ۳ به ترتیب الگوی پراش X نمونه‌های حرارت‌دهی شده در دمای ۱۰۰۰°C و ۱۱۰۰°C در زمان‌های مختلف با استفاده از کوره الکتریکی را نشان می‌دهد. با توجه به الگوهای بدست آمده مشاهده می‌شود که تشکیل فاز خالص در کوره الکتریکی نیاز به حداقل ۶۰ دقیقه نگهداری در دمای ۱۰۰۰°C و یا ۳۰ دقیقه نگهداری در دمای ۱۱۰۰°C دارد.



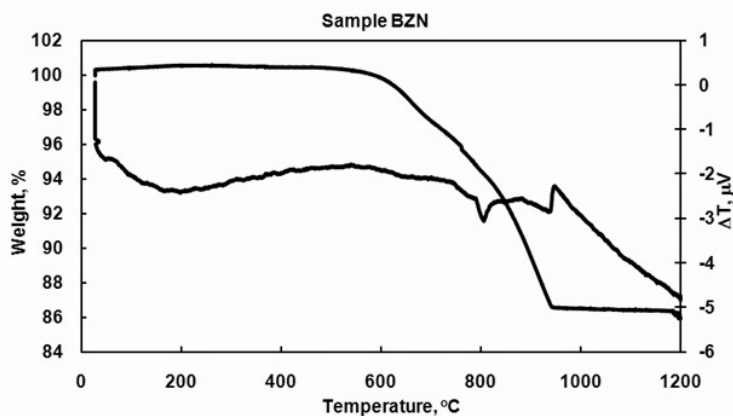
شکل ۲- الگوی پراش اشعه X مربوط به ترکیب BZN حرارت داده شده در کوره الکتریکی در دمای ۱۰۰۰°C در

زمان‌های مختلف ▼: BZN, N: Nb₂O₅, Z: ZnO, B: BaCO₃



شکل ۳- الگوی پراش اشعه X مربوط به ترکیب BZN حرارت داده شده در کوره الکتريکی در دمای ۱۱۰۰°C در زمان‌های مختلف B: BaCO₃، Z: ZnO، N: Nb₂O₅، ▼: BZN

مشاهده کاهش زمان سنتز BZN از طريق حرارت مايکروویو نسبت به روش حرارت‌دهی کوره الکتريکی را می‌توان بدین صورت توجیه کرد که در روش حرارت‌دهی مايکروویو راندمان حرارت‌دهی به علت گرمادهی حجمی افزایش می‌یابد و این به نوبه خود باعث افزایش سرعت واکنش‌های تشکیل فاز می‌گردد. آنالیز STA برای نمونه با ترکیب BZN در شکل ۴ آورده شده است. با توجه به نمودار فوق از دمای حدود ۵۰۰°C یک کاهش وزن تدریجی در نمونه شروع می‌شود و در دمای حدود ۹۵۰°C پایان می‌یابد، که میزان آن ۱۴٪ است. این مقدار کاهش وزن دقیقاً معادل میزان درصد وزنی CO₂ در مخلوط مواد می‌باشد. کاهش وزن حدوداً در ۵۰۰°C آغاز می‌گردد که با دمای شروع تشکیل فاز BZN در حرارت‌دهی مايکروویو مطابقت دارد (شکل ۱). همچنین تکمیل واکنش تشکیل BZN با توجه به آزمایشات مايکروویو در ۱۰۰۰°C می‌باشد که این نتیجه نیز با نتایج TG مطابقت دارد، زیرا که اتمام خروج CO₂ در دمای حدود ۹۵۰°C است. در منحنی DTA دو پیک گرماگیر در دمای حدود ۸۰۰°C و ۹۳۰°C مشاهده می‌گردد، با توجه به تحقیقات قبلی [۹] در منحنی TG کربنات باریم دو پیک گرماگیر در دماهای حدود ۸۱۰°C و ۹۸۰°C مشاهده می‌گردد که به ترتیب مربوط به تغییرات پلی مرفیک از فاز γ-form به β-form و سپس به فاز کیوبیک α-form می‌باشد. دماهای مربوط به این تغییرات گرماگیر مطابقت خوبی با پیک‌های گرماگیر مشاهده شده در تحقیق حاضر دارد. تغییر در شیب منحنی TG در دمای حدود ۸۰۰°C نیز مربوط به تغییر پلی مرفیک BaCO₃ در این دما است. پیک گرمای مربوط به تشکیل BZN به دلیل تدریجی بودن این واکنش مشاهده نمی‌گردد.



شکل ۴- منحنی STA مربوط به ترکیب BZN حرارت داده شده با سرعت ۵°C/min

اندازه‌ی بلورک‌ها برای نمونه‌های سنتز شده در هر دو روش با استفاده از رابطه‌ی شرر [۱۰] ($L=0.9\lambda/\beta\cos\theta$) که λ طول موج اشعه‌ی X ، β پهنای پیک در نصف ارتفاع و θ زاویه‌ی پراش است) محاسبه شد که نتایج در جداول ۱ و ۲ آورده شده است.

جدول ۱- اندازه بلورک‌های فاز BZN برای نمونه‌های سنتز شده از طریق حرارت‌دهی میکروویو در دماهای مختلف

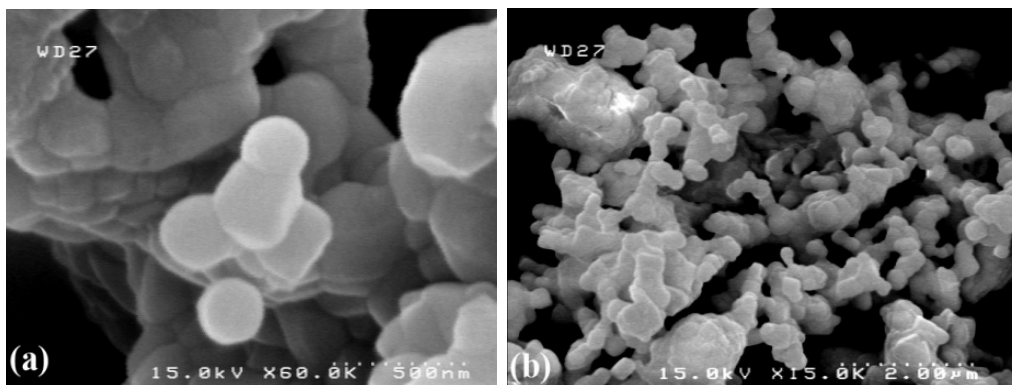
اندازه بلورک‌ها (nm)	دما (°C)
۱۳	۵۰۰
۲۹	۶۰۰
۲۹	۷۰۰
۶۹	۸۰۰
۵۹	۹۰۰
۵۲	۱۰۰۰
۸۳	۱۱۰۰

جدول ۲- اندازه بلورک‌های فاز BZN برای نمونه‌های سنتز شده از طریق حرارت‌دهی در کوره الکتريکی در دمای ۱۰۰۰°C برای مدت‌های مختلف

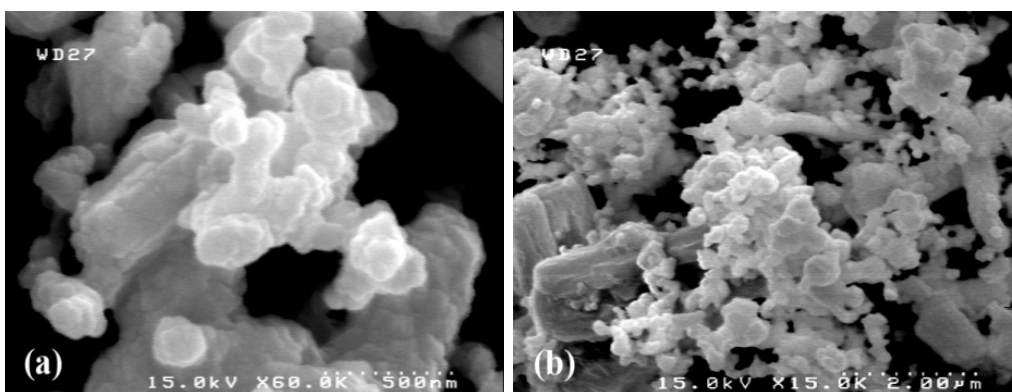
اندازه بلورک‌ها (nm)	زمان نگهداری در ۱۰۰۰°C (min)
۵۲	۰
۵۲	۳۰
۴۶	۶۰
۴۶	۱۲۰

با توجه به جدول ۱ اندازه بلورک‌های نمونه‌های BZN سنتز شده توسط حرارت‌دهی میکروویو به طور کلی با افزایش دمای سنتز افزایش پیدا کرده است. اندازه بلورک‌ها ۱۳nm برای نمونه سنتز شده در دمای ۵۰۰°C و ۸۳nm برای نمونه در دمای ۱۰۰۰°C است. برای نمونه‌های سنتز شده در کوره الکتريکی به نظر می‌رسد که با افزایش زمان از ۰ تا ۱۲۰ دقیقه با در نظر گرفتن خطای داده‌ها تغییری در اندازه بلورک‌ها مشاهده نمی‌گردد. این نتیجه نشان می‌دهد که تأثیر زمان نگهداری بر اندازه بلورک‌ها بسیار ناچیز و یا حداقل تا زمان ۱۲۰ min ناچیز است.

شکل و اندازه ذرات نمونه‌های با ترکیب BZN که از دو طریق حرارت‌دهی میکروویو و حرارت‌دهی در کوره الکتريکی تهیه شده‌اند توسط آنالیزهای SEM و TEM مورد بررسی قرار گرفتند. شکل ۵ تصاویر SEM در دو بزرگنمایی مختلف مربوط به نمونه BZN که در دمای ۱۰۰۰°C توسط امواج میکروویو سنتز شده است را نشان می‌دهد. تصاویر SEM مربوط به نمونه BZN سنتز شده در کوره الکتريکی در ۱۰۰۰°C به مدت ۶۰ دقیقه در شکل ۶ آورده شده است. تصاویر SEM در مورد هر دو نمونه سنتز شده توسط امواج میکروویو و نمونه سنتز شده در کوره الکتريکی (شکل ۵ و ۶) مؤید این واقعیت است که تا حد زیادی ذرات به هم جوش خورده‌اند و ذرات بزرگتری را تشکیل داده‌اند. شکل ذرات سنتز شده در میکروویو بیشتر دارای گوشه‌های غیرتیز و منحنی می‌باشند در صورتی که در مورد ذرات سنتز شده در کوره الکتريکی ذرات با گوشه‌های تیز بیشتر دیده می‌شوند.

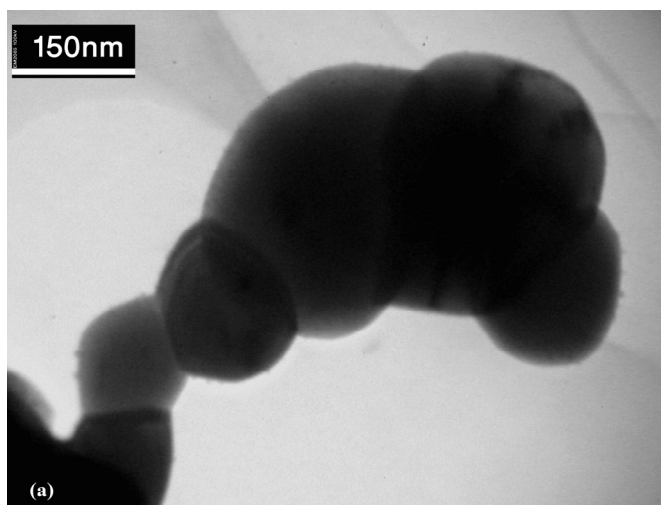


شکل ۵- تصاویر SEM مربوط به ترکیب BZN حرارت داده شده توسط امواج مایکروویو در دمای 1000°C در دو بزرگنمایی مختلف (a,b)



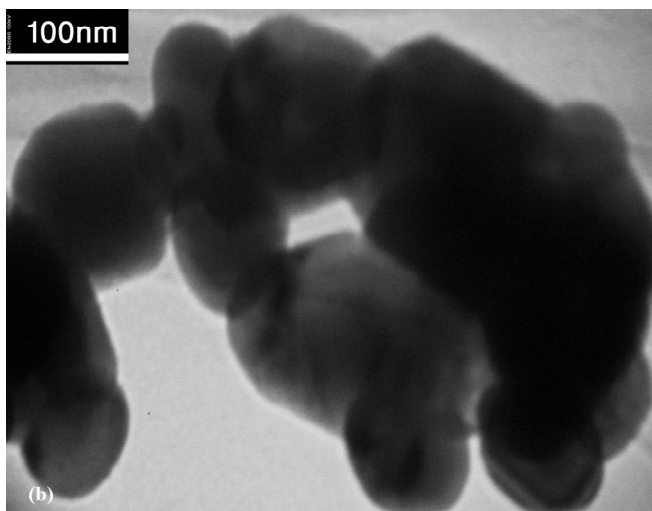
شکل ۶- تصاویر SEM مربوط به ترکیب BZN حرارت داده شده در کوره الکتریکی در دمای 1000°C بمدت ۶۰ دقیقه در دو بزرگنمایی مختلف

تصاویر TEM پودر سنتز شده با امواج مایکروویو در شکل ۷ و پودر سنتز شده در کوره در شکل ۸ آورده شده است. در این تصاویر نیز جوش خوردگی ذرات و تشکیل ذرات بزرگتر، (همانطور که در تصاویر SEM دید شد)، مشاهده می‌شود. با توجه به این تصاویر، اندازه‌ی بلورک‌های بدست آمده با هر دو روش حدود 100nm الی 150nm است و این در حالی است که با توجه به رابطه‌ی شرر اندازه‌ی بلورک‌ها برای نمونه سنتز شده در کوره در 1000°C ، 46nm و با امواج مایکروویو در 1000°C ، 50nm محاسبه شده بود که این عدم تطابق را می‌توان به خطاهای اندازه‌گیری در پراش اشعه‌ی x نسبت داد.



شکل ۷- تصویر TEM مربوط به ترکیب BZN حرارت داده شده توسط امواج مایکروویو در دمای 1000°C





شکل ۸- تصویر TEM مربوط به ترکیب BZN حرارت داده شده در کوره الکتریکی در دمای 1000°C بمدت ۶۰ دقیقه

نتایج حاصل از آنالیز BET نشان داد که سطح ویژه پودرهای بدست آمده در هر دو روش بسیار پایین است. برای سنتز با میکروویو سطح ویژه $1/78 \text{ m}^2/\text{g}$ و در مورد سنتز با کوره سطح ویژه $3/22 \text{ m}^2/\text{g}$ بود که این مشاهده را می‌توان به جوش خوردن ذرات ارتباط داد. همچنین پایین‌تر بودن سطح ویژه ذرات بدست آمده از امواج میکروویو نسبت به کوره الکتریکی ناشی از راندمان بالاتر حرارت دهی میکروویو است که باعث شده مقداری از حرارت جذب شده توسط ماده صرف جوش خوردن ذرات شود و سطح ویژه پایین‌تری را ایجاد کند.

۴- نتیجه‌گیری

- با استفاده از حرارت‌دهی میکروویو امکان سنتز فاز BZN در دمای 1000°C وجود دارد. زمان کل حرارت‌دهی از دمای اتاق به این دما ۲۶ دقیقه است.
- با استفاده از حرارت‌دهی در کوره الکتریکی فاز BZN در 1000°C بعد از ۶۰ دقیقه نگهداری در این دما تشکیل گردید. با توجه به سرعت گرمایش $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ ، در کل ۱۶۰ دقیقه زمان برای تشکیل فاز BZN در کوره الکتریکی لازم است.
- با توجه به نتایج پراش اشعه X، در حرارت دهی توسط امواج میکروویو تشکیل فاز BZN از دمای 500°C آغاز و در 1000°C تکمیل می‌گردد.
- اندازه بلورک‌های نمونه‌های BZN سنتز شده توسط حرارت دهی میکروویو با بالا رفتن دمای سنتز افزایش می‌یابد و از 13 nm در دمای 500°C به 83 nm در دمای 1000°C می‌رسد.
- اندازه بلورک‌ها برای نمونه‌های سنتز شده در کوره الکتریکی در 1000°C برای مدت ۶۰ دقیقه 46 nm بود. به نظر می‌رسد با افزایش زمان حرارت دهی در 1000°C تغییری در اندازه بلورک‌ها رخ نمی‌دهد که این نشان دهنده تاثیر ناچیز زمان حرارت دهی در کوره الکتریکی بر اندازه بلورک‌هاست.
- آنالیز SEM و TEM نشان داد که در هر دو روش حرارت‌دهی میکروویو و حرارت‌دهی در کوره الکتریکی ذرات سنتز شده، از ذرات کوچک‌تر به هم جوش خورده تشکیل گردیده‌اند.
- اندازه بلورک‌های مشاهده شده با استفاده از آنالیز TEM برای نمونه‌های تهیه شده از هر دو روش در حدود 100 nm الی 150 nm بود.
- سطح ویژه پودرهای سنتز شده از هر دو طریق حرارت‌دهی میکروویو و حرارت‌دهی در کوره الکتریکی بسیار پایین بود.

مراجع

1. S. P. Wu, J. Ni, J. H. Luo, X. H. Ding, "Preparation of ZnNb₂O₆-TiO₂ microwave dielectric ceramics for multi-layer cofired component", *J. Mater. Chem. Phys.* 117: 307-311(2009).
2. T. Ebadzadeh, M. Valefi, "Microwave-assisted sintering of zircon", *J. Alloys. Comp.* 448 : 246-249 (2008).
۳. سنتز احتراقی پودر نانو بلورین مایکروویو، مهدیار والفی، ۱۳۸۵، پایان نامه کارشناسی ارشد. صفحات ۳۳-۴۰.
4. L. Bonaccorsi, E. Proverbio, "Influence of process parameters in microwave continuous synthesis of zeolite LTA", *J. Micro.Meso.Mater.* 112: 481-493(2008).
5. H. Yu, H. Liu, D. Luo, M. Cao," Microwave synthesis of high dielectric constant CaCu₃Ti₄O₁₂", *J. mater. Process. Tech.* 208: 145-148 (2008).
6. W. Suna, C. Li, J. Li, W. Liu, "Microwave-hydrothermal synthesis of tetragonal BaTiO₃ under various conditions", *J. Mater. Chem. Phys.* 97:481-487(2006).
7. R. I. Scott, M. Thomas, C. Hampson, "Development of low cost, high performance Ba(Zn_{1/3}Nb_{2/3}O₃) based materials for microwave resonator applications", *J. Euro. Ceram. Society.* 23: 2467-2471(2003).
8. Y. Zhenxing, Z. Fei, Z. Yingchun, G. Zhilun, L. Longtu, "Microwave dielectric properties of Ba[Zn_{1-x}Cox] _{1/3}Nb_{2/3}O₃ ceramics", *Materials Letters*, 58:1830-1834(2004).
9. R. C. Mackenzie, *Differential Thermal Analysis*, Academic Press, London, pp.324-326, (1973).
10. P. Scherrer, N. G. W. Gottingen, *Math-Pys. Kl.* 2:96-100 (1918).

اثر دما و زمان بر خواص مغناطیسی نانو ذرات فریت کبالت سنتز شده به روش هیدروترمال

پرویز رزمجویی، سید محمد میر کاظمی، محمد جلالیان

دانشکده مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران،

mirkazemi@iust.ac.ir

چکیده: در این پژوهش ابتدا فریت کبالت با روش هیدروترمال در دمای 190°C و زمان‌های $1/5$ ، $3/5$ ، 1 و 6 ساعت و سپس در دماهای 110°C ، 130°C ، 150°C ، 170°C و 190°C درجه سانتیگراد و زمان 3 ساعت سنتز گردید. نمونه‌ها توسط پراش اشعه ایکس، میکروسکوپ الکترونی روبشی و مغناطومتر نمونه لرزشی (VSM) آنالیز و شناسایی شد. نتایج بیانگر تشکیل فریت کبالت در دماها و زمان‌های مختلف می‌باشد. آهنربایش و میدان پسماندزادی مغناطیسی به ترتیب تا مقدار 57 emu/g در زمان 3 ساعت و 485 اورستد در زمان $3/5$ ساعت افزایش و سپس کاهش می‌یابد، همچنین با افزایش دما از 110°C تا 190°C آهنربایش از 40 emu/g تا 57 emu/g افزایش یافته و میدان پسماندزادی مغناطیسی در محدوده 29 تا 187 اورستد تغییر می‌کند. نتایج نشان می‌دهد که بیشترین مقدار آهنربایش در زمان 3 ساعت و دمای 190°C قابل دستیابی می‌باشد.

کلمات کلیدی: فریت کبالت، نانوذرات، خاصیت مغناطیسی، هیدروترمال.

۱- مقدمه

نانوذرات (NPS) مواد با توجه به اندازه و خواص فیزیکی منحصر به فرد خود دارای مزایای بسیاری هستند. به دلیل کاربردهای گسترده‌ی نانوذرات مغناطیسی (MNPs)، در زیست پزشکی، زیست فناوری، مهندسی، علم مواد و مناطق زیست محیطی، توجه زیادی به تهیه انواع MNPs، معطوف شده است [1 "Chu041" \ HYPERLINK]. فریت کبالت به عنوان یک ماده فری مغناطیسی به دلیل خصوصیات مثل ناهمسانگردی مغناطوبلوری بالا (یک ثابت ناهمسانگردی مثبت) و بنابراین میدان پسماندزادی مغناطیسی بالا در دمای اتاق، آهنربایش اشباع متوسط، سختی مکانیکی و پایداری شیمیایی خوب، مقاومت الکتریکی خیلی بالا و مغناطوکنش بالا [32] یک کاندید مناسب برای بسیاری از کاربردها از جمله فتوکاتالیست‌های مغناطیسی، آهنرباهای فرکانس بالا، سیستم‌های ذخیره کننده اطلاعات، هسته‌های بالک مغناطیسی، جاذب‌های ماکروویو و کاربردهای زیست پزشکی مثل تحویل دارو^۱، تصویربرداری تشدید مغناطیسی و زیست سنسورها می‌باشد [HYPERLINK \ "FuW05" 4, HYPERLINK \ "Zha09" 2, HYPERLINK \ "Chi03" 5, HYPERLINK \ "LiC11" 6, HYPERLINK \ "Xia07" 7, HYPERLINK \ "AJL10" 8, HYPERLINK \ "Cab10" 9, HYPERLINK \ "Stu07" 10, HYPERLINK \ "LiX10" 11, HYPERLINK \ "Hyd09" 12].

برای سنتز نانوذرات فریت کبالت روش‌های مختلفی از جمله روش سل-ژل، هم رسوبی شیمیایی، هم رسوبی پاششی^۲، هیدرولیز اجباری در یک سیستم پلیول^۳، سنتز در مایسل‌های روغن در آب، سنتز در مایسل معکوس، تجزیه حرارتی ماده مرکب اولئات $\text{Co}^{2+}-\text{Fe}^{3+}$ یا روش هیدروترمال پیشنهاد شده است [HYPERLINK \ "Cab10" 9, HYPERLINK \ "Stu07" 10, HYPERLINK \ "LiX10" 11, HYPERLINK \ "Hyd09" 12].

روش هیدروترمال دارای مزایایی از جمله استفاده از ظرف واکنش بزرگتر، کنترل هسته زایی بهتر، پخش

¹ drug delivery

² spraying coprecipitation

³ forced hydrolysis in a polyol medium

شدن بهتر ذرات، تقریباً بدون آلودگی، سرعت بالاتر واکنش، دمای واکنش پایین‌تر، عدم نیاز به تجهیزات خیلی گران و پیشرفته است. [1413]. پودرهای تولید شده به وسیله‌ی فرآیند هیدروترمال آگلومره نبوده، با این حال دانه ریز، با خلوص بالا، مورفولوژی کنترل شده، دارای توزیع اندازه ذرات باریک و شامل تک بلورها می‌باشد [14 "Byr01" \ HYPERLINK].

در گزارشی ژائو و همکارانش اثر شرایط مختلف فرایند هیدروترمال از جمله افزودن CTAB (به عنوان سورفکتانت)، زمان واکنش، غلظت محلول بازی، نوع محلول بازی و غیره را بر رفتار مغناطیسی نانوبلورهای فریت کبالت مورد بررسی قرار دادند.

در این پژوهش اثر زمان و دمای واکنش هیدروترمال به ترتیب در محدوده‌ی ۱/۵ تا ۶ ساعت و ۱۱۰ تا ۱۹۰ درجه‌ی سانتی‌گراد در حضور افزودنی پلی‌وینیل‌پیرولیدین (PVP) بر خواص مغناطیسی نانوذرات فریت کبالت به منظور دست‌یابی به نانوذرات فریت کبالتی با آهنربایش بالا مورد بررسی قرار گرفته است.

۲- آزمایشات تجربی

۲-۱- مواد

آهن (III) نیترات نه آبه $[\text{Fe}(\text{NO}_3)_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}]$ ، کبالت (II) نیترات شش آبه $[\text{Co}(\text{NO}_3)_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}]$ و محلول آمونیا ۲۵٪ از شرکت مرک خریداری شد و از پلی‌وینیل‌پیرولیدین K-30 (PVP) صنعتی و آب مقطر استفاده گردید.

۲-۲- تهیه‌ی نانوذرات فریت کبالت

۰/۲ مول آهن (III) نیترات نه آبه و ۰/۰۱۳ مول کبالت (II) نیترات شش آبه به صورت جداگانه در ۲۵ میلی‌لیتر آب مقطر حل گردید. بعد از انحلال کامل این دو نمک در آب، محلول‌های حاوی این دو نمک مخلوط شده و در حین هم‌زدن شدید محلول، ۲۰ میلی‌لیتر محلول آمونیا (شامل ۱۰ میلی‌لیتر محلول آمونیا ۲۵٪ و ۱۰ میلی‌لیتر آب مقطر) و سپس PVP با مقدار ۰/۲ درصد حجمی را به آن اضافه می‌کنیم. بعد از ۲۰ دقیقه هم‌خوردن، مخلوط در ظرف آتوکلاو زنگ نزن با آستر تفلونی با حجم ۱۲۵ میلی‌لیتر ریخته و در آن حرارت داده می‌شود. برای بررسی اثر زمان و دمای واکنش هیدروترمال، ابتدا ظرف در آن با دمای ۱۹۰ درجه سانتیگراد و زمان‌های ۱/۵، ۳، ۴/۵ و ۶ ساعت و بعد در دماهای ۱۱۰، ۱۳۰، ۱۵۰، ۱۷۰ و ۱۹۰ درجه سانتیگراد و زمان ۳ ساعت حرارت دهی شد. بعد از سرد شدن طبیعی ظرف آتوکلاو در آن، محصول بدست آمده با مگنت جدا شده و بعد از شست و شو با آب مقطر و اتانول، در دمای ۷۰ درجه سانتی‌گراد و مدت ۵ ساعت خشک گردید. نحوه‌ی کدگذاری نمونه‌ها به صورت C-0.2PVPtime,temp. انجام شد.

۲-۳- آنالیز و شناسایی

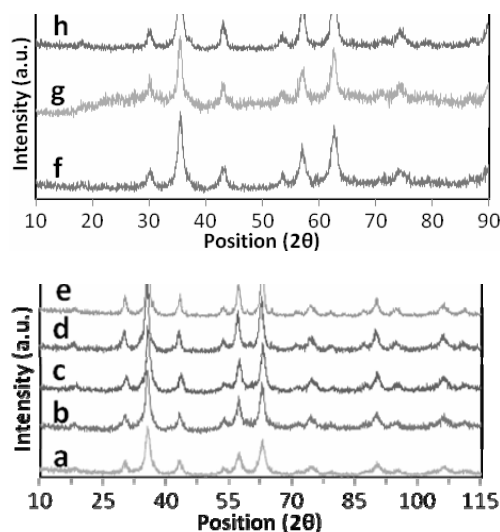
پراش اشعه‌ی ایکس نمونه‌ها توسط دستگاه پراش سنج اشعه‌ی ایکس (مدل Philips PW1800) با مشخصات ۴۰ KV، ۳۰ mA، تابش $\text{Cu K}\alpha$ انجام شد. برای بررسی مورفولوژی نمونه‌ها از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل TESCAN VEGA/XXMU استفاده گردید. همچنین خواص مغناطیسی نمونه‌ها توسط دستگاه مغناطومتر نمونه لرزشی (VSM) مدل MDK 6 اندازه‌گیری شد.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- ساختار

نتایج مربوط به پراش اشعه‌ی ایکس نمونه‌های سنتز شده در دماها و زمان‌های مختلف در شکل (۱) نشان داده شده است. الگوی پراش اشعه‌ی ایکس در تمام دماها بیانگر تشکیل فریت کبالت (CoFe_2O_4) با شماره

کارت JCPDS 01-1121 است همپنین در دمای 130°C و بالاتر علاوه بر پیک‌های مربوط به فریت کبالت پیک‌های دیگری به تدریج ظاهر می‌شود که می‌توان این پیک‌ها را به اکسید کبالت (Co_3O_4) با شماره کارت JCPDS 73-1701 نسبت داد، که شدت پیک‌های مربوط به این فاز با افزایش دما به تدریج افزایش می‌یابد. تشکیل اکسید کبالت در کنار فاز اصلی فریت کبالت را می‌توان به بیشتر بودن مقدار کبالت در مقایسه با مقدار استوکیومتری آن در فریت کبالت ($\text{Fe/Co}=1/35$) نسبت داد. به طور کلی با افزایش دما پیک‌ها تیزتر و باریک‌تر شده که نشان دهنده‌ی افزایش درجه‌ی بلورینگی هر دو فاز تشکیل شده است. اندازه‌ی متوسط کریستالیت نمونه‌ها که طبق معادله شرر $D=0.89/(\beta\cos\theta)$ محاسبه گردیده، در جدول (۱) بیان شده است. با افزایش دما و زمان واکنش هیدروترمال اندازه کریستالیت فاز فریت کبالت به ترتیب به یک مقدار بیشینه در دما و زمان 150°C و $4/5$ h افزایش یافته و سپس کاهش می‌یابد.



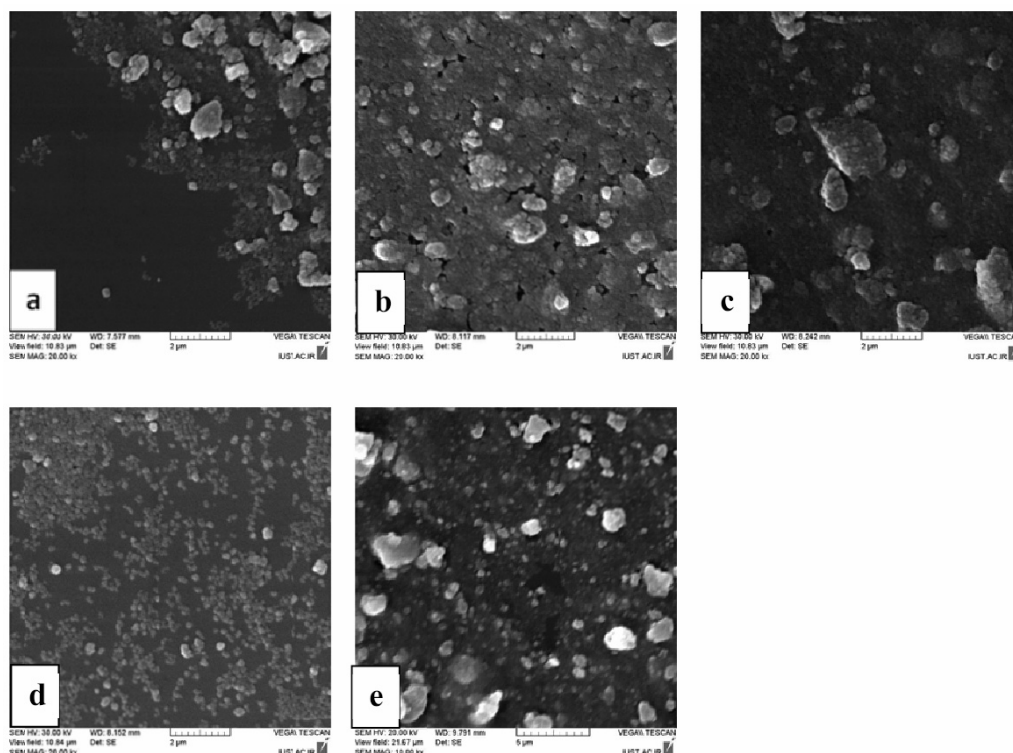
شکل ۱- الگوی پراش اشعه‌ی ایکس نمونه‌های (a) C-0.2PVP3,110، (b) C-0.2PVP3,130، (c) C-0.2PVP3,150، (d) C-0.2PVP3,170، (e) C-0.2PVP3,190، (f) C-0.2PVP1.5,190، (g) C-0.2PVP4.5,190 و (h) C-0.2PVP6,190.

جدول ۱- اندازه متوسط کریستالیت نمونه‌ها در دماها و زمان‌های مختلف واکنش هیدروترمال.

sample	Reaction Time (h)	Reaction Temp. ($^{\circ}\text{C}$)	Mean Crystallite Size (nm)
C-0.2PVP1.5,190	1.5	190	12.1
C-0.2PVP3,190	3	190	15.8
C-0.2PVP4.5,190	4.5	190	18.5
C-0.2PVP6,190	6	190	10.9
C-0.2PVP3,110	3	110	8.3
C-0.2PVP3,130	3	130	14.7
C-0.2PVP3,150	3	150	28.4
C-0.2PVP3,170	3	170	15.7

۳-۲- مورفولوژی

تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) نمونه‌های سنتز شده در زمان‌های مختلف در شکل (۲) نشان داده شده است. تصاویر بیانگر آگلومراسیون شدید نانوذرات می‌باشد، که این آگلومره شدن تا حد زیادی ناشی از سطح زیاد و میانکنش مغناطیسی بین آن‌ها می‌باشد. همچنین تصاویر بیانگر تشکیل نانوذراتی با ابعاد کوچکتر از 100 نانومتر می‌باشد.



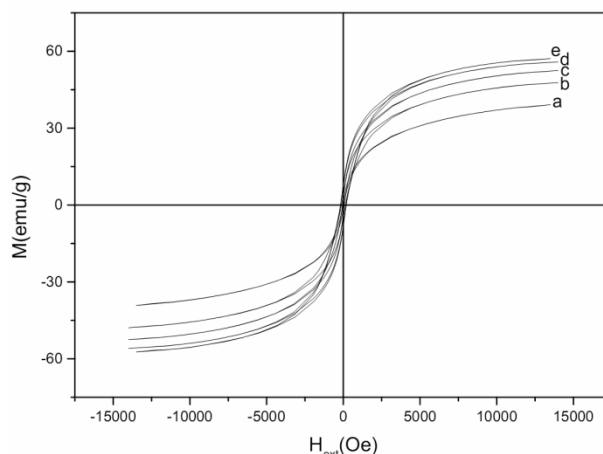
شکل ۲- تصاویر SEM نمونه‌های (a) C-0.2PVP3,110 ، (b) C-0.2PVP3,130 ، (c) C-0.2PVP3,150 ، (d) C-0.2PVP3,170 ، (e) C-0.2PVP3,190

۳-۳- خواص مغناطیسی

نتایج مربوط به اندازه‌گیری خواص مغناطیسی نمونه‌ها و همچنین حلقه‌های پسماند مغناطیسی مربوط به دماهای مختلف به ترتیب در جدول (۲) و شکل (۳) نشان داده شده است. طبق این نتایج با افزایش زمان واکنش هیدروترمال، M_s و H_c به ترتیب تا مقادیر $57/16 \text{ emu/g}$ و 485 Oe افزایش و سپس کاهش می‌یابد، اما با افزایش دمای واکنش هیدروترمال هر دو خاصیت مغناطیسی افزایش می‌یابد. با توجه به نتایج XRD، افزایش M_s را می‌توان به افزایش درجه‌ی بلورینگی با افزایش دما و زمان نسبت داد. چون نمی‌توان اندازه‌ی واقعی نانوذرات را از تصاویر SEM بدست آورد، بنابراین نمی‌توان اثر اندازه نانوذرات، که یک عامل مهم می‌باشد، را روی خواص مغناطیسی بررسی کرد.

جدول ۲- اثر زمان و دمای فرآیند هیدروترمال بر خواص مغناطیسی فریت کبالت.

sample	Reaction time (h)	Reaction temperature ($^{\circ}\text{C}$)	H_c (Oe)	M_s (emu/g)
C-0.2PVP1.5,190	1.5	190	1	25
C-0.2PVP3,190	3	190	187	57.2
C-0.2PVP4.5,190	4.5	190	485	47.8
C-0.2PVP6,190	6	190	93	48.0
C-0.2PVP3,110	3	110	29	40.0
C-0.2PVP3,130	3	130	125	47.7
C-0.2PVP3,150	3	150	55	55.5
C-0.2PVP3,170	3	170	186	55.9



شکل ۳- منحنی هیستریزس نمونه‌های (a) C-0.2PVP3,110، (b) C-0.2PVP3,130، (c) C-0.2PVP3,150، (d) C-0.2PVP3,170 و (e) C-0.2PVP3,190

۴- نتیجه گیری

نانوذرات فریت کبالت در زمان‌ها و دماهای مختلف توسط فرآیند هیدروترمال سنتز گردید. الگوی پراش اشعه‌ی ایکس بیانگر تشکیل اکسید کبالت (Co_3O_4) در کنار فریت کبالت به عنوان فاز اصلی از دماهای 130°C و بالاتر است. با توجه به تصاویر SEM نانوذرات تشکیل شده به شدت آگلومره شده است. با توجه به نتایج، نمونه‌ی C-0.2PVP3,190 دارای بیشترین آهنربایی است، بنابراین شرایط واکنش هیدروترمال با دما و زمان به ترتیب 190°C و ۳ ساعت شرایط مناسبی برای سنتز نانوذرات فریت کبالت توسط فرآیند هیدروترمال می‌باشد.

مراجع

1. Yun Seup Chung, Seung Bin Park, and Duk-Won Kang, "Magnetically separable titania-coated nickel ferrite photocatalyst," *Materials Chemistry and Physics*, vol. 86, no. 2-3, pp. 375–381, August 2004.
2. C. N. Chinnasamy et al., "Synthesis of size-controlled cobalt ferrite particles with high coercivity and squareness ratio," *Colloid and Interface Science*, vol. 263, pp. 80–83, March 2003.
3. M. Sajjiaa, M. Oubahab, T. Prescottta, and A. G. Olabi, "Development of cobalt ferrite powder preparation employing the sol-gel technique and its structural characterization," *Alloys and Compounds*, pp. 400–406, July 2010.
4. Hui Zhang, Rong Hou, Zhong-Li Lu, and Xue Du, "A novel magnetic nanocomposite involving anatase titania coating on silica-modified cobalt ferrite via lower temperature hydrolysis of a water-soluble titania precursor," *Materials Research Bulletin*, vol. 44, no. 10, pp. 2000–2008, October 2009.
5. Wuyou Fu et al., "Anatase TiO_2 nanolayer coating on cobalt ferrite nanoparticles for magnetic photocatalyst," *Materials Letters*, vol. 59, no. 27, pp. 3530 – 3534, June 2005.
6. Henrique A.J.L. Mourãoa, Andréa R. Malagutti, and Caue Ribeiro, "Synthesis of TiO_2 -coated CoFe_2O_4 photocatalysts applied to the photodegradation of atrazine and rhodamine B in water," *Applied Catalysis A: General*, pp. 284–292, May 2010.
7. TIAN XiaoXia, QU ShaoBo, PEI ZhiBin, and WANG BinKe, "Preparation and characterization of $\text{CoFe}_2\text{O}_4/\text{TiO}_2$ magnetic composite films," *Science in China Series B: Chemistry*, vol. 51, no. 9, pp. 842-847, November 2007.
8. Cong-Ju Li, Jiao-Na Wang, Bin Wang, Jian Ru Gong, and Zhang Lin, "A novel magnetically separable $\text{TiO}_2/\text{CoFe}_2\text{O}_4$ nanofiber with high photocatalytic activity under UV-vis light," *Materials Research Bulletin*, vol. 47, pp. 333–337, November 2011.
9. Vale ´rie Cabuil, Vincent Dupuis, Delphine Talbot, and Sophie Neveu, "Ionic magnetic fluid based on cobalt ferrite nanoparticles: Influence of hydrothermal treatment on the nanoparticle size," *Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 323, pp. 1238–1241, 2010.
10. Lijun Zhaoa et al., "Studies on the magnetism of cobalt ferrite nanocrystals synthesized by hydrothermal method," *Journal of Solid State Chemistry*, vol. 181, pp. 245–252, October

- 2007.
11. Xing-Hua Li et al., "Synthesis and Magnetic Properties of Nearly Monodisperse CoFe₂O₄ Nanoparticles Through a Simple Hydrothermal Condition," *Nanoscale Res Lett*, vol. 5, pp. 1039–1044, March 2010.
 12. S. C. Goha et al., "Hydrothermal preparation of high saturation magnetization and coercivity cobalt ferrite nanocrystals without subsequent calcination," *Materials Chemistry and Physics*, vol. 120, pp. 31–35, October 2009.
۱۳. مسعود صلواتی نیاسری و زینب فرشته، "نانوشیمی روش‌های ساخت، بررسی خواص و کاربردها"، ربابه زمانی، تهران، ایران: سخنوران، ۱۳۹۰.
14. K. Byrappa and Masahiro Yoshimura, *Handbook of Hydrothermal Technology A Technology for Crystal Growth and Materials Processing*. New Jersey: Noyes, 2001.



روش‌های مختلف سنتز نانو پودر دی‌بورید زیر کونیم (ZrB_2)

مینا سعیدی حیدری، مه‌ری مشه‌دی

دانشگاه صنعتی مالک اشتر

Minasaeeedi85@gmail.com

چکیده: دی‌بورید زیرکونیم (ZrB_2) خواص منحصر به فردی دارد و به همین علت به عنوان ماده‌ای با کاربردهای حساس در هوافضا مانند پروازهای مافوق صوت و یا سیستم‌های پیش‌رانه موشک شناخته شده است. سینتر این ماده به علت پیوندهای کوالانت قوی و نفوذ در خود پایین مشکل است و نیاز به دماهای بالا و فشار خارجی دارد که سنتز پودرهای نانو می‌تواند منجر به بهبود تراکم این ماده شود. روش‌های سنتز بسیاری برای تولید نانو پودرهای دی‌بورید زیرکونیم به کار رفته‌اند. در یک دسته بندی کلی این روش‌ها به واکنش بین زیرکونیم و بور، روش‌های احیا، روش‌های شیمیایی و روش‌های واکنشی تقسیم بندی می‌شوند. در این مقاله ابتدا ساختار، خواص و کاربردهای عمده پودر دی‌بورید زیرکونیم آورده شده و در ادامه جزئیات روش‌های سنتز و خواص نهایی پودرهای حاصل گزارش شده است.

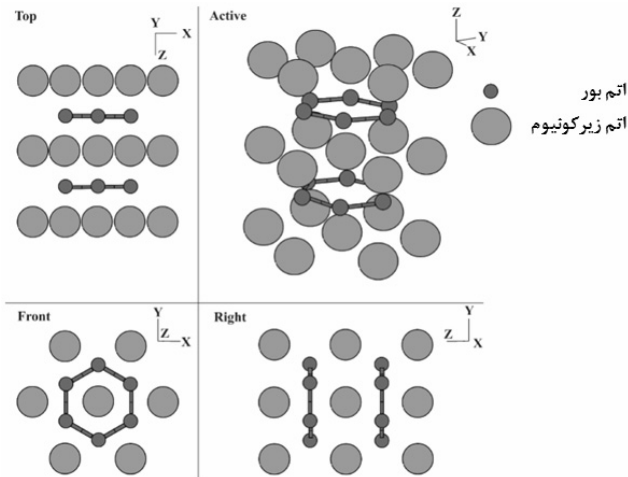
کلمات کلیدی: نانو ذرات، دی‌بورید زیرکونیم (ZrB_2)، روش‌های سنتز، خواص، کاربرد.

۱- مقدمه

دی‌بورید زیرکونیم یکی از مواد شناخته شده به‌عنوان سرمایه‌های دما بالا است که خواص بسیار خوبی نظیر دمای ذوب بالا، سختی بالا، مدول یانگ بالا و ... دارد. این خواص منجر به کاربرد این ماده به‌عنوان مواد محافظ حرارتی، ابزارهای برش، الکترودهای دما بالا، اجزای موتور برای پروازهای مافوق صوت، پیش‌رانه موشک و ... شده است. با این حال کاربردهای سرمایه‌های بر پایه دی‌بورید زیرکونیم به علت ویژگی‌های این پودر مانند اندازه ذرات، خلوص و ... آن محدود شده است [۱]. از طرف دیگر، سینترپذیری دی‌بورید زیرکونیم به علت پیوندهای کوالانت قوی، ضریب نفوذ در خود پایین، نقطه ذوب بالا و فشار بخار بالا نیاز به دماهای بالا و فشار خارجی دارد. هر چه اندازه ذرات کوچک‌تر باشد، نیروی محرکه سینتر قوی‌تر بوده و خواص مکانیکی بالاتری در دماهای سینتر کم‌تر حاصل خواهد شد. به همین سبب پژوهش‌های بسیاری برای سنتز ذرات نانومتری دی‌بورید زیرکونیم صورت گرفته است [۲ و ۳]. در این مقاله ابتدا خواص عمده دی‌بورید زیرکونیم شامل ساختار کریستالی، خواص مکانیکی، حرارتی، الکتریکی و شیمیایی که در بسیاری از کاربردها اهمیت دارند آورده شده و در ادامه کاربردها، روش‌های سنتز، اندازه ذرات و خلوص پودر نهایی بررسی شده است.

۱-۱- ساختار دی‌بورید زیرکونیم

دی‌بورید زیرکونیم (ZrB_2) یکی از پایدارترین بوریدها است که دارای ساختار هگزاگونال می‌باشد و از شبکه‌های دو بعدی اتم‌های بور ساخته شده و شامل پیوندهای B-B، Zr-Zr و Zr-B است. ساختار کریستالی این ماده در شکل ۱ نشان داده شده است. هر اتم زیرکونیم در هر لایه با ۶ اتم زیرکونیم و ۱۲ اتم بور همسایه است. در وضعیت مشابه، هر اتم بور با ۳ اتم بور در هر صفحه و ۶ اتم زیرکونیم همسایه است [۴].



شکل ۱- ساختار کریستالی دی‌بورید زیرکونیم [۲].

۲- خواص دی‌بورید زیرکونیم

دی‌بورید زیرکونیم (ZrB_2) علاوه بر نقطه ذوب بالا، خواص عالی دیگری نیز دارد که برخی از این خواص ساختاری، فیزیکی، انتقالی و ترمودینامیکی در جدول ۱ آورده شده است. پیوند قوی بین B-B، Zr-Zr و Zr-B خواص این ماده را کنترل می‌کند. پیوندهای Zr-B و B-B مسؤل دمای ذوب بالا و سختی بسیار دی‌بورید زیرکونیم می‌باشند. نسبت نقطه ذوب بوریدهای فلزی به نقطه ذوب فلزات خالص تعیین کننده پایداری بوریدها است و با افزایش این نسبت، پایداری بوریدها افزایش می‌یابد. دی‌بورید زیرکونیم بعد از دی‌بورید تیتانیم سخت ترین ماده است و بالاترین نقطه ذوب را در بین بوریدهای فلزی گروه چهارم جدول تناوبی دارد [۴].

جدول ۱- خواص دی‌بورید زیرکونیم [۲ و ۴].

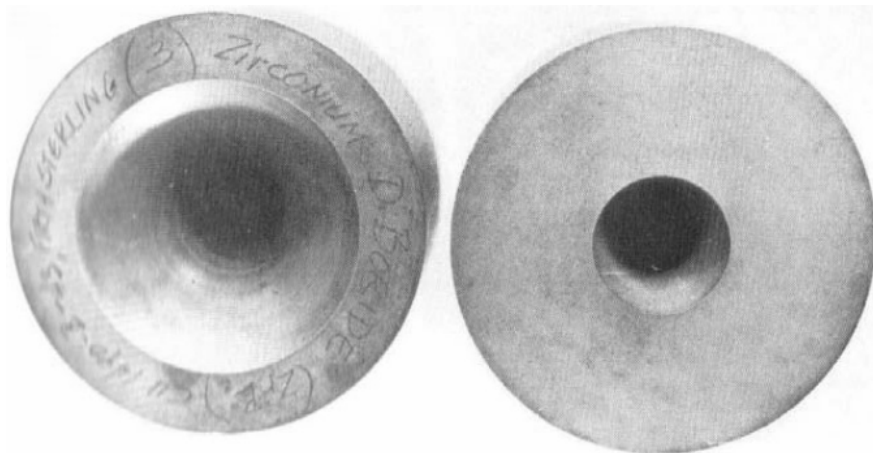
مقادیر برای دی‌بورید زیرکونیم (ZrB_2)	خواص
هگزاگونال	سیستم کریستالی
$P6/mmm A1B_2$	ساختار اولیه
۳/۱۷	$a = b$ (Å)
۳/۵۳	c (Å)
۶/۱۱۹	چگالی (gr/cm^3)
۳۲۴۵	دمای ذوب ($^{\circ}C$)
۴۸۹	مدول یانگ (GPa)
۲۱۵	مدول بالک (GPa)
۲۳	سختی (GPa)
$5/9 \times 10^{-6}$	ضریب انبساط حرارتی (K^{-1})
۴۸/۲	ظرفیت حرارتی در $25^{\circ}C$ ($J.(mol.K)^{-1}$)
۷-۱۰	مقاومت الکتریکی ($\mu ohm.cm$)
۶۰	هدایت حرارتی ($W.(m.K)^{-1}$)
-۳۲۲/۶	آنتالپی تشکیل در $25^{\circ}C$ (kJ)
-۳۱۸/۲	انرژی آزاد تشکیل در $25^{\circ}C$ (kJ)



مقاومت الکتریکی دی‌بورید زیرکونیم بیانگر هدایت بالای آن است. این ماده هدایت الکتریکی بیش تری نسبت به فلز مادر آن یعنی زیرکونیم دارد. به علاوه ضریب انبساط حرارتی آن نیز کم‌تر از زیرکونیم است و هدایت حرارتی بسیار خوبی دارد.

۳- کاربردهای دی‌بورید زیرکونیم

ترکیب این خواص، منجر به کاربرد بسیار ZrB_2 و سرامیک‌های بر پایه ZrB_2 در صنایع مختلف شده است که از جمله می‌توان به پوشش‌های مقاوم در دماهای بالا و مقاوم در برابر اکسیداسیون و خوردگی، نازل‌های اسپری‌های دما بالا، صنایع نظامی، پیشرانه موشک، قطعات الکترونیکی، ابزارهای برش، اجزای موتور برای پروازهای مافوق صوت، محافظ حرارتی برای وسایل نقلیه هوایی، بوته‌های ذوب فلزات، الکترودهای دما بالا و پوشش‌های محافظ برای فولادها اشاره نمود. نازل موشک ساخته شده از ZrB_2 در شکل ۲ نشان داده شده است [۵-۲].



شکل ۲- نازل موشک ساخته شده از دی‌بورید زیرکونیم [۴].

۴- روش‌های سنتز

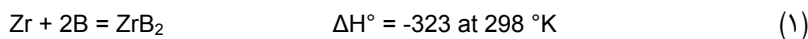
سنتز ذرات دی‌بورید زیرکونیم به وسیله دانشمندان بسیاری بررسی شده است و بسیاری از روش‌های مورد استفاده منجر به سنتز ذرات دی‌بورید زیرکونیم با اندازه ذرات نانو و خلوص بالا شده است. سنتز پودرهای بسیار ریز می‌تواند نیروی محرکه سینتر شدن را افزایش داده و منجر به بهبود تراکم و افزایش خواص مکانیکی سرامیک حاصل از پودر دی‌بورید زیرکونیم شود. تاکنون روش‌های مختلفی نظیر واکنش بین زیرکونیم و بور، روش‌های احیا، روش‌های شیمیایی و واکنشی برای سنتز پودر ZrB_2 به کار رفته‌اند.

۴-۱- واکنش بین پودرهای زیرکونیم و بور

واکنش بین زیرکونیم و عنصر بور مستقیم‌ترین روش سنتز ذرات دی‌بورید زیرکونیم است. استفاده از این روش به صدها سال قبل بر می‌گردد و دی‌بوریدهای خالص تا ۵۰ سال پیش به علت مشکلات به دست آوردن بور خالص، تولید نشده بودند [۲]. تولید دی‌بورید زیرکونیم به این روش امکان کنترل ترکیب و خلوص پودر حاصل را افزایش می‌دهد. با این حال این روش به علت هزینه بالای پودرهای بور و زیرکونیم غیر اقتصادی است [۶]. علاوه بر این روش مذکور نیاز به دماهای فعالسازی بالایی دارد. مکینو^۱ و همکارانش [۷] دمای فعالسازی واکنش ۱ را که بین زیرکونیم و بور صورت می‌گیرد، $1467^{\circ}C$ گزارش کرده‌اند. این واکنش به شدت گرماده بوده و ممکن است سبب ایجاد آتش در محفظه شود.

¹ Makino

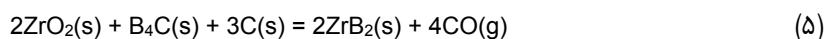
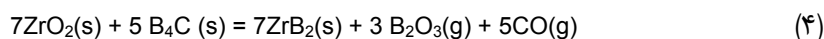
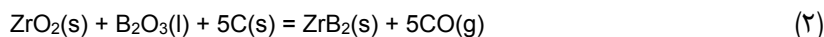




همچنین واکنش پذیری پودر عناصر خالص در معرض اکسیژن نیز بسیار بالا است. بنابراین، ذرات زیرکونیم می‌توانند به سرعت با فیلمی اکسیدی پوشیده شوند. دانشمندان به منظور غلبه بر این موارد، به جای استفاده از پودرهای عناصر زیرکونیم و بور از روش‌های سنتز دیگری استفاده کرده‌اند که در آن‌ها از اکسید زیرکونیم استفاده شده است [۴ و ۸].

۴-۲- روش‌های احیا

روش‌های احیا به سه دسته احیای کربوترمال ZrO_2 و B_2O_3 ، احیای بوروترمال ZrO_2 و احیای بوروکربوترمال ZrO_2 و B_4C تقسیم می‌شوند. اساسا واکنش‌های احیا کنترل پذیر بوده و نسبت به دیگر روش‌ها کم هزینه‌تر می‌باشند [۵ و ۹] که رایج ترین این واکنش‌ها عبارتند از:



واکنش ۲ برای تولید پودرهای ZrB_2 تجاری به کار برده می‌شود. واکنش ۳، به عنوان واکنش احیای بوروترمال شناخته شده است و با اینکه واکنش ساده‌ای است که از دو واکنش دهنده و دو محصول تشکیل شده است ولی توجه زیادی به آن نشده است. واکنش‌های ۴ و ۵، اغلب تحت شرایط آزمایشگاهی استفاده می‌شوند [۱۰ و ۱۱]. معمولا در محصولات حاصل از واکنش‌های ۲، ۴ و ۵ فازهای کاربید و کربن به عنوان ناخالصی در پودر نهایی مشاهده شده‌اند. در واکنش‌های احیای بوروترمال، بور به عنوان اصلی ترین ناخالصی شناخته شده است. اگرچه که کربن در عایق‌ها و المنت‌های گرافیتی کوره حضور دارد، عدم خلوص محصول نهایی به علت واکنش ۲ محدود شده است، به طوریکه B_2O_3 یک محصول میانی واکنش ۳ بوده و همچنین می‌تواند همراه با پودر اولیه B تولید شود. گزارش‌های اخیر نشان داده‌اند که مقدار مناسب B می‌تواند ناخالصی‌های اکسیژن را دفع کرده و فرایند متراکم شدن سرمایه‌های حاوی ZrB_2 را بهبود بخشد. بنابراین پودرهای ZrB_2 تهیه شده به وسیله احیای بوروترمال ممکن است مزیت‌هایی را در زمینه‌ی ساخت سرمایه‌های بر پایه‌ی ZrB_2 داشته باشند [۱۲].

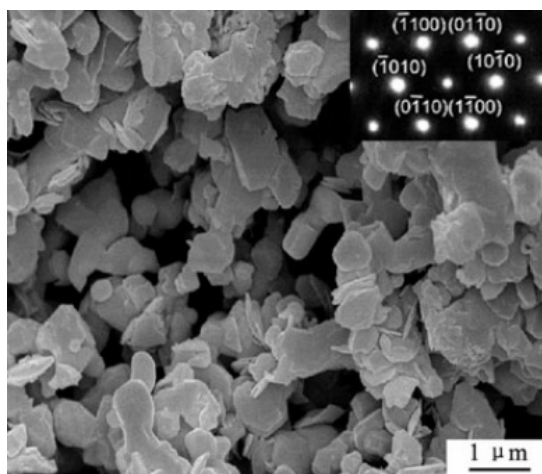
واکنش‌های ۲ و ۵ بسیار مشابه یکدیگر می‌باشند، با این حال هنگامیکه از B_4C به عنوان منبع کربن استفاده شده، مونوکسید کربن کمتری در محصول نهایی تولید شده و واکنش در دمای پایین تری رخ داده است. این واکنش‌ها هر دو بسیار گرماگیر بوده و بنابراین برای دماهای بسیار بالا مطلوب هستند. واکنش ۲ برای دماهای بالای 1500°C مطلوب بوده و واکنش ۳ در دماهای بالاتر از 1400°C مطلوب است. معمولا دماهای نزدیک به 2000°C برای سنتز پودر ZrB_2 به روش‌های کربوترمال و بوروکربوترمال به کار می‌روند [۴].

بر پایه واکنش‌های ذکر شده، محققان بسیاری تحقیق کرده و نتایج قابل توجهی را به دست آورده‌اند. از جمله کاراسو^۱ [۱۳]، احیای کربوترمال مخلوط اکسیدهای زیرکونیم و بور را بررسی کرده است. فانک^۲ و همکارش [۱۴]، تاثیر ترکیب شیمیایی و اندازه ذرات کاربید بور را بر ترکیب فازی و شیمیایی پودر ZrB_2 بررسی کرده‌اند. کازنکوا^۳ و همکارش [۱۵] نیز سنتز پودر ZrB_2 را از طریق روش بوروکربوترمال بررسی کرده‌اند.

¹ Karasev
² Funke
³ Kuzenkova

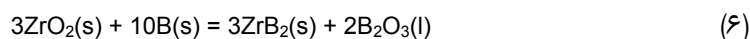


پشو و بلیزناکاو^۱ [۹] گزارش کرده‌اند که برای پیشرفت کامل واکنش ZrO_2 و بور نیاز به دمای بالاتر از $1600^\circ C$ است. بارتن و نیکلاس^۲ [۱۶] نیز از واکنشی مشابه برای تولید گاز BO و به دست آوردن ZrB_2 در دمای $1150^\circ C$ استفاده کرده‌اند. در گزارش‌هایی که ذکر شد، اساساً روی ترکیب پودر ZrB_2 کار شده و هیچ اطلاعاتی در زمینه روش، اندازه ذرات و مورفولوژی حاصل ارائه نشده است. با این حال ژاو^۳ و همکارش [۱۰] در سال ۱۹۹۵، جیو^۴ و همکارش [۱۱] در سال ۲۰۰۹ و سانبر^۵ و همکارانش [۱۷] در سال ۲۰۱۱، تاثیر دما و زمان نگهداری را بر خلوص و اندازه ذرات پودر ZrB_2 سنتز شده از طریق فرایند بوروکربوترمال ZrO_2 با B_4C و کربن در اتمسفر خنثی بررسی کرده‌اند. هی جی^۶ و همکارانش [۱۸] نیز ذرات ZrB_2 را با استفاده از روش بوروکربوترمال و با استفاده از نانو ذرات ZrO_2 ، نانو ذرات کربن و بور آمورف در دمای $1550^\circ C$ و به مدت ۲ ساعت سنتز کرده‌اند. متوسط اندازه ذرات حاصل از روش فوق یک میکرومتر و مورفولوژی ذرات صفحه‌ای شکل است (شکل ۳).



شکل ۳- تصویر SEM ذرات دی‌بورید زیرکونیم با استفاده از روش بوروکربوترمال [۱۸].

رن^۷ و همکارانش [۱۹] پودرهای دی‌بورید زیرکونیم با ابعاد زیر میکرون را به روش احیای بوروترمال نانو ذرات ZrO_2 ، بور و مقدار کمی H_3BO_3 سنتز کرده‌اند. آن‌ها علاوه بر اندازه و مورفولوژی ذرات ZrB_2 روی چگونگی واکنش‌ها از لحاظ تجربی و ترمودینامیکی نیز بحث کرده‌اند. آن‌ها ابتدا ZrO_2 و B را با یکدیگر مخلوط کرده‌اند که منجر به تشکیل $B_2O_3(l)$ و $ZrB_2(s)$ شده است (واکنش ۶). در ادامه واکنش‌ها $B_2O_3(l)$ به وسیله‌ی باقیمانده‌ی B(s) در دمایی بالاتر مصرف شده و منجر به تولید $B_2O_2(g)$ ناپایدار و $BO(g)$ شده است (واکنش ۷). همچنین ممکن است $BO(g)$ به وسیله واکنش مستقیم بین $B_2O_3(l)$ و B(s) یا به وسیله تجزیه فاز گازی $B_2O_2(g)$ به دست آید (واکنش ۸) [۲۰].



فشار محیط به شدت بر دمای اولیه و مقدار نسبی اکسید بور تولید شده از واکنش $B_2O_3(l)$ و B(s) اثر گذار

¹ Peshev and Bliznakov

² Barton and Nicholls

³ Zhao

⁴ Guo

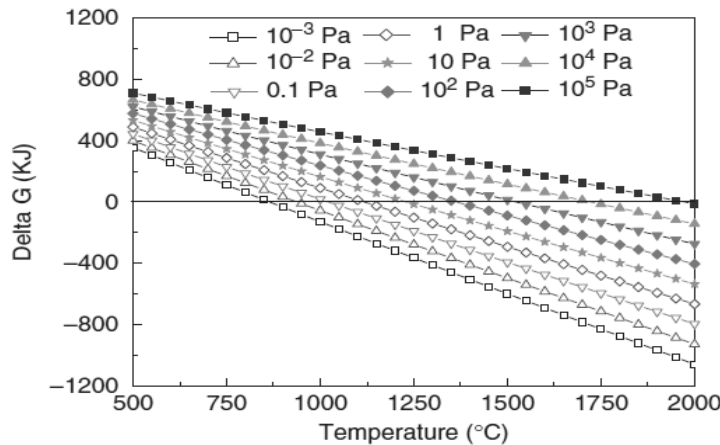
⁵ Sonber

⁶ Haijie

⁷ Ran

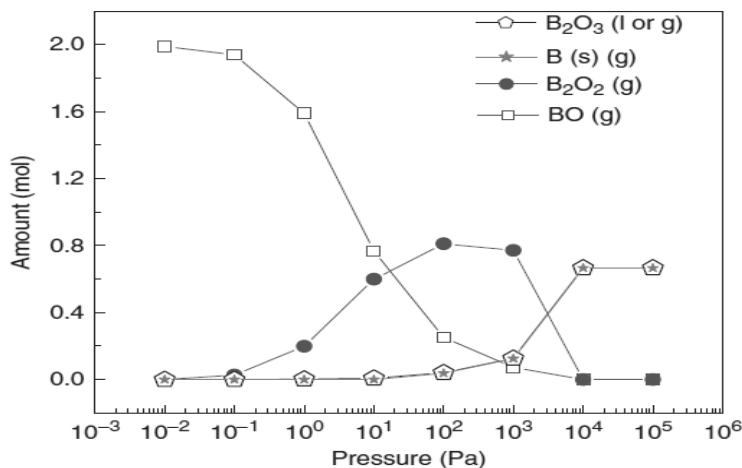


است. انرژی آزاد گیبس واکنش ۷ به عنوان عملکرد دما و فشار جزئی $B_2O_2(g)$ در شکل ۴ نشان داده شده است. فشار محیطی روی دمای شروع واکنش تشکیل گاز موثر است. برای مثال، برای شروع واکنش ۷ در حالت استاندارد ($P_{B_2O_2} = 1/0.13 \times 10^5 \text{ Pa}$) از 1950°C به 850°C در فشار 10^{-3} Pa کاهش می‌یابد. این محققان فشار جزئی $B_2O_2(g)$ را فشار کوره (بین ۱۰ و ۱۲۰ پاسکال) فرض کردند و به این معنی است که دمای مناسب برای واکنش ۷ تحت شرایط تجربی بین ۱۲۵۰ و ۱۳۵۰ درجه سانتی‌گراد است.



شکل ۴- انرژی آزاد گیبس واکنش ۶ به عنوان عملکرد دما و فشار جزئی $B_2O_2(g)$ [۱۹].

فشار محیطی یعنی فشار کوره، بر نوع و مقدار ترکیبات B-O اثرگذار است که به طور خلاصه در شکل ۵ آورده شده است. در 1650°C ، $BO(g)$ تنها محصول اکسید بور تحت فشار زیر 10^{-2} پاسکال است، در حالیکه $B(s)$ و $B_2O_3(l)$ محصولات حاصل در فشار 10^4 پاسکال است. $B_2O_3(g)$ ، $BO(g)$ و $B(s)$ در فشار بین 10^{-2} و 10^4 پاسکال به صورت همزمان حاصل می‌شوند.

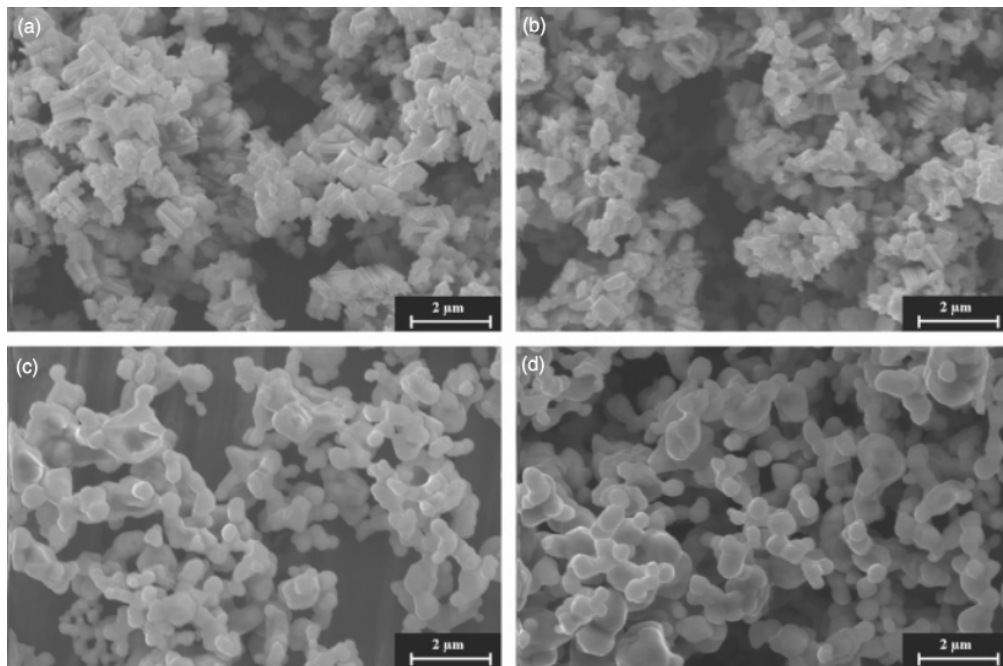


شکل ۵- محصولات وابسته به بور به عنوان تاثیر فشار محیطی در دمای 1650°C برای

واکنش یک مول دی اکسید زیرکونیم و ۴ مول بور [۱۹].

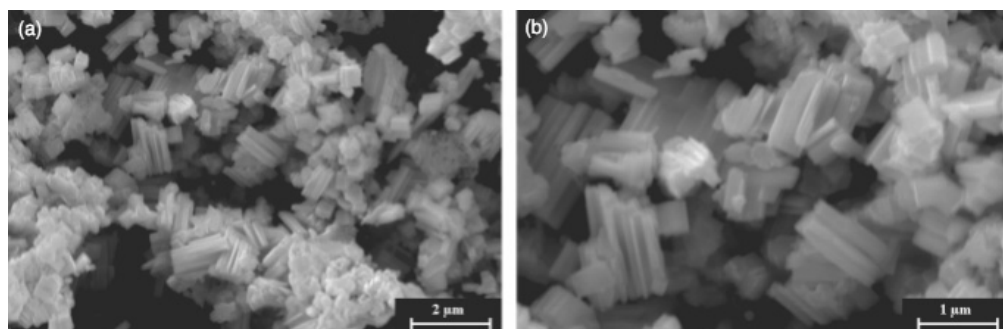
واکنش‌های کربوترمال و بوروکربوترمال بر اساس ترمودینامیک در دمای زیر 1000°C در خلا (حدود ۱۰ پاسکال) مطلوب هستند [۱۱]. با این حال نتایج تجربی نشان دهنده این است که حتی با افزودن B_4C در زیر 1500°C واکنش نکرده و فرآورده‌های نامناسبی نظیر ZrC و C حاصل می‌شوند [۱۱ و ۱۴]. شکل ۶ تصاویر SEM پودرهای ZrB_2 سنتز شده در دماهای مختلف را نشان می‌دهد. پودرهای ZrB_2 به دست آمده در 1000°C و 1200°C درجه سانتی‌گراد، دارای سطوح کوچک بوده، در حالیکه پودرهایی که در دماهای 1500°C و 1650°C درجه سانتی‌گراد دیده‌اند، تقریباً کروی شکل هستند. با افزایش دمای سنتز (بالای 1400°C).

(I) B_2O_3 در سیستم به سبب تبخیر و بر اساس واکنش ۶ مصرف می‌شود. در نتیجه در بالای $1200^\circ C$ ، فاز مایع به مقدار کم یا بسیار ناچیز خواهد بود [۱۹].



شکل ۶- تصاویر SEM پودرهای ZrB_2 سنتز شده در دماهای $1000^\circ C$ (a)، $1200^\circ C$ (b)، $1500^\circ C$ (c) و $1650^\circ C$ (d) [۱۹].

تبدیل کامل ZrO_2 به ZrB_2 می‌تواند بعد از دو ساعت در دمای $1000^\circ C$ و در خلا به میزان ۲۰-۱۰ پاسکال صورت پذیرد، اما برای اینکه بورهای باقیمانده به طور کامل از بین بروند، نیاز به دماهای بالاتر از $1500^\circ C$ می‌باشد. مورفولوژی پودرهای ZrB_2 به دست آمده از شکل‌های کوچک در $1000^\circ C$ به کروی شکل در $1500^\circ C$ تغییر کرده که می‌تواند به سبب حضور (I) B_2O_3 و یا درشت شدن دانه‌ها حین افزایش دما باشد. اگرچه که تشخیص بین اثر دما و (I) B_2O_3 مشکل است، ولی از مقایسه شکل‌های ۶ و ۷ مشاهده می‌شود که با افزودن H_3BO_3 به جای B_2O_3 در دمای $1000^\circ C$ ، فاز B_2O_3 مایع بیش تر شده و شکل دانه‌های ZrB_2 به دست آمده از B_2O_3 در این دما، بسیار مسطح‌تر و یکنواخت‌تر از شکل پودرهای به دست آمده از H_3BO_3 به عنوان پودر اولیه در همان دما است. اندازه ذرات حاصل از BET با افزایش دمای سنتز از $1650-1000^\circ C$ درجه سانتی‌گراد بین $0.66-0.15 \mu m$ به دست آمده و میزان اکسیژن پودرهای سنتز شده B_2O_3 نیز در دمای $1650^\circ C$ کمتر از $0.43 wt\%$ بوده است [۱۹].

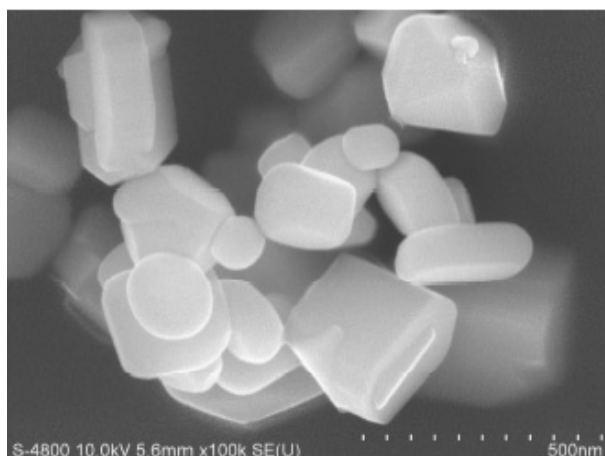


شکل ۷- تصاویر SEM، (a) با بزرگنمایی کم و (b) با بزرگنمایی زیاد (پودرهای ZrB_2 سنتز شده در دمای $1000^\circ C$ با افزودن H_3BO_3 ۵۰wt% به مخلوط پودر اولیه) [۱۹].

از مزایای روش احیای کربوترمال نسبت به سایر روش‌های احیا این است که هیچ ناخالصی اکسیدی در

محصول نهایی وجود ندارد [۴]. با این حال در این روش ضمن اینکه مدت زمان زیادی جهت انجام فرایند مورد نیاز است، واکنش در دمای بالا صورت می‌پذیرد و در نتیجه پودرهای سنتز شده، اندازه‌ی کریستال‌های نسبتاً بزرگ و سینتر پذیری کمی خواهند داشت [۱۹].

به منظور سنتز نانو ذرات ZrB_2 ، سان و همکارانش^۱ [۳] از روشی متفاوت استفاده کرده‌اند. آن‌ها با استفاده از واکنش احیای بوروترمال با سرعت حرارت‌دهی بسیار بالا ($200^\circ C/min$)، در دمای کم ($950^\circ C$) و مدت زمان ۵ دقیقه موفق به سنتز نانو ذرات شده‌اند. در این روش زیرکونیم اکسی کلراید (Zirconium oxychloride) و بور به عنوان منابع اولیه زیرکونیا و بور به کار رفته شده است. در تصویر FE-SEM، مشاهده می‌شود که ذرات ZrB_2 مورفولوژی صفحه‌ای شکل دارند و اندازه کریستال‌های پودرهای سنتز شده کمتر از 300 nm به دست آمده است (شکل ۸).



شکل ۸- تصویر FE-SEM پودرهای ZrB_2 سنتز شده در دمای $950^\circ C$ به مدت ۵ دقیقه [۳]

اخیراً هی لانگ^۲ و همکارانش، پودرهای ZrB_2 را در دمای $1600^\circ C$ با خلوص بالا ($99.67\text{ wt}\%$) و اندازه ذرات بسیار ریز نانومتری ($50-100\text{ nm}$) با استفاده از واکنش کربوترمال و از طریق روش رسوب دهی مواد محلول به دست آورده‌اند. در این روش، زیرکونیم اکسی کلراید و کاربید بور و پودر کربن به عنوان مواد اولیه به کار رفته‌اند (واکنش ۹).



دمای سنتز تاثیر بسیاری بر اندازه ذرات دارد، بطوریکه در دمای کمتر پودر ریزتر حاصل می‌شود. ترکیب شیمیایی پودر حاصل در دماهای مختلف، به وسیله XRF در جدول ۲ تخمین زده شده است [۲۱].

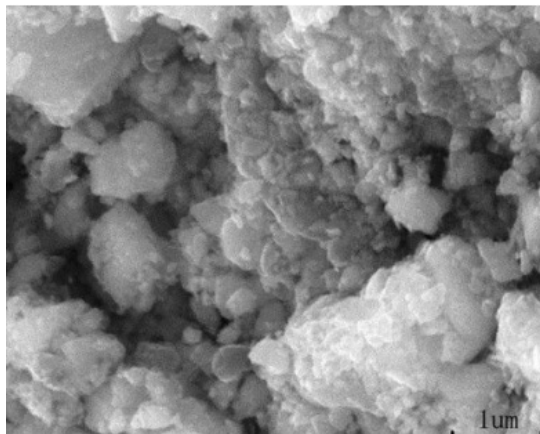
جدول ۲- مقایسه اندازه ذرات پودرهای ZrB_2 سنتز شده در دماهای مختلف [۲۱].

Temperature[$^\circ C$]	BET [m^2/g]	Size[μm]	Oxygen content[wt%]	Pure[%]
1500	11.67	84.3	0.77	98.22
1550	14.12	69.7	0.46	99.15
1600	18.33	53.7	0.18	99.67
1650	9.27	106.1	0.26	98.73

شکل ۹، تصاویر SEM پودر ZrB_2 به دست آمده در دمای $1600^\circ C$ را نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود، قسمت‌های عمده پودر سنتز شده در دمای $1600^\circ C$ نسبتاً ریز (کمتر از 200 nm) و عمدتاً از نظر شکل بی‌قاعده هستند. متوسط اندازه ذرات $1-2\ \mu m$ است [۲۱].

¹ Sun
² Hailong





شکل ۹- تصویر SEM پودر سنتز شده در دمای ۱۶۰۰°C [۲۱].

۴-۳- روش‌های شیمیایی

منظور از روش‌های شیمیایی، فرایندهایی است که در آن یکی یا همه اجزا محلول باشند. منبعی که بور از آن تهیه می‌شود، اسید بوریک و آلکوکسیدهای بور می‌باشند. مهمترین امتیاز روش‌های بر پایه محلول این است که اجزا (در مقیاس اتمی یا مولکولی) اختلاط بیش تری با هم دارند [۲۲]. این دسته شامل روش‌های سنتز الکتروشیمیایی، احیای همزمان و روش سل ژل با استفاده از مواد اولیه آلی-فلزی در یک حلال آلی و یا مواد اولیه هیبریدی آلی و غیر آلی می‌باشد.

اساس فرایند رسوب‌دهی الکتروشیمیایی بر انجام واکنش‌های اکسیداسیون و احیاء در فاز مایع به وسیله اعمال جریان و ولتاژ مناسب استوار است. برای داشتن این عمل، داشتن سه جزء کاتد، آند و الکترولیت الزامی است. آند الکترودی است که در آن واکنش‌های اکسیدی صورت می‌گیرد. واکنش احیاء نیز در کاتد انجام می‌شود و الکترولیت محیط انتقال یون‌ها و الکترون‌ها را فراهم می‌کند [۲۳].

سنتز الکتروشیمیایی دی‌بورید زیرکونیم به طور گسترده مطالعه شده است. در سال ۱۹۹۲ تهیه بوریدها به وسیله الکترولیز فلوریدهای مذاب، اکسیدهای بور و یک فلز دما بالا در دمای ۱۰۰۰-۹۰۰ درجه سانتی‌گراد مورد بررسی قرار گرفته است و ۱۷ بورید از جمله ZrB_2 ، TiB_2 ، NbB_2 ، VB_2 ، CrB_2 سنتز شد [۲۴]. آنتونی^۱ و همکارش [۲۵] نیز سنتز بر پایه این روش را از طریق سیستم $ZrO_2 - B_2O_3 - K_2ZrF_6 - KBF_4$ و در دمای $600^\circ C$ بررسی کرده‌اند. ملار^۲ و همکارش [۲۶] این روش را در سیستم $ZrF_4 - B_2O_3 - LiF - KF - NaF$ و در دماهای ۷۵۰-۸۰۰ درجه سانتی‌گراد بررسی کرده و پوشش متراکمی از دی‌بورید زیرکونیم را روی کاتد به دست آورده‌اند. گامز^۳ و همکارانش [۲۷] نیز با استفاده از سیستم $NaCl - Na_3AlF_6 - NaOH - Na_2B_4O_7$ در دمای $800^\circ C$ نیز توسط وندت^۴ و همکارانش [۲۸] بررسی شده است. نمک مذاب $FLiNaK$ شامل مخلوطی از LiF ، $ZrSiO_4$ (ZrO_2) در دمای $1050^\circ C$ پودر ZrB_2 را سنتز کرده‌اند. سیستم $FLiNaK - KBF_4 - K_2ZrF_6$ در دمای $800^\circ C$ نیز توسط وندت^۴ و همکارانش [۲۸] بررسی شده است. نمک مذاب $FLiNaK$ شامل مخلوطی از LiF ، فلورید سدیم و فلورید پتاسیم می‌باشد و بسیار پرکاربرد است. دیاتکین^۵ [۲۹] روی سنتز الکترولیتی ذرات ZrB_2 از طریق مذاب کریولیت-آلومینا به همراه زیرکونیم و اکسید بور بررسی کرده است.

در پژوهشی دیگر دیاتکین و همکارانش [۳۰] سیستم $NaF - K_2ZrF_6 - KBF_4 - KCl - NaCl$ را در دماهای ۷۰۰-۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد بررسی کرده‌اند. با این حال به علت سمی بودن الکترولیت‌های مورد استفاده [۲۳]، گران قیمت و مشکل بودن، این فرایند مقرون به صرفه نیست [۳۱].

¹ Anthony

² Mellors

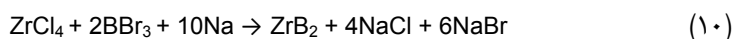
³ Gomes

⁴ Vendt

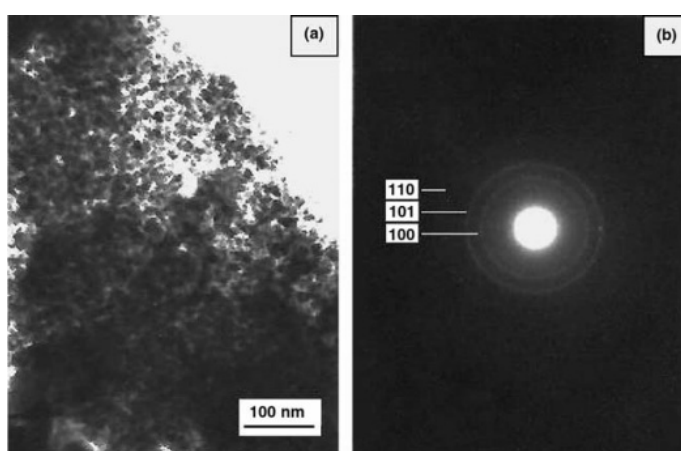
⁵ Devyatkin



چن^۱ و همکارانش [۳۲] با استفاده از احیای همزمان $ZrCl_4$ ، BBr_3 و سدیم فلزی به عنوان عامل کاهنده، در دمای $400^\circ C$ و پس از ۶ ساعت، نانو کریستال هگزاگونال ZrB_2 را به دست آورده‌اند (واکنش ۱۰ در دمای $400^\circ C$). به نظر آن‌ها روش حاضر امکان تولید پودر ZrB_2 با درجه کریستالینیتی بالاتر و یک توزیع اندازه ذرات باریک‌تر را می‌دهد.



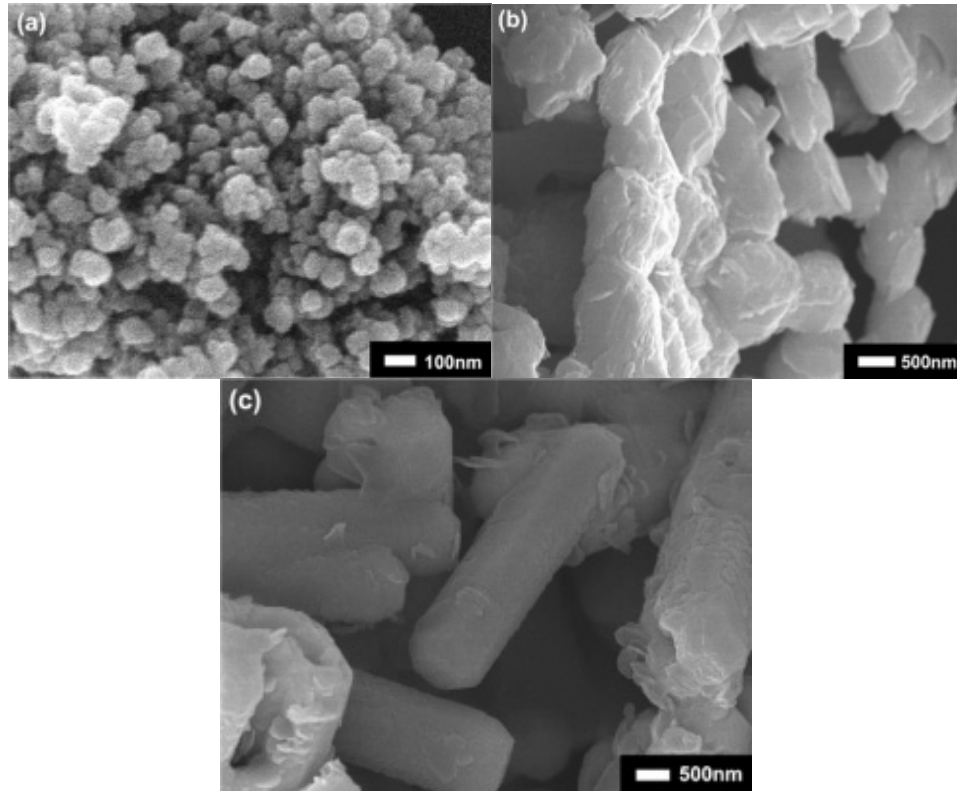
به منظور سنتز ذرات در ابعاد نانو، دانشمندان بسیاری روش سل ژل را مورد بررسی قرار داده‌اند که متداول‌ترین روش تولید نانو ذرات در فاز مایع است. دلایل انتخاب این روش، آسانی فرایند، عدم نیاز به تجهیزات ویژه و تنوع محصولات تولیدی است [۲۳]. چن و همکارانش [۳۳] بر اساس واکنش $ZrCl_4$ و $NaBH_4$ در یک اتوکلاو در دمای $700^\circ C$ و به مدت ۱۲ ساعت، توانسته‌اند ذرات ZrB_2 را با ابعاد ۲۰-۱۰ نانومتر سنتز کنند (شکل ۱۰). بر اساس بررسی آن‌ها افزایش دما و فشار منجر به افزایش اندازه کریستال‌ها خواهد شد.



شکل ۱۰- تصویر TEM و الگوی پراش الکترونی ناحیه انتخابی ZrB_2 تهیه شده به وسیله واکنش $ZrCl_4$ و $NaBH_4$ در دمای $700^\circ C$ و به مدت ۱۲ ساعت [۳۳].

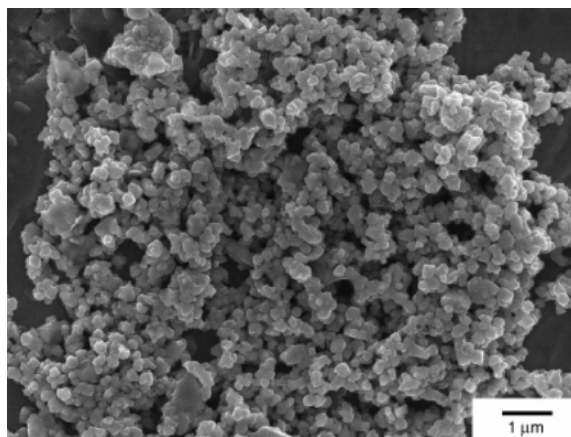
سای^۲ و همکارانش [۲۲] نیز از طریق روش سل ژل و با استفاده از مواد اولیه ان- پروپوکسید $(Zr(OPr)_4)$ ، H_3BO_3 و رزین فنولیک، در دمای $1300^\circ C$ و به مدت ۲ ساعت، ذرات تقریباً کروی شکل ZrB_2 را با ابعاد ۲۰۰-۶۰۰ نانومتر سنتز کرده‌اند. با این حال بیش تر آلکوکسیدهای شناخته شده به طور خود به خود با آب واکنش داده و تشکیل رسوبی ویسکوز را می‌دهند که نیاز به تغییر شیمیایی به منظور کنترل هیدرولیز دارند. در مورد دی‌بورید زیرکونیم، ممکن است ماده اولیه ژل مانند به وسیله هیدرولیز $(Zr(OPr)_4)$ با استیل استون (acetyl acetone) تغییر شیمیایی یابد. با این وجود، بیش تر محققان ذکر کرده‌اند که استفاده از استیل استون منجر به تشکیل اکسی کاربید با میزان اکسیژن نسبتاً زیاد شده و منجر به کاهش خواص مکانیکی می‌شود. راه دیگر کنترل هیدرولیز آلکوکسیدها استفاده از تعدیل کننده اسید استیک (acetic acid) است [۳۴]. ژانگ^۳ و همکارانش [۱] نیز نانو ذرات ZrB_2 را با استفاده از روش سل ژل سنتز کرده‌اند. آن‌ها از اسید استیک هم به عنوان تعدیل کننده شیمیایی و هم به عنوان حلال برای کنترل هیدرولیز $(Zr(OPr)_4)$ استفاده کرده‌اند. قابل ذکر است که پودر تک فاز ZrB_2 با نسبت مولی $B/Zr = 2/3$ در دمای $1550^\circ C$ برای ۲ ساعت به دست آمده است. به علاوه تأثیر دمای ژلاسیون نیز روی شکل ذرات ZrB_2 بررسی شده است. همانطور که در شکل ۱۱ مشاهده می‌شود با افزایش دمای ژلاسیون، شکل ذرات از کروی شکل در دمای $65^\circ C$ به زنجیره‌ای در $75^\circ C$ و سپس میله‌ای شکل در $85^\circ C$ تغییر می‌کند.

¹ Chen
² Xie
³ Zhang



شکل ۱۱- تصاویر SEM پودر ZrB_2 سنتز شده در دمای $1550^\circ C$ به مدت ۲ ساعت در دماهای ژلاسیون متفاوت (a) $65^\circ C$ (b) $75^\circ C$ و (c) $85^\circ C$ [۱].

اگرچه که پودرهای ZrB_2 به طور موفقیت آمیزی از طریق روش سل ژل با استفاده از آلکوکسیدها و دیگر مواد آلی حاصل شده‌اند، با این حال مشکلاتی نظیر هزینه بالا، سمی بودن و سختی تعیین نسبت مولی C/Zr و C/B/Zr را در بر دارد. به همین سبب یان^۱ و همکارانش [۳۵]، با استفاده از مواد اولیه هیبریدی آلی- غیرآلی، یعنی استفاده از مواد اولیه غیر آلی اکسی کلرید زیرکونیم ($ZrOCl_2 \cdot 8H_2O$) و H_3BO_3 به عنوان منبع زیرکونیا و اسید بوریک و کربن پیرولیز شده از رزین فنولیک، سنتز ذرات ZrB_2 را بررسی کرده‌اند. آن‌ها در دمای حدود $1500^\circ C$ و به مدت ۱ ساعت موفق به تولید ذراتی با اندازه کمتر از ۲۰۰ nm شده‌اند (شکل ۱۲).

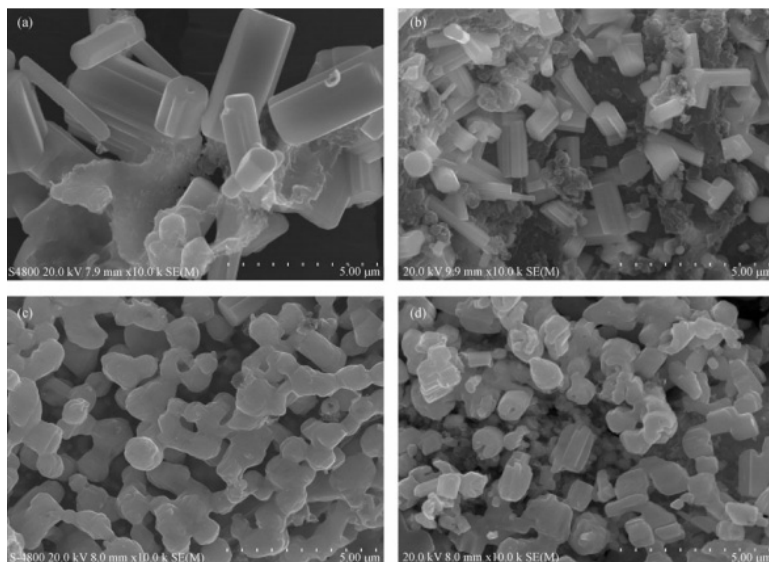


شکل ۱۲- تصویر SEM دی‌بورید زیرکونیم سنتز شده در دمای $1500^\circ C$ به مدت ۱ ساعت [۳۵].

یانگ^۲ و همکارانش [۳۶] نیز به همین روش ذرات ZrB_2 را سنتز کرده‌اند. آن‌ها علاوه بر تاثیر دما، زمان

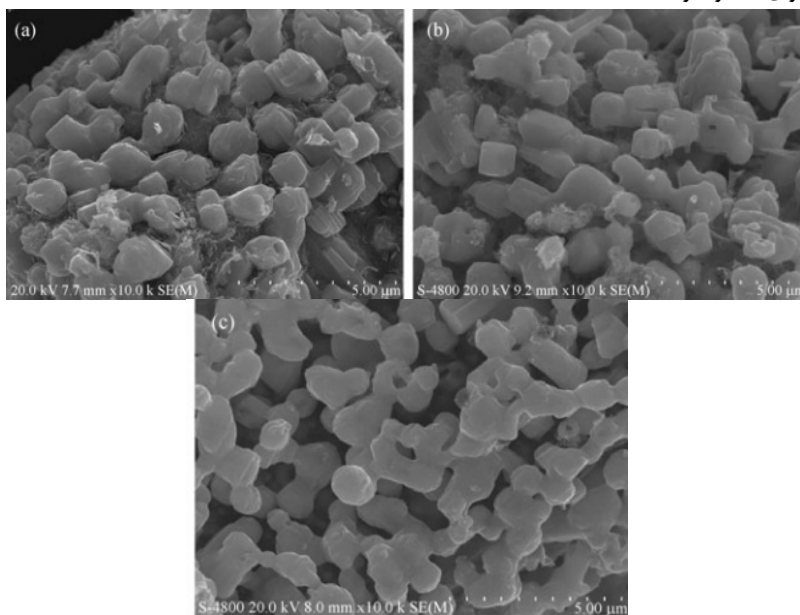
^۱ Yan
^۲ Yang

نگهداری در مرحله کلسیناسیون مواد اولیه را نیز بررسی کرده‌اند. شکل ۱۳ تصاویر SEM ذرات سنتز شده را نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود اندازه ذرات ZrB_2 با افزایش دما کاهش می‌یابد و به این علت است که جوانه زنی ذرات دی‌بورید زیرکونیم بسیار سریع‌تر از رشد آن‌ها صورت می‌گیرد. به علاوه شکل ذرات از میله‌ای در دماهای ۱۴۵۰ و ۱۵۰۰ درجه سانتی‌گراد به شکل کروی در دماهای بالاتر یعنی ۱۵۵۰ و ۱۶۰۰ درجه سانتی‌گراد تغییر کرده است.



شکل ۱۳- تصاویر SEM پودر دی‌بورید زیرکونیم در دماهای واکنش مختلف
(a) ۱۴۵۰°C (b) ۱۵۰۰°C (c) ۱۵۵۰°C (d) ۱۶۰۰°C [۳۶]

حضور آب در حلال از تشکیل ساختار بسیار ریز دانه ذرات کلوتیدی دی اکسید زیرکونیم جلوگیری کرده که تاثیر مستقیم بر اندازه ذرات ZrB_2 دارد. کوچکترین اندازه ذرات (۴۰۰-۱۰۰ nm) در دمای ۱۵۵۰°C و پس از ۲۰ دقیقه به دست آمده است. در شکل ۱۴، تصاویر SEM پودرهای سنتز شده در دمای ۱۵۵۰°C با زمان‌های نگهداری متفاوت آورده شده است (۲۰-۶۰ دقیقه). به نظر می‌رسد که اندازه ذرات با افزایش زمان نگهداری به مقدار ناچیزی تغییر کرده است [۳۶].



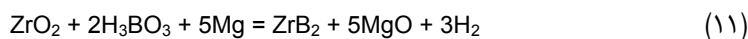
شکل ۱۴- تصاویر SEM پودرهای دی‌بورید زیرکونیم سنتز شده در ۱۵۵۰°C و زمان‌های نگهداری متفاوت (a) ۲۰ دقیقه، (b) ۳۰ دقیقه و (c) ۶۰ دقیقه [۳۶]



اگزوپن^۱ و همکارانش [۳۷]، با استفاده از اکسی نیترات زیر کونیم ($ZrO(NO_3)_2 \cdot 2H_2O$)، H_3BO_3 ، رزین فنولیک و تترا اتیل ارتو سیلیکات (TEOS) در دمای $1450^\circ C$ به ذرات کروی شکل ZrB_2 با اندازه حدود $1\mu m$ دست یافته‌اند. وانگ^۲ و همکارانش [۳۸] با ترکیب دو روش سل ژل و بوروکربوترمال، پودر ZrB_2 بسیار ریز و با خلوص بالا را سنتز کرده‌اند. مواد اولیه مورد استفاده اکسی کلرید زیر کونیم ($ZrOCl_2 \cdot 8H_2O$)، کاربید بور و کربن بوده است. در ادامه مخلوط ریز دانه مواد اولیه با استفاده از فرایند بر پایه محلول و رسوب‌دهی زیر کونیم اکسی کلرید به عنوان منبع زیر کونیا، کاربید بور و کربن در آب حاصل شده است. واکنش بوروکربوترمال در دمایی کمتر از $1600^\circ C$ و مدت ۲ ساعت کامل شده و پودرهایی با متوسط اندازه ذرات کم ($1-2\mu m$) و خلوص بالای 99.6% به دست آمده است.

۴-۴- روش‌های واکنشی

روش‌های واکنشی شامل روش‌های سنتز احتراقی، آلیاژ سازی مکانیکی، روش مکانو شیمیایی و سنتز احتراقی حجمی می‌باشد. روش سنتز احتراقی بر پایه واکنش گرم‌زای شدید بین پودرهای اولیه استوار است. دمای احتراق نهایی بالا است (بیشتر از $1000^\circ C$) و در زمان کوتاهی واکنش اتفاق می‌افتد و همچنین سرمایه‌های در این نوع واکنش با سرعت‌های زیاد ($10.3-10.6^\circ C/s$) روی می‌دهد. خواص و ساختار محصولات واکنش خود احتراقی با روش‌های سنتز در حالت جامد متفاوت است. به دلیل سرعت‌های سرمایه‌های بالا، غلظت عیوب افزایش یافته و ساختارهای غیر تعادلی موجود در محصول، سبب پدید آمدن حالت نیمه پایدار، فعالیت بیشتر و سینترپذیری بهتر می‌شود [۳۹]. در فرایند سنتز خود احتراقی دما بالای دی‌بورید زیر کونیم، پودرهای زیر کونیم و بور فلزی مخلوط شده و حرارت داده می‌شوند. پس از رسیدن سطح به دمای مورد نیاز، منبع حرارت خاموش شده و موج حرارت در داخل نمونه پیشروی می‌کند [۴۰]. لو^۳ [۴۱] برای سنتز ذرات ZrB_2 از مخلوط بور، دی اکسید زیر کونیم و آلومینیوم استفاده کرده است. در اواخر سال ۱۹۹۰ میلادی، حجم مقالات در زمینه سنتز احتراقی افزایش یافت که موضوعات آنها عبارتند از سنتز خود احتراقی به صورت مکانیکی (Mechanically induced Self-propagating Reactions - MRS) که در آن واکنش سنتز خود احتراقی در طول آسیاب درون بالمیل صورت می‌گیرد تا پودر به حالت بحرانی مطلوب برسد و روش آلیاژسازی مکانیکی و سنتز خود احتراقی دما بالا به طور همزمان (Mechanically Activated Self-propagating High-temperature Synthesis - MASHS) که شامل مدت کوتاهی آسیاب پر انرژی مواد اولیه و در ادامه سنتز خود احتراقی است. شرایط آسیاب بر اندازه ذرات تنش باقیمانده موثر است و گزارش شده که سرعت انتقال فازها را در سنتز خود احتراقی تغییر می‌دهد [۴۲]. خانرا^۴ و همکارانش [۴۳]، مخلوط پودرهای H_3BO_3 ، Mg و ZrO_2 را برای سنتز ZrB_2 به این روش به کار برده‌اند (واکنش ۱۱) و به این نتیجه رسیده‌اند که افزودن $NaCl$ به این ترکیب منجر به کاهش اندازه ذرات ZrB_2 خواهد شد.



با این حال استفاده از مواد اولیه اکسیدی نه تنها منجر به تشکیل محصولات جانبی مانند منیزیم بورات می‌شود که نیاز به مرحله اسیدشویی دارد، بلکه بازده واکنش دهنده‌ها را نیز کاهش می‌دهد [۴]. علاوه بر این ZrO_2 باقیمانده در محصولات به جا می‌ماند. ZrO_2 واکنش نکرده در تولیدات نمی‌تواند از ZrB_2 جدا شده و منجر به عدم حلالیت در اسید می‌شود [۴ و ۴۴]. در پژوهشی دیگر خانرا [۴۵] چگونگی واکنش سنتز خود احتراقی را شرح داده است. سنتز سیستم $Mg - H_3BO_3$ منجر به تشکیل فازهای $Mg_3(BO_3)_2$ و MgB_4 خواهد

¹ Xiaopan

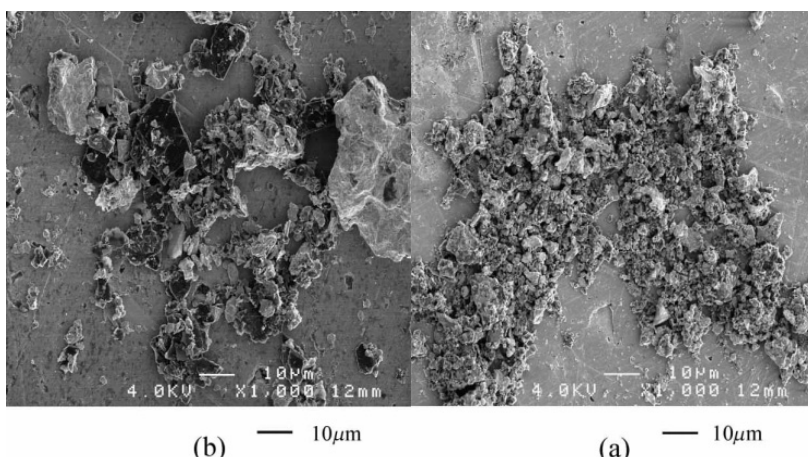
² Wang

³ Low

⁴ Khanra



شد، در حالیکه ZrO_2 در طول سنتز در سیستم $Mg-ZrO_2$ به مقدار جزئی به Zr و Zr_3O کاهش یافته است. واکنش بین عنصرهای Zr و MgB_4 منجر به تشکیل ZrB_2 خواهد شد. تاجیدا^۱ و همکارش [۳۹]، پودر فلز زیرکونیم با اندازه ذرات کمتر از $150\mu m$ (خلوص ۹۸٪)، بور آمورف و گرافیت طبیعی (اندازه ذرات پولکی کمتر از $5\mu m$) را به عنوان مواد اولیه به کار برده‌اند. این پودرها در نسبت مولی $Zr/B/C=1/1/1$ در یک هاون آگات مخلوط شده و سپس در یک بالمیل به مدت ۱۲۰-۱۵ min آسیاب شده‌اند. سپس نمونه‌ها در بوته گرافیتی و در معرض هوا حرارت داده شده و واکنشی گرماده صورت گرفته است. پس از واکنش، محصول تشکیل شده و مقداری از نمونه‌ها نیز واکنش نکرده باقی می‌ماند. یک واکنش حالت جامد هم‌دمای نیز در مخلوط پودر با نسبت وزنی $Zr/B/C=1/1/1$ در اتمسفر آرگون در دماهای ۶۰۰-۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد و به مدت ۶۰ دقیقه صورت گرفته است. شکل ۱۵، به ترتیب تصاویر SEM محصولات به دست آمده در هوا تحت آزمایش آلیاژسازی مکانیکی- سنتز حرارتی دما بالا و واکنش حالت جامد در اتمسفر آرگون را نشان می‌دهد. در شکل (۱۵- a)، توزیع یکنواختی از ذرات کوچکتر از میکرومتر ZrC و ZrB_2 با مقدار کمی از عناصر واکنش نکرده Zr و C مشاهده می‌شود. ولی در شکل (۱۵- b)، ذرات در محدوده کمتر از میکرون تا ۱۰ میکرومتر توزیع شده‌اند. بنابراین، محصول به دست آمده از روش آلیاژسازی مکانیکی- سنتز حرارتی دما بالا، در اتمسفر هوا، بهتر بوده و ریزساختار همگن و ذرات ریزتری دارد و ماده اولیه بهتری برای ساخت کامپوزیت‌های حاوی ZrB_2 است.

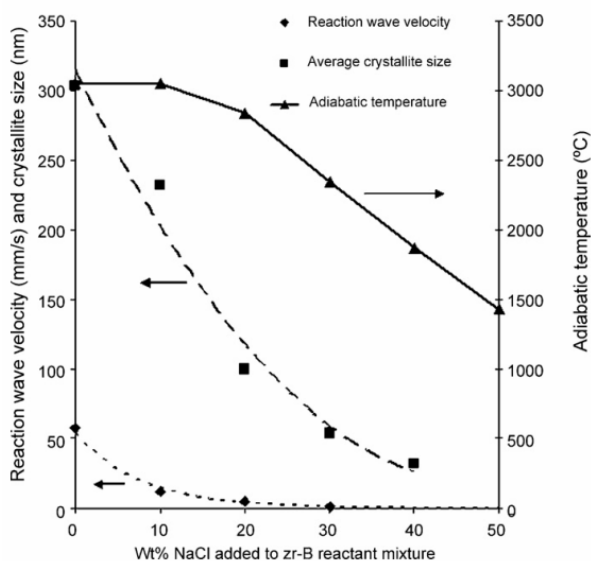


شکل ۱۵- تصاویر SEM حاصل از نمونه‌های $Zr/B/C=1/1/1$ به وسیله (a) واکنش فعالسازی مکانیکی- سنتز خود احتراقی و (b) واکنش حالت جامد هم‌دمای در $1200^\circ C$ برای ۶۰ min در آرگون [۳۹].

دمای بالا در فرایند سنتز خود احتراقی، منجر به درشت شدن دانه‌ها می‌شود. تولید پودرهای نانو با استفاده از این روش نیز به صورت گسترده مورد بررسی قرار گرفته است. در پژوهشی که به وسیله کامرولو^۲ [۴۶] صورت گرفته است، تاثیر افزودن عوامل رقیق کننده به واکنش دهنده‌ها بررسی شده است. وی با استفاده از اجزای فرار به عنوان مواد رقیق کننده به ذرات زیر میکرون دست یافته است. در این پژوهش، کامرولو پودر Zr با اندازه ذرات $1-3\mu m$ و پودر B با اندازه ذرات کمتر از $1\mu m$ به علاوه درصدهای مختلفی از NaCl را مخلوط کرده است. دلایل استفاده از NaCl به عنوان رقیق کننده عبارتند از اینکه اولاً NaCl با مواد اولیه واکنش نداده و اعتقاد بر این است که امکان دارد یک لایه بین کریستال‌های ZrB_2 به وسیله جلوگیری از رشد آنها به وسیله جدایش آن‌ها از یکدیگر گسترش یابد. دومین دلیل سادگی جدایش NaCl از محصولات است، که منجر به حلالیت بیش تر در آب می‌شود. میانگین اندازه ذرات ZrB_2 با فرمول شرر^۳ و با استفاده از

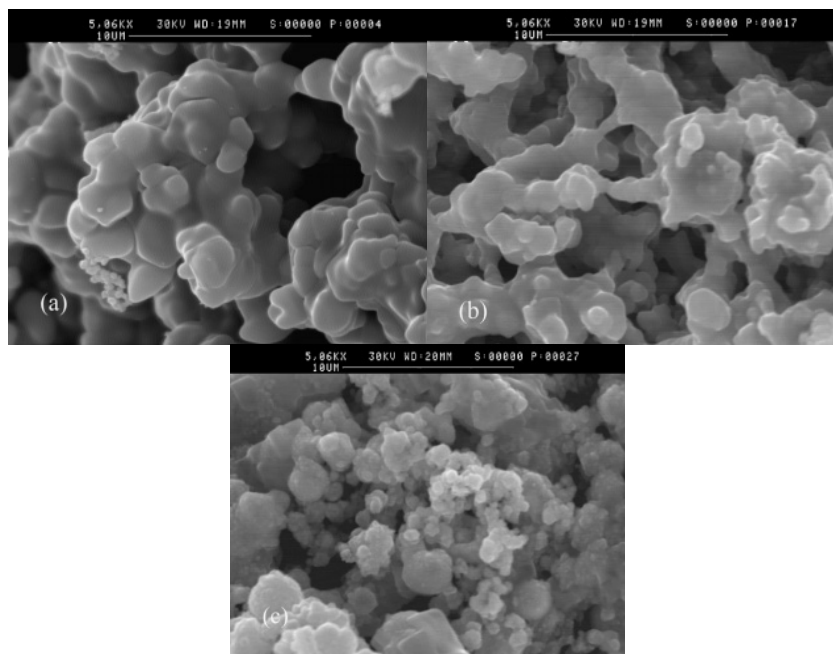
¹ Tsuchida
² Camurlu
³ Scherrer

پهنای پیک‌ها در XRD اندازه‌گیری شده و در شکل ۱۶ نشان داده شده است. کاهش شدید تقریباً از ۳۰۰nm تا ۳۰nm با کاهش دمای آدیباتیک از ۳۰۵۰ تا ۱۸۷۰ درجه سانتی‌گراد صورت گرفته است.



شکل ۱۶- دماهای آدیباتیک، سرعت پیشرفت واکنش و میانگین اندازه ذرات ZrB_2 [۴۶].

تصاویر SEM حاصل از افزایش مقدار NaCl در شکل ۱۷ آورده شده است. اندازه ذرات ZrB_2 از حدود $2-4\mu m$ شکل (a-۱۷) با بیشترین دمای احتراق به زیر یک میکرون شکل (c-۱۷) با کمترین دمای احتراق کاهش می‌یابد. با کمترین میزان NaCl ذرات بسیار درشت شده‌اند. با افزودن بیش از ۱۰wt% NaCl، به ترکیب، به نظر می‌رسد که در مورفولوژی ذرات، ذوب جزئی صورت گرفته است (شکل ۱۷، تصاویر a,b). با افزایش میزان NaCl، اندازه ذرات کاهش می‌یابد [۴۶].



شکل ۱۷- تصاویر SEM سطح شکست محصولات به دست آمده از مخلوط Zr-B به همراه (a) ۰wt% NaCl، (b) ۱۰wt% NaCl و (c) ۳۰wt% NaCl [۴۶].

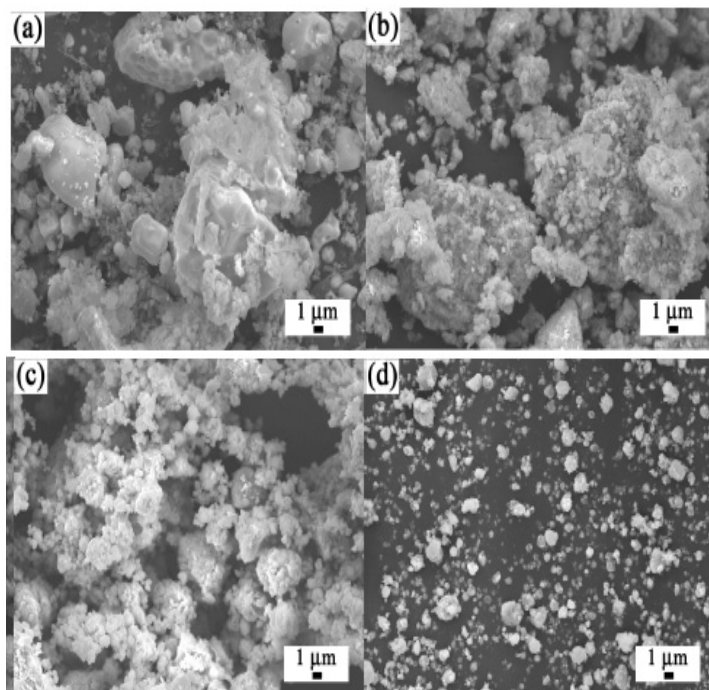
اخیراً چمبرلین^۱ و همکارانش [۴۷] به وسیله آسیاب اصطکاکی (آلیاژسازی مکانیکی)، نانو ذرات زیرکونیم را

¹ Chamberlain



سنتز کرده و سپس با استفاده از پرس گرم، به سرامیک ZrB₂ با اندازه ذرات کمتر از ۰/۵ μm رسیده‌اند. بروچا^۱ و همکارانش [۴۸] نیز نمونه‌های ZrB₂ را با مخلوط پودرهای زیرکونیم و بور به وسیله‌ی تبدیل دینامیکی ساخته‌اند. آن‌ها به این نتیجه رسیده‌اند که آلیاژسازی مکانیکی روشی خوب برای تولید پودرهای بسیار ریز و فعال است. به علاوه به نظر می‌رسد که آلیاژسازی مکانیکی روشی مناسب برای کاهش دمای واکنش‌های مورد استفاده است.

آلیاژسازی مکانیکی جزء روش‌های حالت جامد است که برای سنتز فازهای تعادلی و نیمه پایدار به صورت تجاری به کار برده می‌شود. این روش شامل بار ریزی مخلوط پودرها به یک محفظه خردایش آب بندی شده و سپس آسیاب ذرات برای رسیدن به ابعاد مورد نیاز است [۴۹].



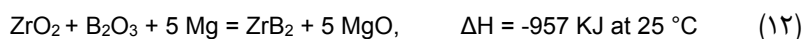
شکل ۱۸- تصاویر SEM مخلوط پودرهای Zr-2B بعد از آسیاب کردن به مدت (a) ۰h، (b) ۲h، (c) ۱۲h و (d) ۲۰h [۵۰].

فنگ^۲ و همکارانش [۵۰] با استفاده از روش آلیاژسازی مکانیکی ذرات ZrB₂ را در ابعاد نانو سنتز کرده‌اند. آن‌ها پودرهای تجاری زیرکونیم (خلوص ۹۸٪، ۴۵ μm) و بور آمورف (خلوص ۹۹٪، ۱ μm) را به عنوان مواد اولیه به کار برده و نسبت زیرکونیم و بور را ۱ به ۲ انتخاب کرده‌اند. سپس پودرها را در بالمیلی از جنس سیلیکون کاربرد با حجم ۲۵۰ ml ریخته و نسبت وزنی پودر به گلوله‌ها را ۱ به ۱۵ در نظر گرفته‌اند. حجم کلی گلوله‌ها و پودرها، یک سوم ظرفیت بالمیل بوده و گاز آرگون (خلوص ۹۹٪) جهت جلوگیری از اکسیداسیون پودرهای خام به کار برده شده است. سپس ظرف بالمیل SiC، روی یک صفحه‌ی متحرک ثابت شده و به مدت ۲ ساعت با سرعت ۳۰۰ rpm آسیاب شده است. مورفولوژی مخلوط پودرهای آسیاب شده در شکل ۱۸ نشان داده شده است. شکل (a-۱۸) مخلوط پودرهای اولیه زیرکونیم و بور را نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود، ذرات زیرکونیم و بور به صورت آشکاری از هم جدا هستند. پس از ۲ ساعت آسیاب کردن، ذرات زیرکونیم و بور به خوبی با هم مخلوط شده‌اند (شکل b-۱۸). سطح ذرات زیرکونیم بسیار درشت شده و ذرات کوچکی به سطح چسبیده‌اند. در طول آسیاب، تغییر شکل پلاستیک ذرات زیرکونیم

¹ Brocha
² Feng

منجر به کرنش کریستال و پهن شدن پیک‌های پراش می‌شود. با افزایش زمان آسیاب به بیش از ۱۲ ساعت، هیچ ذره‌ای با قطر بیش تر از $5 \mu\text{m}$ مشاهده نمی‌شود (شکل ۱۸- c). با این حال این ذرات ریز به راحتی آگلومره شده‌اند. هنگامیکه زمان آسیاب کردن به بیش از ۲۰ ساعت برسد، به نظر می‌رسد که ذرات ریزتر شده‌اند (شکل ۱۸- d). آزمون توزیع اندازه ذرات نشان می‌دهد که بیش ترین ذرات، ابعادی کمتر از $1 \mu\text{m}$ را داشته‌اند و اندازه ریزترین ذرات، 100nm است. سطح ویژه اندازه گیری شده مخلوط پودرها، $3/625 \text{ m}^2/\text{g}$ است که بیش تر از مقدار آن برای پودرهای اولیه است ($2/509 \text{ m}^2/\text{g}$).

همانطور که ذکر شد روش آلیاژسازی مکانیکی روشی مناسب برای سنتز ذرات نانو است، با این حال به علت استفاده از مواد اولیه عنصری یعنی عناصر خالص زیرکونیم و بور، روشی اقتصادی به شمار نمی‌آید. در صورتیکه از اکسید زیرکونیا استفاده شود، هزینه این فرایند کاهش می‌یابد. روش مکانو شیمیایی، نمونه‌ای از واکنش‌های حالت جامد است که در آن از مخلوط پودرهای زیرکونیا و بور آمورف برای سنتز ذرات دی‌بورید زیرکونیم استفاده می‌شود. میل^۱ و همکارش [۵۱] با استفاده از این روش ذرات ZrB_2 را در ابعاد $1 \mu\text{m}$ میکرومتر و در دمای نسبتاً کمی (1100°C) سنتز کرده‌اند. ستوده^۲ و همکارش [۴۴] نیز با استفاده از واکنش ۱۲، ذرات ZrB_2 را پس از ۱۵ ساعت آسیاب، سنتز کرده‌اند. ابعاد ذرات حاصل حدود ۷۵ نانومتر است.



تاکنون مطالعات بسیاری در زمینه سنتز ذرات ZrB_2 با استفاده از واکنش ۱۲ صورت گرفته است. آکگان^۳ و همکارانش [۵۲] نیز با استفاده از دو روش متفاوت سنتز احتراقی حجمی و فرایند مکانو شیمیایی این ذرات را سنتز کرده‌اند. در سنتز احتراقی حجمی کل نمونه به صورت غیر یکنواخت حرارت داده می‌شود تا واکنش به صورت همزمان در کل واکنش‌گرها صورت گیرد. محصولات حاصل از این فرایند به سبب واکنش همزمان، از نظر ترکیب فازی و ریزساختار یکنواخت می‌باشند [۵۳]. در طول واکنش سنتز احتراقی حجمی، افزایش ناگهانی دما بیانگر وقوع واکنش است و دمای احتراق واکنش با انجام یک مرحله فعالسازی مکانیکی می‌تواند کاهش یابد [۵۴ و ۵۵].

ولی در فرایند مکانو شیمیایی به علت آسیاب و خردایش ذرات، ابعاد ذرات کاهش یافته و در نهایت انرژی به صورت نابه جایی و عیوب در بین واکنش دهنده‌ها منتقل می‌شود. در نتیجه، ناحیه تماس بین ذرات واکنش دهنده افزایش یافته و واکنش ۱۲ می‌تواند در دمای اتاق صورت گیرد [۵۶]. آکگان و همکارانش [۵۲] با استفاده از این دو روش، دمای واکنش سنتز احتراقی حجمی را پس از ۱۵ ساعت آسیاب از 758°C به 224°C رسانده‌اند.

۵- نتیجه گیری

تاکنون روش‌های بسیاری برای سنتز نانو ذرات دی‌بورید زیرکونیم به کار رفته است که انتخاب هر یک از این روش‌ها مزایا و معایبی را در بر دارد. ذکر این نکته ضروری است که مواد اولیه زیرکونیم و بور گران قیمت بوده و در انتخاب روش تاثیر گذارند. روش‌های احیا جزء روش‌های کم هزینه محسوب می‌شوند. در روش احیای بوروترمال از پودرهای اولیه ZrO_2 و بور و در روش احیای کربوترمال از ZrO_2 و کربن استفاده می‌شود. ترکیب این دو روش، احیای بوروکربوترمال می‌باشد که در آن از مواد اولیه حاوی بور و کربن استفاده شده است. معمولاً ترکیب ZrO_2 ، B_4C و کربن برای این منظور به کار می‌رود. در این بین ذرات سنتز شده از روش‌های بر پایه محلول، به علت اختلاط بیش تر اجزا، خلوص بیشتری دارند. عمده این روش‌ها،

¹ Millet
² Setoudeh
³ Akgun



سنتز الکترو شیمیایی، احیای همزمان و روش سل ژل با استفاده از مواد اولیه آلی- فلزی در یک حلال آلی و یا مواد اولیه هیبریدی آلی و غیر آلی است. به منظور کاهش زمان تهیه محصول، روش‌های واکنشی نیز به کار برده شده‌اند. این دسته شامل روش‌های سنتز احتراقی، آلیازسازی مکانیکی و روش آلیازسازی مکانو شیمیایی است.

مراجع

- Zhang, Y., Ruixing, Li., Yanshan, J., Bin, Zh., Huiping, D., Junping, Li., Zhihai, F., "Morphology evolution of ZrB₂ nano particles synthesized by sol-gel method", J. Solid State Chem., 2011, 184, 2047-2052.
- Fahrenholtz, W. G., Hilmas, G. E., Talmy, I. G., Zaykoski, J. A., "Refractory Diborides of Zirconium and Hafnium", J. Am. Ceram. Soc., 2007, 90, 1347-64.
- Sun, G., Wang, H., Wang, W., Wang, Y., FU, Z., "Synthesis of Ultra-fine ZrB₂ Powder by Borothermal Reaction under High Heating Rate", Advanced Materials Research, 2009, 66, 77-80.
- Akgün, B., "Formation of zirconium diboride and other metal borides by volume combustion synthesis and mechanochemical process", M. S. Thesis, Middle East Technical University, Ankara, 2008.
- Monticelli, C., Zucchi, F., Pagnoni, A., Colle, M. D., "Corrosion of a zirconium diboride/silicon carbide composite in aqueous solutions". Electrochim. Acta, 2005, 50, 3461-3469.
- Sonber, J. K., Murthy, T. S. R. Ch., Subramanian, C., Kumar, S., Fotedar, R. K., Suri, A. K., "Investigations on synthesis of ZrB₂ and development of new composites with HfB₂ and TiSi₂", Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2011, 29, 21-30.
- Makino, A., and Law, C. K., "SHS Combustion Characteristics of Several Ceramics and Intermetallic Compounds", Journal of the American Ceramic Society", 1994, 778-786.
- Bilgi, E., "Production of titanium diboride", M. S. thesis, Middle East Technical University, Ankara, 2007.
- Peshev, P., Bliznakov, G., "On the Borothermic Preparation of Titanium, Zirconium and Hafnium Diborides", J. Less Common Met., 1968, 14, 23-32.
- Zhao, H., He, Y., Jin, Z., "Preparation of Zirconium Boride Powder", J. Am. Ceram. Soc., 1995, 78, 2534-6.
- Guo, W. M., Zhang, G. J., "Reaction Processes and Characterization of ZrB₂ Powder Prepared by Boro/Carbothermal Reduction of ZrO₂ in Vacuum", J. Am. Ceram. Soc., 2009, 92, 264-7.
- Wang, X. G., Guo, W. M., Zhang, G. J., "Pressureless Sintering Mechanism and Microstructure of ZrB₂-SiC Ceramics Doped with Boron", Scr. Mater., 2009, 61, 177-80.
- Karasev, A. I., "Preparation of Technical Zirconium Diboride by the Carbothermic Reduction of Mixtures of Zirconium and Boron Oxides", Poroshkovaya Metall., 1973, 11, 80-4.
- Funke, V. F., Yudkovskii, S. I., "Preparation of Zirconium Boride", Powder Metall. Met. Ceram., 1964, 2, 293-6.
- Kuzenkova, M. A., Kislyi, P. S., "Preparation of Zirconium Diboride", Powder Metall. Met. Ceram., 1965, 4, 966-9.
- Barton, L., Nicholls, D., "The Hydrogenation of Boron Monoxide to Diborane and the Reactions of Boron and Boron Carbide with Titanium and Zirconium Dioxides", J. Inorg. Nucl. Chem., 1966, 28, 1367-72.
- Andrieux, L., Chim. Et. Ind., 1932, 27, 411.
- aijie, L., Ruixing, L., Yun, Zh., Jiang, Y., Bin, Zh., Chengqiang, L., Junping, L., Zhihai, F., "Low temperature synthesis of ZrB powder synergistically by borothermal and carbothermal reduction", Rare Metals, 2011, 30, 548.
- Ran, S.L., Biest, O.V., Vleugels, J., "ZrB₂ Powders Synthesis by Borothermal Reduction", Am. Ceram. Soc., 2010, 93, 1586-90.
- Inghram, M. G., Porter, R. F., Chupka, W. A., "Mass Spectrometric Study of Gaseous Species in the B-B₂O₃ System", J. Chem. Phys., 1956, 25, 498-501.
- Hailong, W., Zhang, Sh., Chen, D., Han, Q., Lu, H., Xu, H., Chang, W., Zhang, R., "Carbothermal Reduction Synthesis of Zirconium Diboride Powders Assisted by Microwave", Advanced Materials Research, 2010, 105-106, 203-206.
- Xie, Y. L., Thomas, H., Sanders, S., F. Robert, "Solution-Based Synthesis of Submicrometer ZrB₂ and ZrB₂-TaB₂", J. Am. Ceram. Soc., 2008, 91, 1469-1474.

۲۳. سیم چی، عبد الرضا، "آشنایی با نانو ذرات (خواص، روش‌های تولید و کاربردها)"، دانشگاه صنعتی

شریف، چاپ اول، ۱۳۸۷، ص ۲۳۲-۲۳۱.



24. Shapoval, V., Malyshev, V., Novoselova, I., Kushkhov, Kh., "Modern problems in the high-temperature electrochemical synthesis of the compounds of Group IV-VI transition metals", Russian Chemical Reviews, 1995, 64, 125-132.
25. Anthony, K. E., Welch, B. J., "Electrodeposition of Zirconium Diboride from Oxides Dissolved in Fused Salts", Aust. J. Chem., 1969, 22, 1593.
26. Mellors, G. W., Senderoff, S., "Electrodeposition of coherent coatings of refractory metals VII. Zirconium diboride", J. Electrochem. Soc., 1971, 118, 220-225.
27. Gomes, J. M., Uchida, K., Wong, M. M., United States Department of the Interior. Bureau of Mines, 1975, 14, 8053.
28. Wendt, H., Reuhl, K., Schwarz, V., "Cathodic deposition of refractory intermetallic compounds from FLiNaK melts", J. Appl. Electrochem., 1992, 22, 161-165.
29. Devyatkin, S. V., "Electrosynthesis of Zirconium Boride from Cryolite-Alumina Melts Containing Zirconium and Boron Oxides", Russ J Electrochem, 2001, 37, 1308.
30. Devyatkin, S. V., Lugovoi, V. P., Kaptay, G., Kuznetsov, S. A., "High Temperature Electrochemical Synthesis of Zirconium Diboride from Chloro-Fluoride Melts", in Proc. Of the Int. Symp. Molten Salts X, The Electrochemical Society Inc., 1996, 96-7, 303-311.
31. Sacks, M. D., Wang, C. A., Yang, Z. H., Jain, A., "Carbothermal reduction synthesis of nanocrystalline zirconium carbide and hafnium carbide powders using solution-derived precursors", J. Mater. Sci., 2004, 39, 6057.
32. Chen, L., Gu, Y., Shi, L., Ma, J., Yang, Z., Qian, Y., "Low-Temperature Synthesis of Nanocrystalline ZrB₂ via Co-reduction of ZrCl₄ and BBr₃", Bull. Chem. Soc. Jpn., 2004, 77, 1423-1424.
33. Chen, L., Gu, Y., Shi, L., Ma, J., Yang, Z., Qian, Y., "Preparation and some properties of nanocrystalline ZrB₂ powders", Scripta Materialia, 2004, 50, 959-961.
34. Preiss, H., Berger, L. M., Schultze, D., "Studies on the Carbothermal Preparation of Titanium Carbide from Different Gel Precursors", J.Eur.Ceram.Soc., 1999, 19, 195-206.
35. Yan, Y., Huang, Zh., Dong, Sh., Jiang, D., "New Route to Synthesize Ultra-Fine Zirconium Diboride Powders Using Inorganic-Organic Hybrid Precursors", J. Am. Ceram. Soc., 2006, 89, 3585-3588.
36. Yang, L., Zhu, sh., XU, Q., Yan, Zh., Liu, L., "Synthesis of ultrafine ZrB₂ powders by sol-gel process", Mater. Sci. China, 2010, 4, 285-290.
37. Xiaopan, Ch., Shizhen, Zh., Lijuan, Y., Qiang, X., "Solution-Based Synthesis of Ultra-Fine ZrB₂ Powders and ZrB₂-SiC Composite Powders", Advanced Materials Research, 2010, 105-106, 213-217.
38. Wang, Ch., Wang, H., Yu, L., Huang, Y., "Synthesis of Ultra-fine and High-pure Zirconium Diboride Powders Using Solution-based Processing", Mater. Sci., 2007, 561-565, 523-526.
39. Tsuchida, T., Yamamoto, S., "Mechanical activation assisted self-propagating high-temperature synthesis of ZrC and ZrB₂ in air from Zr/B/C powder mixtures", Journal of the European Ceramic Society, 2004, 24, 45-51.
40. Mishara, S. K., Das, S., Das, S. K., Ramachandrarao, P., "Sintering studies on ultrafine ZrB₂ powder produced by a self-propagating high-temperature synthesis process", National Metallurgical Laboratory Jamshedpur, 2000, 15, 2499-2504.
41. Low, M., "Self-propagating high-temperature synthesis of zirconium diboride ceramics", J. Mater. Sci. Lett., 1992, 11, 715-718.
42. Mossino, P., "Some aspects in self-propagating high-temperature synthesis", Ceramics International, (2004) pp: 311-332.
43. Khanra, A. K., Pathak, L. C., Mishra, S. K., Godkhindi, M. M., "Selfpropagating- high-temperature synthesis (SHS) of ultrafine ZrB₂ powder", J. Mater. Sci. Lett., 2003, 22, 1189-1191.
44. Setoudeh, N., Welham, N. J., "Formation of zirconium diboride (ZrB₂) by room temperature mechanochemical reaction between ZrO₂, B₂O₃ and Mg", Journal of Alloys and Compounds, 2006, 420, 225-228.
45. Khanra, A. K., "Reaction chemistry during self-propagating high-temperature synthesis (SHS) of H₃BO₃-ZrO₂-Mg system", Materials Research Bulletin, 2007, 42, 2224-2229.
46. Camurlu, H. E., Maglia, F., "Preparation of nano-size ZrB₂ powder by self-propagating high-temperature synthesis", Journal of the European Ceramic Society, 2009, 29, 1501-1506.
47. Chamberlain, A. L., Fahrenholtz, W. G., Hilmas, G. E., "Low-Temperature Densification of Zirconium Diboride Ceramics by Reactive Hot Pressing", J. Am. Ceram. Soc., 2006, 89, 3638.
48. Brochu, M., Gauntt, B., Zimmerly, T., "Fabrication of UHTCs by conversion of dynamically consolidated Zr+ B and Hf+ B powder mixtures", J. Am. Ceram. Soc., 2008, 9, 2815.
49. Suryanarayana, C., Ivanov, E., Boldyrev, V. V., "The science and technology of mechanical alloying", Materials Science and Engineering, 2001, 304-306, 151-158.
50. Feng Hu, Ch., Sakka, Y., Uchikoshi, T., Suzuki, T., Jang, B., Grasso, S., Suarez, G., "Synthesis, Microstructure and Mechanical Properties of ZrB₂ Ceramic Prepared by Mechanical Alloying and Spark Plasma Sintering", Key Engineering Materials, 2010, 165-



168.

51. Millet, P., Hwang, T., "Preparation of TiB_2 and ZrB_2 influence a mechano-chemical treatment on the borothermic reaction of titanium and zirconia", Journal Materials Science., 1996, 31, 351-355.
52. Akgun, B., Erdem Çamurlu, H., Topkaya, Y., Sevinç, N., "Mechanochemical and volume combustion synthesis of ZrB_2 ", Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2011, 29, 601-607.
53. Varma, A., Mukasyan, AS., "Combustion synthesis of advanced materials: fundamentals and applications", J. Chem. Eng., 2004, 21, 527-36.
54. Rogachev, AS., Mukasyan, A., Varma, A., "Volume combustion modes in heterogeneous reaction system", J. Mater Synth Proces, 2002, 10, 31-6.
55. Patil, KC., Aruna, ST., Ekambaram, S., "Combustion synthesis", Curr Opin Solid St M, 1997, 2, 158-65.
56. Suryanarayana, C., "Mechanical alloying and milling".New York: Marcel Dekker, 2004.



تهیه دوغاب آبی گرافیت و تأثیر آن بر پایداری دوغاب آلومینا-زیرکن

هودسا مجیدیان، تورج عبادزاده

گروه فناوری، پژوهشکده سرامیک، پژوهشگاه مواد و انرژی

H-majidian@merc.ac.ir

چکیده: در این پژوهش تلاش شد تا شرایط پایداری دوغاب آلومینا-زیرکن با افزودن گرافیت بررسی شود. تا کنون تهیه و پایداری دوغاب‌های آلومینا-زیرکن بررسی شده و نتایج نشان داد که با ۵٪ افزودنی دولایکس، بهترین شرایط پایداری حاصل می‌شود. در این مطالعه تلاش شد تا دوغابی پایدار از گرافیت تهیه و به دوغاب آلومینا-زیرکن افزوده شود. این دوغاب‌ها در تهیه کامپوزیت‌های آلومینا به روش ریخته‌گری دوغابی بکار می‌روند. بنابراین تأثیر نوع و درصد افزودنی‌ها بر رفتار جریان‌یابی دوغاب آبی گرافیت بررسی شده و تا حد امکان درصد ماده جامد افزایش داده شد. پارامترهای پایداری مانند رفتار جریان‌یابی (تغییرات گرانشی و تنش برشی بر حسب سرعت برشی)، پتانسیل زتا و آزمون رسوب در دوغاب ارزیابی شد. در نهایت بهترین شرایط پایداری دوغاب آلومینا-زیرکن-گرافیت بر حسب عوامل بررسی شده ارائه شد.

کلمات کلیدی: دوغاب گرافیت، رئولوژی، پتانسیل زتا، افزودنی، دوغاب آلومینا-زیرکن.

۱- مروری بر منابع مطالعاتی

۱-۱- پایداری دوغاب

کیفیت محصولات سرامیکی تهیه شده به روش‌های تر، به حالت پخش شدن پودر در فاز مایع بستگی دارد. برای به دست آوردن محصولی با کیفیت بالا، به پایداری خوب، گرانشی پایین و درصد حجمی ماده جامد بالا نیاز است. دوغاب‌های پایدار، موجب دستیابی به محصولی با چگالی بالا می‌شوند؛ در حالی که دوغاب‌های ناپایدار، موجب تخلخل زیاد در بدنه نهایی خواهند شد. هرچه درصد حجمی ماده جامد یک دوغاب بیشتر باشد، مقدار مایع آن کمتر بوده و در نتیجه انقباض خشک کمتر، چگالی خام و چگالی نهایی نیز بیشتر خواهد بود. به منظور تهیه دوغاب پایدار و پراکنده از ذرات، باید از افزودنی‌هایی مانند پلی‌الکترولیت‌ها استفاده کرد. این افزودنی‌ها موجب افزایش درصد حجمی ماده جامد، کاهش گرانشی و افزایش چگالی می‌شوند [۱ و ۲]. شکل، اندازه ذرات و نحوه توزیع ذرات پودر نقش مهمی در پایداری دوغاب دارد. به منظور تهیه دوغاب بهتر است از پودری با متوسط اندازه ذرات کوچک استفاده کرد؛ زیرا سرعت رسوب ذرات با مربع قطر آنها متناسب است؛ یعنی اگر اندازه ذره‌ای نصف شود، سرعت نشست (سقوط) آن، یک چهارم می‌شود [۳]. یک دوغاب هنگامی پایدار است که سرعت نشست ذرات آن ناچیز باشد؛ اما اگر یک دوغاب ناپایدار باشد، حتی کوچکترین ذرات آن نیز رسوب می‌کنند. کاهش سرعت رسوب ذرات، دو راهکار دارد: ۱- کاهش اندازه ذرات و به عبارتی کاهش سرعت نشست ذرات ۲- پوشاندن سطح ذرات با لایه‌ای از مواد پایدارکننده تا به نیروهای جاذبه میان ذرات غلبه شود.

۱-۲- دوغاب‌های گرافیت

کاربرد دوغاب‌های گرافیتی در صنایع مختلفی گسترده شده است که از آن جمله می‌توان به کامپوزیت‌ها، صنایع دیرگداز (تهیه جرم‌های ریختنی دارای کربن)، صنایع رنگ، جوهر (تونرهای مایع)، فیلرها، الکترودها، فیلم‌های هادی و غیره اشاره کرد [۴ و ۵]. به منظور تهیه دوغاب مناسب و پایدار گرافیتی باید شرایطی را



فراهم کرد تا ذرات گرافیت به صورت کاملاً یکنواخت در سراسر فاز مایع پراکنده و معلق بمانند و رسوب نکنند. پودر گرافیت در آب تمایل زیادی به آگلومره شدن دارد؛ زیرا گرافیت بسیار آبگریز است و ذرات آن در آب به شدت تجمع می‌کنند [۶]. رسیدن به شرایط دیسپرژن کامل (پراکندگی یا تعلیق) بدون استفاده از بایندر یا عامل فعال سطح (سرفکتانت) مناسب امکان‌پذیر نیست، زیرا گرافیت ماده‌ای آبگریز (hydrophob) بوده و قابلیت تر شوندگی آن با آب ضعیف می‌باشد [۷]. بنابراین باید عامل‌های فعال سطحی گرافیت را افزایش داد تا دوغابی پایدار تهیه شود. دو عامل پراکندگی و تر شوندگی در تهیه دوغاب‌های گرافیتی باید بررسی شوند. این کار با بررسی ویژگی‌هایی چون آزمون رسوب، کدروی‌سنجی (Turbidimetry)، جریان یابی، اندازه ذرات، پتانسیل زتا و غیره انجام می‌شود [۸].

۱-۳- افزودنی‌های دوغاب‌های گرافیت

پژوهشگران بسیاری تهیه دوغاب‌های گرافیتی را بررسی کردند [۹]. مشکل اصلی تهیه این دوغاب‌ها، قابلیت تر شوندگی پایین پودر گرافیت می‌باشد که برای رفع این معضل استفاده از پراکنده‌سازها و یا عملیات ویژه پوشش‌دهی الزامی است [۱۰ و ۱۱]. روش‌هایی از قبیل جذب سرفکتانت‌ها در سطح و یا پوشش‌دهی سطح با ذرات هیدروفیل نیز بررسی شده است [۱۲ و ۱۳]. افزودنی‌ها با جذب بر سطح ذرات گرافیت موجب ایجاد دافعه میان ذرات، افزایش پتانسیل زتا، تر شوندگی ذرات گرافیت، پایداری دوغاب و کاهش حجم رسوب می‌شوند [۳].

Nonomura و همکارانش [۱۴] پراکنده (دیسپرس) کردن ذرات گرافیت را در آب با مشکلات زیادی همراه دانسته‌اند. در پژوهش ایشان از مخلوط آب و استون برای پراکنده کردن گرافیت و ۱۲۰ دقیقه اولتراسونیک استفاده شده است. نتایج آزمون کدروی سنجی نشان داد که اگر نسبت استون به آب در محدوده ۳۰ تا ۸۰ درصد وزنی (به جز ۶۰٪ وزنی) باشد، دوغاب بسیار پایداری از گرافیت تهیه می‌شود که حتی پس از ۱۴ روز نیز پایداری خود را حفظ می‌کند. همچنین گزارش شد که اندازه ذرات گرافیت در مخلوط آب و استون از اندازه ذرات در محیط آب یا محیط استون کمتر بود. استفاده از بایندر CMC نیز در تهیه دوغاب‌های گرافیتی گزارش شده است [۱۵] که موجب کاهش سرعت رسوب دوغاب‌ها می‌شود. ولی گرانروی دوغاب‌ها با افزایش درصد CMC افزایش می‌یابد؛ زیرا CMC علاوه بر ایجاد پایداری در دوغاب گرافیت، همانند یک فلوکوله کننده نیز رفتار می‌کند. سدیم دودسیل سولفات (SDS) نیز برای پراکنده کردن گرافیت توسط Doganci و همکارانش استفاده شد [۱۶]. حضور و جذب افزودنی SDS موجب افزایش تر شوندگی و پایداری دوغاب شد. Paruchuri و همکارانش [۱۷] نیز از ۰/۱٪ وزنی SDS و ۱۵ دقیقه اولتراسونیک برای پراکنده کردن گرافیت استفاده کردند. مقدار پتانسیل زتای گرافیت در حدود $pH=5/5$ ، $21/7$ میلی ولت بود که با حضور و جذب SDS، پتانسیل زتا به -70 میلی ولت رسید. Moraru [۱۸] نیز از تایرون برای پراکنده کردن گرافیت استفاده کرد و نشان داد که حضور آن موجب کاهش گرانروی دوغاب گرافیت شد. در مورد پراکنده کردن گرافیت در محیط آب و گلیسرول نیز پژوهشی انجام شده است. Mustafa و همکارانش [۱۹] از افزودنی‌های عصاره فرمالین نفتالن اسید سولفوریک، پلی متیل اکریلات و پلی استایرن اسید سولفوریک استفاده کردند.

۱-۴- دوغاب‌های آلومینا-زیرکن

Garrido و همکارانش تهیه دوغاب‌های آلومینا-زیرکن را مطالعه کردند [۲۰ و ۲۱]. از افزودنی دولاپیکس (Dolapix CE-64) در $pH=9/1-9/2$ استفاده شد. بهترین درصد دولاپیکس ۰/۴-۰/۲٪ وزنی گزارش شد، زیرا این دوغاب‌ها کمترین مقدار گرانروی را داشتند. پژوهشی نیز در مورد پایداری دوغاب‌های آلومینا-زیرکن انجام شد [۲۲]. نتایج نشان داد که پایداری دوغاب‌ها با ۰/۵٪ وزنی دولاپیکس در ماده جامد و در pH اولیه دوغاب بیشترین مقدار بود.

۱-۵-هدف از انجام پژوهش حاضر

با توجه به بررسی‌های انجام شده در مورد استفاده از کامپوزیت‌های سرامیکی بر پایه آلومینا و روند پیشرفت آنها می‌توان دریافت که با حضور مواد دیگری مانند زیرکینیا، مولایت، کاربیدسیلیسیم و غیره می‌توان ویژگی‌های مفیدی را مانند استحکام شکست، چقرمگی، مقاومت به شوک حرارتی و مقاومت سایشی را بهبود بخشید. دوغاب آلومینا-زیرکن-کاربیدسیلیسیم که در تهیه کامپوزیت‌های آلومینا استفاده می‌شود، مشکلاتی مانند چگالی کم و قابلیت سینتر پایین قطعه را دارد. در این پژوهش به منظور تشکیل درجای فاز کاربیدسیلیسیم در این کامپوزیت‌ها، تلاش شد تا با افزودن گرافیت به دوغاب آلومینا-زیرکن، به جای کاربیدسیلیسیم، دوغابی پایدار از آن تهیه کرده تا در نهایت از مشکلات سینتر کاسته شود.

۲-فعالیت‌های تجربی

۲-۱-مواد اولیه

از آلومینای MR70 (شرکت Martinswerk آلمان، $99/8\%$ ، $0/6\mu\text{m}$)، زیرکن Zircosil5 (شرکت Johnson Matthey ایتالیا، $99/9\%$ ، $1/5\mu\text{m}$) و گرافیت (شرکت GMP چین، $98/9\%$ ، $23\mu\text{m}$) استفاده شد. افزودنی‌ها از شرکت Zschimmer&Schwarz آلمان تهیه شد.

۲-۲-تهیه دوغاب

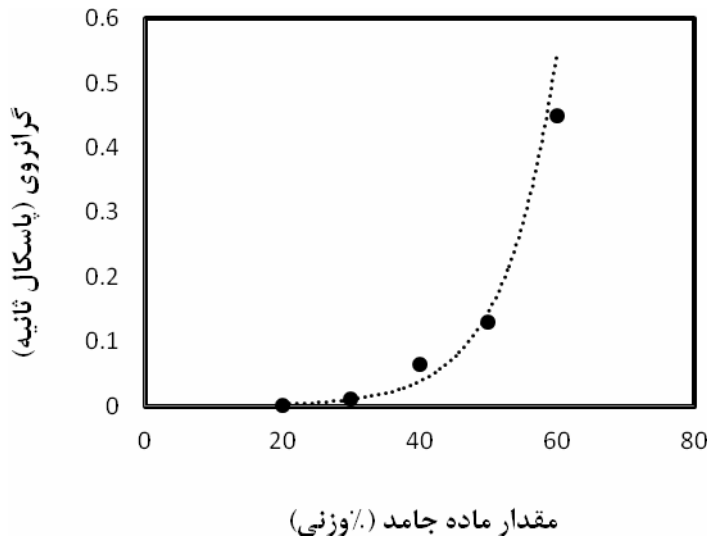
برای تهیه دوغاب گرافیت، درصد ماده جامد، از 20% تا 60% وزنی تغییر داده شد. تهیه دوغاب‌هایی با 60% وزنی گرافیت مشکلات زیادی به همراه داشت، به طوری که دوغاب به حالت خمیری شباهت داشت. رفتار رئولوژی نیز نشان داد که مقدار تنش و گرانیوی بسیار افزایش یافته است و انحراف از حالت نیوتنی بسیار زیاد است (شکل ۱). بنابراین بیشترین درصد ماده جامد در تهیه دوغاب گرافیت، 50% وزنی انتخاب شد؛ سپس تأثیر انواع افزودنی‌ها بر رفتار پایداری دوغاب گرافیت بررسی و پس از تهیه دوغاب پایدار از گرافیت در محیط آبی، تأثیر و حضور گرافیت در دوغاب آلومینا-زیرکن (73% وزنی) مطالعه شد. تمامی درصدها در این پژوهش درصد وزنی است. برای تهیه دوغاب ابتدا افزودنی مورد نظر در آب حل شد. سپس پودر گرافیت به تدریج به محلول آب و افزودنی افزوده و به مدت 40 دقیقه با دور 200 در آسیاب سیاره‌ای مخلوط شد. شناسه دوغاب‌ها بر اساس جدول ۱ و ۲ قرار داده شد.

جدول ۱- نامگذاری دوغاب‌های گرافیتی تهیه شده

شماره دوغاب	۱	۲	۳	۴	۵	۶	۷
شناسه دوغاب	G4	CA0.6	ET0.1	Kx0.3	P0.2	ref	acetone
افزودنی	گلایدل	دولایپیکس CA	دولایپیکس ET85	کی ایکس (kx9009)	پلی اتیلن گلیکول	استون	-
محدوده تست افزودنی (%)	۵/۵-۵/۵	۰/۴-۰/۸	۰/۰۵-۰/۳	۰/۱-۰/۵	۰/۰۵-۰/۴	۱۰-۳۰	-
درصد بهینه	۴	۰/۶	۰/۱	۰/۳	۰/۲	۱۰	-

جدول ۲- نامگذاری دوغاب‌های آلومینا-زیرکن-گرافیت تهیه شده

شماره دوغاب	۸	۹	۱۰	۱۱	۱۲	۱۳
افزودنی گلایدل	۴	۴	۴	۴	۴	-
افزودنی kx9009	۰/۳	۰/۳	۰/۳	۰/۲	۰/۴	-
افزودنی دولایپیکس CE64	-	۰/۵	۰/۶	۰/۵	۰/۵	۰/۵



شکل ۱- گرانروی دوغاب آبی گرافیت بر حسب مقدار ماده جامد در سرعت برشی ۳/۵ بر ثانیه

۲-۳- بررسی رفتار پایداری دوغاب‌ها

برای بررسی رفتار پایداری از آزمون‌های رئومتر، پتانسیل زتا و آزمون رسوب استفاده شد. رفتار جریان‌یابی دوغاب‌ها، با دستگاه رئومتر Physica MCR301 اندازه‌گیری شد. برای اندازه‌گیری رفتار جریان‌یابی، ابتدا سرعت برشی 500 s^{-1} به دوغاب‌ها اعمال شد؛ تا هرگونه برهمکنش میان ذرات بی تأثیر شود و تنها سیالیت ذرات بدون ساختارهای داخلی اندازه‌گیری شود. پتانسیل زتا با استفاده از دستگاه Zetasizer3000 HSA (Malvern) در pH اولیه دوغاب‌هایی با ۲٪ وزنی ماده جامد اندازه‌گیری شد. به‌منظور تعیین میزان پایداری دوغاب‌های تهیه شده از آزمون رسوب استفاده شد؛ پس از تهیه، دوغاب‌ها در استوانه‌های مدرج ریخته و به حالت سکون قرار داده شد. ارتفاع رسوب، شفافیت یا شناوری دوغاب‌ها طی زمان اندازه‌گیری شد. هرچه ارتفاع رسوب ذرات یک دوغاب کمتر باشد، پایداری آن بیشتر است [۳ و ۲۲].

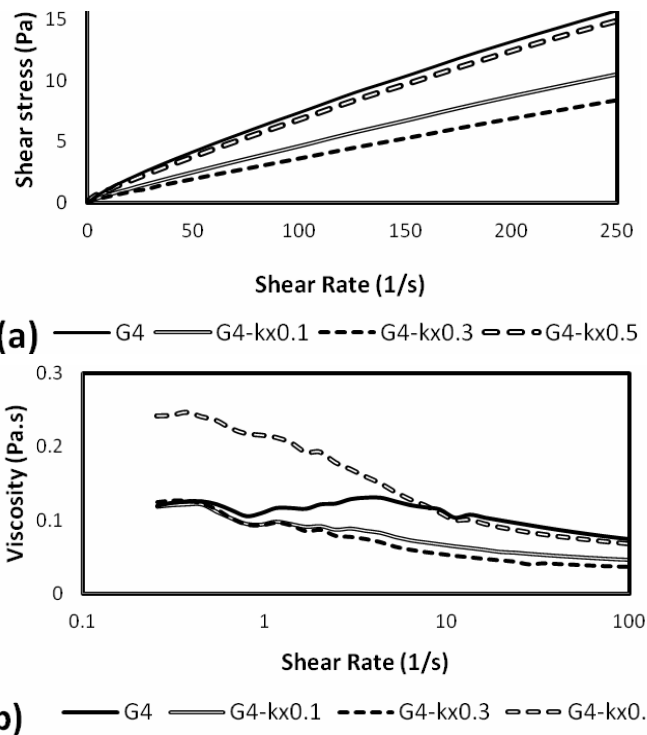
۳- نتایج و بحث

۳-۱- رئولوژی دوغاب آبی گرافیت

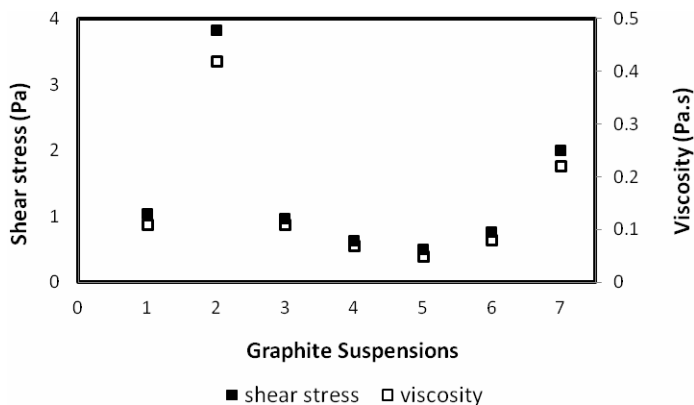
ابتدا رفتار رئولوژی و پایداری دوغاب آبی گرافیت با درصدهای مختلفی از افزودنی‌های گلایدل (GlydoIN1055)، پلی‌اتیلن‌گلیکول (P)، کی ایکس (kx9009)، دولاپیکس (Dolapix CA and ET85) و استون بررسی و سپس بهترین درصد هر کدام از این افزودنی‌ها انتخاب شد. بهینه درصد افزودنی‌ها در دوغاب گرافیت، ۴٪ افزودنی گلایدل (دوغاب با شناسه G4)، ۶٪ افزودنی دولاپیکس CA (CA0.6)، ۱٪ افزودنی دولاپیکس ET85 (ET0.1)، ۴٪ افزودنی پلی‌اتیلن‌گلیکول (p0.4)، ۳٪ افزودنی kx9009 (kx0.3) و ۱۰ سی‌سی استون (acetone) بود. به عنوان نمونه، رفتار رئولوژی دوغاب‌های گرافیت آبی تهیه شده با افزودنی kx9009 در شکل ۲ نشان داده شده است. رفتار دیگر دوغاب‌ها به همین روند بوده و برای اجتناب از تکرار آورده نشد.

رفتار رئولوژی دوغاب‌های تهیه شده با ۵۰٪ وزنی گرافیت و بهینه درصد افزودنی‌های گوناگون در سرعت برشی ۱۰ بر ثانیه در شکل ۳ آورده شده است. دوغاب‌های تهیه شده رفتاری نسبتاً نیوتنی داشتند؛ زیرا تغییرات گرانروی و شیب تنش برشی با سرعت برشی تقریباً ثابت و همچنین رابطه میان تنش و سرعت برشی خطی بود. رفتار این دوغاب‌ها نسبتاً ایده‌آل و مقدار گرانروی بسیار کم بود. هرچه مقدار گرانروی کمتر باشد، دوغاب بهتر می‌تواند قالب را پر کند. بهترین افزودنی از روی نمودار رئولوژی، موجب رسیدن به

کمترین مقدار گرانروی و تنش برشی می‌شود [۲۳ و ۲۴]. بنابر نتایج به دست آمده، دوغاب G4-kx0.3 بهترین رفتار رئولوژی را دارد. رفتار رئولوژی یک نمونه دوغاب گرافیت خارجی با شناسه ref نیز اندازه‌گیری و جهت مقایسه آورده شده است. مقدار تنش برشی و گرانروی دوغاب‌های تهیه شده در این پژوهش، از نمونه ref بسیار کمتر است.



شکل ۲- رفتار رئولوژی دوغاب‌های آبی گرافیت تهیه شده با افزودنی kx9009

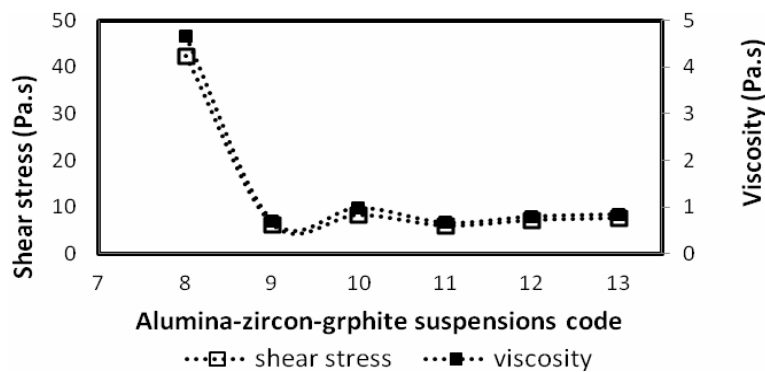


شکل ۳- تنش برشی و گرانروی دوغاب‌های گرافیت مطابق با شناسه‌های جدول ۱

۲-۳- رئولوژی دوغاب آلومینا-زیرکن-گرافیت

در این مرحله پودر آلومینا و زیرکن به دوغاب گرافیتی تهیه شده افزوده و رفتار پایداری آن بررسی شد. در پژوهش‌های گذشته، استفاده از ۵٪ افزودنی دولاپیکس CE-64 در تهیه دوغاب آلومینا-زیرکن مطلوب گزارش شده بود. دوغاب شماره ۸ با افزودنی kx9009 و گلایدل، و دوغاب شماره ۹ با سه افزودنی دولاپیکس CE-64 (۵٪)، kx9009 (۳٪) و گلایدل (۴٪) تهیه شد؛ تا تأثیر حضور این افزودنی‌ها بر تهیه دوغاب آلومینا-زیرکن-گرافیت بررسی شود؛ به عبارتی نیاز به حضور یا عدم حضور دولاپیکس بررسی شد (جدول ۲). با حضور دولاپیکس، مقدار تنش تسلیم و گرانروی بسیار کاهش یافت (شکل ۴). از آنجا که

دوغاب آلومینا-زیرکن با ۰/۵٪ دولایکس پایدار می‌شود، احتمال داده شد که ممکن است با حضور گرافیت به مقدار بیشتری دولایکس نیاز باشد. بنابراین دوغاب شماره ۱۰ با ۰/۶٪ دولایکس تهیه شد. همچنین تأثیر کاهش یا افزایش درصد افزودنی‌های دوغاب گرافیت (kx9009) با حضور ۰/۵٪ دولایکس بررسی شد (دوغاب‌های ۱۱ و ۱۲). بهترین رفتار رئولوژی مربوط به دوغاب شماره ۹ بود و به عبارتی با ۰/۵٪ دولایکس و دوغاب بهینه گرافیتی، نیازی به افزایش دولایکس دیده نشد. سپس حضور افزودنی دولایکس به تنهایی بررسی شد (دوغاب شماره ۱۳) و تغییرات دیگری نیز بر مقدار افزودنی‌ها داده شد که تغییر شرایط، تأثیر مثبتی بر رفتار رئولوژی دوغاب‌ها نداشت. در نهایت بهترین شرایط تهیه دوغاب آلومینا-زیرکن-گرافیت با حضور افزودنی‌های زیر گزارش می‌شود: ۴٪ گلایدل، ۰/۳٪ kx9009 و ۰/۵٪ دولایکس CE-64. دوغاب‌های تهیه شده از نظر مدت زمان پایداری نیز بررسی شدند.



شکل ۴- تنش برشی و گرانیوی دوغاب‌های آلومینا-زیرکن-گرافیت

۳-۳- پتانسیل زتای دوغاب‌های تهیه شده

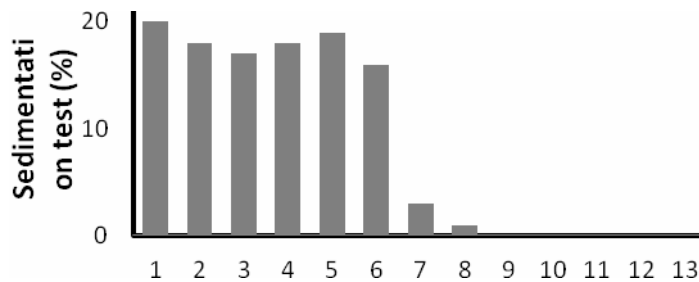
پتانسیل زتای برخی از دوغاب‌ها اندازه‌گیری شد که نتایج آن در جدول ۳ مشاهده می‌شود. دوغاب‌هایی که با مقدار نامناسب افزودنی تهیه شده بودند، پتانسیل زتایی در حدود ۲۵- میلی‌ولت داشتند که عدد نسبتاً کمی است. برای پایدار بودن یک دوغاب، مقدار پتانسیل زتا باید بیشتر از ۳۰- میلی‌ولت باشد؛ هرچه مقدار پتانسیل زتا بیشتر باشد دوغاب پایدارتر است [۱۷ و ۸، ۹]. با بهینه مقدار افزودنی‌ها، مقدار پتانسیل زتا منفی‌تر شد که نشان دهنده جذب آنها بر سطح پودر گرافیت و ایجاد بارهای منفی بیشتر بر سطح است که به پایداری دوغاب کمک می‌کند. به عنوان مثال دوغاب G4، مقدار پتانسیل زتای بالایی را (۳۲/۹- میلی‌ولت) نشان داد ولی استفاده از افزودنی kx موجب افزایش بیشتر پتانسیل زتا (۳۵/۷- میلی‌ولت) و پایداری بیشتر شد. پتانسیل زتای دوغاب مرجع در حدود ۴۰/۹- میلی‌ولت است که نشان دهنده دوغابی پایدار است. همچنین استفاده از دولایکس در دوغاب‌های آلومینا-زیرکن-گرافیت نیز موجب افزایش پتانسیل زتا تا ۳۸/۹- میلی‌ولت شد که نشان دهنده پایداری بیشتر دوغاب (شماره ۹) است. این عدد به پتانسیل زتای دوغاب مرجع نزدیک‌تر است.

جدول ۳- پتانسیل زتای دوغاب‌های تهیه شده

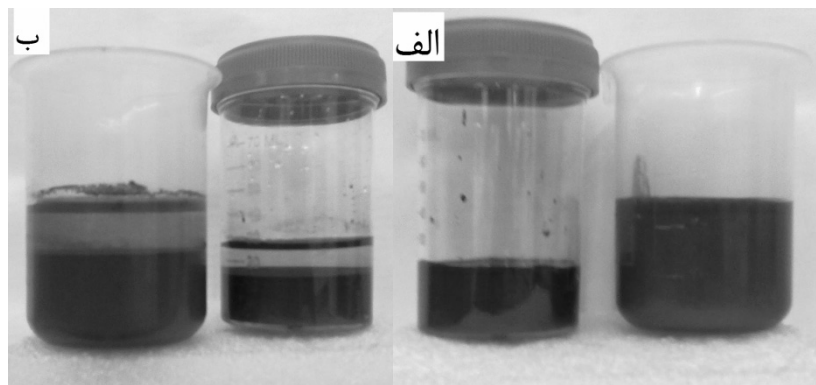
شماره دوغاب	شناسه دوغاب	پتانسیل زتا (mV)
۱	G4	-۳۲/۹
۵	G4-kx0.3	-۳۵/۷
۷	Ref	-۴۰/۹
۸	G4-kx0.3-AZG	-۳۵/۱
۹	G4-kx0.3-D0.5-AZG	-۳۸/۹

۳-۴- پایداری دوغاب‌های تهیه شده طی زمان (آزمون رسوب)

نتایج آزمون رسوب دوغاب‌های تهیه شده در شکل ۵ نشان داده شده است. هرچه ارتفاع رسوب یا شفافیت نمونه‌ها کمتر باشد یعنی دوغاب پایدارتر است. دوغاب‌های گرافیتی اعدادی در حدود ۲۰٪ را نشان دادند ولی دوغاب‌های آلومینا-زیرکن-گرافیت به مدت زمان زیادی پایدار بوده، ارتفاع رسوب و شفافیت آنها صفر بوده و جدایش ظاهری نیز نداشتند. حضور ذرات ریز آلومینا و افزودنی دولاپیکس در کنار افزودنی‌های دوغاب گرافیت، به پایداری دوغاب نهایی کمک زیادی کرد. شکل ۶ نیز نمونه‌هایی از دوغاب آبی گرافیت را نشان می‌دهد.



شکل ۵- نتایج آزمون رسوب دوغاب‌های تهیه شده



شکل ۶- دوغاب‌های ۵۰٪ گرافیت تهیه شده

(الف) دوغاب پایدار (۴٪ وزنی گلایدل)، (ب) دوغاب ناپایدار (۲٪ وزنی گلایدل)

نحوه پایداری عوامل پایدار کننده دوغاب به گروه‌های عاملی آنها مربوط می‌شود. مکانیزم‌های پایداری سازی افزودنی‌های استفاده شده که تجاری هستند کاملاً شناخته شده نیست؛ اما آنچه تصور می‌شود این است که با افزایش مقدار جذب و تمایل افزودنی به سطح پودر گرافیت، پایداری دوغاب آن نیز بیشتر می‌شود. افزودنی گلایدل عامل‌های سطحی سولفات داشته که بر اساس اطلاعات شرکت سازنده تمایل به جذب بر سطح ذرات گرافیت و کربن دارد؛ همین امر موجب افزایش ترشوندگی پودر گرافیت در محیط آبی می‌شود. از سویی افزودنی‌های دیگر به تنهایی نمی‌توانند بر سطح ذرات گرافیت جذب شوند و آن را تر کنند. افزودنی‌هایی مانند دولاپیکس گروه‌های اسیدکربوکسیلیک و افزودنی kx گروه‌های الکلی دارد؛ افزایش پایداری دوغاب و جذب افزودنی‌ها بر سطح ذرات گرافیت با توجه به تمایل میان گروه‌های عاملی هر افزودنی و رقابت جذب بر سطح ذرات پودر توجیه می‌شود.

۳-۵- چگالی قطعات خام ریخته‌گری شده

چگالی قطعات خام ریخته‌گری شده با استفاده از محاسبه جرم و حجم اندازه‌گیری و در جدول ۴ آورده شد. نتایج نشان داد دوغاب ۸ که دولاپیکس ندارد، چگالی بسیار کمتری نسبت به بقیه دوغاب‌ها دارد. کاهش

مقدار افزودنی kx9009 (دوغاب شماره ۱۱) نیز موجب کاهش چگالی شده است. البته چگالی خام نمونه‌ها در یک محدوده بوده و تفاوت چندانی را نشان نداد. این اعداد در حدود ۵۵٪ چگالی نسبی است.

جدول ۴- چگالی خام نمونه‌های تهیه شده با دوغاب آلومینا-زیرکن-گرافیت

شناسه دوغاب	توضیح	چگالی (g/cm ³)
۸	با افزودنی گلایدل و کی ایکس بدون دولایکس	۱/۶
۹	با افزودنی گلایدل (۰/۴٪)، کی ایکس (۰/۳٪) و دولایکس (۰/۵٪)	۲/۱
۱۰	با افزودنی گلایدل (۰/۴٪)، کی ایکس (۰/۳٪) و دولایکس (۰/۶٪)	۲/۱
۱۱	کاهش مقدار افزودنی کی ایکس (۰/۲٪)	۱/۹
۱۲	افزایش مقدار افزودنی کی ایکس (۰/۴٪)	۲/۱

۴- نتیجه گیری

- دوغاب آبی گرافیت با ۵۰٪ وزنی ماده جامد در pH اولیه با استفاده از ۴٪ وزنی در ماده خشک افزودنی گلایدل (Glydol N1055) رفتاری نسبتاً نیوتنی و بهترین شرایط پایداری را دارد. استفاده از ۰/۳٪ افزودنی kx9009 نیز موجب کاهش گرانیوی و بهبود رفتار رئولوژی دوغاب گرافیت می‌شود.
 - حضور پودر آلومینا-زیرکن و ۰/۵٪ وزنی افزودنی دولایکس CE-64 موجب بهبود رفتار پایداری دوغاب گرافیت شد.
 - مقدار پتانسیل زتای دوغاب آبی گرافیت در بهترین شرایط ۳۵/۷- میلی‌ولت و مقدار پتانسیل زتای دوغاب آلومینا-زیرکن-گرافیت، ۳۸/۹- میلی‌ولت گزارش می‌شود. چگالی خام نمونه‌های تهیه شده با دوغاب‌های آلومینا-زیرکن-گرافیت، مقدار ۲/۱ g/cm³ محاسبه شد.
- نتایج این مقاله حاصل از پروژه تحقیقاتی به شماره شناسه ۳۲۱۳۹۰۰۲۴ در پژوهشگاه مواد و انرژی است و کلیه دستاوردهای تحقیقاتی شامل نتایج نظری، نتایج علمی، دانش فنی و سایر موارد مربوط این پروژه متعلق به پژوهشگاه مواد و انرژی می‌باشد.

مراجع

1. L. Jiang, L. Gao, "Effect of Tiron adsorption on the colloidal stability of nano-sized alumina suspension", Mater. Chem.Phys. 80 [1]: 157-161 (2003).
2. Y. Shin, C. Su, Y. Shen, "Dispersion of aqueous nano-sized alumina suspensions using cationic polyelectrolyte", Mater.Res.Bull. 41 [10]: 1964-1971 (2006).
۳. هودسا مجیدیان، بررسی خواص کلوییدی گرافیت، پایان نامه کارشناسی ارشد، دانشگاه علم و صنعت ایران، ۱۳۸۳
4. D. D. L. Chung, "Electromagnetic Interface Shielding Effectiveness of Carbon Materials", Carbon 39 [2]: 279-285 (2001).
5. J. Huang, F. Shen, X. Li, X. Zhou, B. Li, R. Xu, C. Wu, "Chemical modification of carbon black by a simple non-liquid-phase approach", J.Colloid.Interface.Sci. 328 [1]: 92-97 (2008).
6. S. Sakamoto, Y. Omo, T. Ono, "Graphite Containing Unshaped Refractories", Unitcer 95, Japan, 189-196 (1995).
7. J. Lu, I. Do, H. Fukushima, I. Lee, L.T. Drzal, "Stable Aqueous Suspension and Self-Assembly of Graphite Nanoplatelets Coated with Various Polyelectrolytes", J.Nanomater. 2010: 1-11 (2010).
8. D. J. Shaw, "Introduction to colloid and surface chemistry", fourth edition (London: Butterworth-Heinmann Ltd, 1992).
9. I. R. de Oliveira, A. R. Studart, F. A. e Silva Júnior, V. C. Pandolfelli, Artigo revisão: "Estabilização de suspensões aquosas contendo grafite (Review article: Stabilization of

- graphite-containing aqueous suspensions", *Cerâmica*, 46 [300]: 186-195 (2000).
10. J. Yu, S. Uneo, K. Hiragush, "Improvement In Flowability, Oxidation Resistance and Water Wettability Of Graphite Powders By TiO₂ Coatings", *J.Ceram.Soc.Jpn* 104 [6]: 458-462 (1996).
۱۱. علی صابری، حسین سرپولکی و فرهاد گلستانی فرد، "پوشش دهی اسپینل آلومینات منیزیم بر سطح گرافیت به روش سل-ژل سیترات به منظور بهبود مقاومت به اکسیداسیون و ترشوندگی گرافیت توسط آب"، نشریه دانشکده فنی، جلد ۴۱، شماره ۸، صفحه ۱۰۵۳ تا ۱۰۶۱ (۱۳۸۶).
12. V. E. Scharrer, H. Kober, "Graphit suspensionen", *Kolloid-Zeitschrift und Zeitschrift fur Polymer*, 187 (1962).
13. C. Ishii, K. Koseki, T. Amari, Y. Hanzawa, N. Yoshizawa, H. Hatori, Y. Yamada, S. Yamazaki, "Flow Behavior of Graphitized Carbon Black Suspensions", *Carbon* 39 [6]: 2369-2386 (2001).
14. Y. Nonomura, Y. Morita, S. Deguchi, S. Mukai, "Anomalous stable dispersions of graphite in water/acetone mixtures", *J.Colloid.Interface.Sci.* 346 [1]: 96-99 (2010).
15. J. H. Lee, S. Lee, U. Paik, Y. M. Choi, "Aqueous processing of natural graphite particulates for lithium-ion battery anodes and their electrochemical performance", *J.Power.Sources.* 147 [1-2]: 249-255 (2005).
16. M. D. Dogancia, B. U. Sesli, H. Y. Erbil, B. P. Binksb, I. E. Salama, "Liquid marbles stabilized by graphite particles from aqueous surfactant solutions", *Colloids.Surf.A* 384 [1-3]: 417-426 (2011).
17. V. K. Paruchuri, A. V. Nguyen, J. D. Miller, "Zeta-potentials of self-assembled surface micelles of ionic surfactants adsorbed at hydrophobic graphite surfaces", *Colloids.Surf.A.* 250 [1-3]: 519-526 (2004).
18. V. Moraru, N. Lebovka, D. Shevchenko, "Structural Transitions In Aqueous Suspensions Of Natural Graphite", *Colloids.Surf.A.* 242 [1-3]: 181-187 (2004).
19. Mustafa, H. Vsui, M. Ishizuki, I. Shige, H. Suzuk, "Rheological Characteristic Of Non-Spherical Graphite Suspensions", *Korea-Australia Rheology J.*, 15 [1]: 19-25 (2003).
20. L. B. Garrido, A. N. Califano, "Effect of an excess of polyelectrolyte on viscoelastic properties of suspensions of alumina and zircon mixtures", *Colloids.Surf.A.* 302 [1-3]: 24-30 (2007).
21. L. B. Garrido, E. F. Aglietti, "Effect of Rheological Properties of Zircon-Alumina Suspensions on Density of Green Casts", *Mater.Res.* 4 [4]: 279-284 (2001).
۲۲. هودسا مجیدیان، "ریخته‌گری دوغابی کامپوزیت آلومینا-مولایت-زیرکینیا-کاربید سیلیسیم و تأثیر نانوذرات آلومینا و کاربید سیلیسیم بر ویژگی‌های آن"، پایان نامه دکتری، پژوهشگاه مواد و انرژی (۱۳۹۰).
23. H. Majidian, T. Ebadzadeh, E. Salahi, "Effect of SiC particles on rheological and sintering behaviour of alumina-zircon composites", *Ceramics International*, 36 [5] 1669-1673 (2010).
24. H. Majidian, T. Ebadzadeh, E. Salahi, "Stability evaluation of aqueous alumina-zircon-silicon carbide suspensions by application of DLVO theory", *Ceramics International*, 37 [7] 2941-2945 (2011).



بررسی تغییر شکل در قطعه چند لایه‌ای آلومینا-زیرکونیا حین فرآیند سینتر

اسماعیل صلاحی^۱، حمید اصفهانی^۱، ایمان مباحث‌پور^۱، محمد علی بیجارچی^۲

^۱ پژوهشگاه مواد و انرژی، ^۲ دانشگاه تهران

Kesalahi@yahoo.com

چکیده: در این تحقیق بدنه‌ای از پنج لایه نانو کامپوزیت آلومینا و ۵، ۱۰، ۱۵ و ۲۰ درصد مولی زیرکونیا به روش پرس تک محور ساخته شد. ۳ و ۲ لایه‌ای نیز جهت مقایسه بطور مشابه ساخته شدند. کلیه نمونه‌ها در دمای ۱۶۵۰°C در محیط هوا سینتر شدند. به علت اختلاف خواص رسانش گرمایی آلومینا و زیرکونیا، لایه‌های نانو کامپوزیت انقباض متفاوتی را به هنگام سینتر از خود نشان دادند. در این تحقیق، به بررسی رفتار سینتر و پیدا کردن الگویی مناسب جهت رفتار انقباضی لایه‌ای نانو کامپوزیت و تاب برداشتن سرامیک‌های مهندسی پرداخته شده است. بررسی الگوی تغییر فرم قطعه‌های چند لایه‌ای نشان داد که در نمونه آلومینا-زیرکونیا با تدریجی‌ترین ساختار گرادیانی کمترین تغییر شکل در حین سینتر را داشته است.

کلمات کلیدی: آلومینا، زیرکونیا، تغییر شکل، مواد با ساختار گرادیانی، کرنش، تانسور گرمایی.

۱- مقدمه

از سرامیک‌های آلومینا زیرکونیای چند لایه‌ای علاوه بر کاربردهای مکانیکی به عنوان واشرها و اتصالات سرامیکی استفاده می‌شود. در مواد چند لایه‌ای تغییر ترکیب در دو طرف فصل مشترک موجب تغییر خواص فیزیکی بین لایه‌ها می‌شود. بروز ترک‌های ناخواسته، جاداشدن و تاب برداشتن لایه‌ها از عوارض ناخواسته در مواد چند لایه‌ای است [۱ و ۲].

آلومینا می‌تواند به صورت متخلخل تک بلور و یا بس بلور تولید شود. شکست در آلومینا می‌تواند در اثر شکست ترد در بین تک بلورها شروع شود و در نهایت در بس بلور گسترش یابد [۳]. زیرکونیا ثابت کشسانی نزدیک به فولاد (200 Gpa) داشته و برخی از خواص مکانیکی مشابه فولاد را می‌تواند در خانواده سرامیک‌ها داشته باشد. این امر باعث گسترش کاربرد آن شده است [۴]. مواد چند لایه‌ای، دارای خواص برتری در مقایسه با مواد تک لایه در شرایط بار دهی یکسان هستند. هدف، رسیدن به یک ماده سرامیکی با استحکام بالا در عین حال بالاترین چقرمگی و مقاومت به شکست می‌باشد. استفاده از نانوفناوری و مواد گرادیانی، رسیدن به این هدف را سوق می‌دهد [۵]. در میان روش‌های گوناگون ساخت مواد چند لایه‌ای نظیر ریختگری گریز از مرکز، نیروی الکتریکی، پلاسما اسپری و رسوب گذاری [۶-۱۲] روش پرس تک محور روشی ساده برای رسیدن به مواد گرادیانی معرفی شده است.

تنش‌های باقیمانده در بین لایه‌های سرامیک‌های چند لایه‌ای، به چند عامل بستگی دارد. خواص ذاتی مانند رشد هم‌بافته^۱، اختلاف چگالی یا حجم، چگالش و یا اکسیداسیون سطحی و متغیرهای خارجی مانند، گرما و کرنش مومسانی گرمایی در هنگام سرد شدن، نیروهای خارجی و ممتنم از جمله این عوامل هستند. اما عامل بسیار مهم و رایج در تغییر شکل مواد چند لایه‌ای، عامل ضریب انبساط گرمایی است. اختلاف ضریب انبساط گرمایی در بین لایه‌های مختلف، منجر به تفاوت در مقدار انقباض نهایی لایه‌ها می‌شود [۱۳]. تنش بوجود آمده بین لایه‌ها در حین سینتر^۲ ناشی از اختلاف کرنش و انقباض مواد مختلف حین سینتر می‌باشد. به

^۱ epitaxial

^۲ Sinter

هنگام سرد شدن α_i (ضریب انبساط گرمایی لایه i) موجب القاء کرنش جزیی بین لایه‌ی i و لایه مجاور می‌شود. با اعمال این کرنش، سایر کرنش‌ها نظیر کرنش تغییرات فازی ($\Delta\epsilon_i$) یا کرنش ناشی از واکنش‌های شیمیایی ($\Delta\epsilon_r$) نیز در بین لایه‌ها پیش می‌روند [۱۴ و ۱۵]. بر این اساس، کرنش کل بین دو لایه فرضی A و B که از دمای T_{ref} به دمای T_i سرد شده است طبق معادله ۱ خواهد بود:

$$\Delta\epsilon = (\alpha_A - \alpha_B)\Delta T + \Delta\epsilon_i + \Delta\epsilon_r \quad (1)$$

در کامپوزیت‌های چند لایه‌ای ZTA^۱، از آنجا که زیرکونیا دارای دگرگونی‌های فازی مختلف با تغییر حجم در هنگام سرد شدن است (بین مکعبی، تتراگونال و مونوکلینیک)، تغییر شکل‌های شدیدی رخ می‌دهد. تشکیل فاز مونوکلینیک در استحاله چقرمگی^۲ فاز زیرکونیای تتراگونال، نوعی دگرگونی مارتنزیتی^۳ است. تنش تمرکز یافته در نوک ترک، موجب دگرگونی فاز تتراگونال به مونوکلینیک با انبساط حجمی ۳-۵٪ می‌شود. این دگرگونی، علاوه بر تغییر شکل، منجر به گسترش ترک‌های ناخواسته و کاهش استحکام شکست خواهد شد [۱۶]. برای یک ماده چند لایه‌ای که از n لایه ترکیب A به ضخامت t_a و $(n-1)$ لایه از ترکیب B با ضخامت t_b تشکیل شده است، تنش باقیمانده بین لایه‌ها از رابطه ۲ و ۳ محاسبه می‌شود [۱۳]:

$$\sigma_a = -\frac{\Delta\epsilon E'_a}{1 + \frac{E'_a n t_a}{E'_b (n-1) t_b}} \quad (2)$$

$$\sigma_b = -\frac{\Delta\epsilon E'_b}{1 + \frac{E'_b n t_b}{E'_a (n-1) t_a}} \quad (3)$$

در این صورت، تنش وارده به یک لایه در $E'_i = E_i / (1 - \nu_i)$ ، ثابت یانگ و ν ضریب پواسون است. اثر حضور لایه‌های دیگر برابر می‌شود با (رابطه ۴) [۱۳]:

$$\sigma_b = \sigma_a \frac{n t_a}{(n-1) t_b} \quad (4)$$

۲- مواد و روش تحقیق

مخلوط پودر زیرکونیا (۳۰-۶۰ نانومتر - Inframmat advanced materials LLC, purity 99.9% Cat.Nr.40N-0801) با ۳ درصد مولی ایتریا (۳۰ نانومتر - Nanostructured and Amorphous Art.No:5650YS) و ۳ درصد مولی آلومینا (α -Alumina (Materials, USA, purity 99.99% Nanostructured and Amorphous - ۳۰ نانومتر - materials, USA, purity 99.5% Art.No:1015WW) به‌عنوان زمینه کامپوزیت با نانوذرات زیرکونیا و نانوذرات اکسید ایتریم، به‌روش تر، در بستر استن مخلوط شدند. نانوذرات TiO_2 (۲۱ نانومتر - Plasmachem GmbH, Germany, purity 99.5% Art.No:PI-TiO-P25) به‌عنوان بازدارنده رشد ذرات و کاهنده دمای سینتر، به مخلوط بالا به میزان ۰/۰۶ درصد مولی اضافه شد. برای ساخت نمونه گرادپانی، کامپوزیت در چهار ترکیب ۵، ۱۰، ۱۵ و ۲۰ درصد مولی زیرکونیای دارای ۳ درصد مولی ایتریا ساخته شدند. شکل دادن کامپوزیت گرادپانی، به‌صورت قرص با استفاده از قالب سمبه-ماتریس فولادی انجام شد. در این روش ابتدا بستری از نانو پودر آلومینا در کف قالب ریخته شد. به‌کمک ضربه زدن به قالب و پرس بدون فشار (فشار دادن سمبه با دست) بستر پودر به‌صورت گسترده قرار گرفت. لایه‌های بعدی، طبق جدول ۱ به روش

¹ Zirconia Alumina Toughened

² Transformation Toughening

³ Martensitic Transformation

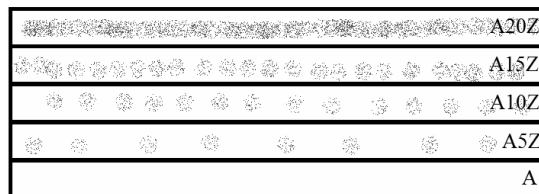


اشاره شده قرار گرفتند. در پایان کار، قرص‌های کامپوزیتی گرادینانی با قطر ۱۳ mm و ارتفاع ۱ mm در فشار تک محوری ۱۵۰ MPa توسط قالب پرس سرد شدند. برای بررسی رفتار سینتر، نمونه‌ها در ابعاد ۵×۵×۶۰ میلی‌متر آماده شدند.

جدول ۱- شناسه و ترکیب نمونه‌های کامپوزیت گرادینانی ساخته شده

کد نمونه	تعداد لایه های کامپوزیت	لایه های کامپوزیت
۱	۰	A
۲	۲	A/A20Z
۳	۳	A/A10Z/A20Z
۴	۵	A/A5Z/A10Z/A15Z/A20Z

در جایی که A به معنی لایه آلومینایی و AxZ به مفهوم لایه کامپوزیت ZTA است و x تعیین کننده درصد مولکولی زیرکونیا در زمینه آلومینا می‌باشد. در شکل ۱ طرحواره لایه‌های کامپوزیتی نمونه ۴ رسم شده است.

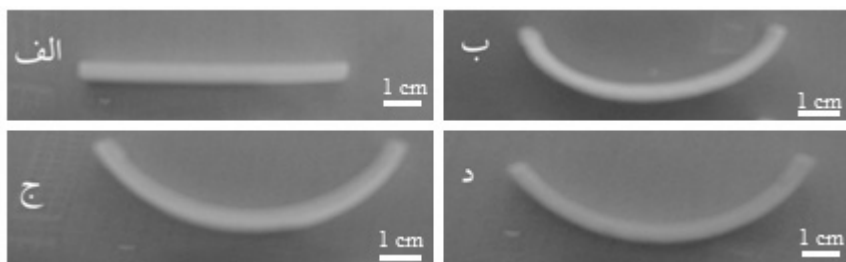


شکل ۱- طرحواره لایه‌های کامپوزیتی نمونه ۴

کلیه نمونه‌ها در دمای ۱۶۵۰ درجه سانتیگراد و به مدت ۱ ساعت در محیط هوا سینتر شدند. سرعت گرمایش، ۶ درجه سانتیگراد بر دقیقه انتخاب شد. نمونه‌ها در کوره سرد شدند.

۳- نتایج و بحث

تضاد خواص فیزیکی و شیمیایی در فرآیند تولید مواد مرکب به خصوص مواد چند لایه‌ای موجب بروز رفتار غیر مترقبه‌ای می‌شود. شناخت و بررسی این گونه رفتارهای مواد چند لایه‌ای امری مفید در فرآیند تولید مواد چند لایه‌ای به نظر می‌رسد. به منظور بررسی رفتار سینتر نمونه‌های کامپوزیتی گرادینانی و ارزیابی معادله حاکم بر تغییر شکل لایه‌های قطعه سینتر شده، از هر ۴ نمونه‌های سینتر شده، عکسبرداری شد (شکل ۲) و به کمک نرم افزار (Digitized 1.5.8 by I.bormann 2001-2006) اطلاعات گرافیکی به اطلاعات مختصات x-y تبدیل شد. نتایج نشان داد که منحنی حاصل شده بخشی از کمان دایره می‌باشد. برای اطمینان از این فرض، به کمک نرم افزار (Wolfarm Mathematica 8) بهترین معادله دایره (رابطه ۵) برازش شد تا شعاع دایره مشخص شود.

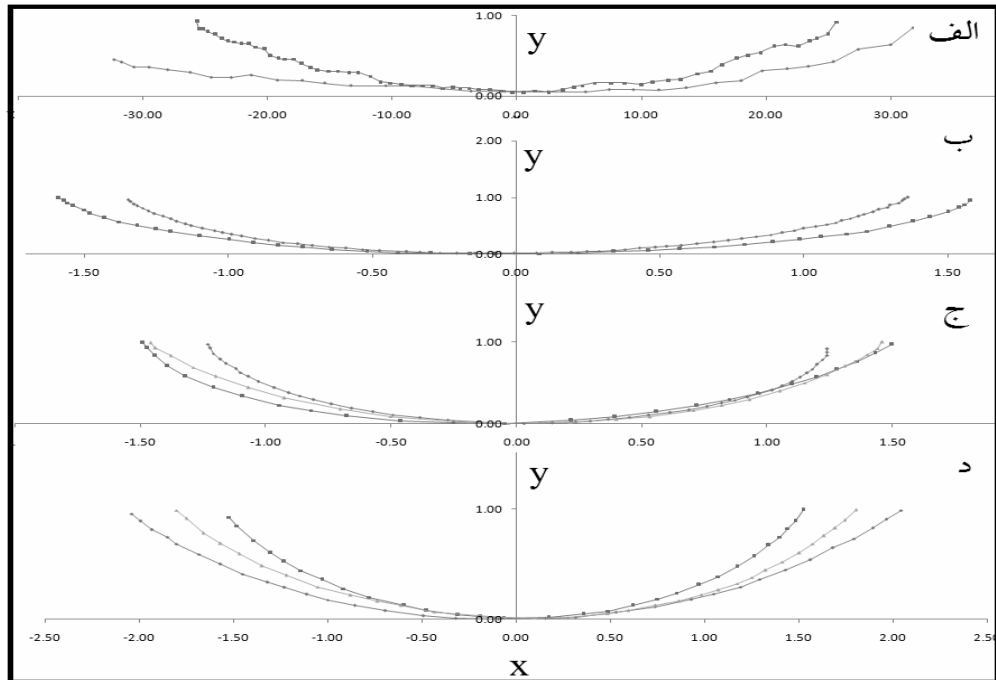


شکل ۲- تصویر نمونه‌های سینتر شده در دمای ۱۶۵۰°C (الف) شناسه ۱، (ب) شناسه ۲، (ج) شناسه ۳ و (د) شناسه ۴

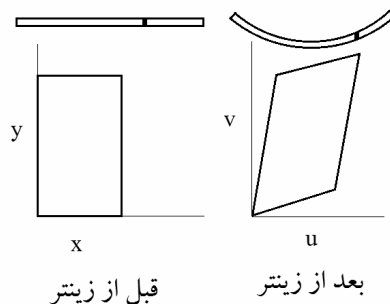


$$x^2 + (y - R)^2 = R^2 \quad (5)$$

با بررسی ظاهر نمونه‌ها پس از سینتر مشاهده گردید که تغییر شکل در راستای محور z ناچیز است. بنابراین با تکیه بر این فرض و فرض آنکه تغییر شکل به صورت مومسان است، معادله تغییر شکل نوشته شد. شکل ۳ اطلاعات نقطه‌ای در صفحه x-y را نشان می‌دهد. برای افزایش دقت، از هر نمونه، ۲ نمونه ساخته و اطلاعات آن درج شد.



شکل ۳- اطلاعات نقطه‌ای ثبت شده از (الف) شناسه ۱، (ب) شناسه ۲، (ج) شناسه ۳ و (د) شناسه ۴ در صفحه x-y جا به جایی نقاط در یک جامد پیوسته، ممکن است که ناشی از انتقال، چرخش و یا تغییر شکل باشد. به هنگام سینتر کردن، جا به جایی مواد در اثر انقباض رخ می‌دهد. کرنش‌های حاصل از انقباض، منجر به تغییر شکل در بدنه سرامیکی خواهد شد. برای حل معادله تغییر شکل نانوکامپوزیت گرادانی ZTA، فرض ساده زیر در نظر گرفته شده است. المان جزیی در صفحه x-y به المان برش یافته‌ای در صفحه u-v تبدیل شده است. این تغییر شکل، ناشی از اختلاف کرنش گرمایی لایه‌های ZTA به هنگام سرد شدن است.



شکل ۴- المان‌های ساده شونده برای حل مسأله

برای جا به جایی اجزای المان شکل ۴ از قبل سینتر به بعد سینتر، می‌توان یک بردار تعریف کرد. اگر بردار جا به جایی برای تمام ذرات جسم یکسان باشد، در این صورت کرنش وجود ندارد. با توجه به تغییر شکل به وجود آمده، باید توجه کرد که بردار جا به جایی برای هر ذره جسم متفاوت است و به صورت تابعی از مختصات جسم



درمی‌آید. برای کرنش‌های مومسان و کم دامنه، بردار جا به‌جایی تابع خطی است. کرنش گرمایی رخ داده در المان مفروض را می‌توان به‌صورت یک تانسور مرتبه دوم نوشت (رابطه ۶). باید توجه کرد که تغییرات کرنش در جهت محور Z ناچیز فرض شده است. پس تانسور کرنش مهندسی دارای چهار مولفه خواهد بود [۱۷].

$$\varepsilon_{ij} = \begin{bmatrix} \varepsilon_{xx} & \varepsilon_{xy} \\ \varepsilon_{yx} & \varepsilon_{yy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \text{EMBED Equation. DSMT4} & \text{EMBED Equation. DSMT4} \\ \text{EMBED Equation. DSMT4} & \text{EMBED Equation. DSMT4} \end{bmatrix} \quad (6)$$

از آنجا که المان تغییر یافته در نمونه سینتر شده در جهت v و u دارای کرنش یکسانی است، $\varepsilon_{xy} = \varepsilon_{yx}$ و بنابراین، تانسور کرنش یک تانسور متقارن است. فرض شده که منحنی برآزش یافته برای تمامی لایه‌ها یکسان است. ضابطه‌ای که رفتار قطعه گرادیانی ZTA را پس از سینتر در صفحه $u-v$ نشان می‌دهد، معادله دایره است. معادله یک دایره در صفحه $u-v$ در مختصات قطبی در رابطه ۷ دیده می‌شود:

$$w = re^{i\theta} = r \cos\theta + ir \sin\theta \quad (7)$$

r شعاع دایره، θ زاویه نقطه روی دایره با مبدأ مختصات و i عدد موهومی و برابر $\sqrt{-1}$ است. براین اساس می‌توان رابطه u و v را بصورت تابعی از x و y نوشت:

$$u = \sqrt{x^2 + y^2} \cos(\text{Arctg}(\frac{y}{x})) \quad (8)$$

$$v = \sqrt{x^2 + y^2} \sin(\text{Arctg}(\frac{y}{x})) \quad (9)$$

به‌کمک روابط ۸ و ۹ می‌توان مشتقات جزئی رابطه ۶ را محاسبه کرد:

$$\frac{\partial u}{\partial x} = \frac{1}{r} [x \cos(\text{Arctg}(\frac{y}{x})) + y \sin(\text{Arctg}(\frac{y}{x}))] \quad (10)$$

$$\frac{\partial u}{\partial y} = \frac{1}{r} [y \cos(\text{Arctg}(\frac{y}{x})) - x \sin(\text{Arctg}(\frac{y}{x}))] \quad (11)$$

$$\frac{\partial v}{\partial x} = \frac{1}{r} [x \sin(\text{Arctg}(\frac{y}{x})) - y \cos(\text{Arctg}(\frac{y}{x}))] \quad (12)$$

$$\frac{\partial v}{\partial y} = \frac{1}{r} [y \sin(\text{Arctg}(\frac{y}{x})) + x \cos(\text{Arctg}(\frac{y}{x}))] \quad (13)$$

مقدار مولفه‌های عمودی تانسور کرنش از رابطه ۱۰ و ۱۳ مشخص شد. با محاسبه ساده مشخص می‌شود که مولفه‌های برشی تانسور کرنش، یکسان و برابر صفر هستند:

$$\varepsilon_{xy} = \varepsilon_{yx} = 0 \quad (14)$$

همانطور که اشاره شد، کرنش در اثر اختلاف ضریب گرمایی بین لایه‌های کامپوزیت گرادیانی ZTA پدید می‌آید. رابطه بین کرنش و ضریب انبساط گرمایی طبق رابطه ۱۵ است. بدین ترتیب، تانسور ضریب انبساط گرمایی طبق رابطه ۱۶ تعیین خواهد شد:

$$\alpha = \frac{d\varepsilon}{dT} = \frac{d(\ln l(T))}{dT} = \frac{1}{l(T)} \frac{dl(T)}{dT} \quad (15)$$

$$\varepsilon_{ij} = \begin{bmatrix} \varepsilon_{xx} & \varepsilon_{xy} \\ \varepsilon_{yx} & \varepsilon_{yy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \alpha_{xx} & \alpha_{xy} \\ \alpha_{yx} & \alpha_{yy} \end{bmatrix} \Delta T = \alpha \Delta T \quad (16)$$



براساس رابطه ۱۴ می‌توان نتیجه گرفت که ضریب انبساط گرمایی دارای مولفه‌های عمودی در جهت محورهای x و y باشد. با توجه به رابطه ۱۰ و ۱۳ و ۱۶ دیده می‌شود که ضریب انبساط گرمایی، به صورت معکوس به شعاع دایره برازش یافته وابسته است. شعاع دایره برازش یافته روی هر نمونه در جدول ۲ آورده شده است (میزان شعاع‌ها به صورت نسبی با یکدیگر مقایسه شده‌اند). با افزایش شعاع، ضریب انبساط گرمایی در مکان مشخص قطعه بیشتر، پس بنابراین، کرنش بیشتر می‌شود. کرنش بیشتر نیز به مفهوم تغییر شکل مومسانی بیشتر خواهد بود.

جدول ۲- شعاع برازش یافته روی نمونه‌های سینتر شده

شناسه نمونه	۱	۲	۳	۴
شعاع	۷۱۷/۳۶	۱/۳۵	۱/۶۹۷	۲/۴۴

نمونه ۱ نمونه تک لایه آلومینا است که به علت یکسان بودن فازها و عدم کرنش بین لایه‌ای دارای بیشترین شعاع خواهد بود. تغییر شکل اندک برای نمونه تک فاز آلومینا بدلیل تماس یک وجه نمونه با کف کوره عملیات حرارتی می‌باشد. اختلاف در توزیع دما در وجوه بدنه تک فاز منجر به چنین پدیده‌ای شد. نمونه ۲ از دو لایه آلومینا و ZTA دارای ۲۰ درصد مولی زیرکونیا ساخته شده است. ضریب انبساط گرمایی آلومینا برابر 3.7×10^{-6} in/in °f و ضریب انبساط گرمایی زیرکونیا برابر 3.1×10^{-6} in/in °f است. با توجه به قانون جمع پذیری در کامپوزیت‌ها، با افزایش میزان زیرکونیا در ترکیب، از مقدار ضریب انبساط گرمایی کل کاسته می‌شود. در نمونه ۲، بیشترین اختلاف ضریب گرمایی بین دو لایه آلومینا و ZTA وجود دارد. پس انتظار می‌رود که بیشترین تنش گرمایی بین دو لایه به هنگام سرد شدن اعمال شود. نتایج نشان داد که در نمونه ۲ کمترین شعاع برازش یافته است که این به مفهوم بیشترین تغییر شکل خواهد بود. نتایج جدول ۲ نشان داد که با اعمال لایه میانی ZTA دارای ۱۵ درصد مولی زیرکونیا در نمونه ۳ از میزان تنش اعمالی بین لایه‌ها کاسته شده است. با اعمال سه لایه گرادینانی ZTA دارای ۵، ۱۰ و ۱۵ درصد مولی زیرکونیا بین آلومینا و لایه ZTA دارای ۲۰ درصد مولی زیرکونیا، تنش گرمایی و به پیروی از آن، کرنش گرمایی بین لایه‌ها کاسته شده است.

با بررسی نتایج فوق می‌توان بیان داشت که با کنترل شیب تغییرات ترکیب ماده در قطعه، امکان کاهش اختلاف در میزان انقباض لایه‌ها فراهم می‌شود.

با داشتن مولفه‌های ضریب انبساط حرارتی برای هر ماده در هر سه جهت می‌توان تانسور حرارتی تعریف نمود و با بکار بردن الگوی نظیر الگوی تحقیق فوق می‌توان میزان جابه‌جایی هر نقطه از قطعه در فضای سه بعدی را پس از فرآیند سینتر محاسبه نمود. در این تحقیق بطور خاص به بررسی سیستم‌های چند لایه‌ای آلومینا-زیرکونیا پرداخته شد و راهکاری مناسب برای بررسی رفتار سینتر سیستم‌های دو جزئی چند لایه‌ای به نظر می‌رسد.

۴- نتیجه گیری

در مواد چند لایه‌ای، به خاطر اختلاف ضریب انبساط گرمایی لایه‌ها به هنگام سرد شدن، تنش بین لایه‌ها القاء می‌شود که منجر به تغییر شکل کشسان و حتی مومسان خواهد شد. نانو پودر آلومینا زیرکونیا در چهار ترکیب مختلف ۵، ۱۰، ۱۵ و ۲۰ درصد مولی زیرکونیا آماده شد. برای بررسی تغییر شکل ایجاد شده در هنگام سرد شدن، چهار نمونه ساخته شد. نمونه اول، تک لایه آلومینا، نمونه دوم دو لایه با حداکثر اختلاف ترکیبی انتخاب شد. به منظور بررسی اثر لایه میانی با ساختار گرادینانی بر میزان کرنش گرمایی لایه ZTA دارای ۱۰ درصد مولی در نمونه ۳ و لایه‌های گرادینانی ۵، ۱۰ و ۱۵ درصد مولی زیرکونیا در نمونه ۴ بین لایه‌های



آلومینا و ۲۰ درصد مولی زیرکونیا قرار گرفتند. نتایج نشان داد که بهترین برازش منحنی بر شکل حاصل یافته بعد از سینتر منحنی درجه دوم دایره است. شعاع دایره توسط نرم افزار مشخص شد. با افزایش لایه‌های گرادینانی، شعاع افزایش یافت. تانسور کرنش دو بعدی نوشته شد و مشتقات جزیی کرنش‌های عمودی و برشی محاسبه شد. براساس رابطه بین کرنش مهندسی و ضریب انبساط گرمایی، مولفه‌های تانسور ضریب انبساط گرمایی مشخص شد. نتایج نشان داد که مولفه‌های برشی ضریب انبساط گرمایی یکسان و برابر صفر هستند.

مراجع

1. K. Tahmasebi, M. H. Paydar. "The effect of starch addition on solution combustion synthesis of $Al_2O_3-ZrO_2$ nanocomposite powder using urea as fuel". *Materials Chemistry and Physics* 109 (2008) 156–163.
2. Greg Fisher. "Alumina as a composite Material". *Alumina science and technology handbook chemicals*. Copyright 1990 by The American ceramic society Inc, Westerville Ohio.
3. Richard C. Bradt and William D. Scott. "Mechanical Properties of Alumina". *Alumina science and technology handbook chemicals*. Copyright 1990 by The American ceramic society Inc, Westerville Ohio.
4. E. H. Kisi and C. J. Howard. *Crystal Structures of zirconia Phases and their Inter-Relation*. *Zirconia Engineering ceramics*. copyright 1998 Trans Tech Publications Ltd, Switzerland.
5. A. Morales-Rodríguez, A. Domínguez-Rodríguez, G. de Portu, M. Jiménez-Melendo, "Creep mechanisms of laminated alumina/zirconia-toughened alumina composites", *Journal of the European Ceramic Society* 29 (2009) 1625–1630
6. Toshio Kuroda, Akira Kobayashi, "Adhesion characteristics of zirconia–alumina composite coatings by gas tunnel type plasma spraying", *Vacuum* 73 (2004) 635–641
7. N. Chantaramee, S. Tanaka, Z. Kato, N. Uchida, K. Uematsu, "Characterization of particles packing in alumina green tape", *Journal of the European Ceramic Society* 29 (2009) 943–948.
8. Fei Chen, Lichun Yu, Qiang Shen, Lianmeng Zhang, "Fabrication of TZ-3Y20A/Mo multilayer composites by particle sedimentation method", *journal of materials processing technology* 199 (2008) 37–40
9. E. Stoll, P. Mahr, H.-G. Krüger, H. Kerna, B.J.C. Thomasb, A.R. Boccaccini, "Fabrication technologies for oxide–oxide ceramic matrix composites based on electrophoretic deposition" *Journal of the European Ceramic Society* 26 (2006) 1567–1576
10. R. R. Menezesa, R. H. G. A. Kiminami, "Microwave sintering of alumina–zirconia Nanocomposites", *journal of materials processing technology* 203 (2008) 513–517
11. Robert J. Moon, Mark Hoffman, Jon Hilden, Keith J. Bowman Kevin P. Trumble, Jeurgen Reodel, "R-curve behavior in alumina–zirconia composites with repeating graded layers", *Engineering Fracture Mechanics* 69 (2002) 1647–1665
12. Narottam P. Bansal, Dongming Zhu, "Thermal conductivity of zirconia–alumina composites", *Ceramics International* 31 (2005) 911–916
13. R. Bermejo, C. Baudín, R. Moreno, L. Llanes, A.J. Sánchez-Herencia, "Processing optimisation and fracture behaviour of layered ceramic composites with highly compressive layers", *Composites Science and Technology* 67 (2007) 1930–1938
14. Sanchez-Herencia AJ, Pascual C, He J, Lange FF, "ZrO₂/ZrO₂ layered composites for crack bifurcation", *J Am Ceram Soc* 1999;82(6):1512–8.
15. Rao MP, Sanchez-Herencia AJ, Beltz GE, McMeeking RM, Lange FF, "Laminar ceramics that exhibit a threshold strength", *Science* 1999;286(5437):102–5.
16. Sanchez-Herencia AJ, James L, Lange FF. Bifurcation in alumina plates produced by a phase transformation in central, alumina/ zirconia thin layers. *J Eur Ceram Soc* 2000;20(9):1297–300.

۱۷. ج.ا. دیترا، "متالورژی مکانیکی"، ترجمه شهره شهیدی، مرکز نشر دانشگاهی ۱۳۷۹.



بررسی تأثیر آلومینای نانو سایز بر استحکام خمشی و دی الکتریکی پرسلان آلومینایی

مریم اسمعیلی^۱، رحیم نقی زاده^۲، علی نعمتی^۳، سعید باغشاهی^۴

^۱ دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه آزاد اسلامی، واحد علوم و تحقیقات تهران،

^۲ دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت،

^۳ دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی شریف،

^۴ دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه امام خمینی

rnaghizadeh@iust.ac.ir

چکیده: در پژوهش حاضر تأثیر افزودن آلومینای نانو اندازه به پرسلان آلومینایی مورد بررسی قرار گرفته است. نتایج حاصله نشان داد که افزودن نانو آلومینا سبب افزایش استحکام خمشی و نیز افزایش استحکام دی الکتریکی در پرسلان آلومینایی می گردد. به طوریکه افزایش ۲۳٪ نانو آلومینا به بدنه پرسلان آلومینایی پایه، استحکام مکانیکی را ۹٪ و استحکام دی الکتریکی را ۱۵٪ افزایش می دهد. حضور فازهای کورانوم و مولایت سوزنی و نیز کاهش میکروترک های پیرامون ذرات کوارتز می تواند دلیلی بر این افزایش باشد. افزایش پراکندگی نانوذرات آلومینا در زمینه مانند سدی در مسیر آزاد حرکت یون ها در فاز شیشه عمل نموده و سبب افزایش استحکام دی الکتریکی پرسلان آلومینایی می گردد.

کلمات کلیدی: نانو آلومینا، استحکام خمشی، استحکام دی الکتریکی، مولایت.

۱- مقدمه

مقره ها بوسیله قرار گرفتن مانند یک سد میان هادی ها مسئول جلوگیری یا تنظیم گردش جریان در مدارهای الکتریکی هستند. یک مقره جهت کارایی مناسب نیازمند خواصی چون مقاومت الکتریکی بالا ($10^{12} - 10^{14} \Omega \cdot \text{cm}$)، استحکام دی الکتریکی بالا، فاکتور اتلاف پایین، خواص مکانیکی خوب، پخش خوب گرما و همچنین محافظت هادی ها از شرایط محیطی سخت نظیر رطوبت و عوامل خوردنده می باشد [۱]. مقره ها از موادی چون پرسلان، شیشه و کامپوزیت ساخته می شوند که از این میان مقره های پرسلانی دارای سابقه ای بیش از ۱۵۰ سال دارند. پرسلان ها بدنه های سرامیکی پلی کریستال هستند که نوعاً حاوی بیش از حدود ۱۰٪ حجمی فاز شیشه به همراه فازهای مولایت و کوارتز می باشند. مقره های فشار قوی بایستی از خواص الکتریکی خوب به همراه استحکام مکانیکی بالا برخوردار باشند. میزان فاز شیشه، دانسیته، تخلخل و توزیع فازها در داخل پرسلان تا حدود زیادی خواص مکانیکی و دی الکتریکی آن را کنترل می کند [۲].

دو نوع از پرسلان های الکتریکی سیلیکاتی و آلومینایی، که طبق استاندارد IEC672-3 به ترتیب در گروه های C-110 و C-120 قرار گرفته اند، بیشترین کاربرد را به عنوان مقره دارند. در چینی الکتریکی سیلیکاتی مقاومت الکتریکی مولایت و کوارتز در دمای محیط حدود $10^{13} - 10^{14} \Omega \cdot \text{cm}$ است و بالا می باشد. برای اینکه مقاومت الکتریکی فاز شیشه مناسب گردد بایستی از حرکت یون های قلیایی Na^+ و K^+ موجود در آن با ایجاد باندهای نسبتاً قوی جلوگیری گردد. بنابراین هر چقدر فاز شیشه کاهش یابد استحکام دی الکتریکی عایق افزوده می شود. از طرف دیگر وجود میزان مناسبی از فاز شیشه برای پرکردن تخلخل ها و همچنین سرعت بخشیدن به تشکیل مولایت ضروری است. البته در ریزساختار این پرسلان ها پیرامون ذرات کوارتز میکروترک های محیطی حاصل از تبدیلات کوارتز نیز دیده می شود که استحکام دی الکتریکی و مکانیکی عایق را کاهش می دهد [۳]. با افزودن آلومینا، کنترل اندازه ذرات کوارتز، کنترل ترکیب و میزان فاز شیشه،

ایجاد فاز کوردیریت و تشویق تشکیل مولایت سوزنی می‌توان برخی از خواص پسران‌های سیلیکاتی مثل استحکام مکانیکی و دی‌الکتیکی را بهبود داد. [۵، ۶].

ریز ساختار پسران آلومینایی شامل کوراندوم، مولایت و کوارتز باقیمانده در زمینه شیشه‌ای است. براساس نتایج حاصل از مطالعات، خواص مکانیکی مواد پسرانی استفاده شده برای مقره‌های ولتاژ بالا احتمالاً به‌وسیله ترکیب کوراندوم بالا و مقدار کوارتز باقیمانده کم بهبود می‌یابد [۷].

مولایت تنها فاز دوتایی پایدار در سیستم $Al_2O_3-SiO_2$ است. مولایت خالص یک محلول جامد با ترکیب $Al_2[Al_{2+2x}Si_{2-2x}]O_{10-x}$ با $0.17 \leq X \leq 0.5$ می‌باشد. ترکیبات پایدار مولایت $(X=0.25)$ $3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$ و $(X=0.4)$ $2Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$ می‌باشند که به ترتیب به مولایت 3:2 و 2:1 معروف هستند و دو نوع اصلی از مولایت تشکیل شده در مراحل مختلف پخت پسران‌ها می‌باشند [۸]. از نظر شکل ظاهری همچنین سه نوع مولایت در بدنه‌های سه جزئی مثل پسران قابل تشخیص است. مولایت اولیه از تبدیلات کائولینیت حاصل می‌شود و فلسی شکل است و مولایت ثانویه از کریستالیزاسیون مذاب حاصل از ذوب فلدسپات و سایر اجزاء حاصل می‌گردد که ساختاری سوزنی دارد [۹]. در پسران‌های آلومینایی نوع سوم از مولایت وجود دارد که موسوم به مولایت نوع سوم است و تنها در صورت وجود آلومینای آزاد و در درجه حرارت بالا ایجاد می‌گردد [۹ و ۱۰]. بررسی‌های محدود انجام شده نشان می‌دهد با کاهش اندازه ذرات آلومینا می‌توان در پسران‌های آلومینایی به درصد‌های بالاتری از مولایت و به‌خصوص مولایت نوع سوم دست یافت [۱۱].

تلاش‌هایی در جهت افزایش خواص مکانیکی و دی‌الکتیکی در پسران‌های الکتریکی توسط کاهش اندازه پودرهای مواد اولیه مصرفی در مقیاس میکرونی بخصوص در کشور ژاپن انجام گرفته است که نتایج مثبتی نیز حاصل شده است [۱۲]. استفاده از نانو ذرات و بررسی تأثیر آنها بر استحکام مکانیکی و مقاومت دی‌الکتریک پسران‌های الکتریکی به‌طور دقیق ارزیابی نشده است بدین منظور در این تحقیق تأثیر افزودن نانو آلومینا بر روی خواص مهم پسران آلومینایی مورد بررسی قرار گرفته است.

۲- فعالیت‌های تجربی

پسران‌های آلومینایی در استاندارد IEC، با توجه به میزان آلومینا تأمین شده توسط اجزاء تشکیل دهنده اولیه، در کلاس C-120 (حاوی ۳۰ تا ۵۰ درصد آلومینا)، و C-130 (حاوی بیش از ۵۰ درصد آلومینا) طبقه‌بندی می‌گردند [۱۳]. در تحقیق حاضر از یک فرمولاسیون با ۲۷٪ آلومینای آزاد استفاده شده است که با توجه به ترکیب شیمیایی نهایی، این فرمولاسیون در کلاس C-120 قرار می‌گیرد. مواد اولیه مورد استفاده در این پسران آلومینایی، کائولن، فلدسپات، آلومینا و بالکلی بوده است. آنالیز شیمیایی این مواد اولیه در جدول ۱ آورده شده است. آلومینای میکرونی مصرفی، آلومینای آلفای با اندازه ذرات $45 \mu m <$ بوده است.

جدول ۱- آنالیز شیمیایی مواد اولیه مصرفی (درصد وزنی)

اجزا	آلومینای آلفا	فلدسپات پتاسیک ازنا	کائولن زنونز کد SI	بالکلی هایمود
SiO ₂	۰	۷۲/۴۸	۶۰/۰۷	۵۱/۸۰
Al ₂ O ₃	۹۹/۵	۱۹/۲۲	۲۸/۱۲	۳۴/۸۰
Fe ₂ O ₃	۰	۰/۳۴	۰/۵	۱/۴
Mgo	۰	۰/۱	۰/۲	۰/۱
CaO	۰	۰/۲۸	۰/۵۶	۰/۲۱
Na ₂ O	۰	۳/۰۶	۰	۰/۱۵
K ₂ O	۰	۳/۰۷	۰/۸۹	۲/۴
TiO ₂	۰	۰	۰	۰
L.O.I	۰/۳۴	۱/۱۱	۹/۵۵	۹/۱



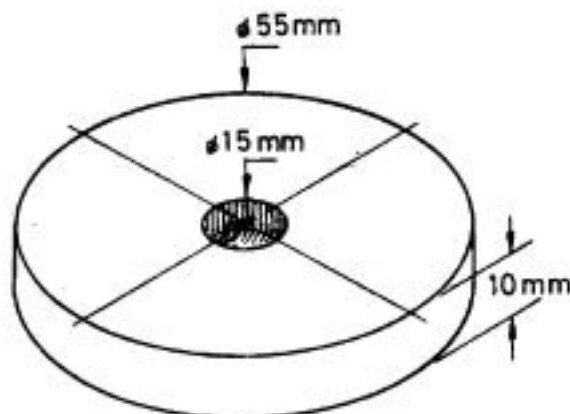
این مواد به روش آسیاب تر مخلوط شد و پس از عبور از الک $45 \mu\text{m}$ به آن آلومینای نانو سایز در درصدهای ۱،۳، ۵، ۱۰، ۲۰ اضافه گردید. مشخصات آلومینای نانوی مصرفی در جدول ۲ آورده شده است. این بدنه‌ها به ترتیب با کدهای MA0, MA1, MA3, MA5 مشخص گردیدند که اعداد مربوطه نمایانگر میزان آلومینای نانو افزوده شده می‌باشد. فرمولاسیون این بدنه‌ها در جدول ۳ آورده شده است. آبیگری از دوغاب به روش سنتی و به وسیله قالب گچی انجام شد. نمونه‌ها به صورت میله‌هایی با قطر ۱۱ میلی‌متر و طول ۱۲۰ میلی‌متر برای تست استحکام خمشی بوسیله اکسترودر آزمایشگاهی مدل D-8672SELB ساخت شرکت NETZSH آلمان اکسترودر شد. جهت تهیه نمونه‌های استحکام دی‌الکتریکی ابتدا استوانه‌ای به قطر ۳۰ میلی‌متر و طول ۵۰ میلی‌متر توسط اکسترودر تهیه شد سپس این استوانه در قالب گچی به صورتی که در شکل ۱ نشان داده شده پرس گردید.

جدول ۲- خصوصیات آلومینای نانو مصرفی شرکت نوتیرون

خلوص Al_2O_3	%99
سطح ویژه	$10 \text{ m}^2/\text{g}$
اندازه دانه	۸۰nm
ساختار کریستالی	α

جدول ۳- فرمولاسیون پرس‌لان آلومینایی حاوی آلومینای نانو

کد بدنه / مواد اولیه	MA0	MA1	MA3	MA5
اکسید آلومینیوم	۲۷	۲۶/۷	۲۶/۲	۲۵/۶
فلدسپات	۲۵	۲۴/۷	۲۴/۲	۲۳/۸
بالکلی هایمود	۱۵	۱۴/۹	۱۴/۶	۱۴/۲
کائولن زنون SI	۳۳	۳۲/۷	۳۲	۳۱/۴
نانو آلومینا	۰	۱	۳	۵



شکل ۱- مشخصات ابعادی نمونه تست استحکام دی‌الکتریکی بعد از پخت

سپس نمونه‌ها در خشک‌کن الکتریکی و در دمای 110°C خشک گردید و در کوره تونلی در دمای 1300°C درجه سانتی‌گراد به مدت ۶۶/۵ ساعت کل با زمان ماندگاری در دمای ماکزیمم به مدت یک ساعت پخت گردید. برای اندازه‌گیری دانسیته بالک از روش آب جوش طبق استاندارد ASTM استفاده شد. انقباض نمونه‌ها



از تفاوت قطر نمونه‌های خشک شده و پخت شده به دست آمد. جهت انجام تست استحکام خمشی از دستگاه استحکام خمشی سه نقطه‌ای مدل B167 ساخت شرکت STAVEBI کشور چکسلواکی استفاده گردید و میانگین هفت نمونه برای هر فرمول به دست آمد. استحکام خمشی از رابطه زیر بدست می‌آید [۱۴]:

$$R_f = \frac{8FL}{\pi D^3}$$

R_f = استحکام خمشی (Kg f/cm^2)

F = نیروی کل اعمال شده جهت شکستن نمونه (Kg f)

L = فاصله تکیه گاهها (cm)

D = قطر نمونه آزمایش (cm)

برای اندازه‌گیری استحکام دی‌الکتریک از دستگاه High Voltage Dielectric Tester در 50 Hz با ماکزیمم ولتاژ 80 KV در محیط روغن خالص (مایع دی‌الکتریک) دارای مقاومت مابین 10^{11} – $10^{12}\ \Omega\cdot\text{cm}$ و یک محفظه عایق با یک الکتروود کروی برنجی و یک الکتروود تخت استفاده گردید. سرعت بالا رفتن ولتاژ 2 KV/S بوده است. ولتاژ شکست ماکزیمم (V_{br}) یا ولتاژ پانچ (KV) به دست می‌آید که برای محاسبه استحکام دی‌الکتریک (E_{br}) از رابطه زیر استفاد می‌شود. [۱۴] اعداد به دست آمده میانگین ۵ نمونه می‌باشد.

$$E_{br} = \frac{V_{br}}{h}$$

$$E_{br} = V_{br} \cdot K$$

در روابط فوق h ضخامت نمونه برحسب mm و K فاکتور تصحیح (mm^{-1}) می‌باشد. تأثیر تغییر شکل میدان الکتریکی در شکل انتخابی برای الکتروودها با ضریب تصحیح K بیان می‌شود که تغییرات آن با ضخامت نسبت عکس دارد.

میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد استفاده در تحقیق حاضر جهت بررسی ریز ساختاری از نوع SEM و مدل XL30 ساخت شرکت فیلیپس از کشور هلند می‌باشد. نمونه‌ها جهت بررسی با SEM ابتدا با محلول HF رقیق 10% به مدت ۳ دقیقه اچ گردید. به منظور شناسایی فاز، نمونه‌ها به صورت پودر در آمده و از دستگاه XRD مدل D8-Advanced ساخت شرکت BRUKER کشور آلمان با طول موج اشعه $\lambda = 1.54\ \text{\AA}$ با نوع کاتد Cu-K α استفاده گردید.

۳- نتایج و بحث

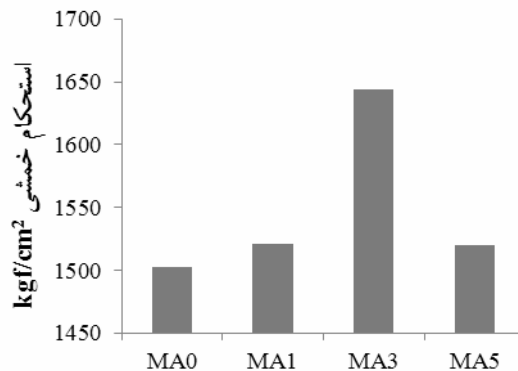
۳-۱- استحکام خمشی

با افزایش درصد آلومینای نانو استحکام خمشی نمونه‌های پخت شده در 1300°C افزایش می‌یابد. نتایج حاصله در شکل ۲ آورده شده است. حداکثر استحکام خمشی در ۳ درصد افزودنی نانو آلومینا به دست می‌آید. میزان افزایش آن نسبت به نمونه MAO یعنی نمونه بدون نانو آلومینا حدود ۹٪ است و به استحکام 1644 Kg/cm^2 رسیده است. Kimura و همکارانش [۱۵] با افزودن آلومینای با اندازه متوسط $5\ \mu\text{m}$ برای نمونه‌های پرس شده در دمای پخت 1300°C به استحکام خمشی حوالی 1400 Kg/cm^2 در ۳۰ درصد افزودنی و 1650 Kg/cm^2 در ۴۰ درصدوزنی رسیده‌اند. البته آنها در دماهای پخت دیگر استحکام‌های بهتری از اعداد این تحقیق به دست آوردند که عمده دلیل آن تهیه قطعات به روش پرس بوده است. اما آن‌ها موفق به افزایش مقاومت الکتریکی نمونه‌ها نشدند.

افزودن نانوآلومینا موجب افزایش استحکام بدنه‌های پرسلانی تا جایی می‌گردد که زینتر بدنه با افت شدیدی مواجه نگردد. دلیل افزایش استحکام مکانیکی با افزایش نانو آلومینا به سه پدیده استحکام بخشی خود



آلومینا، افزایش مقدار فاز مولایت نوع سوم و کاهش میزان میکروتترکها بر می‌گردد. رشد ترک به دلیل استحکام بالای ذرات آلومینا نسبت به زمینه کند می‌گردد و این همان استحکام بخشی به دلیل اثر پخش‌شدگی^۱ می‌باشد که هنگام اعمال نیرو، توسعه و رشد ترک به وسیله دانه‌های آلومینا که استحکام بالاتری از زمینه دارند متوقف می‌گردد که این اثر به دلیل استفاده از نانوالومینا که تعداد ذره بیشتری در درصد وزنی معین در زمینه پخش می‌کند تشدید می‌گردد.



شکل ۲- نمودار استحکام خمشی

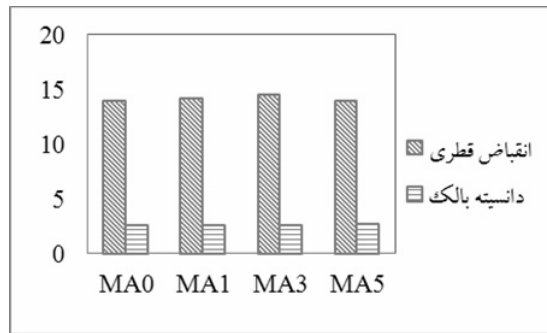
ضریب انبساط حرارتی آلومینا به موازات و عمود بر محور C به ترتیب $6/19 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ و $5/43 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ می‌باشد. ضریب انبساط حرارتی زمینه چینی الکتریکی در حدود $7/7 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ می‌باشد. با توجه به این موضوع احتمال جدایش ذرات آلومینا از زمینه حین پخت و هنگام سرمایش قطعات وجود ندارد. با افزودن نانو آلومینا، مقداری از آن در فاز آمورف حل می‌شود و پس از آن به صورت مولایت نوع سوم رسوب می‌کند. این مولایت‌های سوزنی درهم قفل شده می‌توانند تأثیر استحکام بخشی به نمونه‌ها به دلیل رفتار الیافی^۲ داشته باشند [۸ و ۹]. بدیهی است کاهش ذرات آلومینا به حد نانو می‌تواند تعداد زیادی مانع مؤثر در برابر رشد ترک ایجاد کند و با انحلال بیشتر در فاز زمینه موجب افزایش مولایت سوزنی گردد. هنگامی که ۵٪ نانو آلومینا به بدنه پوسلان آلومینایی پایه اضافه می‌گردد به دلیل افزایش دیرگدازی بدنه و کاهش مقدار فاز شیشه و در نتیجه کاهش زینترپذیری موجب کاهش استحکام خمشی می‌گردد.

۴- دانسیته بالک و انقباض قطری

دانسیته بالک نمونه‌ها بستگی به دانسیته فازهای تشکیل دهنده بدنه و میزان تخلخل‌های باز و بسته دارد. حذف میکروتترک‌ها موجب افزایش دانسیته بالک می‌گردد. مطابق شکل ۳ با افزایش میزان افزودنی نانوالومینا تغییرات دانسیته بالک و میزان انقباض جزئی است به طوری که مطابق با اعداد حاصله میزان تغییرات در انقباض حدود ۰/۵٪ و در دانسیته بالک حدود ۰/۰۳ می‌باشد. انقباض پخت نمونه‌ها بستگی به پدیده زینتر، تشکیل فازهای مختلف و احتمال ایجاد عیوب پخت مثل ایجاد میکروتترک دارد. افزودن آلومینا موجب بالا رفتن دیرگدازی فاز زمینه می‌گردد که خود مانع زینتر می‌باشد و انقباض را کاهش می‌دهد. از طرف دیگر افزایش آلومینا می‌تواند موجب تشکیل مولایت نوع سوم گردد که به دلیل اختلاف دانسیته‌های آلومینا ($3/9 \text{ g/cm}^3$) و فاز آمورف یا کوارتز ($2/6 \text{ g/cm}^3$) با مولایت ($3/2 \text{ g/cm}^3$) همراه با انبساط است. کاهش و حذف میکروتترک‌ها می‌تواند موجب افزایش انقباض گردد. به نظر می‌رسد که مجموع عوامل فوق مسئول رفتار انقباضی مشاهده شده می‌باشد.

¹ dispersion strengthening

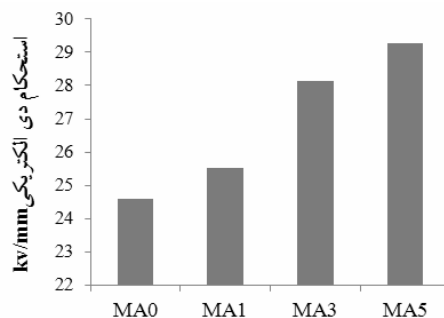
² fiber reinforcing



شکل ۳- نمودار دانسیته بالک و درصد انقباض قطری

۵- استحکام دی الکتریکی

نتایج استحکام دی الکتریک در شکل ۴ آورده شده است. این نمودار نشان می دهد با افزایش نانو آلومینا از ۰ تا ۵ درصد استحکام دی الکتریکی افزایش می یابد. بیشترین میزان استحکام دی الکتریکی مربوط به نمونه حاوی ۵٪ نانو آلومینا است. استحکام دی الکتریک در ۳٪ افزودنی نانو آلومینا ۲۸ KV/mm و در ۵ درصد افزودنی ۲۹ KV/mm بوده است. هدف از افزودن نانو آلومینا رسیدن به استحکام های مکانیکی و دی الکتریکی مناسب بوده است. برای عایق های کششی بالا^۱ میزان استحکام دی الکتریکی بایستی بالای ۳۰ KV/mm باشد. عوامل مهم در استحکام الکتریکی میزان تخلخل، نوع و میزان فاز شیشه، میزان و نوع و نحوه پخش فازهای کریستالین و وجود و عدم وجود ترک های مویی است. وجود یون های متحرک Na^+ ، K^+ و Fe^{3+} در فاز شیشه موجب کاهش استحکام دی الکتریک آن می گردد. وجود ذرات کوارتز و مولایت در مسیر این یون ها، حرکت آن ها را متوقف می کند و موجب افزایش استحکام دی الکتریک می گردد. با افزودن نانو آلومینا، بخشی از آن در فاز مذاب سیلیکاتی حل شده و به صورت فاز مولایت نوع سوم در می آید که دارای مقاومت الکتریکی بالا ($10^{13} \Omega \cdot cm$) می باشد [۱۵]. آلومینای باقیمانده نیز می تواند سد مشابهی را در برابر حرکت یون های متحرک ایجاد کند که با توجه به نانو بودن آن می تواند تعداد موانع مؤثر در مسیر را بسیار افزایش دهد. وجود نانو ذرات آلومینا به دلیل کاهش ذرات کوارتز موجب کاهش میکروتورک ها می گردد که خود آن موجب بهبود قابل توجه استحکام دی الکتریک می گردد.



شکل ۴- نمودار استحکام دی الکتریکی نمونه های مورد مطالعه پس از پخت در $1300^{\circ}C$

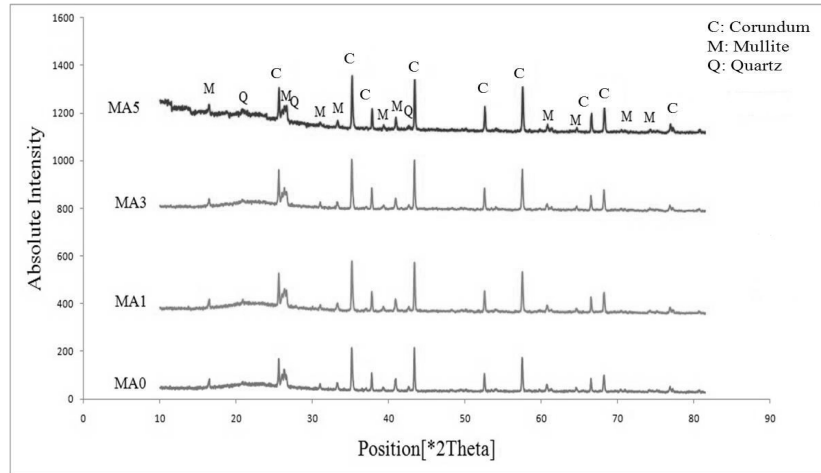
۶- بررسی فازی و ریزساختاری

الگوی پراش اشعه X نمونه های مختلف مورد مطالعه پس از پخت در دمای $1300^{\circ}C$ در شکل ۵ آورده شده است. همان طور که مشاهده می شود در پسران آلومینایی بدون افزودنی نانو آلومینا، فازهای کوراندوم، مولایت و کوارتز وجود دارد. برآمدگی الگوها در حوالی 2θ مابین ۲۰-۳۰ درجه را می توان به وجود فاز

¹ high-tension electrical insulator

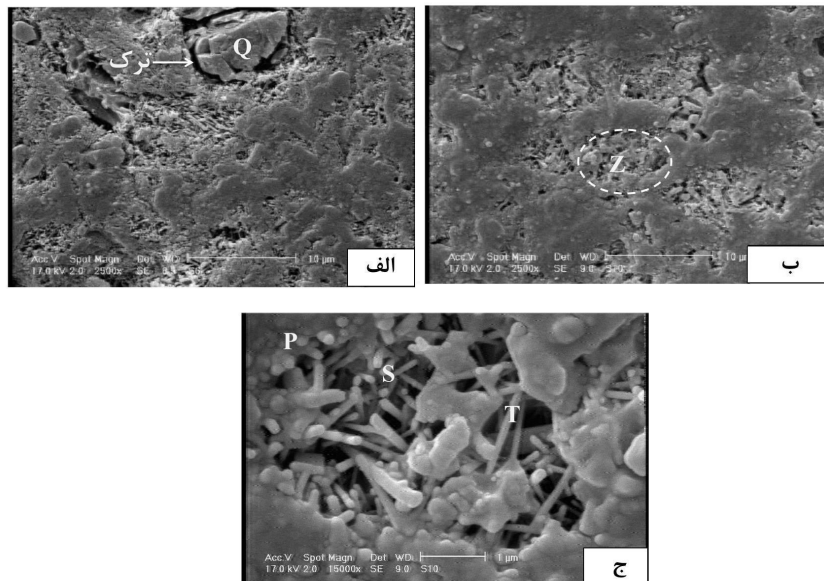


آمورف نسبت داد. فاز کوارتز مورد مشاهده می‌تواند از ناخالصی‌های کوارتز کائولن زنوز باشد که کائولنی با ذرات کوارتز آزاد بالا می‌باشد. با افزایش نانو آلومینا به نظر می‌رسد که تغییری در آرایش فازی رخ نمی‌دهد و میزان فاز کوراندوم و تا حدودی فاز مولایت افزوده می‌شود. افزایش جزئی این فازها با توجه به تأثیر حجم و پخش ذرات نانو آلومینا می‌تواند تأثیر مهمی در خواص مکانیکی و الکتریکی عایق‌های مورد مطالعه داشته باشد که با نتایج مشاهده شده برای استحکام خمشی سه نقطه ای و استحکام دی الکتریکی سازگار می‌باشد.



شکل ۵- الگوی پراش اشعه X پرسیلان‌های آلومینایی مورد مطالعه حاوی درصد‌های مختلف افزودنی نانو آلومینا

در شکل ۶ ریزساختار نمونه‌های پرسیلان آلومینایی بدون افزودنی و با افزودنی حدود ۳ درصد وزنی و همچنین منطقه بزرگنمایی شده مشاهده می‌گردد. همان طور که مشاهده می‌گردد با افزودن نانو آلومینا ذرات درشت Q (شکل ۶-الف) که احتمالاً کوارتز می‌باشد و پیرامون آن جدایش و ترک‌های محیطی دیده می‌شود حذف شده یا اندازه آن کاهش یافته است که این موضوع خود می‌تواند تأثیر بسیار مهمی در استحکام مکانیکی و دی الکتریکی داشته باشد. شکل ۷-ج نشان می‌دهد که در ریزساختار نمونه‌های حاوی افزودنی نانو آلومینا هر سه نوع مولایت قابل مشاهده است. مولایت اولیه (نقاط P) با ابعاد زیر یک میکرون به صورت تکه‌های فلس شکل، مولایت ثانویه (نقاط S) سوزنی با نسبت طول به قطر حدود ۵ و مولایت‌ها احتمالاً نوع سوم با نسبت‌های بالاتر طول به قطر (نقاط T) قابل مشاهده است.



شکل ۶- ریزساختار دو نمونه مورد مطالعه پس از پخت در دمای ۱۳۰۰°C

الف) نمونه بدون افزودنی نانو آلومینا (ب) نمونه حاوی ۳ درصد نانو آلومینا (ج) ناحیه Z شکل ب (بزرگنمایی ۱۵۰۰×)



۷- نتیجه گیری

افزودن نانو آلومینا به پرسلان آلومینایی به میزان ۵-۱ درصدوزنی و پخت در دمای 1300°C به مدت یک ساعت نشان داد که نانو آلومینا به دلیل تشویق تشکیل مولایت‌های سوزنی، افزایش مقاومت زمینه در برابر رشد ترک و همچنین کاهش ترک‌های مویی موجب افزایش استحکام خمشی و استحکام دی‌الکتریکی می‌گردد. به طوری که در ۳ درصد وزنی نانو آلومینا یعنی در بدنه MA3 استحکام خمشی با افزایش ۹٪ نسبت به پرسلان آلومینایی به 1644Kgf/cm^2 و استحکام دی‌الکتریک با افزایش ۱۵٪ به 28 kv/mm می‌رسد. نتایج ریز ساختار نمونه‌های پرسلان آلومینایی حاوی ۳ درصدوزنی نانو اکسید آلومینیوم پس از پخت در 1300°C نشانگر توزیع مناسب مولایت‌های سوزنی و کاهش ترک‌های مویی می‌باشد. با افزایش نانو آلومینا به ۵ درصد وزنی استحکام خمشی و نیز انقباض قطری کاهش می‌یابد که می‌تواند به علت افزایش دیرگدازی بدنه با توجه به مقدار زیاد آلومینا باشد. اما روند افزایشی دانسیته و استحکام دی‌الکتریک همچنان ادامه می‌یابد که دلیل آن را می‌توان در دانسیته بالای ذرات آلومینا و تأثیر دانه‌های پخش شده نانو آلومینا در برابر عبور جریان الکتریکی دانست.

تقدیر و تشکر

از مدیریت محترم شرکت مقره سازی ایران (مانه) که در استفاده از امکانات آن شرکت برای انجام پروژه همکاری نموده‌اند تقدیر و تشکر می‌گردد.

مراجع

1. R. Adnan Islam, Y. C. Chan, M. Fakhrol Islam, "Structure–property relationship in high-tension ceramic insulator fired at high temperature", *Materials Science & Engineering B*, 106, 132-140, (2004).
2. Y. S. Cho, and K. H. Yoon, "Handbook of Advanced Electronic and Photonic Materials and Devices" (H.S. Nalwa, Ed.) vol. 4, Chap. 5. Academic Press., New York,(2001).
3. A. S. Demirkiran, R. Artir, E. Avci, "Electrical resistivity of porcelain bodies with natural zeolite addition", *Ceramics International*, No.36,pp. 917–921, (2010).
4. Jos´e M. Amig´, Francisco J. Serrano, "X-r ay diffraction microstructure analysis of Mullite, quartz and corundum in porcelain insulators" *Journal of the European Ceramic Society*, No. 25, pp. 1479–1486, (2005).
5. J. Liebermann, and W.Schulle, "Bauxite Porcelain, A New High-Tech Products for High-Voltage Insulators", *American Ceram. Soc. Bulletin*, Vol.81, No.2,(2002).
6. M. E. Ebrahimi, "Crack Propagation Behavior in Alumina Ceramics", *J.of. Material Research*, Vol. 15, No. 1,(2000).
7. J. Liebermann, "Avoiding Quartz in Alumina Porcelain for High-Voltage Insulators-Part II", *American Ceram. Soc. Bulletin*, Vol. 80, No. 6 ,(2001).
8. N. Montoya, F. J. Serrano, M. M. Reventós ,J. M. Amigo, J. Alarcón, "Effect of TiO₂ on the mullite formation and mechanical properties of alumina porcelain" *Journal of the European Ceramic Society*, NO.30,pp 839–846,(2010).
9. Y. Iqbal, and W. E. Lee, "Microstructural evolution in Triaxial porcelain " *J.Am. Ceram. Soc.* 83[12] pp 3121-27, (2000).
10. W. M. Carty and U. Senapati, "Porcelain – Raw Material, Processing, Phase Evolution, and Mechanical Behavior", *J. Am. Ceram. Soc.*, No. 81,(1998).
11. F. Belnou, D. Goeriot, P. Goeriot, F. Valdivieso, "Nanosized alumina from boehmite additions in alumina porcelain,1. Effect on reactivity and mullitisation" *Ceramics International*, No. 30,pp. 883–892,(2004).
12. W. Tillar Shugg, "Handbook of Electrical and Electronic Insulating Materials",. IEEE, pp. 450-465, (1995).
13. R. Morrell, "Handbook of Properties of Technical & Engineering Ceramics", Part I, National Physical Laboratory, pp. 305-335, (1985).
14. IEC 672-2, "Specification for ceramic and glass insulating material", First Edition, (1980).
15. I. Kimura, N. Hotta, K. Sato, N. Saito, S. Yasukawa "Effect of alumina and titania additives properties of porcelain bodies from Murakani sericite" *ceramic international* 14, 1988, 217-222.



تأثیر فعال کننده سطح بر مورفولوژی نانو ذرات اکسید روی

در روش هیدروترمال

الناز ترابی^۱، ابراهیم قاسمی^۲، سعید باغشاهی^۳

^۱ دانشگاه آزاد اسلامی، واحد علوم و تحقیقات تهران،

^۲ موسسه پژوهشی علوم و فناوری رنگ،

^۳ دانشکده مهندسی، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی

torabi.elnaz@gmail.com

چکیده: در این مقاله نانو ذرات اکسیدروی با استفاده از پیش ماده استات‌روی به روش هیدروترمال ساخته شد. تاثیر سورفکتانت بر روی مورفولوژی و اندازه ذرات اکسیدروی مورد بررسی قرار گرفت. برای این کار، نمونه‌ها در دمای 140°C به مدت ۱ ساعت با استفاده از سورفکتانت‌های مختلف سنتز شد. مورفولوژی و ساختار مواد حاصل به وسیله پراش اشعه X (XRD)، میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) بررسی شد. نتایج XRD نشان داد که با استفاده از تمام سورفکتانت‌های مورد استفاده، اکسیدروی به صورت تک فاز تشکیل شد و هیچ گونه فاز فرعی مشاهده نشد. بررسی‌های SEM مشخص کرد که مورفولوژی ذرات با استفاده از هر سورفکتانتی متفاوت می‌باشد. مورفولوژی‌های میله‌ای، سوزنی، اسفنجی و گلبگی با استفاده از سورفکتانت‌های فوق تشخیص داده شد. میانگین اندازه بلورک‌ها در محدوده ۱۷ تا ۳۶ نانومتر تغییر کرد.

کلمات کلیدی: اکسید روی، هیدرو ترمال، مورفولوژی، نانو ذرات.

۱- مقدمه

اکسیدروی به صورت ساختار ورتزیت متبلور می‌شود. ورتزیت یک شبکه کامل شش وجهی با اکسیژن‌های وارد شده در شبکه است که تشکیل یک ساختار فشرده اتمی با صفحات متراکم بر روی هم در جهت c می‌دهد. سلول واحد شش وجهی دارای چهار اتم می‌باشد که شامل دو اتم اکسیژن و دو اتم روی است. ثوابت شبکه آن $a = 3/257 \text{ \AA}$ و $c = 5/213 \text{ \AA}$ است [۲۰].

بر طبق خواص هدایتی، اکسیدروی یک نیمه هادی با نوار ممنوعه بزرگ است. نوار ممنوعه درست در منطقه گاما است، که به این معنی است که الکترون‌های موجود در نقطه گاما می‌توانند مستقیماً از باند ظرفیت به باند هدایت منتقل شوند، به عبارتی هیچ فونونی برای عمل برانگیختگی در نقطه گاما لازم نمی‌باشد. نوار ممنوعه به طور تجربی حدود $3/4 \text{ eV}$ می‌باشد که مطابق با طول موج ۳۷۶ نانومتر است. بنابراین اکسیدروی برای نورمرئی شفاف است، ولی ممکن است به دلیل تفرق نور در کناره‌های کریستال روشن به نظر رسد [۲]. کاربردهای اکسیدروی را بر اساس خواص فیزیکی و شیمیایی آن می‌توان به دو گروه تقسیم کرد. بزرگترین استفاده کننده این اکسید، صنایع لاستیک سازی هستند که از نظر خواص شیمیایی آن را به عنوان فعال کننده و نیز برای طولانی نمودن عمر لاستیک استفاده می‌کنند. از نظر فیزیکی این ترکیب یک عامل مقاوم کننده، یک هادی گرما، یک رنگدانه سفید و یک جذب کننده نور UV است [۱].

در رنگ ها، این ترکیب به عنوان یک مقاوم کننده در برابر اسید و نیز یک رنگدانه عمل می‌کند. اکسید روی به دلیل دارا بودن خاصیت پوششی کدری^۱ در برابر اشعه ماوراء بنفش و ضریب شکست بالا در صنایع رنگ‌سازی استفاده می‌شود که باعث افزایش پایداری رنگ است [۱].

^۱ Opacity

اکسیدروی تامین کننده روی غذاهای حیوانی و نیز یک کود مکمل برای زمین‌هایی است که کمبود روی دارند. فعالیت شیمیایی آن در استفاده‌های دارویی مختلف و پیچیده است [۱].

ذرات اکسیدروی خواصی نظیر نیمه رسانایی، پیزوالکتریکی و پیروالکتریک از خود نشان می‌دهند. این خواص بی‌نظیر باعث می‌شود که ذرات اکسیدروی یکی از پر مصرف‌ترین نانو پودرها باشد. با استفاده از روش تصعید حرارتی فاز جامد- بخار تحت شرایط ویژه می‌توان نانو حلقه‌ها، نانو تسمه‌ها، نانو فنرها، نانو سیم‌ها و نانو قفسه‌هایی از ذرات اکسیدروی ایجاد کرد [۳].

در سال ۲۰۰۲، سان^۱ و همکارانش یک روش سنتز هیدروترمال به کمک CTAB (ستیل تری متیل آمونیوم بروماید) را گزارش کردند. آنها توانستند تشکیل کریستال‌های اکسید روی را بهبود بخشیده و جهت رشد را نیز همزمان کنترل کنند. آنها مشاهده کردند که در الگوهای پراش اشعه ایکس حاصل از نمونه‌های واکنش یافته در حضور CTAB، پیک‌ها باریک‌تر و بلندتر از پیک‌های مربوط به نمونه‌های حاصل بدون حضور CTAB هستند. بنابراین نتیجه گرفتند که حضور CTAB باعث افزایش تبلور نمونه‌ها می‌شود. همچنین آنها متوجه شدند که CTAB موجب کاهش زمان لازم برای کامل شدن واکنش می‌شود [۴].

تی ژنگ^۲ و همکارانش در سال ۲۰۰۹ در تحقیقی با عنوان مشخصات رشد اکسید روی دو سر سوزنی بسیار بلند سنتز شده توسط فرآیند هیدروترمال، اکسید روی دو سر سوزنی را به روش هیدروترمال با استفاده از استات روی خالص $(Zn(CH_3COO)_2)$ ، هیدروکسید تترامتیل آمونیوم (Me_4NOH) ، پلی وینیل الکل (PVA)، متیل الکل تولید کردند. نتایج نشان می‌دهد که PVA می‌تواند در افزایش طول و مورفولوژی اکسیدروی دو سر سوزنی کمک کند [۵].

در سال ۲۰۰۵، نی^۳ و همکارانش تولید نانومیله‌های اکسید روی را با استفاده از واکنش دهنده‌های $ZnCl_2$ و KOH و سورفکتانت CTAB گزارش دادند [۶].

دوو^۴ و همکارانش نیز کنترل مورفولوژی اکسید روی را از طریق سورفکتانت‌های CTAB، P103 و مخلوطی از آنها گزارش کردند آنها توانستند به این روش نانوگل و نانو میله‌های اکسید روی را بدست بیاورند [۷].

هدف از انجام این تحقیق، بررسی تاثیر نوع سورفکتانت بر مورفولوژی ذرات اکسید روی در روش هیدروترمال و استفاده از روش پراش اشعه ایکس در سنجش رشد جهت دار ذرات است. در این بررسی از دو سورفکتانت سنتز شده در داخل موسسه پژوهشی رنگ و دو سورفکتانت مرسوم متعلق به شرکت مرک استفاده شده است. با وجود بررسی‌های انجام شده قبلی، هنوز تاثیر بسیاری از سورفکتانت‌ها بررسی نشده است.

۲- بخش تجربی

۲-۱- مواد اولیه

استات روی دوآبه $Zn(CH_3COO)_2 \cdot 2H_2O$ ، اتانول C_2H_5OH ، هیدروکسید سدیم NaOH و آب مقطر محصول شرکت Merck و با خلوص بالا استفاده شد. از سورفکتانت‌های سدیم دو دسیل سولفات^۵ و پلی اتیلن گلیکول^۶ محصول شرکت مرک و از دو نوع داخلی موسوم به M2P و MD7 (ساخته شده در موسسه پژوهشی علوم و فناوری رنگ) استفاده شد.

¹ Sun

² Tzeng

³ Ni

⁴ Du

⁵ SDS

⁶ PEG



۲-۲- روش کار

برای ساخت اکسیدروی از روش هیدروترمال استفاده شد. ابتدا مقدار مشخصی استات روی در آب مقطر توسط همزن مغناطیسی حل شد و محلول ۰/۵ مولار استات روی آماده شد سپس به میزان کافی هیدروکسید سدیم برای تنظیم pH به محلول فوق اضافه شد و توسط همزن مغناطیسی با دور ۷۵۰rpm در دمای محیط هم زده شد. و در نهایت محلول شفاف حاصل در اتوکلاو زنگ نزن با جداره تفلونی ریخته شد و ۲۰cc اتانول به آن اضافه شد. نمونه‌ها در دماهای ۱۰۰، ۱۴۰، ۱۵۰، ۱۷۰ و ۱۹۰°C به مدت ۱h سنتز شد. سپس اتوکلاو در دمای محیط سرد و رسوب حاصل توسط فیلتر خلاء جدا شد و به منظور خروج نمک و دیگر ناخالصی‌ها چندین مرتبه با آب دیونیزه و اتانول شستشو داده شد. و در نهایت در خشک‌کن با دمای ۷۰°C به مدت ۴h خشک گردید.

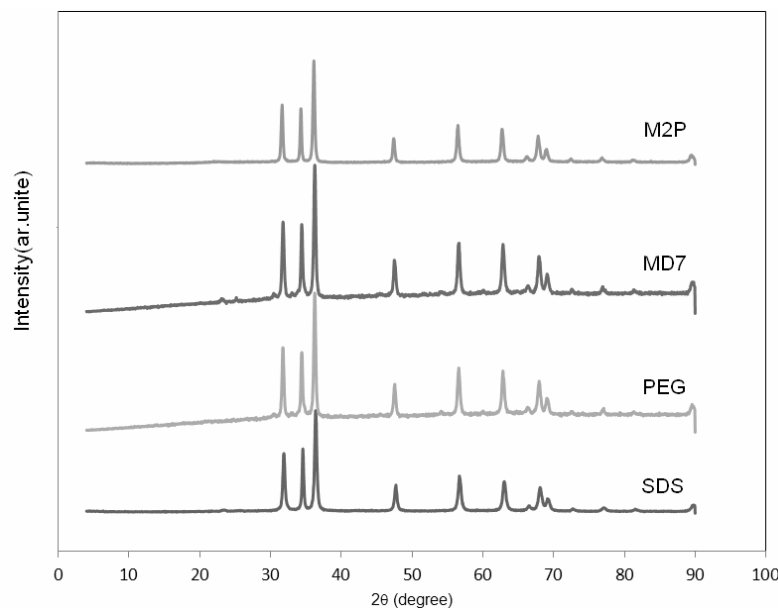
به منظور بررسی فازی نمونه‌های سنتز شده در دماهای مختلف تحت شرایط هیدروترمال از دستگاه XRD استفاده شد. برای این کار، از دستگاه XRD مدل PW 1800 PHILIPS مجهز به یک تولید کننده پرتو CuK α با طول موج ۱/۵۴۲ Å و ولتاژ شتاب دهنده ۴۰kv و جریان ۳۰mA استفاده شد. اندازه گیری‌ها در محدوده $2\theta = 4-90$ و با $\text{Step Size} = 0.04$ و مدت زمان آشکار سازی ۲ ثانیه انجام گرفت. برای بررسی ریزساختار و مورفولوژی (اندازه، شکل و توزیع اندازه ذرات) نمونه‌های به دست آمده در شرایط مختلف از میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل FE SEM S-416002 استفاده شد. به منظور دستیابی به تصاویر با کیفیت سطح نمونه‌ها با لایه نازکی از طلا پوشش داده شد.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی اثر سورفکتانت بر تشکیل فاز اکسید روی

۳-۱-۱- آنالیز فاز

شکل ۱ طیف‌های XRD نمونه‌هایی که با سورفکتانت‌های PEG، MD₇، M₂P و SDS آماده شده‌اند را نشان می‌دهد. از این شکل مشخص است که فاز اکسید روی با شماره کارت JCPDS، ۰۲۰۵-۰۷۹-۰۱ تنها فاز موجود است و در هر چهار نمونه وضعیت مشابهی از نظر تشکیل فاز دیده می‌شود.



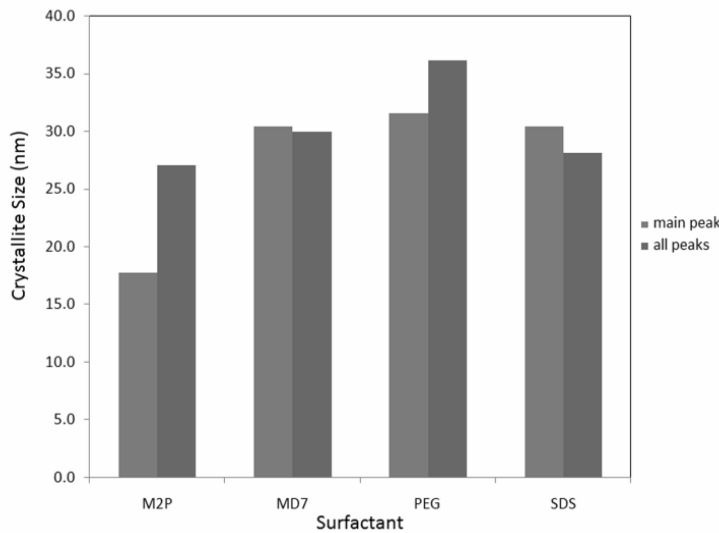
شکل ۱- الگوهای XRD پودرهای سنتز شده با سورفکتانت‌های PEG، M₂P، MD₇ و SDS در دمای ۱۴۰°C و زمان ۱ ساعت و غلظت ثابت ۰/۵ مولار

شکل ۲ اندازه بلورک‌ها را برای چهار نمونه حاوی سورفکتانت‌های PEG، MD₇، M₂P و SDS را نشان می‌دهد و مشخص است که سورفکتانت M₂P موجب کاهش اندازه بلورک به کمترین مقدار یعنی ۱۷ نانومتر در مقایسه با سه نمونه دیگر رسیده و نمونه حاوی PEG بزرگترین اندازه بلورک را نشان می‌دهد که حدود ۳۶ نانومتر است و این نشان می‌دهد که نوع عامل سطحی سورفکتانت می‌تواند در اندازه بلورک موثر باشد. اندازه بلورک‌ها با استفاده از رابطه شرر اندازه‌گیری شد [۸].

$$D = \frac{0.9\lambda}{B \cos \theta_B} \quad (1)$$

در این رابطه D قطر B عرض پیک در نصف شدت بیشینه، λ طول موج پرتو ایکس (۰/۱۵۴ nm) و θ_B زاویه براگ مربوط به پیک ناشی از پراش است. در این رابطه B برحسب رادیان می‌باشد. جهت کاهش خطای اندازه‌گیری این رابطه به شرح زیر اصلاح شد:

$$\ln B = \ln 0.9 \frac{\lambda}{D} + \ln \frac{1}{\cos \theta_B} \quad (2)$$



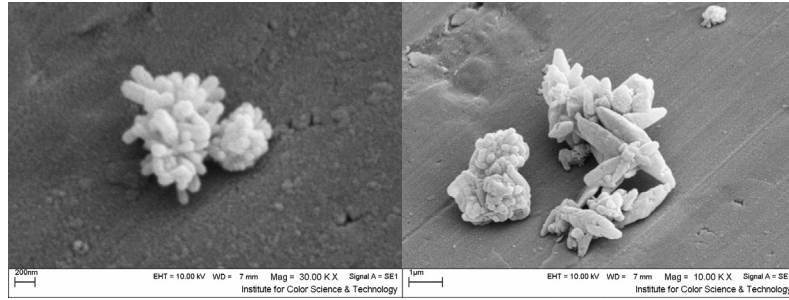
شکل ۲- اندازه بلورک پودرهای سنتز شده بر حسب نوع سورفکتانت مورد استفاده

تغییرات $\ln B$ را بر حسب $\ln \frac{1}{\cos \theta_B}$ رسم کرده و تغییرات خطی منحنی را در نظر می‌گیریم، یعنی بهترین خط را در منحنی قرار می‌دهیم، در این صورت عرض از مبدا این خط معادل $\ln \frac{0.9\lambda}{D}$ خواهد بود که با معلوم بودن λ مقدار D به دست می‌آید [۹].

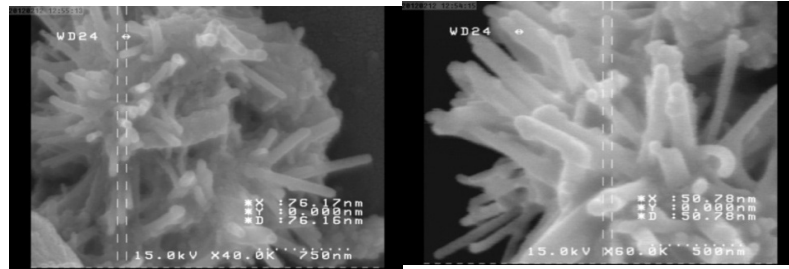
۳-۱-۲- آنالیز SEM

شکل ۳ تصاویر ریزساختاری SEM را برای نمونه‌های سنتز شده در حضور PEG، MD₇، M₂P و SDS نشان می‌دهد، بر اساس این شکل‌ها مشخص است که نمونه حاوی PEG دارای ساختار میله‌ای شکل، نمونه حاوی MD₇ دارای ساختار سوزنی اسفنجی، نمونه حاوی M₂P دارای ریزساختار شبیه به گلبرگی و نمونه حاوی SDS دارای ذرات میله‌ای شکل هستند. جهت مقایسه مورفولوژی در این نمونه‌ها، نسبت طول به عرض متوسط برای ذرات موجود در تصاویر SEM به عنوان aspect ratio محاسبه شده و در شکل ۴ قابل رویت است، این شکل به خوبی نشان می‌دهد که نمونه‌های حاوی MD₇ و SDS به ترتیب دارای بیشترین aspect ratio و PEG و M₂P دارای کمترین مقادیر هستند، به عبارت دیگر نمونه حاوی MD₇ ریزساختار کاملاً سوزنی و میله‌ای شکل و نمونه حاوی M₂P ذراتی را به وجود می‌آورد که کمترین شباهت را به حالت میله‌ای دارند.

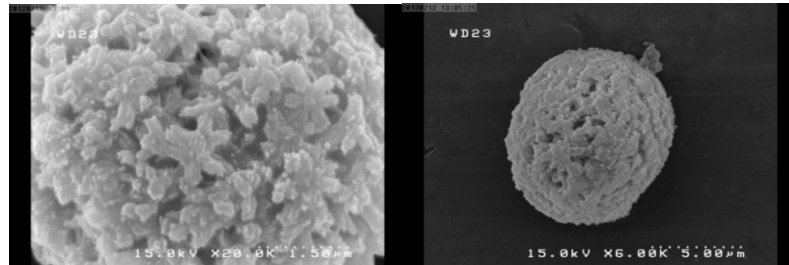




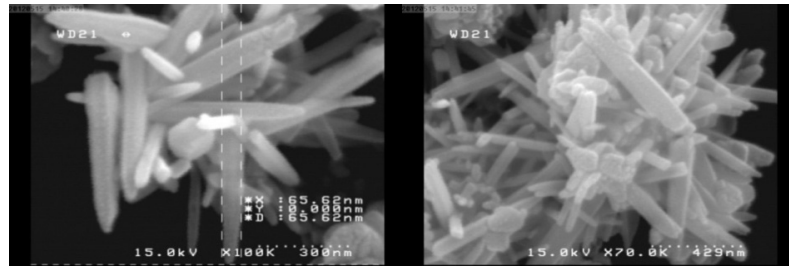
(الف)



(ب)



(ج)



(د)

شکل ۳- تصاویر SEM مربوط به پودرهای سنتز شده در دمای ثابت 140°C ، زمان ثابت ۱ ساعت و غلظت ثابت

۰/۵ مولار که با سورفکتانت‌های مختلف تحت عملیات هیدروترمال قرار گرفته‌اند

(الف) PEG (ب) MD₇ (ج) M₂P (د) SDS



شکل ۴- نمودار نسبت طول به قطر بر حسب نوع سورفکتانت مورد استفاده



۴- نتیجه‌گیری

در تمام نمونه‌های سنتز شده با تغییر شرایط سنتز، فاز و ترتیب آنها فاز تشکیل شده است و فاز جانبی دیگری مشاهده نمی‌شود. به عبارت تشکیل فاز اکسید روی با شرایط محیطی سنتز تغییر چندانی نمی‌کند. مقایسه اثر سورفکتانت‌های مورد مطالعه نشان داد که نوع سورفکتانت تاثیر قابل توجهی بر مورفولوژی ذرات می‌گذارد، سورفکتانت PEG منجر به مورفولوژی میله‌ای (نسبت طول به قطر ۱/۷)، MD₇ منجر به ذراتی با مورفولوژی سوزنی توده‌ای (با نسبت طول به قطر ۵/۰)، M₂P منجر به ذراتی با شکل گلبرگی (با نسبت طول به قطر ۱/۳) و SDS منجر به ذراتی با شکل میله‌ای و جهت دار (با نسبت طول به قطر ۳/۵) شده است. بررسی ما ثابت کرد، که به دلیل رشد ترجیحی ذرات، در صورت استفاده از روش اندازه‌گیری بلورکها (روش شرر)، تمام پیکها باید در نظر گرفته شود.

مراجع

1. New York, (1985), pp. 854-862.
2. M. Elfving, Nanoscale characterization of barriers to electron conduction in ZnO Varistor materials, Department of materials science, Stockholm, (2002), pp. 10-12.
3. Zhong Lin Wang, Zinc oxide nano particles, Materials Today, 7 (2004), pp. 26-33.
4. X. M. Sun, X. Chen, Z. X. Deng, Y. D. Li, 2002, "A CTAB-assisted hydrothermal orientation growth of ZnO nanorods", Mater. Chem. Phys., Vol. 78, pp.99-104.
5. S. K. Tzeng, M. H. Hon, I. C. Leu, 2009, "Growth characteristics of ultra long double-ended acicular ZnO synthesized by a hydrothermal process", Journal of Crystal Growth., Vol. 311, pp. 4510-4517.
6. Y. H. Ni, X. W. Wei, J. M. Hong, Y. Ye, 2005, "Hydrothermal preparation and optical properties of ZnO nanorods", Mat. Sci. Eng. B-Solid., Vol. 121, pp. 42-47.
7. J. Du, Z. Liu, Y. Huang, Y. Gao, B. Han, W. Li, G. Yang, 2005, "Control of ZnO morphologies via surfactants assisted route in the subcritical water", J. Cryst. Growth, Vol. 280, pp. 126-134.
8. B. D. Cullity, Elements of X-ray Diffraction, Addison-Wesley Edition, 1956.
9. مژده محمد علی زاده هنجی، ابراهیم قاسمی، احمد منشی، ۱۳۹۰، "تاثیر دمای سنتز بر ویژگی‌های نانوذرات مغناطیسی اکسید آهن"، فصلنامه علمی پژوهشی فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، شماره ۳، صفحه ۷۷-۸۳، ۱۳۹۱.



جناب آقای مهندس مهران غفاری از زمانی که برای این مصاحبه اختصاص دادید متشکریم.



آقای مهندس مهران غفاری

لطفاً مختصری از بیوگرافی و تحصیلات خود در رشته سرامیک را بیان کنید.

در تیر ماه سال ۱۳۴۲ در تهران به دنیا آمدم. به دلیل شغل پدرم که افسر ارتش بود بیشتر دوران ابتدایی را در پادگان‌های پیرانشهر، پسوه و قوشچی در استان آذربایجان غربی گذراندم. دوران راهنمایی و دبیرستان را در تهران و کرج گذرانده و در سال ۱۳۶۰ از دبیرستان دهخدای کرج دیپلم ریاضی گرفتم. در سال ۱۳۶۳ به خدمت سربازی رفتم و در حالی که در پدافند نیروی هوایی مشغول خدمت بودم برای کنکور درس خوانده و در سال ۱۳۶۴ در حالیکه ۹ ماه از خدمت سربازی باقی مانده بود در رشته سرامیک پذیرفته شدم. پس از فراغت از تحصیل ادامه خدمت سربازی را انجام دادم و در حالیکه در اداره مهندسی نیروی هوایی خدمت می‌کردم برای کارشناسی ارشد امتحان داده و در بهمن ماه سال ۱۳۷۱ وارد دوره کارشناسی ارشد شدم. با توجه به اینکه متاهل شده و نیاز به کار داشتم در کنار تحصیل در شرکت چینی مهدی یزد که در حال راه‌اندازی بود به صورت پاره وقت مشغول به کار شدم. عمده فعالیت‌های من در سال‌های ۱۳۷۱ تا ۱۳۸۷ در صنعت چینی به خصوص چینی مطروف گذشت و اگر شاخه تخصصی من را بپرسید خواهیم گفت که بیشتر درگیر طراحی و مدل‌سازی بدنه‌های متراکم (و به طور مشخص چینی مطروف و بهداشتی) بوده و هستیم. در سال ۱۳۸۷ در دوره دکتری پژوهشگاه مواد و انرژی پذیرفته شده که تاکنون نیز ادامه دارد.

علت انتخاب رشته سرامیک در مقاطع مختلف تحصیلی شما چیست؟

در دوره کارشناسی تنها بخت و اقبال را می‌توانم مؤثر بدانم. از آنجا که در حال خدمت سربازی بودم چندان امیدی به قبولی نداشتم. در آن زمان مجاز به انتخاب تنها ۱۲ رشته بودیم. خوب به یاد دارم در حالیکه ۱۱ رشته را انتخاب کرده بودم، از فکر کردن در مورد رشته‌ها خسته شده بودم. انتخاب یازدهم من ریخته‌گری علم‌وصنعت بود و در دفترچه انتخاب رشته درست زیر ریخته‌گری، سرامیک علم‌وصنعت عنوان شده بود. به خود گفتم من که قبول نمی‌شوم پس بگذار این ۱۲ رشته را پر کنم تا خلاص شوم. بنابراین انتخاب دوازدهم

را نوشتم سرمایه علم و صنعت باقی داستان مشخص است. اما دوره کارشناسی ارشد و دکتری تنها عامل علاقه من به رشته علم مواد عامل اصلی بود.

از خاطرات دوران تحصیل دانشجویی، همکلاسی‌ها و ... خود بفرمایید.

خاطره اول مربوط به رقابتی سنگین اما سالم بین من و دو نفر از دوستان است. آقایان مهندس ارجمندیا و دکتر بهرام جدیدیان از کسانی بودند که من با آنها رقابت شدیدی داشتم. به‌خوبی به یاد دارم که بسیاری از نکات درسی را من از این دوستان یاد گرفتم. ما جداگانه درس می‌خواندیم اما در نشان دادن نکات مهم، منابع جدید درسی، کمک کردن در فهم عمیق‌تر مطالب و برطرف کردن اشکالات یکدیگر هیچ‌گونه دریغی وجود نداشت. جالب اینجاست که معمولاً پس از اعلام نمرات من ابتدا نمره خود و سپس نمره این دو عزیز را می‌دیدم و جالب‌تر اینکه به‌ندرت اتفاق می‌افتاد نمره من بیش از آنها باشد! خاطره دوم مربوط به اتفاقی است که تأثیر بسیار مهمی در زندگی کاری من گذاشت. درس دیباگرام‌ها به‌صورت یک واحد در کنار ترمودینامیک ارائه می‌شد. استاد ما در آن زمان آقای دکتر علی نعمتی (البته آن روز مهندس بودند!) بودند که به‌حق و بی‌ماده‌ها بسیار جذاب و پر انرژی درس می‌دادند. پس از پایان ترم وقتی برای امتحان پایان ترم آماده شدم با خود گفتم کمی زودتر به دانشگاه بروم تا با بچه‌ها تبادل اطلاعات کنم بنابراین در حالیکه ساعت امتحان را ۱۳ یادداشت کرده بودم ساعت یازده‌ونیم به دانشگاه که پر از برف بود رفتم. وقتی تعجب دوستان از عدم حضور خود در امتحان را دیدم فهمیدم چه اشتباهی کردم. امتحان ساعت ۱۰ برگزار شده بود. بنابراین مجبور شدم دوباره این درس را بگیرم و بگذارید اعتراف کنم که این بار دیباگرام‌ها را عمیقاً درک کردم. در اینجا حتماً لازم است یادی از شهید حبیب کاشانی نیز بکنم که دوستی بسیار خوشخو، شیرین و خنده‌رو بود و این خلق خوش را حتی در حالیکه از جراحات جنگ درد می‌کشید نیز با خود داشت. یادش گرامی.

با توجه به اینکه شما یکی از افراد موفق در بخش خصوصی صنعت سرمایه هستید، بفرمایید که

چگونه وارد صنعت شدید و شما و شرکت هم اکنون در چه وضعیتی قرار دارید؟

اولین تجربه صنعتی من کار در کارگاه مدل‌سازی یکی از اقوام بود و این برمی‌گردد به تابستان‌های دوره دبیرستان و سال‌های بعد از دیپلم. در آن زمان برای ساخت مدل از چوب استفاده می‌شد و من به‌همراه برادرم و پسر عمه‌هایم در آن کارگاه به ساخت مدل و ماهیچه‌های چوبی و آلومینیومی مشغول بودیم. پس از پایان دوره کارشناسی و خدمت سربازی در سال ۱۳۷۰ که به‌دنبال کار می‌گشتم چند انتخاب وجود داشت. چینی مهدی یزد دو برتری داشت اول اینکه چینی مظلوف بود که بسیار مورد علاقه من بود و دوم اینکه می‌توانستم به صورت سه روز در هفته مشغول شوم. بسیار خوشحالم از اینکه در تمام این سال‌ها به‌صورت تخصصی به امر طراحی قطعه و قالب پرداخته‌ام. وضعیت کنونی شرکت را با کمال خوشوقتی این‌گونه می‌توانم ارزیابی کنم که از لحاظ تکنولوژی روز دنیا در ساخت قالب در سطح بسیار قابل قبولی است هرچند از لحاظ سرعت تولید و زمان سفارش جای کار بسیاری وجود دارد. در حال حاضر تمام مراحل طراحی با کمک نرم‌افزار انجام شده و سپس توسط ماشین‌های سی‌ان‌سی مدل از جنس آلومینیم ساخته می‌شود. بنابراین رزین جز در برخی موارد از این صنعت حذف شده که از لحاظ زیست محیطی گامی بسیار بلند است زیرا تقریباً ۱۰۰٪ یک مدل قابل بازیافت است.

توصیه شما به دانشجویان امروز جهت ورود به صنعت چیست؟ چگونه می‌توانند فرد موفق‌تری در

توسعه صنعت سرمایه باشند؟

دو توصیه دارم اول آنکه بسیار اشتباه است اگر بگوییم آنچه که در صنعت می‌گذرد دور از آن چیزی است که



در دانشگاه آموخته‌ایم. بیایید این مسیر ارتباطی بین دروس دانشگاهی و تجربیات صنعتی را بیابیم. من با این تعریف از تجربه بسیار موافقم که می‌گوید تجربه، به‌عمل در آوردن علم است. بنابراین تا در کاری علمی وجود نداشته باشد تجربه بی‌معنی است. واحد شمارش تجربه تعداد سال‌هایی نیست که در یک کار مشغولیم بلکه تعداد مشکلاتی است که با کمک واحدهای درسی دانشگاه در صنعت حل کرده‌ایم دوم آنکه هنر ما این نیست که مسئولیت‌مان را انجام دهیم بلکه هنر ما باید این باشد که علاوه بر انجام مسئولیت، چیزی بر آن بیافزاییم به‌عبارت دیگر باید همیشه ایده‌ای داشته باشیم برای بهبود مستمر.

وضعیت توسعه صنعت سرمایک در استان یزد را چگونه ارزیابی می‌کنید؟

شاید بهتر باشد کسانی که در این استان کار یا زندگی می‌کنند به این پرسش پاسخ دهند. اما تا آنجا که من می‌دانم شاید هیچ استانی در کشور به اندازه یزد در زمینه سرمایک توسعه نیافته باشد.

راه توسعه صنعتی کشور چیست؟ چگونه باید مراحل خودکفایی صنعتی را اجرایی کرد؟

من با توسعه صنعتی موافقم اما با خودکفایی خیر. واقعاً لازم است که ما همه محصولات مورد نیاز جامعه را خودمان تهیه کنیم؟ آیا بهتر نیست بگردیم ببینیم در مورد کدام بخش صنعت مزیت نسبی داریم و تأکید خود را روی آن متمرکز کنیم؟ به نظر من راه توسعه صنعتی همین است. یعنی بیابیم برخی محصولات را به بهترین کیفیت و قیمت جهانی تولید کنیم و با صادرات آنها، محصولاتی که در تولید آنها مزیت نسبی کمی داریم را وارد کنیم. برای نیل به این هدف یک نگاه کلان به کل صنعت لازم است و البته ثباتی در ارتباط با کل جهان و نه قسمتی از آن.

در خصوص صنایع سرمایک به خصوص کاشی، لعاب، رنگ و سرمایک در ایران و مقایسه آن با وضعیت منطقه و جهان چه نظری دارید؟

شاید بهتر باشد فقط در مورد چینی مظروف و بهداشتی اظهار نظر کنم. به نظر من در این دو بخش کیفیت در سطح قابل قبول جهانی است. کیفیت چینی بهداشتی ما به‌خوبی با بهترین تولیدکنندگان همسایه غربی ما ترکیه که قسمت اعظم نیاز اروپا را تأمین می‌کند رقابت می‌کند. همچنین تولیدکنندگان چینی مظروف ما در بازارهای جهانی جایگاه خوبی دارند. زمانی نه‌چندان دور ما دومین تولیدکننده چینی مظروف در جهان بودیم. اگر در این راه موانعی وجود داشته باشد، موانع ذاتی مربوط به این شاخه نیستند و به‌کل صنعت ما برمی‌گردند. به‌نظر من اگر نگوئیم صنعت چینی مظروف کاملاً بومی شده حداقل می‌توانیم ادعا کنیم یکی از بومی‌ترین صنایع کشور است.

رکود بازار تولید در چه بخشی از صنعت سرمایک نهفته است و راه حل مقابله با آن چیست؟

خوشبختانه این روزها با افزایش قیمت ارز من رکودی در این صنعت نمی‌بینم. فقط امیدوارم این رونق پایدار باشد. برخی از همکاران دلایلی را عنوان می‌کنند که باعث این نگرانی می‌شوند اما من بسیار خوشبین هستم.

مشکلات صاحبان صنایع خصوصی سرمایک چیست؟

به‌نظر من مشکلات صنایع سرمایک چندان متفاوت از مشکلات کلی صنعت نیست و آفات مشترکی کل صنایع ما را تهدید می‌کنند و در اینجا تا آنجا که من اطلاع دارم می‌توانم به چند مورد اشاره کنم. اول نداشتن ثبات در قوانین و نرخ‌ها است. شاید هیچ عاملی به این اندازه به‌روند تولید صدمه نزند. برای آن که یک

سرمایه‌گذار بتواند بدون نگرانی سرمایه خود را در بخش صنعت به کار بگیرد قبل از هر چیز به یک محیط آرام و بی‌تلاطم نیاز دارد تا بتواند تصویر دراز مدتی را از آینده سرمایه خود تصور کند. دوم می‌توانم به واقعی شدن نرخ ارز اشاره کنم. به‌خوبی دیدیم که پایین نگه داشتن نرخ ارز چه صدمه‌ای به‌پیکره صنعت ما وارد کرد و در حقیقت در سال‌های اخیر با این عمل به ارز یارانه دادیم که موجب برتری واردات بر صادرات شد و این درست بر خلاف جهتی است که به نفع تولید داخلی باشد. برای داشتن نگاه صادرات محور در عرصه اقتصاد پیش نیازهای دیگری نیز لازم است. از جمله مهم‌ترین آن‌ها برطرف کردن موانع موجود در انتقال ارز است که با تحریم‌ها این موانع شدیدتر هم شده. وجود استاندارد اجباری برای برخی کالاهای صادراتی نیز پدیده کمیابی است که متأسفانه در کشور ما وجود دارد. در کنار این‌ها به موارد دیگری چون ظرفیت محدود ناوگان حمل و نقل بین‌المللی به‌خصوص ناوگان هوایی و نبودن گمرکات صادراتی در بسیاری از مراکز استان‌هایی که پروازهای بین‌المللی نیز دارند نیز می‌توان اشاره کرد. حذف تشویق صادراتی، برداشته شدن معافیت‌های مالیاتی صادرکنندگان و فعالیت ضعیف وابسته‌های بازرگانی سفارات ما تصویر را کامل می‌کنند. به‌نظر من این عوامل و بخصوص تسهیل در انتقال ارز و واقعی بودن نرخ آن دهها مرتبه از نرخ انرژی و قانون کار و سایر عواملی که در نظر اول ممکن است به‌نظر رسند، مهم‌تر هستند.

بحث ارتباط صنعت با دانشگاه را فارغ از شعارها چگونه ارزیابی می‌کنید؟

تا زمانی که صنعت سرمایه‌های ما بومی نشده باشد و برای پیشرفت نگاه به ایتالیا و یا سایر کشورها داشته باشد صنعت ما نیاز چندانی به دانشگاه ندارد. شاید حداکثر نیاز صنعت به دانشگاه در این حد باشد که نیروهای متخصصی برای گرداندن کار تربیت کند. به‌نظر من این بسیار کم‌تر از آن چیزی است که باید باشد. تربیت نیروی کار به نظر من بیش‌تر بر عهده مراکز فنی حرفه‌ای است و نقش دانشگاه در تولید علم است. علمی که به کمک فناوری در خدمت عامه مردم باید قرار گیرد. به‌نظر من حلقه مفقوده این ارتباط واحدهای تحقیق و توسعه در صنعت است. هرگاه صنعت ما به این واحدها احساس نیاز کرد (دقت کنید که این نیاز باید واقعی باشد و نه برای برخورداری از برخی معافیت‌ها) می‌توانیم امیدوار باشیم به زودی ارتباط صنعت و دانشگاه نیز واقعی شود.

نقش رشته سرمایه‌های و حضور فارغ‌التحصیلان سرمایه‌های در تحولات سه دهه اخیر صنعت سرمایه‌های چگونه تحلیل می‌کنید؟

به‌نظرم پاسخ این پرسش از سوی من که دانش آموخته سرمایه‌های هستم بسیار روشن و قابل پیش بینی است! شاید بهتر باشد از صاحبان صنایع سرمایه‌های این پرسش را بپرسید.

توصیه شما به کارشناسانی که اخیراً از دانشگاه فارغ‌التحصیل شده‌اند، چیست؟

قبل از هر چیز برای خود یک نقشه راه ترسیم کنید. انشایی بنویسید در مورد وضعیت خودتان در ۱۰ سال آینده سپس برای خود یک شاخه تخصصی تعیین کنید. فارغ از هرگونه منفعت طلبی، ملاک اصلی را علاقه خود قرار دهید. قدرت خواستن را باور کنید و بخواهید که در یک کار بهترین باشید. از مطالعه دوری نکنید. در جریان اخبار و اطلاعات حرفه‌ای خود باشید. برای نمایشگاه‌ها و کنفرانس‌ها وقت بگذارید و هزینه کنید هر چند به صورت مستقیم برای شما عایدی نداشته باشد. گذشت عمر دست ما نیست اما چگونه گذشتن آن دست ماست نگران دقایق باشید. مسئولیت‌پذیر باشید اما بیش از حد در کار خود غرق نشوید. برای آنکه باری را سالم به‌مقصد برسانیم خوب است هر از گاهی این بار را زمین گذاشته و نفسی تازه کنیم. خودتان را نه توجیه کنید و نه توبیخ بلکه بی‌رحمانه نقد کنید.



نقش مطبوعات تخصصی در اطلاع‌رسانی صنعت مربوط را چگونه ارزیابی می‌کنید؟ چه باید کرد که آنها بالنده‌تر و پرمحتواتر شوند؟

به‌نظر من برای اینکه در یک صنعت حرفه‌ای عمل کنیم لازم است از کم و کیف اتفاقاتی که در این حرفه رخ می‌دهد با خبر باشیم. فکر می‌کنم چاپ گزارش‌های تحلیلی و موشکافی خطراتی که این صنعت را تهدید می‌کند و یا برجسته کردن نقاط قوت این صنعت می‌تواند بسیار مفید باشند.

فصلنامه سرمایه‌های ایران را چگونه ارزیابی می‌کنید؟ لطفاً پیشنهادات خود را برای افزایش کیفیت این مجله بفرمایید؟

خوب باید نسبی اظهار نظر کنم. در هر حال با وجود جمیع دشواری‌هایی که همه از آن‌ها اطلاع داریم به‌نظر من نمره قبولی را می‌گیرد اما این بسیار خوب است که همیشه انتظار بهتر شدن را نیز داشته باشیم. شخصاً از بیوگرافی‌ها بسیار لذت می‌برم و فکر می‌کنم برای نسل جوان ما بسیار راهگشا باشند. فکر کنم اگر مجله تعامل بیشتری با خوانندگان داشته باشد و تلاش کند تا این ارتباط دوطرفه باشد بسیار بهتر خواهد بود.

با تشکر از وقتی که برای این مصاحبه اختصاص دادید، چنانچه مطلب ناگفته‌ای به نظرتان می‌رسد، بفرمایید.

از اینکه این فرصت را در اختیار من قرار دادید بسیار سپاسگزارم و امیدوارم همیشه این فرصت را داشته باشم تا با خدمت در صنعت کشور عزیزمان ایران در جهت تعالی این آب و خاک کوشا باشم.

معرفی پایار نامه‌های تخصصی تکمیلی

بررسی نوع و میزان نانو لوله‌های کربنی بر خواص فیزیکی و ریزساختار کامپوزیت آلومینا-زیرکونیا-CNT تهیه شده با روش زینتر بدون فشار

دانشجوی: فهیمه خندان

اساتید راهنما: دکتر حمیدرضا رضایی، دکتر رحیم نقی زاده

دانشگاه علم و صنعت ایران

اسفند ۱۳۹۱

چکیده: استفاده از نانو لوله‌های کربنی چندجداره (MWCNT) و یا نانو لوله‌های کربنی تک جداره (SWCNT) به عنوان تقویت کننده در زمینه‌های سرامیکی می‌تواند باعث ایجاد خواص مکانیکی بی‌نظیری شود. هدف از این تحقیق بررسی نوع و میزان نانو لوله‌های کربنی و همچنین فشارپرس ایزواستاتیک سرد بر خواص فیزیکی، ریزساختاری و مکانیکی کامپوزیت آلومینا-زیرکونیا-CNT می‌باشد. به همین منظور نمونه‌های کامپوزیتی ۸۵ درصدوزنی آلفا-آلومینا ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$) به همراه ۱۵ درصدوزنی زیرکونیا، با افزودنی‌های ۰/۵ و ۱ و ۱/۵ درصدوزنی نانولوله‌های کربن چندجداره و نانولوله‌های کربن تک جداره آماده و سپس با استفاده از فشار پرس ایزواستاتیک سرد (CIP) با مقادیر ۳۰۰، ۴۰۰ و ۵۰۰ مگاپاسکال فشرده و پس از آن پخت معمولی در دمای ۱۷۰۰ درجه‌ی سانتی‌گراد تحت خلاء انجام شد. همچنین به منظور توزیع یکنواخت نانولوله‌ها، هنگام آماده‌سازی نمونه‌ها از پراکنده‌ساز استفاده شد. نتایج نشان داد که خواص مکانیکی کامپوزیت‌های حاوی CNT وابستگی شدیدی به نحوه توزیع نانولوله‌های کربنی دارد. همچنین نتایج حاصل از آزمون خمشی سه نقطه‌ای این نمونه‌ها بیانگر این بود که بیشترین مقدار برای استحکام خمشی به دست آمده در این کامپوزیت‌ها در حدود ۳۱۶ مگاپاسکال و مربوط به نمونه‌ی ۱/۵ درصدوزنی نانولوله‌ی چندجداره بود.

ساخت غشاء نانو متخلخل تیتانیا-سیلیکا با پایه آلومینا برای جداسازی N_2 از گاز شهری

دانشجوی: یعقوب فرهنگ قوجه بیگلو

اساتید راهنما: دکتر احسان طاهری نساج

دانشگاه تربیت مدرس

خرداد ۱۳۹۰

چکیده: با توجه به آثار جانبی وجود نیتروژن همراه گاز شهری بر ارزش حرارتی سوخت، اندازه خطوط انتقال و ظرفیت ایستگاه‌های تقویت فشار گاز، از فرایند غشایی برای جداسازی این دو گاز

استفاده می‌شود. در کار پژوهشی حاضر، غشاء نانو متخلخل سیلیکا-تیتانیا به روش سل-ژل با استفاده از آلکوکسیدهای تیتانیم و سیلیکون، با لایه میانی تیتانیا و لایه جدایش‌گری سیلیکا-تیتانیا بر روی لوله آلفا آلومینایی، به‌عنوان پایه نگهدارنده، ساخته و تعیین مشخصات شد. سل‌های ساخته شده از مواد اولیه به روش غوطه‌وری بر روی پایه پوشش داده شدند و پس از هر بار اعمال پوشش، تا دمای ۱۸۵ درجه سانتی‌گراد حرارت داده شدند. پوشش‌دهی سه بار تکرار شده و در دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد تحت عملیات حرارتی قرار گرفتند. آنالیز DTA و TG خروج مواد فرار از ژل را با افزایش دما نشان می‌دهد. الگوهای XRD حضور فاز آمورف را گزارش کرده که فازهای کوارتز و آنتاز به صورت جزئی نیز در آن دیده می‌شود. آنالیز طیف سنجی مادون قرمز از حضور پیوندهای Si-O-Si، Ti-O-Ti و Ti-O-Si خبر می‌دهد که نشانگر تکمیل واکنش‌های آبکافت و چگالش می‌باشد. تصاویر SEM و FESEM از سطح پوشش‌های نهایی، حاکی از سطوح صاف با حداقل عیوب است. نتایج AFM سطوح صاف و حضور تخلخل‌های زیر یک نانومتر را تایید می‌کند. آزمایش‌های نفوذپذیری گازها به صورت منفرد و مخلوط ۸۰ به ۲۰ (متان به نیتروژن) در اختلاف فشار ۱-۸bar و تا دمای ۲۵۰°C بر روی پایه و غشاء انجام شد. عبور متان و نیتروژن از درون غشاها در مقایسه با پایه کاهش قابل توجهی داشت و رفتار آن‌ها کاملاً متفاوت با پایه بود. نتایج آزمون نفوذپذیری نشان داد جریان گازهای عبوری از پایه آلومینا (به‌عنوان غشاء ماکرومتخلخل) از مدل جریان ویسکوز پیروی می‌کند. غشاء سیلیکا-تیتانیا به‌دست آمده به‌عنوان غشاء میکرومتخلخل (اندازه میانگین تخلخل‌ها کمتر از ۲ نانومتر) از مدل نفوذ انتقالی گاز پیروی می‌کند. در نهایت پارامتر گزینش‌پذیری نفوذی و فاکتور جداسازی (برای مخلوط گازهای دوتایی با نسبت حجمی ۸۰ به ۲۰، متان به نیتروژن) محاسبه گردید. بررسی نتایج پایین بودن مقدار فاکتور جداسازی از گزینش‌پذیری را نشان می‌دهد.

سنتز رنگدانه‌های نانومتری آلومینات کبالت- روی و بررسی خواص آن‌ها

دانشجو: منیره چادریاف‌زاده

اساتید راهنما: دکتر سعید باغشاهی، دکتر محمد مسعود محبی

دانشگاه بین‌المللی امام خمینی قزوین

بهمن ۱۳۹۱

چکیده: رنگدانه آلومینات کبالت با داشتن رنگ آبی ویژه یکی از رنگدانه‌های مورد توجه است اما سمی بودن و گرانی کبالت به‌کار گرفته شده در این ترکیب، استفاده از این ماده را محدود کرده است. با به‌کارگیری جایگزین‌های مناسب از جمله روی (Zn) می‌توان مشکلات موجود را تا حد زیادی کاهش داد. در این پژوهش سنتز نانو رنگدانه آلومینات کبالت- روی ($CoxZn_{1-x}Al_2O_4$) با استفاده از روش ژل احتراقی مورد بررسی قرار گرفت. در این روش کلریدهای کبالت، آلومینیم و روی، محلول کربنات سدیم، اسید نیتریک و اوره به‌عنوان مواد اولیه مورد بررسی قرار گرفت. پارامترهای مورد بررسی در این پژوهش دما، ترکیب (مقدار X) و نسبت سوخت بودند که اثر هر کدام از این عوامل بر روی خواص نهایی محصول شامل ترکیب فازی، خصوصیات رنگی و انعکاسی و اندازه ذرات مورد مطالعه قرار گرفت. دماهای مورد استفاده ۷۰۰، ۸۰۰، ۹۰۰، ۱۰۰۰ و ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد، مقادیر پارامتر X، ۰/۲، ۰/۴، ۰/۶، ۰/۸ و ۱ و نسبت سوخت مورد نظر (اوره) ۰/۵، ۱ و ۱/۵ در نظر گرفته شد. مشخصات فازی و ریز ساختار نمونه‌ها توسط XRD و SEM مطالعه شد. آنالیز DTA نشان داد که فاز مورد نظر در بالاتر از ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد تشکیل می‌شود. نتایج به‌دست آمده از XRD تشکیل فاز آلومینات کبالت- روی را در کلیه نمونه‌ها نشان داد. همچنین دیده شد که با افزایش دما میزان تبلور افزایش یافت. در بررسی اثر ترکیب بیشترین میزان تبلور در

ترکیب $x=0/6$ به دست آمد. نسبت سوخت اثر قابل توجهی بر روی میزان تبلور نداشت. اندازه بلورک‌های به دست آمده با نتایج XRD نانوساختار بودن تمامی نمونه‌ها را نشان داد. همچنین دیده شد که اندازه ذرات با افزایش دما، افزایش و با افزایش میزان کبالت کاهش یافت. بهترین نتایج رنگ‌سنجی نمونه‌ها در ترکیب $x=0/6$ و دمای 900 درجه سانتیگراد به دست آمد. تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه‌ها مورفولوژی سطح پودرهای به دست آمده را به صورت شبه کروی نشان داد و نانوسایز بودن آن‌ها را تایید کرد.

فرمولاسیون و سنتز نانوکامپوزیت $CoTiO_3/TiO_2$

بررسی خواص خودتمیزشوندگی آن

دانشجو: سامیار اسفندیاری

اساتید راهنما: دکتر علی نعمتی، دکتر مریم کارگر راضی

استاد مشاور: دکتر سعید باغشاهی

دانشگاه آزاد علوم و تحقیقات

(۱۳۹۱)

چکیده: نانوکامپوزیت $CoTiO_3/TiO_2$ به روش سل-ژل با درصد‌های مختلف تهیه شد و خواص خودتمیزشوندگی آن مورد بررسی قرار گرفت. برای سنتز این نانوکامپوزیت از پیش ماده‌های گوناگونی مانند تیتانیم ایزوپروپوکساید، نیترات و استات کبالت استفاده شد. در ابتدا دی اکسید تیتانیم با روش سل-ژل و دو فرمولاسیون مختلف سنتز شد و تاثیر میزان هم خوردگی محلول در تبدیل فاز روتایل به آناتاز، در سه زمان $0/5$ ، 6 و 18 ساعت مورد بررسی قرار گرفت. جهت بررسی فازهای بدست آمده از دستگاه پراش ایکس (XRD) استفاده شد. نتیجه‌ها نشان دادند که هرچه میزان هم خوردگی بیشتر باشد به علت انرژی وارده به سل، روتایل به سمت تشکیل فاز آناتاز پیش می‌رود. سپس تیتانات کبالت با دو پیش ماده نیترات و استات کبالت به روش سل-ژل سنتز شد و ریزساختار و میزان تشکیل تیتانات کبالت توسط (XRD) و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) بررسی گشت. نتایج نشان داد که به علت هم خانواده بودن استات کبالت با اسید استتاریک، تیتانات کبالت بطور کامل و در دمای کمتری تشکیل شد و همچنین دمای بهینه برای کلسیناسیون برای پیش ماده نیترات کبالت و استات کبالت به ترتیب 820 و 650 درجه سانتیگراد بود. در آخر، به روش سل-ژل نانوکامپوزیت با درصد‌های $10\% TiO_2 - 90\% CoTiO_3$ ، $50\% TiO_2 - 50\% CoTiO_3$ ، $90\% TiO_2 - 10\% CoTiO_3$ ساخته و بر روی زیر لایه شیشه با ابعاد 1×2 سانتیمتر به روش Dip-Coating پوشش داده شد و در دمای 650 درجه سانتیگراد تحت عملیات حرارتی قرار گرفتند. سپس ریز ساختار نانوکامپوزیت‌ها توسط (SEM) و فازهای تشکیل شده توسط (XRD) بررسی گردید. از نمونه‌ها Map تهیه شد که به علت نانو بودن به خوبی شکل‌ها تفکیک نشدند. سپس از نمونه‌ها برای میزان آبدوستی تست زاویه ترشوندگی و برای خواص فتوکاتالیستی تست تجزیه متیلن بلو گرفته شد. نتایج بدست آمده نشان داد که لایه نانوکامپوزیت‌ها بر روی زیر لایه، بطور کامل همگن تشکیل شده و تمامی نانوکامپوزیت‌ها از خود خواص خود تمیزشوندگی نشان دادند. میزان خودتمیزشوندگی نمونه‌ها هرچه به سمت نانوکامپوزیت با درصد بیشتری از TiO_2 می‌رود بیشتر می‌شود.

کلمات کلیدی: دی اکسید تیتانیم، تیتانات کبالت، نانوکامپوزیت، خود تمیزشوندگی، آبدوست، فتوکاتالیست.

تازه‌های نشر

نانو مواد مقدماتی بر تولید، خواص و کاربردها

مترجمان: دکتر حمیدرضا رضایی، مهندس مهدی مشرف جوادی، مهندس میثاق افشارپور

ناشر: دانشگاه علم و صنعت ایران

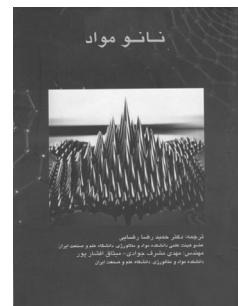
سال نشر: ۱۳۹۲

علم و فناوری نانو، توانایی بدست گرفتن کنترل ماده در ابعاد نانومتری و بهره‌برداری از خواص این مواد در این بعد با استفاده از ابزارها و سیستم‌های نوین است. نانومواد، دسته‌ای از مواد هستند که اندازه‌ی ذرات تشکیل دهنده‌ی آن‌ها، حداقل در یک بعد، کمتر از ۱۰۰ نانومتر است. هر چند که بسیاری از خواص منحصر به فرد نانومواد، در ابعاد کمتر از ۵۰ نانومتر بروز می‌کند.

در تکنولوژی نانو، اولین اثر کاهش اندازه‌ی ذرات، افزایش سطح است. افزایش نسبت سطح به حجم نانوذرات، باعث می‌شود که اتم‌های واقع در سطح، تأثیر

بیشتری نسبت به اتم‌های درون حجم ذرات، بر خواص فیزیکی داشته باشند. در کل می‌توان گفت، در نانومواد کسر قابل ملاحظه‌ای از اتم‌ها در فصل مشترک‌ها (سطوح آزاد، مرزخانه‌ها، فصل مشترک‌های بین فازی) قرار دارند و این ویژگی، واکنش‌پذیری نانوذرات را به شدت افزایش می‌دهد.

امروزه خواص ویژه نانومواد توجه بسیاری از محققین را به خود جلب کرده است به طوری که علاقه به حوزه نانومواد و کاربردهای آن به حدی است که در زمینه‌های مختلف مانند شیمی، فیزیک و علم مواد مهندسی و بیولوژیکی گسترش یافته است. در این کتاب با اصول و روش‌های تهیه مواد و خواص آن‌ها مانند خواص حرارتی، نوری، مغناطیسی و الکتریکی و همچنین کاربرد آن‌ها در صنایع مهندسی و محصولات جدید آشنا می‌شوید.



تقویم همایش‌ها

The 25th European Conference on Biomaterials and 10th Young Scientific Forum

Madrid, Spain

January, 30 2013

<http://www.esb2013.org/index.php>

2013 2nd International Conference on Applied Materials and Electronics Engineering

Hong Kong, China

April, 20-21 2013

Website: <http://www.iwamee.com/>

Fluid Structure Interaction 2013

Gran Canaria, Spain

April, 10-13 2013

<http://www.wessex.ac.uk/13-conferences/fluid-structure-interaction-2013.html>

3rd International Colloids Conference - Colloids & Energy

Xiamen, China

April, 21-24 2013

<http://www.colloidsconference.com>

4th Annual International Conference on Visual and Performing Arts

Athens, Greece, Greece

June, 3-6 2013

<http://www.atiner.gr/arts.htm>

NanoOstrava Meeting 2013

Ostrava, Czech Republic

June, 17-20 2013

<http://www.nanoostrava.cz>

4th International Conference on Nano Science and Technology (ICNST 2013)

New Delhi, India

September, 14-15 2013

<http://www.icnst.org/>

2013 3rd International Conference on Nanomaterials and Electronics Engineering-

ICNEE 2013 Conference

Melaka, Malaysia

October, 5-6 2013

<http://www.icnee.org/>



2013 2nd International Conference on Nanostructures, Nanomaterials and Nanoengineering (ICNNN)

*Jeju, Korea (south)
October, 19-20 2013
<http://www.icnnn.org/>*

*2nd International Conference and Exhibition on Materials Science & Engineering
Nevada, United States of America*

*October, 7-9 2013
<http://www.omicsgroup.com/conferences/materials-science-engineering-2013/index.php>*

چهارمین کنفرانس بین‌المللی بتن و توسعه

تهران

۹-۱۱ اردیبهشت ۱۳۹۲
www.bfrc.ac.ir

نخستین همایش ملی نانو: از تئوری تا کاربرد

موسسه آموزش عالی جامی، اصفهان
۱-۲ خرداد ۱۳۹۲
info@ncnta.ir

نخستین همایش ملی فلزات و آلیاژهای غیر آهنی (مواد و فناوری‌های نوین کاربردی)

موسسه آموزش عالی علمی کاربردی جهاد دانشگاهی مرکز مشهد
۲۵ مهر ۱۳۹۲
www.elmikarbordi.jdm.ac.ir

چهارمین کنفرانس بین‌المللی عملیات حرارتی مواد و

دومین همایش بین‌المللی مواد جدید و پیشرفته

هتل بین‌المللی عباسی اصفهان
۱۰ آبان ۱۳۹۲
info@sciencepars.ir

چهارمین کنفرانس بین‌المللی مواد فوق ریزدانه و نانوساختار

دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشکده فنی دانشگاه تهران
۱۴-۱۵ آبان ۱۳۹۲
Ufgnsm13.ut.ac.ir

انجمن تخصصی انجمن سرمایه‌های ایران

<p>ایران آیمدی مدیر عامل: مهندس یوسف مطلب لو آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان شیراز شمالی، نبش کوچه شهریار، ساختمان ۳۳، واحد ۱۲ تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۰۴۷۰۷۱ نشانی سایت: www.imdco.net</p>	<p>آپادانا سرام مدیر عامل: مهندس بهمن امیری آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان توانیر شمالی، کوچه هومان، پلاک ۷، کدپستی: ۱۴۳۵۶۳۳۳۸۱ تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۷۸۶۷۱-۴ نشانی سایت: www.apadanaceram.com</p>
<p>پژوهشگاه علوم و فناوری رنگ مدیریت: دکتر پورمه‌دیان آدرس دفتر مرکزی: بزرگراه صیاد شیرازی شمالی، خروجی لویزان، میدان حسین‌آباد، خیابان وفامنش، نبش کوچه شمس، پلاک ۵۹، کدپستی: ۱۶۶۸۸۱۴۸۱۱ صندوق پستی: ۱۶۷۶۵-۶۵۴ تلفن: ۰۲۱-۲۲۹۴۴۱۸۴ نشانی سایت: www.icrc.ac.ir</p>	<p>پارس کائولن مدیرعامل: مهندس علیرضا صمدی آدرس: طبس گلشن، نرسیده به جوخواه، معدن کائولن پارس تلفن: ۰۲۱-۸۸۰۷۵۵۷۳ نشانی سایت: www.parskaolin.com</p>
<p>پیشگامان سرامیک برسام مدیرعامل: مهندس حمیدرضا نعمتی آدرس دفتر مرکزی: شیراز، بلوار پاسداران، ساختمان سپهر، طبقه ۲، واحد ۳ تلفن دفتر مرکزی: ۰۷۱۱-۸۲۲۵۵۴۵ نشانی سایت: www.barsamceram.com</p>	<p>پژوهشگاه مواد و انرژی مدیریت: دکتر علی اصغر توفیق آدرس دفتر مرکزی: تهران، میدان آرژانتین، انتهای خیابان الوند، کوچه جوبین، پلاک ۱۶ تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۷۷۱۶۲۶-۲۷ نشانی سایت: www.merc.ac.ir</p>
<p>تهیه و تولید مواد اولیه آریاکانی اسپادانا مدیرعامل: دکتر محمدرضا پویامهر آدرس دفتر مرکزی: اصفهان، خیابان شیخ صدوق شمالی، کوچه شهید مرادی، بن بست دوم، پلاک ۲۵، طبقه ۲، کدپستی: ۸۱۶۴۸-۳۵۳۱۴ صندوق پستی: ۸۱۶۴۸-۱۵۳ تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۱۱-۶۶۱۷۵۳۷-۸</p>	<p>تهیه و تولید خاک نسوز استقلال آباده مدیرعامل: مهندس شاکر آدرس دفتر مرکزی: آباده، چهارراه جوادیه تلفن دفتر مرکزی: ۰۷۵۱-۳۳۳۵۸۳۳</p>



تهیه و تولید مواد نسوز کشور

مدیر عامل: مهندس علیرضا باقری

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان سهروردی شمالی، خ

میرزایی زینالی شرقی، پلاک ۵۲، واحد ۶

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۷۱۴۴۵۹

نشانی سایت: www.irrep.com

تولیدی و صنعتی سامان کاشی

مدیر عامل: سید کمال سیدمحسنی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، بلوار میرداماد، بین نفت و

مدرس، شماره ۲۳۹

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۲۲۲۵۸۸۲۱

نشانی سایت: www.samantile.com

چینی اصفهان

مدیر عامل: مهندس جهانبانی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، میدان محسنی، خیابان

وزیری پور، خیابان کاووسی، ساختمان شماره ۳، طبقه ۲،

واحد ۶

صندوق پستی: ۸۱۴۶۵-۱۵۶۹

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۲۲۲۲۹۹۶

چینی زرین ایران

مدیر عامل: مهندس عباسعلی قصابی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، میدان ونک، خیابان ونک،

ساختمان شماره ۲۵ کدپستی: ۱۹۹۴۶۱۸۵۱۱

صندوق پستی: ۱۵۱۷۵/۵۳۸

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۷۷۰۰۴۴

نشانی سایت: www.zariniran.com

دانشگاه آزاد اسلامی واحد دزفول

مدیریت: قدرت اله متین

آدرس: دزفول، کوی آزادگان، دانشگاه آزاد اسلامی

تلفن: ۰۶۴۱-۶۲۶۲۰۹۰

نشانی سایت: www.iaud.ac.ir

دانشگاه آزاد اسلامی واحد شهرضا

معاون پژوهشی: دکتر فقیهیان

آدرس: شهرضا، کیلومتر ۲ جاده بروجن

صندوق پستی: ۸۶۱۴۵-۳۱۱

تلفن: ۰۳۲۱-۳۲۴۳۰۰۱-۵

دانشگاه آزاد اسلامی واحد علوم و تحقیقات

خوزستان

مدیریت: دکتر شهرام لک

آدرس: اهواز، سه راه فرودگاه، دانشگاه آزاد علوم و تحقیقات

تلفن دفتر مرکزی: ۰۶۱۱-۴۴۵۷۱۷۴

نشانی سایت:

www.khouzestan.srbiau.ac.ir

دانشگاه آزاد اسلامی واحد میبد

مدیر گروه سرامیک: دکتر میرجلیلی

آدرس: میبد، دانشگاه آزاد اسلامی واحد میبد

صندوق پستی: ۸۹۶۱۵-۱۷۵

تلفن: ۰۳۵۲-۷۷۸۰۱۶۱-۴

نشانی سایت: www.iaumaybod.ir

رنگدانه‌های سرامیکی گهرفام

مدیر عامل: مهندس حامد مهینی

آدرس دفتر مرکزی: یزد، شهرک صنعتی خضراباد، بلوار

آفاقیا، خیابان زیتون

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۵۱-۷۲۷۲۴۴۸

سارا کاشی سپاهان

مدیر عامل: مهندس باطنی

آدرس دفتر مرکزی: اصفهان، پل خواجه، ابتدای خیابان

آبشار اول، مجتمع مسکونی پارک آبشار، واحد ۳

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۱۱-۶۶۱۳۶۴۹

نشانی سایت: www.saratile.com

سارا لعاب میبد

مدیر عامل: مهندس مصطفی جعفری پور میبدی

آدرس دفتر مرکزی: میبد، شهرک صنعتی جهان آباد،

بلوار نسترن، انتهای بلوار سمت راست

صندوق پستی: ۸۹۶۱۵-۱۵۶

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۵۲-۷۷۷۲۲۲۸

نشانی سایت: www.saralaab.com

سرامیک البرز

مدیر عامل: مهندس حق پناهی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان ملاصدرا، خیابان

شیراز جنوبی، کوچه اتحاد، شماره ۱۹/۲، کد پستی:

۱۴۳۵۸۴۳۶۴۴

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۰۵۵۸۹۰-۳

نشانی سایت: www.alborzceramic.com

سرامیک‌های صنعتی اردکان

مدیرعامل: مهندس برهانی

آدرس دفتر مرکزی: اصفهان، میدان آزادی، ابتدای

خیابان سعادت آباد، پلاک ۱، طبقه ۴، واحد ۸

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۱۱-۶۶۸۷۷۷۲

نشانی سایت: www.aic.ir

سیماب رزین

مدیرعامل: مهندس غلامرضا علیپوریان

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان ملاصدرا، خیابان

شیراز جنوبی، کوچه فلاخی، پلاک ۲۶، طبقه ۳

صندوق پستی: ۱۵۸۵-۱۴۱۵۵

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۲۱۱۲۱۶-۸

نشانی سایت: www.simabresin.com

شرکت بین‌المللی سارنگ تدارک

مدیرعامل: مهندس سارنگ اتحادی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان ایرانشهر شمالی،

نبش خیابان بهشهر، پلاک ۱۴۵، واحد ۱۵

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۸۱۳۳۷۲

نشانی سایت: www.sis-company.com

شرکت پویا همراه سرام (بازرگانی و مهندسیین

مشاور)

مدیرعامل: مهندس رضا محسنی طارمسری

آدرس دفتر مرکزی: تهران، تهرانپارس، خیابان رشید،

نبش خیابان ۱۴۴ غربی، ساختمان امیرکبیر، طبقه ۲، واحد ۱۰

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۷۷۲۹۵۴۹۸

نشانی سایت: www.phceram.com

شرکت سرمایه گذاری صدرتامین

مدیرعامل: مهندس محمد کاظمی خالدي

آدرس دفتر مرکزی: خیابان ولیعصر، نرسیده به چهارراه

پارکوی، خیابان خاکزاد، پلاک ۲۱، کدپستی: ۱۹۶۶۶۴۷۹۱

تلفن: ۰۲۱-۲۶۲۱۰۰۴۴-۹

نشانی سایت: www.stic.ir

شرکت صنایع سرام آرا

مدیرعامل: مهندس جلیل کاظمی قدس

آدرس دفتر مرکزی: تهران، میدان آرژانتین، ابتدای

خیابان بخارست، خیابان احمدیان، پلاک ۱۶

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۵۵۳۰۶۶

نشانی سایت: www.ceramara.ir

شرکت صنایع کاشی نگار

مدیرعامل: مهندس علی محمد لاجوردی

آدرس دفتر مرکزی: اصفهان، خیابان چهارباغ خواجه،

جنب بانک ملی، ساختمان چاپ اندیشه، طبقه سوم

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۱۱-۲۲۱۵۷۳۳

نشانی سایت: www.negartile.com

شرکت فیبرونا

مدیرعامل: اقبال سینگ شاهپوری

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان میرزای شیرازی،

نبش استاد مطهری، شماره ۲۱۱

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۷۲۳۳۵۵

نشانی سایت: www.fiberona.com

شرکت کاشی یزد

مدیرعامل: محمدهادی شیرازی

آدرس دفتر مرکزی: یزد، بعد از دروازه قرآن، شرکت

کاشی یزد

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۵۱-۵۲۱۰۱۰۱-۴

نشانی سایت: www.yazdtileco.com

شرکت مهندسی بازرگانی درداران سریر

مدیرعامل: مرتضی طهماسبی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان ولیعصر، خیابان

فتحی شقاقی، میدان سلماس، پلاک ۳، طبقه ۳

کدپستی: ۱۴۳۱۷۵۳۱۱۶

تلفن: ۰۲۱-۸۸۳۳۷۳۶۶-۸

نشانی سایت: www.sarirco.com

صنایع سرامیک بهرنگ (سهامی خاص)

مدیر عامل: مهندس معزی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان احمد قصیر، خیابان

۱۲، پلاک ۱۵، طبقه ۴

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۵۰۴۵۰۱

نشانی سایت: www.behrangco.com

صنایع کاشی خزر

مدیر عامل: مهندس محمدجواد برازجانی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، ضلع شمال غربی میدان

فردوسی، ساختمان شهید، طبقه ۲، کد پستی: ۱۵۹۹۹۴۵۵۱۶

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۸۰۸۹۴۵-۷

نشانی سایت: www.khazar-Tile.com



صنایع کاشی زرین خراسان

مدیر عامل: مهندس شرکت

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان ملاصدرا، خیابان

شیراز جنوبی، پلاک ۹۹، طبقه اول

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۰۶۷۶۸۱

نشانی سایت: www.zarrintile.com

صنایع کاشی نیلوفر

مدیر عامل: مهندس علیرضا ناصری

آدرس دفتر مرکزی: مشهد، بلوار فردوسی، مجتمع

تجاری اسکان، طبقه ۱، واحد ۲ کد پستی:

۹۱۸۷۶۷۵۴۷۵

تلفن دفتر مرکزی: ۰۵۱۱-۷۶۲۳۳۳۶

نشانی سایت: www.niloofartile.com

صنایع کاشی و سرامیک الوند

مدیر عامل: مهندس پورهاشمی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان ولی عصر، خیابان

شهید سعیدی، پلاک ۶۰ کد پستی: ۱۹۶۷۸۶۴۹۱۳

صندوق پستی: ۱۹۳۹۵-۳۱۱۱

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۲۲۰۵۷۸۱۱

نشانی سایت: www.alvancer.com

صنایع کاشی و سرامیک سینا

مدیر عامل: مهندس رضا عزیزیان

آدرس دفتر مرکزی: تهران، بلوار میرداماد، بعد از میدان

مادر، پلاک ۲۳

صندوق پستی: ۱۵۳۴۵-۶۹۵

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۲۲۲۷۲۳۰۱

نشانی سایت: www.Sinatile.ir

صنعت سرام

مدیر عامل: مهندس علیرضا غفاری

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان فرجام، بین

چهارراه خاور و ولیعصر، پلاک ۶۲۰ واحد ۱۱،

کدپستی: ۱۶۸۴۷۹۵۱۶۳

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۷۷۷۲۳۵۸۹

فراورده‌های نسوز آذر

مدیر عامل: مهندس بیژن نیکخواه

آدرس دفتر مرکزی: کیلومتر ۵۰ جاده اصفهان -

شهرکرد، شهرک صنعتی فولاد

صندوق پستی: ۱۸۹-۱۴۷۱۵

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۳۴-۶۳۵۲۶۶۲

نشانی سایت: www.azarrefractoriesco.com

فراورده‌های نسوز پارس

مدیر عامل: مهندس سلیمانی فرد

آدرس دفتر مرکزی: تهران، میدان گلها، بلوار گلها،

ساختمان شماره ۲۳۲ (ساختمان میلاد)، طبقه ۴ و ۵

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۳۳۸۱۱۰

نشانی سایت: www.pars-ref.ir

فراورده‌های نسوز سومین هزاره

مدیر عامل: مهندس بهرنگ ترابی

آدرس دفتر مرکزی: اصفهان، خیابان چهارباغ بالا،

مجتمع تجاری پارک اصفهان، ورودی ۴، طبقه ۲، پلاک

۵۳۰، کدپستی: ۸۱۶۸۶۹۵۵۴۵

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۱۱-۶۶۷۰۷۱۷

فصلنامه کاشی و سرامیک

مدیریت: دکتر محمد دین محمدی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، میدان ونک، خیابان

ملاصدرا، نبش شیراز جنوبی و کوی بهار، پلاک ۱

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۲۱۲۶۷۸

نشانی سایت: www.tileandceramic.ir

کائولین و خاک‌های نسوز خراسان

مدیر عامل: مرتضی زیارت نیا

آدرس دفتر مرکزی: مشهد، بلوار فلسطین، فلسطین ۱۴،

پلاک ۲۸

تلفن دفتر مرکزی: ۰۵۱۱-۷۶۷۳۰۳۴-۵

نشانی سایت: www.kaolin-co.com

کاشی ایرانا

مدیر عامل: مهندس منوچهر اکبری

آدرس دفتر مرکزی: تهران، کیلومتر ۱۳ جاده مخصوص

کرج، روبروی ایران خودرو

صندوق پستی: ۱۴۵۱۵/۱۱۴

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۴۴۹۰۵۰۰۱-۵

نشانی سایت: www.irana-tile.com

کاشی تیما

مدیر عامل: دکتر محمدمهدی ناصری

آدرس دفتر مرکزی: مشهد، شهرک صنعتی طوس، فاز ۲،

انتهای دانش ۲، بلوار اندیشه کد پستی: ۹۱۸۵۱۱۳۱۱۱

تلفن دفتر مرکزی: ۰۵۱۱-۵۴۱۳۹۹۰

نشانی سایت: www.tima-tile.com

کاشی طوس

مدیرعامل: مهندس توکلی فرد

آدرس دفتر مرکزی: مشهد، خیابان سناباد، جنب

داروخانه سناباد، ساختمان ۴۶۵، طبقه ۳

تلفن دفتر مرکزی: ۰۵۱۱-۸۴۱۶۴۱۸

نشانی سایت: www.toostileco.com

کاشی فیروزه مشهد

مدیرعامل: حسین سقاء رضوی

آدرس دفتر مرکزی: مشهد، بلوار سجاد، خیابان بیستون

۲، مجتمع تجاری طوس، طبقه ۵ و ۶

صندوق پستی: ۹۱۳۷۵-۴۴۳۷

تلفن دفتر مرکزی: ۰۵۱۱-۷۶۷۰۰۰۱

نشانی سایت: www.firoozehtile.com

کاشی کرد

مدیرعامل: مهندس مرادی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، سه‌رودی شمالی، هوپه

شرقی، پلاک ۳۴

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۳۷۴۰۸۷-۸

نشانی سایت: www.cordgroup.com

کاشی مرجان

مدیرعامل: مهندس فرزاد معصومی

آدرس دفتر مرکزی: اصفهان، خیابان چهار باغ بالا،

کوچه زیتون، پلاک ۲۸، کدپستی: ۸۱۷۳۶۸۷۱۵۵

صندوق پستی: ۸۱۶۵۵-۴۹۵

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۱۱-۶۲۴۸۰۱۹

نشانی سایت: www.marjantileco.com

کاشی مسعود ایران

مدیرعامل: مهندس محمد حسین فرشادپور

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان آفریقای شمالی،

ساختمان مرکز تجارت ایران، طبقه ۹، واحد ۶ کدپستی:

۱۹۶۶۹۴۴۸۷۸

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۲۶۲۱۲۶۳۵-۳۷

نشانی سایت: www.masoudtile.com

کاشی نیلو

مدیرعامل: مهندس بلوچی

آدرس دفتر مرکزی: اصفهان، خیابان حکیم نظامی،

ابتدای محتشم کاشانی، ساختمان کاشی نیلو، کدپستی:

۸۱۷۵۸-۸۹۷۷۷۱

صندوق پستی: ۸۱۷۳۵-۳۳۵

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۳۱-۶۲۵۴۱۲۶

نشانی سایت: www.NilouTile.com

گروه پژوهشی سرامیک- پژوهشکده مواد-

پژوهشگاه علوم و فنون هسته‌ای

مدیرعامل: دکتر محمد قتادی مراغه

آدرس دفتر مرکزی: اصفهان، ۱۵ کیلومتری جنوب

شرقی، منطقه هسته‌ای پژوهشکده مواد

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۱۱-۸۹۱۲۰۸۲

نشانی سایت: www.aeoi.org.ir

گلسار فارس

مدیرعامل: مهندس تازش

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان کریم خان زند،

خیابان سپهبد قرنی، خیابان برادران شاداب، پلاک ۳۳،

طبقه ۲

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۹۳۹۰۰۱-۳

نشانی سایت: www.golsarfars.com

لعاب مشهد

مدیرعامل: دکتر عباس یوسفی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان ملاصدرا، خیابان

شیراز جنوبی، کوچه اتحاد، پلاک ۱۳، طبقه ۲

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۰۴۳۶۹۶

لعاب یاس فارس

مدیرعامل: مهندس اکبر کریمی علویجه

آدرس: شیراز، ۵ کیلومتر بالاتر از پلیس راه شیراز- بوشهر،

جاده اختصاصی گاز

صندوق پستی: ۷۱۹۵۵۴۶۸

تلفکس: ۰۷۱۱-۸۳۰۱۹۹۰

لعابیران

مدیرعامل: مهندس عبدالرضا رجایی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، میدان ونک، خیابان گاندی

شمالی، کوی شهید صاعی، شماره ۱۰، کدپستی: ۱۹۶۹۹۴۵۳۱۱

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۷۹۵۱۴۱-۲

نشانی سایت: www.loab.iran.com

مجتمع تحقیقاتی جهاد دانشگاهی استان یزد

مدیریت: مهندس سیدحسین میرحسینی

آدرس دفتر مرکزی: یزد، خیابان مهدی، جهاد دانشگاهی

استان یزد

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۵۲-۸۲۱۲۷۳۰



مجتمع صنعتی اردکان (چینی رز)

مدیر عامل: مهندس رضانیا
 آدرس دفتر مرکزی: یزد، چهارراه یزد باف، ساختمان
 یزدباف، طبقه ۲
 تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۵۱-۵۲۲۹۷۶۰
 نشانی سایت: www.chinirose.com

مجتمع تولیدی چینی مقصود

مدیر عامل: مهندس علی گلکار
 آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان ولیعصر، بالاتر از
 پارک ساعی، نبش کوچه ۳۴، پلاک ۱۱۵۹، طبقه ۲
 تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۸۶۹۸۵
 نشانی سایت:
www.maghsoudporcelain.com

معدنی و صنعتی سوراوچین عقیق

مدیر عامل: مهندس حمیدرضا معصومی
 آدرس دفتر مرکزی: تهران، سعادت آباد، خیابان علامه
 شمالی، انتهای کوچه اقبال ملی، پلاک ۶۹ طبقه همکف،
 واحد ۲
 تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۲۲۰۸۱۳۷۳
 نشانی سایت: www.iranclay.com

مجتمع کارخانجات تولیدی توس چینی

مدیر عامل: مهدی کامران نجار
 آدرس دفتر مرکزی: مشهد، ضلع غربی میدان احمدآباد،
 پلاک ۱۲، کدپستی: ۹۱۸۳۸۱۷۱۹۱
 تلفن دفتر مرکزی: ۰۵۱۱-۸۴۱۶۸۸۰
 نشانی سایت: www.toosporcelain.com

مقره سازی ایران

مدیر عامل: مهندس پیروز
 آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان بهار جنوبی، کوچه
 نیلوفر، شماره ۴
 تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۷۷۵۲۸۶۴۲
 نشانی سایت: www.iraninsulator.com

مفید شیشه

مدیر عامل: مهندس موسوی کریمی
 آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان ولیعصر، پایین تر از
 میدان ونک، شماره ۲۵۴۰، طبقه ۷
 تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۶۶۸۱۱
 نشانی سایت: www.mofidglass.com

مهندسیین مشاور کاوشگران

مدیر عامل: مهندس رفیعا
 آدرس دفتر مرکزی: تهران، انتهای اشرفی اصفهانی،
 خیابان زیتون، نبش خیابان چمران، کوچه ارغوان یکم،
 پلاک ۴
 تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۴۴۸۰۶۰۷۰
 نشانی سایت:
www.kavoshgaran-mine.com

مقره سازی صدف گستر زنجان

مدیر عامل: مهندس مهشید امیر مقدمی
 آدرس دفتر مرکزی: زنجان، شهرک صنعتی شماره ۱
 (علی آباد)، فاز ۳، خیابان سهروردی
 تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۴۱-۲۲۲۱۷۷۱
 نشانی سایت: www.zsginsulator.com

