

هیات تحریریه:

دکتر علیرضا آقایی	پژوهشگاه مواد و انرژی
دکتر محمد رضوانی	دانشگاه تبریز
دکتر رسول صراف ماموری	دانشگاه تربیت مدرس
دکتر پروین عزیزاده	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 نیاکی	شرکت گل سرخ گستر امل
مهندس محمود سالاریه	شرکت آرمیناز
دکتر آرمان صدقی	دانشگاه بین الملل امام خمینی
دکتر احمد صفری	دانشگاه ایالتی نیوجرسی
مهندس حسین عزیزیان	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 سوراوجین عقیق
مهندس حمیدرضا نعمتی	پیشگامان سرامیک برسام
دکتر امیر عباس نوربخش	سرامیک نوین سپاهان



سال هشتم، شمارهٔ چهارم و یکم

بهار ۱۳۹۴

ISSN: ۱۷۳۵-۳۳۵۱

« با درجهٔ علمی ترویجی »

صاحب امتیاز: انجمن سرامیک ایران

مدیر مسئول: دکتر مسعود محبی

سر دبیر: دکتر اسماعیل صلاحی

معاون سردبیر: مهندس علیرضا سوری

مدیر اجرایی: سعیده علیشاهی

گردآوری مطالب و سرپرست گروه مترجمان: مهندس تهیمینه گیوه کی

با همکاری: مهناز سادات محسنی

نشانی: تهران، نارمک، دانشگاه علم و صنعت ایران، دانشکدهٔ

مهندسی مواد و متالورژی، دفتر انجمن سرامیک ایران

صندوق پستی: تهران، ۱۱۱-۱۶۸۴۵

تلفن: ۷۷۸۹۹۳۹۹

دورنگار: ۷۷۸۹۹۳۹۹

پست الکترونیکی: info@jiccers.ir

نشانی سایت اینترنتی: www.jiccers.ir

طراحی، گرافیک و صفحه آرای: تمام طرح ۷۷۲۰۹۲۲۸

اصلاح و خلاصه کردن مطالب با نظر مترجمان و نویسندگان انجام می شود. مسئولیت محتوای مقالات به عهدهٔ نویسندگان و مترجمان است. مطالب ارسالی برگردانده نمی شود.

۱	تازه‌ها
۱	اخبار انجمن سرامیک ایران
۱	گزارش دهمین کنگره سرامیک ایران
۱۰	اخبار همایش‌ها
۱۰	گزارش دومین همایش و نمایشگاه صنعت دیرگداز ایران
۱۲	معرفی شرکت‌ها
۱۴	مقالات پژوهشی
۱۴	ارزیابی خواص تکنولوژیکی خاک رس ایرانی و تاثیر جایگزینی آن در فرمولاسیون چینی بهداشتی
۲۱	مقالات مروری
۲۱	بررسی اجزاء، ویژگی‌ها و کاربردهای تکنولوژی پیل‌های سوختی اکسید جامد
۳۲	شیشه- سرامیک‌های شفاف، انواع، خواص و کاربرد
۵۰	مروری بر روش‌های سنتز اکسیدهای غیراستوکیومتری تیتانیوم (ایبونکس)
۵۸	تازه‌های نشر
۵۹	معرفی پایان‌نامه‌های تحصیلات تکمیلی
۶۱	واژه‌گزینی سرامیک با همکاری فرهنگستان زبان و ادب فارسی
۶۵	لیست اعضای حقوقی انجمن سرامیک ایران
۷۲	تقویم رویدادهای سرامیک

اخبار انجمن سرامیک ایران

گزارش دهمین کنگره سرامیک ایران

دهمین کنگره سرامیک ایران در تاریخ ۱۶-۱۴ اردیبهشت ماه ۱۳۹۴ در پژوهشگاه مواد و انرژی برگزار شد. دکتر فرهاد گلستانی فرد به عنوان دبیر، دکتر محمدعلی بهره‌ور به عنوان دبیر علمی، دکتر سید محمد مهدی هادوی به عنوان دبیر کمیته برگزاری و خانم سعیده علیشاهی و دکتر علیرضا آقایی به عنوان دبیر اجرایی و دکتر مسعود محبی به عنوان دبیر کمیته امور بین‌الملل مسئولیت برگزاری کنگره را بر عهده داشتند. در مرداد ماه سال گذشته فراخوان دهمین کنگره سرامیک ایران برای دریافت چکیده مقالات به اطلاع عموم رسانده شد. در این مرحله تعداد ۳۰۰ چکیده برای دبیرخانه دهمین کنگره سرامیک ارسال شد که با توجه به داوری‌های انجام گرفته و جلسات بررسی کمیته علمی، حدود ۳۵۰ چکیده مقاله برای ارسال اصل مقاله پذیرش شد و بعد از اطلاع رسانی، نویسندگان ۲۲۰ 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 به صورت رد، پذیرش پوستر و یا پذیرش شفاهی انجام دادند.

در نهایت بر اساس نظر داوران مبنی بر ارائه شفاهی یا پوستر، ۴۵ مقاله به صورت شفاهی و ۱۰۱ مقاله به صورت 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 به صورت موازی ارائه شدند و پوسترها در سالن نمایشگاه برای مدت سه روز تا اختتامیه کنگره ارائه شدند.

برای انتخاب پوستر و ارائه برگزیده قرار شد با توزیع فرم‌های داوری بین اساتید و جمع‌بندی‌های آنها پوسترها و ارائه‌های برگزیده به دبیرخانه دهمین کنگره سرامیک ایران معرفی شود. در اینجا جا دارد از داوران محترم بخش پوستر و اساتید هماهنگ کننده به خاطر زحمات بی دریغ و صادقانه تقدیر شود. آراء پوستر برگزیده از دیدگاه داوران شمارش شد و از این میان ۵ پوستر و ۳ ارائه شفاهی برتر برگزیده شدند. در روز اختتامیه انجمن سرامیک ایران لوح تقدیر و جوایزی به این افراد برگزیده اهدا شد.

نمایشگاه

در کنار برگزاری کنگره نمایشگاهی به وسعت ۱۰۰۰ متر از محصولات و توانمندی‌های شرکت‌های فعال در زمینه سرامیک و شرکت‌های خدمات علمی برگزار شد.





شرکت‌های حاضر در نمایشگاه:

شرکت خلا پوشان فلز	صنایع الکترواپتیک صاایران
شرکت بهنجر	صنایع کاشی و سرامیک سینا
موسسه تحقیقاتی دماوند	شرکت صنعت سرام
شرکت پالس نیرو	پارک علم و فناوری خراسان-پایلوت سرامیک
شرکت آگوراتی	پژوهشگاه مواد و انرژی
شرکت صنایع چینی زرین ایران	شرکت سرمد طب
اتحادیه انجمن‌های مهندسی و علم مواد	شرکت صنایع الکترونیک شیراز
شرکت اشکان پارت آفرین	موسسه تحقیقاتی پرطاووس

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 برای در معرض دید بازدیدکنندگان گذاشتند.

کارگاه آموزشی

این کارگاه با عناوین زیر و با حضور فعال دانشجویان، کارشناسان و اساتید برگزار شد.



مدرس

Prof. Masahiro Yoshimura
National Cheng Kung University, Taiwan
Dr. Shaghayegh Ghanizadeh
Loughborough University, UK

عنوان

Modern Ceramics Science and Technology Based
upon Nanotechnology
Processing of Bulk Nanostructured Ceramics

مراسم افتتاحیه

مراسم افتتاحیه در ساعت ۹ صبح روز ۱۴ اردیبهشت با حضور تعداد زیادی از ثبت‌نام کنندگان و مدعوین در سالن شهید بیات پژوهشگاه مواد و انرژی در مشکین دشت کرج استان البرز شروع شد. ابتدا دبیر کنفرانس آقای دکتر گلستانی فرد گزارش کاملی از فعالیت‌های انجمن و این همایش به اطلاع حاضرین رساندند. ایشان در بخشی از سخنان خود هدف انجمن را از برگزاری اولین همایش بین‌المللی سرامیک‌های پیشرفته ایجاد توجه بخش سیاست‌گذاری کشور به حجم مقالات تولید شده در این بخش و صنعتی نمودن این بخش می‌باشد.



انجمن از شروع فعالیت خود هر دو سال یکبار کنگره سرامیک را برگزار کرده و هیات مدیره این دوره به این نتیجه رسیدند که برای سرامیک‌های صنعتی از جمله کاشی، چینی و دیرگداز همایش‌های جداگانه‌ای برنامه‌ریزی کنند. کنگره دهم با رویکرد سرامیک‌های پیشرفته با حضور بیش از ۱۳ چهره شاخص جهانی و ۲۰ استاد داخلی با سخنرانی‌های کلیدی برگزار شد. سپس آقای دکتر هادوی رئیس پژوهشگاه مواد و انرژی و دبیر کمیته برگزاری این نمایش ضمن خوش آمدگویی به حاضرین هدف از برگزاری این همایش را ایجاد فضایی مناسب برای تعامل و همفکری بیشتر محققان و متخصصین و آگاهی از مباحث جدید در حوزه سرامیک و تشکیل تیم‌های قدرتمند تخصصی برشمردند. سپس دکتر احمدی معاون پژوهشی وزیر علوم به ایراد سخنرانی پرداختند. دکتر احمدی گفت: سیاست کلان وزارت علوم بر این مبناست تا با توجه به تجربه گسترده در این بخش از ظرفیت‌های بالای رشته سرامیک در حوزه بومی و ارتقا سطح زندگی مردم بهره ببریم. ایشان به لزوم شکسته شدن مرز رشته‌های علمی تأیید نمودند و گفتند در این صورت است که شاهد پیشرفت رشته‌ها خواهیم بود. وی با تأیید بر اینکه انجمن سرامیک ایران تا کنون تعامل خوبی در این زمینه داشته، گفت مهم‌ترین نقش این کنگره معرفی وجه بیشتر حوزه‌های جدید و تلاش برای باز کردن مرزهای گذشته و سنتی و نیز ورود به عرضه‌های جدید است. در مراسم افتتاحیه کلیپ‌هایی انجمن سرامیک و پژوهشگاه مواد و انرژی بخش شد و جناب آقای دکتر توفیق معاون پژوهش وزیر صنعت معدن و تجارت حاضر شدند و برگزاری این همایش را فرصتی مناسب برای معرفی ظرفیت‌های علمی و تولیدی کشورمان دانستند.



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

سخنران	عنوان سخنرانی‌های خارجی	ردیف
Prof. Walter Krenkel	Structural Ceramics for High Temperature Applications	۱
Prof. Lennart Bergstrom	Colloidal Processing and Assembly of Ceramics, Nanoparticles and Inorganic-Organic Hybrids	۲
Prof. JavadMostaghimi	Plasma Spray Coating	۳
Prof. Per Nylén	Design of Thermal Barrier Coating for Gas Turbine Applications	۴
Dr. Diletta Sciti	Ultra High Temperature Ceramics for Aerospace Applications	۵
Prof. Suk-Joong L. Kang	Strategies for Suppressing Abnormal Grain Growth During Liquid Phase Sintering	۶
Dr. Mariarosa Raimondo	Utilization of Nanotechnologies to Control the Wetting Behavior of Different Kind of Substrates	۷
Dr. Hendrik Simon Cornelis Metselaar	Bioceramics for Hard Tissue Replacement	۸
Dr. Probal Kumar Das	Recent Developments on ZrB ₂ Based UHTC Composite	۹
Prof. Brian Gleeson	High Temperature Corrosion	۱۰
Dr. Partha Sarkar	Fundamental and Advanced Applications of Electrophoretic Deposition (EPD) for Ceramic Manufacturing	۱۱
Dr. Muhammet S. Toprak	Engineering Nanoceramics for Energy Applications	۱۲
Prof. Pavol Sajgalik	GB Chemistry of Si ₃ N ₄ Based Nano-Composite-Implications to Mechanical, Tribological and Chemical Properties	۱۳

سخنران	عنوان سخنرانی‌های داخلی	ردیف
دکتر مهران صولتی	3D Printing of Ceramic Scaffolds for Bone Tissue Engineering Application	۱
دکتر شکیب کاوه	Investigation of Garnet Ceramics for Light Down-Conversion	۲
دکتر محمد باوند	Recent Innovation and Development of Oxide-C Refractories in Iran	۳
دکتر بابک ریسی	Role of Double Layer Characteristics on Deposition Pattern of Ceramic Nanoparticles under AC Applied Electric Fields	۴
دکتر سیروس جوادپور	Fabrication of Thermionic Cathodes in Iran	۵
دکتر امیرعباس نوربخش	Synthesis of SiAlON by Geopolymer-Carbon(Si) and Ordered Mesoporous (Al-SBA-15)-Carbon Composites by Using CRN(SRN) Methods	۶
دکتر مهدی مظاهری	Cooking Ceramics in Seconds	۷
دکتر کاووس فلامکی	The Design, Fabrication and Operation of a Ceramic Water Nano-filtration Pilot-plant	۸
دکتر سید محمد مهدی هادوی	Production, Machining and Surface Modification of gamma-Titanium Aluminide Intermetallic	۹
دکتر مهدی قاسمی کاکرودی	Study of Densification, Microstructure and Fracture Toughness of ZrB ₂ -Based Composites Hot Pressed with Various Reinforcements	۱۰
دکتر آرمان صدقی	Recent Development of Carbon Based Materials in Iran	۱۱

ردیف	عنوان سخنرانی‌های داخلی	سخنران
۱۲	A Barrel of Oil, A Bottle of Water. The Role of Ceramic Materials in Water Purification	دکتر اسماعیل صلاحی
۱۳	A New Generation of Metal-Oxide Varistors	دکتر محمدعلی بهره‌ور
۱۴	A Review on Nano Ceramic Membranes for Water Applications	دکتر حسین سرپولکی
۱۵	Carbon Materials for Advanced Applications	دکتر علیرضا میرحبیبی
۱۶	Synthesis of ZnO Nano Powder and Manufacturing of Zinc Oxide Varistors	دکتر رسول صراف
۱۷	Development of Porous Si ₃ N ₄ via Gel-Cast Processing	دکتر فرهاد گلستانی فرد
۱۸	The Effect of Additives and Atmosphere on Synthesis and Stability of Al ₂ TiO ₅	دکتر رحیم نقی‌زاده
۱۹	A Comparison of Dense and Porous Piezoelectric Ceramic (Composition, microstructure and properties)	دکتر علی نعمتی

روز دوم کنگره با ارائه مقالات صورت گرفت که از استقبال خوبی برخوردار بود در روز سوم دکتر گلستانی فرد به همراه تعدادی از دبیران کنفرانس و اعضای هیات مدیره با اهدا تندیس از حضور فعال شرکت‌ها و در این نمایشگاه تقدیر کردند.



مراسم اختتامیه و تقدیر از بزرگان سرامیک

مراسم اختتامیه کنگره بعد از ظهر روز سوم تشکیل شد. این مراسم با کلیپ تهیه شده توسط کمیته اجرایی با مروری بر اتفاقات روی داده در سه روز کنگره آغاز شد. سپس مراسم تقدیر از ۲ نفر بزرگان علم و صنعت سرامیک کشور مهندس حسین قصابی (دانشگاه علم و صنعت ایران) و دکتر عباس کیان وش (دانشگاه تبریز) با اهدای نشان انجمن سرامیک ایران و لوح تقدیر در فضایی بسیار صمیمی انجام پذیرفت.





جایزه دکتر مارقوسیان

سپس جایزه دکتر مارقوسیان (سکه بهار آزادی) که توسط شرکت چینی زرین تقبل شده بود به همراه لوح تقدیر به یک نفر پژوهشگر جوان اهدا گردید. دکتر هادی برزگر بفرویی از دانشگاه تربیت مدرس دریافت کننده این جایزه بودند. به خانم لیلا نیکزاد با توجه به فاصله کم امتیاز با نفر اول لوح تقدیر داده شد.



اهدای جوایز به سخنرانی‌ها و پوسترهای برتر

سپس مراسم اهدای جوایز به پوسترهای برگزیده و ارائه‌های شفاهی به عمل آمد و به ۵ نفر از ارائه‌کنندگان پوستر و ۳ نفر از ارائه‌های شفاهی به انتخاب داوران لوح تقدیر و جوایزی در مراسم تقدیم شد.



اسامی نویسندگان پوستر و ارایه دهندگان برتر به همراه موضوعات آنها در جدول های زیر آمده است :

اسامی پوسترهای برگزیده

ردیف	نام ارائه دهنده	عنوان	همکاران
۱	فاطمه دبیر	Synthesis and electrical properties evaluation of three dimensional graphene	R. Sarraf- Mamoory, N. Riahi-Noori, M. Loeblein and E. Hang Tong Teo
۲	سعید باستانی	Investigation of hydrothermal time and temperature on upconversion emissions and property of NaYF ₄ : Yb ³⁺ , Tm ³⁺ +nanoparticles	M. Kaviani Darani, M. Ghahari and P. Kardar
۳	مریم حسین علی نژاد	Wear properties of mechanically alloyed and hot-pressed Al ₂ O ₃ -Al nanocomposite	M. M. Mohebi, S. Baghshahi and M. Emami
۴	ندا رمضان نژاد	Enhancements of corrosion behavior and bioactivity in HA-TiO ₂ nanostructured composite coatings fabricated by electrophoretic deposition	H. R. Farnoush and P. Eshghinejad
۵	امید بهمن دهکردی	Interfacial phenomena in TLP bonding of Al ₂ O ₃ using a Bi ₂ O ₃ interlayer	A. M. Hadian

اسامی ارائه دهندگان شفاهی برگزیده

همکاران	عنوان	نام ارائه دهنده	
MansoorKeyanpour-Rad, Amir Maghsoudipour, Gyeong Man Choi	Effect of Rhodium Infiltration on the Microstructure and Performance of Ni/Ce _{0.8} Gd _{0.2} O ₂ - δ Cermet Anode for Low Temperature Solid Oxide Fuel Cell	فاطمه سادات ترک نیک	۱
FarhadGolestanifard, Hasan Saghafian, NastaranBarati, AmirhosseinKhanahmadi	Investigation of hydrothermal time and temperature on upconversion emissions and property of NaYF ₄ : Yb ³⁺ , Tm ³⁺ +nanoparticles	منصور مومنی	۲
B. EftekhariYekta, J. Javadpour, A. Youssefi, T.S. Jafarzadeh, M. Mehrju	COMPARATIVE EVALUATION of CRYSTALLIZATION BEHAVIOR, MICROSTRUCTURE PROPERTIES and BIOCOMPATIBILITY of FLUORAPATITE-MULLITE GLASS-CERAMICS	سحر ملازاده بیدختی	۳

اختتامیه

در پایان مراسم از عوامل اجرایی تقدیر و تشکر شد. تیم اجرایی این کنگره متشکل از حدود ۳۰ نفر از اساتید و دانشجویان بودند که 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.



اخبار همایش‌ها:

گزارش دومین همایش و نمایشگاه صنعت دیرگداز ایران

دومین همایش صنعت دیرگداز ایران در ۳۰-۲۸ اردیبهشت ۱۳۹۴ در پژوهشگاه نیرو تهران برگزار شد. برگزار کننده این همایش انجمن صنفی کارفرمایی صنعت نسوز کشور با همکاری انجمن سرامیک ایران و خانه معدن ایران و با حمایت وزارت صنعت، معدن و تجارت و همچنین سازمان توسعه و نوسازی معادن و صنایع معدنی ایران-ایمیدرو بود. این همایش با انگیزه آشنایی متولیان، دست اندرکاران، تولیدکنندگان و مصرف کنندگان حوزه مواد دیرگداز برگزار شد.

نمایشگاه جانبی این همایش فرصتی مغتنم را برای معرفی هرچه بهتر توانمندی‌های ملی و آشنایی با فن‌آوری‌های نوین بین‌المللی فراهم ساخت که زمینه را برای ارتقای توان تولید داخلی و رونق فضای کسب و کار در این حوزه را بوجود آورد.

محورهای همایش:

- چالش‌های اقتصادی و بازار
- مواد اولیه
- تکنولوژی تولید و توسعه
- کاربردها
- مهندسی، نصب و بازرسی
- خوردگی و فرسایش
- دانش پایه دیرگداز
- طراحی و شبیه سازی
- آموزش و پژوهش
- انرژی و محیط زیست

در این همایش دکتر مهدی کرباسیان (ریاست هیات عامل سازمان توسعه و نوسازی معادن و صنایع معدنی ایران-ایمیدرو) به‌عنوان رییس افتخاری همایش، علی حسین زاویه (دبیر انجمن صنفی کارفرمایی صنعت مواد نسوز کشور)، مهندس سیروس روشنفکر (مدیرعامل شرکت تجهیز مواد پیشگام) به‌عنوان دبیر همایش و دکتر حسین سرپولکی (عضو هیات علمی دانشگاه علم و صنعت ایران) و اصغر مبلغ (مدیر فنی شرکت نسوزین) به‌عنوان دبیر علمی و علیرضا باقری (مدیر عامل شرکت تهیه و تولید مواد نسوز کشور) به‌عنوان دبیر اجرایی و دکتر فرهاد گلستانی‌فرد (عضو هیات علمی دانشگاه علم و صنعت) به‌عنوان دبیر روابط بین‌الملل فعالیت داشتند.

همایش با سخنرانی مهندس روشنفکر، دکتر گلستانی‌فرد و دکتر سرپولکی افتتاح شد. مهندس روشنفکر ضمن خوش آمدگویی سخنرانی کوتاه و مختصری کردند و یک‌سری مسائل را مانند روند توسعه صنعت دیرگداز ایران و چالش‌های آتی آن مورد تاکید قرار دادند.

بعد از مراسم افتتاحیه در طی دو روز سخنران‌های مدعو داخلی و بین‌المللی با ارایه موضوعات خود سخنرانی کردند. این همایش ۷۵۰ نفر شرکت کننده داشت که ۱۸۰ نفر در کارگاه‌های آموزشی تخصصی با موضوعات زیر شرکت کردند.

- مفاهیم جدید نسوزکاری پاتیل فولاد
- نکات کلیدی در ساخت جرم‌های پیشرفته مورد استفاده در تولید فولاد
- پیشرفت‌های جدید در کاربرد دیرگدازها

در مراسم اختتامیه مهندس زاویه ضمن تشکر از حضور شرکت‌کنندگان امیدواری خود را برای اجرای توصیه‌های شرکت‌کنندگان و همکاری شرکت‌های خارجی با شرکت‌های داخلی بیان کردند و از دبیر اجرایی و دبیر علمی تشکر کردند. حاضرین بعد از سخنرانی‌ها در مراسم اختتامیه و هم‌اندیشی و اهداء جوایز شرکت کردند.

شرکت فرآورده‌های نسوز آذر (سهامی عام)
Azar Refractories Co.

نوآوردی تولید کیفی اعتبار جهانی




Azar Refractories Co.

- انواع آجرهای نسوز شاموتی و آلومینایی
- انواع آجرهای دولومیتی پک باند ورزین باند تمپر شده
- انواع آجرهای منیزیتی، منیزیت گرافیت، منیزیت کرومیت و منیزیت اسپینل
- انواع آجرهای دریچه کشویی منیزیتی و آلومینایی
- انواع ملات‌ها و جرم‌های آلومینایی، منیزیتی و دولومیتی
- انواع جرم‌های ریختنی، کوبیدنی و پاشیدنی کوره بلند
- دولومیت کلسینه
- آهک صنعتی




www.Azarref.ir

شرکت فرآورده‌های نسوز آذر بزرگترین تولید کننده مواد نسوز و تنها تولید کننده محصولات دولومیتی در ایران با ظرفیت تولید سالانه ۱۲۰۰۰۰ تن انواع محصولات نسوز (شکل دارویی شکل) در سال ۱۳۷۱ تاسیس شده و با برخورداری از مرکز تحقیقات و آزمایشگاه و کارخانه‌های تولیدی مستقر در ذوب آهن و منطقه صنعتی فولاد و با بهره‌گیری از توان علمی و فنی کارشناسان خود اقدام به تولید محصولاتی چون انواع آجرهای شاموتی و آلومینایی، انواع آجرهای دولومیتی پک باند، انواع آجرهای منیزیتی، منیزیت گرافیت، منیزیت کرومیت، منیزیت اسپینل و AMC، انواع دریچه‌های کشویی منیزیتی و آلومینا گرافیتی، انواع جرم‌های ریختنی، کوبیدنی و پاشیدنی کوره بلند (تحت لیسانس شرکت چوسان کره جنوبی) نموده است.

تلفن فروش ۵-۲۷۳۴ - ۵۲۳۵ - ۰۳۱

دورنگار فروش ۲۷۵۹ - ۵۲۳۵ - ۰۳۱

تلفن روابط عمومی ۲۷۵۲ - ۵۲۳۵ - ۰۳۱

کد پستی ۸۴۷۷۱۴۷۱۶۱

www.Azarref.ir

info@Azarref.ir

همانگ کننده: آقای مهندس تسلیمی ۰۹۱۳۱۱۷۰۲۱۶

معرفی شرکت‌ها:

شرکت فرآورده‌های نسوز آذرخش



آقای مهندس وجدانی

رئیس هیات مدیره شرکت
فرآورده‌های نسوز آذرخش

آقای مهندس وجدانی لطفاً مختصری راجع به سوابق تحصیلی و کاری خود بیان کنید.
آقای مهندس محمدرضا وجدانی فارغ تحصیل رشته مهندسی مکانیک از دانشکده فنی دانشگاه تهران می‌باشند و از سال ۱۳۷۷ مدیر عامل شرکت فرآورده‌های نسوز آذرخش و هم‌اکنون بعنوان رئیس هیئت مدیره این شرکت هستند.

لطفاً تاریخچه تاسیس و اهداف شرکت نسوز آذرخش را شرح دهید.

شرکت فرآورده‌های نسوز آذرخش سال ۱۳۷۷ تاسیس و از سال ۱۳۷۹ فعالیت تولیدی خود را در شهرک صنعتی مشهد آغاز نموده است. این شرکت تولید کننده انواع جرم‌ها، ملات و آجرهای نسوز است.

شرکت شما چه فرآورده‌هایی تولید می‌کند و از نظر کمی و کیفی از چه جایگاهی برخوردارید.

محصولات تولیدی این شرکت بشرح ذیل می‌باشد.

- تولید انواع آجرهای شاموتی و آلومینی با اشکال مختلف و متنوع از ۴۰ تا ۸۰٪ آلومین و با دانسیته ۲ تا ۲/۷ گرم بر سانتیمتر مکعب با ظرفیت اسمی ۴۵۰۰ تن در سال
- انواع آجرهای سبک رده ۲۳ و ۲۶ و ۲۸ و ۳۰ و ۳۲ بطور کلی آجرهای سبک با دانسیته ۰/۸ تا ۱/۴ گرم بر سانتیمتر مکعب با آلومین ۴۰٪ تا ۹۰٪ با ظرفیت اسمی ۱۹۰۰ تن در سال
- انواع جرم‌های ریختنی و سبک و سنگین از ۴۰٪ تا ۹۴٪ آلومین با ظرفیت اسمی ۵۰۰۰ تن در سال
- انواع ملات‌های شاموتی و آلومینی مطابق با آجرهای تولیدی با ظرفیت اسمی ۲۰۰۰ تن در سال

راهکارهای شرکت آذرخش برای رقابت در عرصه**فرآورده‌های دیرگداز چیست.**

سعی در کیفیت بهتر و قیمت کمتر

آخرین پروژه شما در حوزه محصولات یا تکنولوژی**دیرگدازها چیست.**

- تولید آجرهای سبک با $Al_2O_3 = 70\%$ تا $Al_2O_3 = 90\%$

با دانسیته ۰/۹ تا ۱/۲ گرم بر سانتی متر مکعب برای اولین بار در کشور

- تولید آجرهای ضد اسید با تخلخل کمتر از ۳٪ و کسر جرم معادل صفر بعد از ۴۸ ساعت غرق در اسید سولفوریک و اسید کلرید ریک
- شروع به تحقیق روی آجرهای آلومینا، کربن، منیزیت



برای آینده شرکت چه برنامه‌هایی دارید و آیا در زمینه صادرات فعالیت می‌کنید.

با توجه به نرخ تمام شده محصولات نسبت به مشابه خارجی خود در صورت کیفیت مناسب امکان حضور قوی در خارج از مرزها موجود می‌باشد. برای رسیدن به این منظور کار روی بهبود کیفیت را آغاز نموده‌ایم



به نظر جنابعالی بهترین خدمتی که نشریه انجمن سرامیک می‌تواند به خوانندگان خود و صنعت ارایه کند چه می‌باشد.

ارایه آخرین مطالب و تحقیقات روز دنیا، پلی بین تولید کننده داخلی و مراکز علمی و تولیدی خارج از کشور، پلی بین جوامع دانشگاهی و علمی داخلی با تولید کنندگان و معرفی واحدهای تولید کننده داخلی و خارجی

در خاتمه ضمن تشکر از وقتی که در اختیار نشریه قرار دادید اگر مطلب ناگفته‌ای مانده است بیان فرمایید.

فعالیت شما در راستای اهداف عالی دانش و صنعت ارج نهاده و سپاسگزاری خود را اعلام می‌کنیم.

ارزیابی خواص تکنولوژیکی خاک رس ایرانی و تاثیر جایگزینی آن در فرمولاسیون چینی بهداشتی

محمدصادق عبدی مقصدلو، سکینه خواجهوی

گروه مواد و متالورژی، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه ملایر



مهندس محمدصادق عبدی مقصدلو مولف اصلی این مقاله، عضو هیات علمی دانشگاه ملایر می باشد.

msabdlim@gmail.com

چکیده: رس یک نوع خاک ریزدانه با پلاستیسیته و استحکام خام نسبتاً بالاست که به میزان زیادی در تولید بدنه‌های مختلف سرامیکی بویژه چینی بهداشتی بکار می‌رود. در سالهای اخیر معادن رسی جدیدی در منطقه لوشان گیلان کشف شده که از پتاسیل خوبی برای ساخت قطعات سرامیکی برخوردار هستند. جهت تعیین مشخصات تکنولوژیکی خاک‌های مذکور و همچنین تعیین کاربری آنها در صنایع سرامیک بویژه چینی بهداشتی، یک نمونه شاخص با کد L.N از معادن مذکور انتخاب شده و تحت آزمون‌های مختلف آزمایشگاهی قرار گرفت. در ادامه با استخراج یک فرمولاسیون چینی بهداشتی پایه، رس ایرانی L.N و بال کلی WBB هر یک بطور جداگانه و به میزان ۱۰ تا ۲۵ درصد با گام‌های ۵ درصد جایگزین مواد پلاستیک استفاده شده در این فرمولاسیون شد. ارزیابی خواص تکنولوژیکی نمونه‌های ساخته شده در این بررسی نشان داد که میزان استحکام خام و خشک چینی‌های ساخته شده با رس ایرانی کمتر از بدنه‌های ساخته شده با بال کلی WBB می‌باشند. همچنین استحکام و درصد انقباض پخت بدنه‌های مذکور بیشتر از نمونه‌هایی است که با بال کلی WBB ساخته شده بودند. بررسی پارامترهای تولید در صنایع چینی بهداشتی نشان می‌دهد که حداکثر ۱۵ درصد رس ایرانی را می‌توان جایگزین رس پلاستیک در فرمولاسیون چینی بهداشتی پایه کرد بگونه‌ای که خواص بدنه حاصل در حین شکل‌دهی و پخت حفظ گردد.

کلمات کلیدی: خاک رس ایرانی، خواص تکنولوژیکی، چینی بهداشتی، بال کلی WBB

۱- مقدمه

چینی بهداشتی جزء بدنه‌هایی است که رنگ سفید بعد از پخت برای آن چندان حائز اهمیت نیست، چرا که این بدنه‌ها با انگوب و لعاب اپک تولید می‌شوند و رنگ بدنه در زیبایی ظاهری آن تاثیر نامطلوب چندانی ندارد. بدنه‌های چینی بهداشتی جزء پرسلان‌های زجاجی با جذب آب کمتر از ۲ درصد طبقه بندی شده که بطور معمول از تلفیق ۲۵٪ فلدسپار، ۲۵٪ کوارتز و ۵۰٪ مخلوط رس‌های پلاستیک با خواص تکنولوژیکی خاص تولید می‌شوند. در این فرمولاسیون برای تامین استحکام خام و ایجاد رفتار رئولوژیکی خاص در دوغاب بدنه، معمولاً بخشی از این رس را با بال کلی تامین می‌کنند [۱-۳]. مواد اولیه تشکیل دهنده ترکیب پس از انتخاب، دانه بندی شده و بر اساس فرمولاسیون پیشنهادی توزین و با یکدیگر مخلوط می‌شوند و برای رسیدن به همگنی فیزیکی و شیمیایی بالا بصورت تر آسیاب می‌شوند. در ادامه روند تولید با افزودن مواد روانساز و تنظیم و کنترل خواص رئولوژیکی دوغاب حاصل، فرایند ساخت قطعات با روش ریخته‌گری تحت فشار آغاز شده و در نهایت این قطعات پس از گذر از مرحله خشک شدن در محدوده دمای ۱۲۰۰ درجه‌ی سانتیگراد یا کمی بالاتر از آن پخت و متراکم می‌شوند [۴].

برای شکل‌دهی و تولید موفق بدنه‌ها گنجانیدن مواد پلاستیک در ترکیب اولیه بدنه چینی الزامی می‌باشد. همچنین استفاده از مواد اولیه با انقباض کم مثل مواد غیر پلاستیک کوارتز یا فلینت یا شاموت در فرمولاسیون بدنه‌های سنتی جهت کنترل فرایند خشک و پخت و در نتیجه تولید قطعات سالم ضرورت دارد. زیتترینگ و تراکم مناسب بدنه در دماهای پایین‌تر جزء موارد مهم دیگری است که در سرامیک‌های سنتی با انتخاب دقیق مواد اولیه و رعایت نسبت اجزای تشکیل دهنده فرمولاسیون محقق می‌گردد. در برخی از اوقات نیز افزودن گدازآورهایی مثل فلدسپات و نفلین

سیانیت و ریزدانه کردن مواد اولیه و رعایت توزیع اندازه ذرات می‌تواند شرایط مساعدی را برای زینترینگ بهتر بدنه بوجود آورد [۵ و ۳]. مواد رسی یا بطور کلی مواد پلاستیک جزء اصلی بدنه چینی بهداشتی را تشکیل داده و خواص کلی بدنه را در خلال مراحل آماده سازی، دوغاب پذیری، ریخته‌گری و مراحل بعد از آن تحت تاثیر خود قرار می‌دهد. بال کلی‌ها از نوع رس‌های کائولینیتی ریزدانه می‌باشند که به‌مراه آن معمولاً کوارتز و کانی‌های میکا بصورت ناخالصی تشکیل می‌شوند. کانی‌های میکای موجود در بال کلی‌ها و ناخالصی‌های همراه آن بعنوان مواد گدازآور عمل کرده و باعث کاهش دیرگدازی آن می‌شوند. حضور ناخالصی‌هایی متنوعی از قبیل مواد آلی، کانی‌های مونت موری لونیتی، ترکیبات آهن، تیتان، نمک‌های محلول و ... در معادن بال کلی بیشتر از معادن کائولن هستند و بدین علت هم رفتار تکنولوژیکی متنوعی از بال کلی‌ها مشاهده می‌شود [۲-۴]. مواد آلی موجود در این دسته از مواد با تشکیل کلویدهای حفاظتی باعث تسهیل فرایند ریخته‌گری و بهبود پایداری و روانی بیشتر دوغاب شده و همچنین موجب افزایش پلاستیسیته و مقاومت خشک مواد رسی می‌شوند، با این وجود حضور این مواد در هنگام پخت باعث بروز مشکلاتی مثل ایجاد لکه‌های سیاه رنگ در سطح بدنه چینی می‌شود. مونت موری لونیت‌ها نیز همانند مواد آلی باعث افزایش پلاستیسیته و استحکام خام بال کلی‌ها می‌شوند، در حالیکه آهن موجود در ساختار این مواد بر رنگ بعد از پخت قطعات تاثیر گذاشته و بعضاً هم مشکلاتی را در فرایند ریخته‌گری دوغابی فرآورده‌ها ایجاد می‌کند. بطور معمول هرگاه مجموع تیتان و اکسید آهن در خاک رسی بیشتر از ۲ درصد باشد رنگ بعد از پخت آن خاک متمایل به رنگ‌های تیره خواهد شد [۶]. پلاستیسیته و مقاومت خشک زیاد و ایجاد خواص رئولوژیکی مناسب در دوغاب و افزایش سرعت ریخته‌گری قطعات از طریق افزایش تیکسوتروپی و جدایش بهتر نمونه از قالب از جمله امتیازات مهم مصرف بال کلی‌ها در ساخت قطعات چینی بوده و رنگ تیره بعد از پخت و دیرگدازی کم آنها از نقایص عمده مصارف بال کلی در فرمولاسیون بدنه است که در برخی اوقات پایین بودن دیرگدازی آن جزء می‌تواند به دفرمه شدن چینی بهداشتی در روند پخت منجر گردد [۷].

فاکتورهایی از قبیل متوسط اندازه ذرات، نوع و میزان مینرال‌های تشکیل دهنده هر رس و اکسیدهای ناخالص همراه آن می‌تواند در تعیین خواص تکنولوژیکی و در نتیجه در تعیین کاربری مواد رسی در صنایع سرامیک بسیار تاثیرگذار باشند. معادن خاک رس فراوانی در سرتاسر کشور وجود داشته و در حال حاضر نیز در صنایع سرامیک بطور گسترده استفاده می‌شوند، با این وجود اطلاعات تکنولوژیکی کمی از معادن مذکور در متون علمی ثبت شده است. همچنین در سال‌های اخیر نیز معادن رسی جدیدی در منطقه لوشان گیلان کشف شده که پتانسیل خوبی برای تولید بدنه‌های سرامیکی دارند. بنابراین در این مقاله هدف ارزیابی خواص تکنولوژیکی خاک‌های مذکور از دیدگاه مهندسی سرامیک است که با انتخاب نمونه شاخص از معادن فوق و بکارگیری آن در فرمولاسیون چینی بهداشتی این هدف دنبال می‌شود.

۲- فعالیت‌های تجربی

آنالیز شیمیایی خاک رس ایرانی LN و سایر مواد اولیه‌ای که در ساخت بدنه چینی بکار رفته‌اند در جدول ۱ ارائه شده است. خواص تکنولوژیکی خاک رس ایرانی و بال کلی WBB با تعیین فاکتورهایی از قبیل انقباض تر به خشک و خشک به پخت، استحکام خام، خشک و پخت، رنگ قبل و بعد از پخت، پلاستیسیته، درصد آب کارپذیری، درصد مواد فرار اندازه‌گیری و بررسی شد [۱۰، ۱۲]. فرمولاسیون چینی بهداشتی پایه از مقاله [۸] استخراج و با تلفیق ۵۵ درصد وزنی کائولن زتلیتز، ۲۵ درصد وزنی سیلیس ستران، ۱۵ درصد وزنی فلدسپار پتاسیک ملایر ساخته شد. بکارگیری فلدسپار پتاسیک در فرمولاسیون چینی بهداشتی موجب وسیع‌تر شدن محدوده پخت بدنه و در نتیجه احتمال دفرمه شدن آن در خلال پخت کم می‌شود [۱۷]. مواد اولیه فوق با کمک آسیاب میکرونیزه شده و با عبور از مش ۲۲۰ و مطابق فرمولاسیون پایه توزین شده و با ۵۰ گرم آب به ازای هر صد گرم بیج خشک مواد مخلوط شده و بمدت ۲ ساعت آسیاب شدند. دوغاب حاصل در این مرحله بر روی لوح گچی ریخته شد تا آب آن جذب شود. کیک حاصل در این مرحله در دمای ۱۱۰ درجه سانتیگراد و بمدت زمان ۲۴ ساعت خشک گردید تا پس از عبور از الک ۲۲۰ برای استفاده در گام‌های بعدی آماده گردد. از روانسازهای صنعتی و ارزان قیمتی مثل تری پلی فسفات سدیم (TPP) و سیلیکات سدیم و سود سوزآور در تهیه بدنه چینی بهداشتی استفاده می‌شود [۹] که در این مقاله تنها نتایج مربوط به سیلیکات سدیم بررسی و ارائه می‌شود. جهت تعیین مقدار بهینه این روانساز، سیلیکات سدیم با درصدهای وزنی ۱/، ۱۵/، ۲/، ۳/، ۴/ و ۵/، به مخلوط ۳۳/۶ درصد آب و ۱۰۰ گرم فرمولاسیون خشک بدنه فرآوری شده اضافه گردید. با کمک ویسکوزیتر ریزشی با محفظه ۱۰۰ سی‌سی و قطر سوراخ ۴ میلی‌متر و با ثبت و ترسیم زمان‌های ریزش دوغاب‌های حاصل، مقدار بهینه روانساز تعیین

شد. در ادامه برای تعیین میزان مصرف رس ایرانی LN و بال کلی WBB، ابتدا دوغاب چینی با روانساز بهینه و نسبت مواد جامد به آب ثابت ساخته شد و در ادامه با رعایت ثابت بودن میزان ماده جامد در دوغاب و میزان روانساز بهینه، هریک از این خاک‌ها بطور جداگانه به تدریج و با گام‌های ۵ درصد به دوغاب فرآوری شده اضافه گردید.

جدول ۱- آنالیز شیمیایی مواد اولیه مصرفی

مواد اولیه	L.O.I	Na ₂ O	K ₂ O	TiO ₂	Fe ₂ O ₃	CaO	MgO	Al ₂ O ₃	SiO ₂
بال کلی WBB	۱۰/۵	۰/۳	۲/۱	۱/۲	۱	۰/۱	۰/۳	۳۰/۷	۵۳/۸
رس ایرانی LN	۸/۷۶	۵/۸۲		۲/۰۳	۱/۱		۱/۰۱	۲۹/۲۸	۵۲/۲۲
کائولن زدلیتز	۱۲/۱	۱/۱۱		۰/۲	۰/۸۳	۰/۶۵	۰/۲۴	۳۷	۴۷/۳۵
فلدسپار SF20	۰/۶	۳/۷۹	۵/۷۱	-	۰/۲۲	۰/۶۶	-	۱۴/۱۲	۷۴/۴۲
سیلیس ستیران	۱/۰۵	-	-	-	۰/۰۲۵	-	-	۱/۲۵	۹۷/۷۲

با تعیین میزان وزن لیتر، سرعت ریخته‌گری و خواص جدایش از قالب و پارامترهایی مثل انقباض خشک و پخت و استحکام خام، خشک و پخت، میزان بهینه هر یک از خاک‌ها در بدنه چینی پایه تخمین زده شد [۱۳، ۱۱]. برای ارزیابی سرعت ریخته‌گری قطعات، دوغاب‌های مختلفی با رعایت نسبت ثابت مواد جامد و روانساز بهینه و با افزودن رس ایرانی LN و یا با بال کلی WBB ساخته شد و در قالب‌های گچی تهیه شده با نسبت گچ به آب ۰/۷۵ ریخته‌گری شدند. در این آزمون مدت زمان لازم برای رسیدن به ضخامت ۵ میلیمتر برای هریک دوغاب‌ها معیار سنجش سرعت ریخته‌گری قرار گرفت. میزان آب کارپذیری و پلاستیسیته هر کدام از خاک‌ها با آزمون ففکورون و با رعایت ارتفاع ثانویه ۱۶ میلیمتر تعیین شد [۱۷، ۹]. در این مطالعه جهت ارزیابی خواص پخت، بدنه‌های چینی ریخته‌گری شده، بمدت زمان ۲۴ ساعت در ۱۱۰ درجه سانتیگراد خشک شده و در نهایت بمدت ۲ ساعت در دمای ۱۲۳۰ درجه سانتیگراد زینتر و متراکم شدند. در این مقاله از کد B۰ برای معرفی بدنه چینی پایه و از کدهای BLN و BWB به ترتیب برای نامگذاری چینی‌های ساخته شده با رس ایرانی LN و بال کلی WBB استفاده گردید. اعداد قید شده در جلوی این کدها میزان جایگزینی انجام شده از هر یک از خاک‌ها را در فرمولاسیون چینی پایه نشان می‌دهد.

۳- نتایج و بحث

مشخصات تکنولوژیکی رس ایرانی LN و بال کلی WBB در جدول ۲ ارائه شده است. همانطور که مشخص است، میزان پلاستیسیته و مقادیر انقباض خشک، پخت و در نهایت انقباض کل بال کلی WBB بیشتر از رس ایرانی LN می‌باشد. زیاد بودن پلاستیسیته و انقباض خشک بال کلی WBB را می‌توان به ریزدانه بودن اندازه ذرات بال کلی WBB و زیاد بودن مینرال‌های رسی آن ذخیره نسبت داد. احتمالاً وجود مینرال‌های غیر پلاستیک در رس ایرانی LN و یا نوع مینرال‌های رسی حاکم در آن باعث تضعیف این بخش از خواص آن در مقایسه با رس WBB شده است، اما با این وجود این خواص از نظر صنعتی در حد قابل قبولی می‌باشند [۱۷]. بررسی اعداد پلاستیسیته و درصد آب کارپذیری خاک مذکور نشان می‌دهد که برای رسیدن به یک ترکیب با پلاستیسیته مشابه، بال کلی WBB در مقایسه با رس ایرانی LN به آب بیشتری نیاز دارد. نتایج پلاستیسیته بال کلی WBB با مقادیر استحکام خام و انقباض خشک زیاد این نمونه همخوانی داشته و این نتایج را توجیه می‌کند. رنگ پس از پخت هر دو نمونه نشان می‌دهد که رنگ بال کلی WBB فرآوری شده سفیده بوده و روشن‌تر از خاک رس ایرانی است این در حالی است که آنالیز شیمیایی این دو خاک مطابق جدول (۱) بسیار شبیه هم بوده و تنها تفاوت جزئی آنها در میزان اکسید تیتانیوم است که در خاک رس ایرانی میزان آن یک درصد بیشتر است. رنگ رس ایرانی LN در حالت خام سیاه بوده که علت آن را می‌توان به حضور مواد آلی نسبت داد و همانطوریکه در جدول (۲) نیز قید شده رنگ سیاه نمونه بعد از پخت به رنگ آجری تبدیل می‌شود. علت این تغییرات را می‌توان به حضور مواد آلی بویژه منابع کربنی و از بین رفتن آنها در حین حرارت دهی نسبت داد [۱۷]. تعیین پرت حرارتی یا همان L.O.I، یک راه تقریبی ولی ارزان قیمت برای تشخیص نوع و میزان مینرال‌های رسی هر ذخیره معدنی

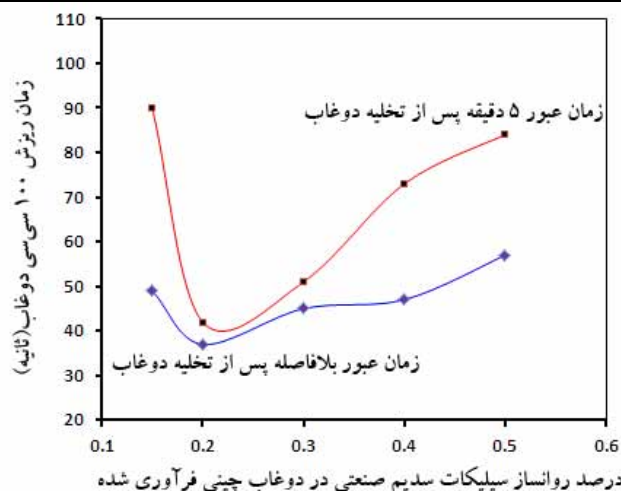
می‌باشد [۱۱]. خروج آب ساختاری کائولینت در آزمون پرت حرارتی، کاهش وزنی در حدود ۹۵/۱۳ درصد ایجاد می‌کند و بنا بر مستندات موجود، هر ماده رسی که میزان پرت آن نزدیک به این عدد باشد از درجه خلوص بالایی برخوردار است مشروط بر آنکه سایر مواد ناخالص همراه رس در حین حرارت دهی تجزیه نشده یا کاهش وزنی از خود نشان ندهند و یا اینکه این مواد بصورت مواد آلی کربنی نباشند که در آزمون پرت حرارتی سوخته و از بین بروند [۱۷]. مقایسه پرت حرارتی هر دو نمونه در جدول (۲) و تغییر رنگ زیاد خاک رس ایرانی و مقایسه نتایج دیگر مثل فاکتور پلاستیسیته نشان می‌دهد که این ذخیره علاوه بر مینرال رسی از مواد آلی زیادی هم تشکیل شده که پس از حرارت دهی در دمای ۱۰۸۰ درجه سانتیگراد کاهش وزنی در حدود ۱۱/۳۹ درصد ایجاد می‌کند.

بررسی خواص تکنولوژیکی رس ایرانی LN و مقایسه این خواص با بال کلی WBB فرآوری شده نشان می‌دهد که این معادن از مزایای نسبی قابل قبولی برای تولید فرآورده‌های سرامیکی برخوردار هستند که در ادامه این مطالعه به ارزیابی و تخمین مصرف این ذخیره در بدنه چینی بهداشتی پرداخته می‌شود. بدین منظور فرمولاسیون چینی پایه با سیلیکات سدیم صنعتی روانسازی شد که نتایج آن در شکل (۱) ارائه شده است. مطابق این شکل میزان درصد بهینه روانساز مصرفی در این بدنه برابر با ۰/۲ درصد است که در این حالت بیشترین روانی و کمترین تیکسوتروپی برای دوغاب بدست می‌آید. نمونه‌های ساخته شده با ۰/۱ درصد سیلیکات سدیم بعلت تیکسوتروپی شدید از محفظه ویسکوزیتر ریزشی تخلیه نشدند.

یکی دیگر از پارامترهای مطرح در صنایع چینی بهداشتی استفاده از دوغابی است که وزن یک لیتر از آن برحسب گرم در محدوده مجاز ۱۷۵۰-۱۸۲۰ gr/lit قرارگیرد [۱۴]. آنچه از افزودن مواد رسی ریزدانه بال کلی WBB و رس ایرانی LN در فرمولاسیون چینی پایه انتظار می‌رود این است که این مواد با برهم زدن توزیع اندازه ذرات و افزایش دادن تراکم دوغاب و با حفظ فاکتور روانی و ویسکوزیته، وزن لیتر دوغاب را تا حد قابل قبولی افزایش دهند.

جدول ۲- مشخصات تکنولوژیکی خاک رس ایرانی و بال کلی WBB

کد نمونه	رنگ بعد از پخت	رنگ بعد از خشک	رنگ خام	عدد پلاستیسیته کارپذیری	درصد آب کل	درصد انقباض پخت خشک	پرت حرارتی در دمای (۱۰۸۰ °C)
بال کلی WBB	سفید	خاکستری روشن	خاکستری	۴۲/۹	۴۱/۶۵	۶/۲۲	۱۰/۵
رس ایرانی LN	آجری	خاکستری تیره	سیاه	۳۱/۳۹	۳۰/۵۷	۲/۲۵	۱۱/۳۹



شکل ۱- روانسازی بدنه چینی پایه با سیلیکات سدیم

مطابق جدول ۳، افزودن این مواد در محدوده ۱۰ الی ۱۵ درصد بجای کائولن زدلیتیز موجب افزایش وزن لیتر دوغاب شده و با گذر از این محدوده میزان این پارامتر کاهش می‌یابد. در محدوده ۱۰ الی ۱۵ درصد، میزان مصرف رس ایرانی LN در فرمولاسیون دوغاب پایه بیشتر از بال کلی WBB است که علت این امر را می‌توان در درشت بودن اندازه ذرات آن بررسی کرد. همچنین نتایج ارائه شده در جدول (۳) نشان می‌دهد که خاک رس ایرانی را می‌توان حتی بمیزان ۲۰ درصد جایگزین کائولن کرد بدون اینکه تغییرات گسترده‌ای در میزان روانی و سیالیت دوغاب فرآوری شده ایجاد شود.

جدول ۳- اثر افزودن خاک رس ایرانی LN و بال کلی WBB بر وزن لیتر دوغاب‌های ساخته شده

کد نمونه	B _{LN25}	B _{WB25}	B _{LN20}	B _{WB20}	B _{LN15}	B _{WB15}	B _{LN10}	B _{WB10}	B ₀
وزن لیتر (گرم بر لیتر)	۱۷۴۰	۱۷۱۰	۱۷۹۵	۱۷۳۲	۱۸۱۵	۱۷۷۴	۱۸۵۰	۱۸۳۰	۱۷۴۵

زمان ریخته‌گری یکی از فاکتورهای بسیار مهم تولید چینی بهداشتی است که بر روی راندمان تولید و استفاده مجدد از قالب‌های ریخته‌گری تاثیر می‌گذارد. بهینه بودن این زمان در فرایند تولید هر بدنه‌ای ضروری می‌باشد. طولانی بودن این زمان باعث هدر رفتن وقت و کاهش سرعت تولید شده و حداقل بودن این زمان، کنترل شرایط تولید بدنه را مشکل می‌کند [۱۵]. جدول (۴) مدت زمان لازم برای رسیدن به بدنه‌ای با ضخامت ۵ میلی‌متر برای بدنه‌های ساخته شده در این بررسی را نشان می‌دهد.

جدول ۴- اثر افزودن رس ایرانی LN و بال کلی WBB بر مدت زمان لازم برای ریخته‌گری بدنه‌ی با ضخامت ۵ میلی‌متر

کد نمونه	B _{LN25}	B _{WB25}	B _{LN20}	B _{WB20}	B _{LN15}	B _{WB15}	B _{LN10}	B _{WB10}	B ₀
مدت زمان ریخته‌گری (ثانیه)	۰	۱۷	۰	۴۹	۱۰	۶۲	۳۰	۲۵	۴۸

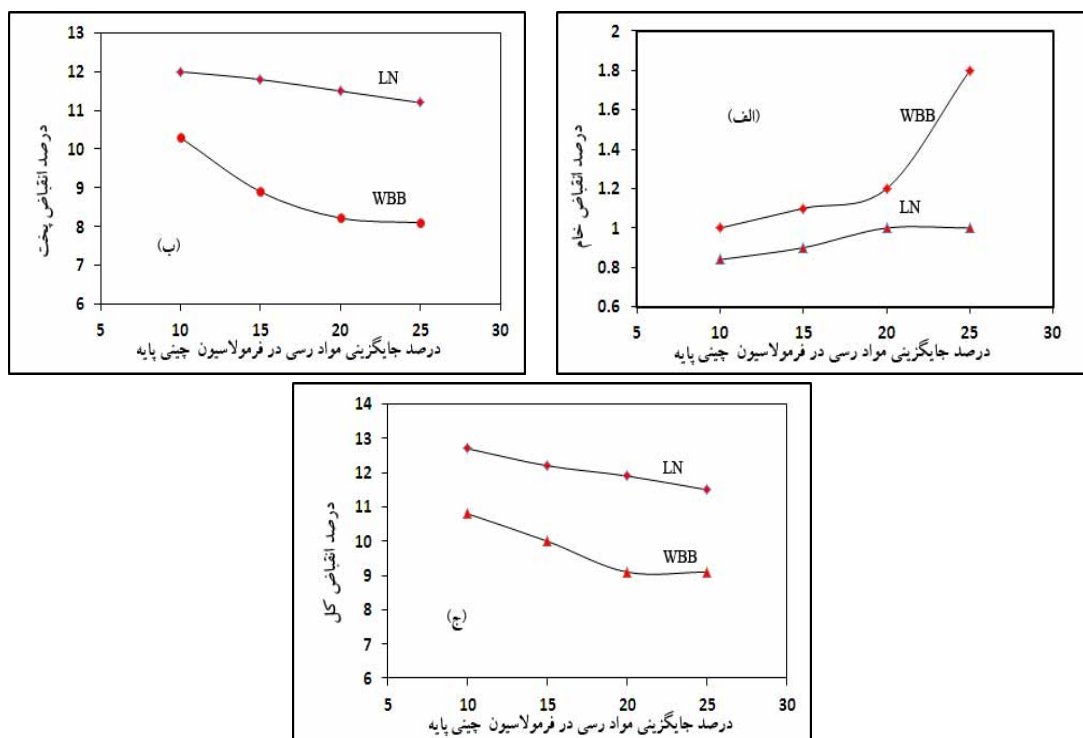
مطابق جدول ۴ افزودن رس ایرانی LN به فرمولاسیون بدنه چینی پایه، مدت زمان ریخته‌گری قطعات را کاهش می‌دهد و این زمان با افزودن ۱۵ درصد رس ایرانی به ۱۰ ثانیه می‌رسد و در درصدهای بالاتر از این محدوده بدلیل تیسکوتروپی شدید دوغاب، این زمان قابل اندازه‌گیری نیست. بررسی زمان ریخته‌گری بدنه‌های ساخته شده با مقادیر مختلف بال کلی WBB نشان می‌دهد که با افزودن این خاک به فرمولاسیون بدنه در ابتدا مدت زمان ریخته‌گری کاهش یافته و با افزایش رس به میزان ۱۵ درصد مدت زمان ریخته‌گری افزایش یافته و مجدداً با ادامه روند جایگزینی این زمان کاهش می‌یابد و در این حالت بدنه ساخته شده با ۲۵ درصد بال کلی WBB از کمترین زمان لازم برای تشکیل جداره برخوردار است. مقایسه زمان ریخته‌گری رس ایرانی LN با بال کلی WBB نشان می‌دهد که تا ۱۵ درصد، مدت زمان تشکیل جداره رس ایرانی بیشتر از بال کلی WBB است که این موضوع را می‌توان به وزن لیتر بیشتر دوغاب آن و همچنین به درشت بودن اندازه ذرات این نمونه نسبت داد.

بزرگ و سنگین بودن بدنه چینی بهداشتی و احتمال چسبیدن آن به قالب‌های ریخته‌گری باعث شده که رفتار جدایش نمونه‌های ساخته شده از قالب در صنعت از اهمیت ویژه‌ای برخوردار باشد. از این رو در نظر گرفتن این فاکتور در طراحی فرمولاسیون بدنه و استفاده از موادی که بتوانند به این پارامتر کمک کنند، ضروری بنظر می‌رسد [۱۶]. مطابق جدول (۵) با افزودن مواد رسی روند جدایش نمونه از قالب آسانتر می‌شود و این امر با توجه به افزایش درصد مواد پلاستیک و متعاقباً انقباض زیاد این ذرات در هنگام خشک شدن قابل توجیه است.

جدول ۵- اثر افزودن رس ایرانی LN و بال کلی WBB بر رفتار جدایش نمونه‌های ساخته شده از قالب

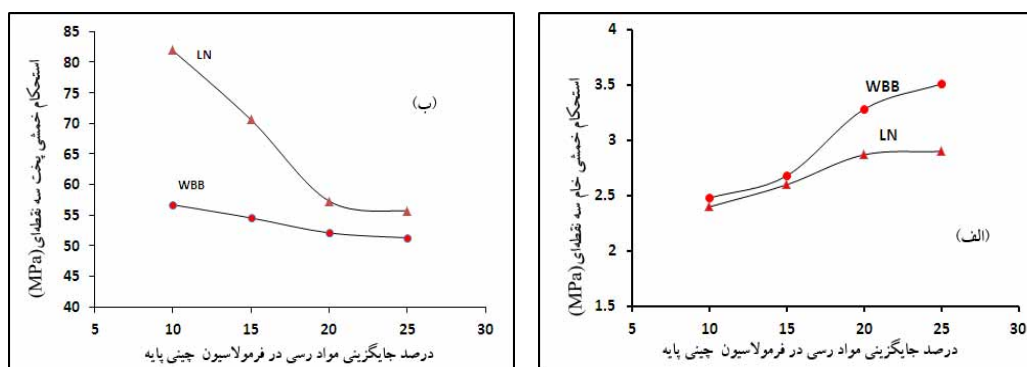
کد نمونه	B _{LN25}	B _{WB25}	B _{LN20}	B _{WB20}	B _{LN15}	B _{WB15}	B _{LN10}	B _{WB10}	B ₀
رفتار جدایش نمونه از قالب	عالی	عالی	عالی	عالی	عالی	خوب	نسبتاً خوب	نسبتاً خوب	متوسط

مطابق شکل (۲) با افزودن خاک‌های LN و بال کلی WBB به بدنه چینی پایه، میزان درصد انقباض خام بدنه از مقدار ۰/۷ به مقادیر ۰/۸۴ و ۱ به ترتیب برای رس ایرانی و بال کلی WBB افزایش می‌یابد و این روند با افزایش مقادیر هر یک از این رس‌ها در چینی پایه افزایش می‌یابد و همانگونه که از شکل (۲-الف) پیداست در کلیه مقادیر جایگزینی، بال کلی WBB انقباض خام بیشتری نسبت به رس ایرانی LN از خود نشان می‌دهد. این امر با توجه به خواص تکنولوژیکی بدست آمده و ریزدانه بودن بال کلی WBB طبیعی بنظر می‌رسد. درصد انقباض پخت بدنه چینی پایه در دمای زینترینگ ۱۲۳۰ برابر با ۱۲/۷ بوده که با جایگزینی مواد رسی از مقدار این انقباض کاسته می‌شود و این کاهش با توجه آنالیز شیمیایی خاک‌های ارائه شده در جدول (۱) منطقی بنظر نمی‌رسد. مطابق اشکال (ب) و (ج) با افزودن رس ایرانی LN و بال کلی WBB به چینی پایه، میزان انقباض پخت و کل قطعات ساخته شده کاهش می‌یابد و این کاهش در مورد رس ایرانی بیشتر صورت می‌گیرد. با بررسی آنالیز این دو خاک علت انقباض بیشتر نمونه‌های ساخته شده از رس ایرانی را می‌توان به حضور ترکیبات قلیایی موجود در آن نسبت داد.



شکل ۲- اثر افزودن رس ایرانی LN و بال کلی WBB بر انقباض خشک (الف)، پخت (ب) و کل (ج) قطعات ساخته شده

استحکام بدنه چینی هم در حالت خام و هم در حالت پخت جزء فاکتورهای مهم ساخت چینی بهداشتی بشمار می‌آید که در حالت خام به نوع مینرال رسی، اندازه ذرات آن و میزان تراکم بدنه شکل یافته و در حالت خام به فازهای تشکیل شده در خلال پخت و میزان تخلخل بدنه وابسته است. پارامتر استحکام در حین تولید و جابجایی فرآورده‌ها و در استفاده و در نتیجه در کاهش هزینه تولید و کنترل میزان ضایعات عامل مهمی تلقی می‌شود. ترکیب مواد اولیه، نوع و میزان مینرال‌های تشکیل دهنده فرمولاسیون چینی و دانه بندی هریک از این مواد بویژه سیلیس به‌همراه دما و زمان پخت می‌توانند بر استحکام نهایی محصولات تولیدی تاثیر گذار باشند. از این رو کنترل این پارامترها می‌تواند راه را برای ساخت چینی بهداشتی با استحکام خشک مجاز $3/5 \pm 2$ MPa و استحکام پخت مجاز 20 ± 80 MPa هموار سازد [۸]. مطابق شکل (۳-الف) افزودن هر دو خاک رس به فرمولاسیون چینی پایه موجب افزایش استحکام خام بدنه تولیدی می‌گردد و در این حالت افزایش استحکام خام نمونه‌های ساخته شده از بال کلی WBB نسبت به رس ایرانی بیشتر است. علت این موضوع را می‌توان به ریزدانه‌گی آن و زیاد بودن مینرال‌های رسی در این ذخیره نسبت داد. استحکام خام چینی‌های ساخته شده از هر دو منبع رسی در حد مجاز قرار دارند و استفاده از این رس‌ها در محدوده ۱۵ الی ۲۰ درصد در فرمولاسیون چینی پایه می‌تواند براحتی حد مجاز و تعریف شده برای استحکام بدنه چینی بهداشتی را پوشش دهد.



شکل ۳- اثر افزودن خاک رس ایرانی LN و بال کلی WBB بر استحکام خمشی خام (الف) و پخت (ب) بدنه چینی بهداشتی پایه

استحکام پخت چینی پایه در حدود $70/68$ MPa بوده که با افزودن رس ایرانی تا حد ۱۰ درصد وزنی به $81/93$ MPa افزایش می‌یابد و همانطور که شکل ۳-ب نشان می‌دهد با افزایش میزان رس ایرانی و بال کلی WBB در چینی‌های ساخته شده استحکام کاهش

می‌یابد. این نتایج با آنچه که آنالیزهای شیمیایی ارائه شده در جدول ۱ نشان می‌دهند، مغایرت داشته و احتمالاً می‌توان عنوان کرد که افزایش مواد گداز آور و فلدسپاتها تا جاییکه میزان تخلخل بدنه را کاهش دهند می‌توانند منجر به افزایش استحکام بدنه شوند. بالاتر بودن استحکام پخت چینی‌های ساخته شده از خاک رس LN نسبت به WBB را می‌توان به بالاتر بودن میزان مواد قلیایی در این خاک نسبت داد که با ذوب شدن و تشکیل فاز شیشه بیشتر به پر کردن تخلخلها و افزایش استحکام کمک می‌کنند.

۴- نتیجه گیری

ارزیابی خواص فیزیکی و شیمیایی کلیه قطعات ساخته شده از خاک رس ایرانی در حالت خام و پخته شده و مقایسه این نتایج با نمونه‌های ساخته شده از بالکلی WBB نشان می‌دهد که نوع و میزان مینرال‌های تشکیل دهنده یک ذخیره رسی و همچنین توزیع اندازه ذرات آن می‌تواند بر خواص تکنولوژیکی آن و در نتیجه بر کاربرد آن در صنایع مختلف سرامیکی بشدت تاثیرگذار باشد. کم بودن پلاستیسیته، انقباض و استحکام خام کلیه بدنه‌های ساخته شده از خاک رس ایرانی نشان از درشت دانه بودن اندازه ذرات آن، متفاوت بودن نوع و مقادیر مینرال‌های رسی تشکیل دهنده آن و یا کم بودن مینرال‌های رسی این ذخایر می‌دهد. حضور ناخالصی قلیایی در خاک رس ایرانی موجب افزایش استحکام و انقباض پخت کلیه بدنه‌های ساخته شده از آن می‌گردد. مقایسه رنگ فرآورده‌ها و ارزیابی خواص تکنولوژیکی دوغاب‌های تهیه شده از آن به‌مراه نتایج ریخته‌گری بدنه‌های چینی بهداشتی نشان می‌دهد که این رس ایرانی را حداکثر تا ۱۵ درصد می‌توان جایگزین رس پلاستیک کرد و جایگزینی بیش از آن موجب لخته شدن دوغاب و برهم خوردن خواص مطلوب آن می‌گردد. بدنه‌های چینی بهداشتی ساخته شده با ۱۵-۱۰ درصد خاک رس ایرانی از لحاظ کیفیت ظاهری با قطعات ساخته شده با بالکلی WBB قابل مقایسه هستند.

مراجع

- [1] Sudhir Sen, "Ceramic Whiteware", Oxford & IBH Publishing Co., New Delhi, 1992
- [۲] دبلیو. ای. ورال، "مواد اولیه سرامیک"، رضا پور عزت، نشر حادق، چاپ اول، اردیبهشت ۱۳۸۴
- [۳] پایدار، حسین، "نگرشی بر مواد اولیه مصرفی در صنایع سرامیک"، اصفهان، انتشارات غزل، چاپ اول، ۱۳۸۴
- [4] G. Stathis, A. Ekonomakou, C. J. Stourmaras, C. Ftikos, "Effect of firing condition, filler grain size and quartz content on bending strength and physical properties of sanitary ware porcelain", 24 (2004) 2357-2366
- [5] C. M. F. Viera, L. A. Pecanha Jr. S. N. Monteiro, "Effect of kaolinitic clays from the state of rio de Janeiro in the composition of white ware floor tile bodies", ceramica 52(2006) 138-145
- [6] Girard W. Phelps, "Reformulation of White ware Bodies", CERAMIC BULLETIN, Received July 21, 1975, revised copy received December 11, 1975.
- [۷] رحیمی، افسون؛ متین، مهران، "تکنولوژی سرامیک‌های ظریف"، شرکت سهامی انتشار، ۱۳۸۲
- [8] R. C. P. Cubbon and J. R. Till., "Preparation of Ceramic Bodies", Ceramic Monographs, Handbook of Ceramics, 1980 verlag schmid GmbH Freiburg i. Brg.
- [9] J. S. Reed, "Principles of Ceramics Processing", John Wiley & Sons (publisher), 2nd Edition, 1995
- [10] H. Vogel, Chemo, "Technical Stone Ware", Ceramic Monograph, Handbook of Ceramics, 1984
- [۱۱] گرجستانی، سعید، "صنعت سرامیک"، انتشارات جاودان خرد، پخش انتشارات گوتنبرگ، چاپ اول، ۱۳۸۴
- [۱۲] آر، دنیس؛ بروسنان، کلمنسون، "مقدمه‌ای بر خشک کردن سرامیک‌ها"، فقیهی ثانی، دکتر محمد علی؛ ذریه سیدی، مهندس سید مجید، انجمن سرامیک ایران، ۱۳۸۶
- [۱۳] دکتر مسعود، "تسریع در روش ریخته‌گری بوسیله الکتروفوریز"، مجموعه مقالات اولین سمینار تحقیقاتی، خودکفایی صنعت سرامیک، ۱۳۷۰
- [۱۴] قصابی، حسین؛ شاهمیرانی، حسن؛ موسوی، مجید، "خواص فیزیکی ماده اولیه قازن داغی خام و شسته شده و بدنه‌های ساخته شده از آن"، مجموعه مقالات اولین کنگره سرامیک ایران، صفحه ۵۹-۳۷
- [۱۵] جیو وانی، بی‌فی، "پرسلان نسل جدید سرامیک"، فیروز دوست محمدی، مریم صادقی پور، انتشارات پویش اندیشه، ۱۳۸۶
- [۱۶] حافظی اردکانی، مسعود، "بررسی و ساخت بدنه‌های تک پخت"، پایان نامه کارشناسی، دانشگاه علم و صنعت ایران، دانشکده مواد، آبان ۱۳۸۳
- [17] Ryan, W and Radford, C, "Whitewares: Production, Testing and Quality Control", Pergamon Press, NY.1987



مهندس محمد تنهائی مولف اصلی این مقاله، دانشجوی کارشناسی ارشد دانشگاه صنعتی سهند می‌باشند.

بررسی اجزاء، ویژگی‌ها و کاربردهای تکنولوژی پیل‌های سوختی اکسید جامد

محمد تنهائی، مهدی مزمل

دانشگاه صنعتی سهند

چکیده: فناوری پیل سوختی اکسید جامد یکی از کارآمدترین و شناخته شده‌ترین فناوری‌های سازگار با محیط زیست بوده که قادر است با استفاده از هیدروژن، گاز طبیعی و دیگر سوخت‌های تجدید پذیر، انرژی شیمیایی را به انرژی الکتریکی تبدیل نماید. ساختار این پیل نسبت به سامانه‌های پیل سوختی دیگر، به دلیل جامد بودن کل ساختار و عدم نیاز به کاتالیست‌های گرانبها نسبتا ساده‌تر و اقتصادی‌تر است. مفهوم پیل سوختی اکسید جامد در اواخر قرن نوزدهم با ابداع ماده‌ی سرامیکی در نقش الکترولیت توسط دانشمند آلمانی به نام نرنست مطرح گردید. در این مقاله با مروری گذرا به تاریخچه این نوع پیل‌ها، به بررسی اجزای اصلی تکنولوژی پیل‌های سوختی اکسید جامد پرداخته شده است. این نوع از پیل‌ها به دلیل راندمان بالا در تولید انرژی، هم به صورت یک نیروگاه پیل سوختی منفرد و هم به صورت سامانه‌های ترکیبی با توربین‌ها برای تولید هم زمان برق/گرما و یا برق/گرما و سرما مورد استفاده قرار می‌گیرند. در انتهای مقاله به کاربردهای مهم این نوع پیل در زمینه‌های صنعتی و نیروگاهی اشاره شده است.

کلمات کلیدی: پیل سوختی اکسید جامد، کاتالیست، الکترولیت، سامانه‌های ترکیبی

۱- مقدمه

پیشرفت تکنولوژی در جهان امروزی و نیاز به یک انرژی کارآمد و پاک، سبب گردید تا متخصصین مواد و مکانیک به دنبال جایگزینی استفاده از سوخت‌های فسیلی بعنوان اصلی‌ترین منبع تامین انرژی در جهان، با سیستم‌هایی جدید، نظیر پیل‌های سوختی باشند. در میان انواع مختلف پیل‌های سوختی، پیل‌های سوختی اکسید جامد^۱ بدلیل راندمان کاری بالا مورد توجه بسیاری از صاحب نظران در این زمینه قرار گرفته است. حتی به عقیده برخی از دانشمندان راندمان کاری آن‌ها را می‌توان تا ۷۰٪ افزایش داد چرا که در این نوع پیل‌ها برخلاف مولدهای حرارتی، نیازی به تولید انرژی سینتیکی از انرژی حرارتی وجود ندارد. با این وجود، در صورت استفاده از این پیل‌ها بصورت هیبریدی با سیستم‌هایی نظیر توربین گازی، راندمان کاری آن‌ها بیشتر از مقدار فوق نیز خواهد بود [۱].

۲- تاریخچه پیل‌های سوختی اکسید جامد

تاریخچه ظهور پیل‌های سوختی به بیش از ۱۵۰ سال قبل بر می‌گردد. در اوایل سال ۱۸۳۹ اسخانین^۲، دانشمند اهل کشور سوئیس اولین فردی بود که ادعای امکان ایجاد پیل سوختی با مخلوط کردن هیدروژن و اکسیژن را مطرح نمود. یک ماه بعد دانشمند^۳ انگلیسی تبار به نام رابرت گورو مشاهدات تجربی خود مبنی بر ایجاد ولتاژ در پیل غلظتی (که در آن زمان پیل گازی نامیده میشد) در حضور پلاتین و با مخلوط کردن اکسیژن و هیدروژن را منتشر نمود. در سال ۱۸۴۵ وی با انتشار مقاله‌ای، از لحاظ فنی و به صورت رسمی، امکان استفاده از پیل سوختی به عنوان وسیله‌ی تولید انرژی را تأیید نمود.

¹ Solid oxide fuel cell (SOFC)

² Christian Friedrich Schoenbein

³ William Robert Grove

اما تا قبل از اواخر سال ۱۸۳۹ مفهوم پیل سوختی اکسید جامد به شکل امروزی مطرح نشده بود. تا اینکه در این سال، دانشمندی آلمانی بنام والتر نرنست^۱ با ابداع یک ماده سرامیکی متشکل از ۸۵٪ زیرکونیا و ۱۵٪ ایتریا بعنوان یک ماده کلیدی در نقش الکترولیت و هادی یون اکسیژن، مفهوم جدیدی به پیل سوختی اکسید جامد بخشید. بعد از ایجاد ارتباط مابین الکتروشیمی و ترمودینامیک، مفهوم ترمودینامیکی بین انرژی شیمیایی سوخت و ولتاژ پیل سوختی توسط فردی بنام هلمهولتز^۲ در سال ۱۸۸۲ بیان شد. در سال ۱۸۹۴ اوستوالد^۳ با بیان اینکه پیل سوختی توانایی تولید انرژی الکتریسیته‌ی بسیار کارآمدتری نسبت به ماشین بخار صنعتی دارد، انگیزه بسیار خوبی برای محققان قرن بیستم در این زمینه ایجاد نمود. اگر قرن نوزدهم را بعنوان عصر کنجکاو در زمینه پیل سوختی بدانیم، قرن بیستم دوران تحقیق و توسعه و تلاش برای صنعتی سازی این تکنولوژی است. مطالعات سیستماتیک و گسترده پیرامون پیل سوختی اکسید جامد، بعد از کار انجام شده توسط دانشمند آلمانی^۴ در سال ۱۹۴۳ شروع گردید. وی اولین کسی بود که به وجود تهیج‌های اکسیژن موجود در اکسیدهای ترکیبی همانند زیرکونیای دوپ^۵ شده پی برد و هدایت الکتریکی مشاهده شده در دماهای بالا را، به حرکت این تهیج‌ها در اثر گرادیان فشار جزئی اکسیژن نسبت داد. در سال ۱۹۶۱ دو دانشمند^۶ شرکت الکتریکی وستینگ هاوس، اولین پیل جامد الکترولیت پایه^۷ را طراحی نمودند. بر پایه این تلاش‌های صورت گرفته، گروهی از مهندسين وستینگ هاوس بین سال‌های ۱۹۶۲ تا ۱۹۶۳ موفق به ساخت و تست اولین استک^۸ پیل سوختی لوله‌ای شدند. در دهه‌ی ۱۹۷۰ روش لایه نشانی الکتروشیمیایی فاز بخار^۹ توسط یکی از مهندسين^{۱۰} با ذوق این شرکت ابداع و یک لایه نازک کاملاً چگال الکترولیت زیرکونیا بر روی زیرلایه متخلخل لوله‌ای در دمای پایین توسط خود وی ایجاد شد. بر پایه این اختراع بسیار مهم، شرکت وستینگ هاوس موفق به تولید و تست گروهی از پیل‌های سوختی اکسید جامد در گستره ۲۵۰-۵ کیلووات در بین سال‌های ۱۹۷۰ تا ۱۹۹۰ گردید و خود را بعنوان پیشرو در تکنولوژی پیل‌های سوختی اکسید جامد پیشرفته معرفی نمود [۲].

۳- تک سل^{۱۱} پیل سوختی اکسید جامد

یک تک سل پیل سوختی، شامل دو الکترود متخلخل (آند و کاتد) و یک غشای الکترولیت جامد متراکم، که جداکننده این دو الکترود از همدیگر است، می‌باشد. (شکل ۱) این الکترولیت به عنوان هادی یون اکسیژن در تک سل، عمل می‌نماید. نحوه‌ی عملکرد پیل سوختی به این صورت است که هیدروژن در آند اکسید شده و از طرفی اکسیژن در سمت کاتد احیاء می‌گردد. یون اکسیژن تولید شده از طریق الکترولیت به آند منتقل می‌شود و سپس با یون‌های هیدروژن موجود واکنش می‌دهد که حاصل این واکنش تولید آب خواهد بود. در همین حال الکترون‌های تولید شده از آند، از طریق مدار خارجی به منظور تولید انرژی به سمت کاتد هدایت می‌شوند. در این صورت است که می‌توان گفت، تبدیل انرژی شیمیایی به انرژی الکتریکی به وقوع پیوسته است. واکنش‌های انجام گرفته در آند، کاتد و واکنش نهایی با استفاده از سوخت هیدروژن در فرمول‌های ۱ تا ۳ خلاصه شده‌اند.



¹ Walther Nernst

² H. von Helmholtz

³ W. Ostwald

⁴ Carl Wagner

⁵ doped ZrO₂

⁶ Joseph Weissbart and Roswell Ruka

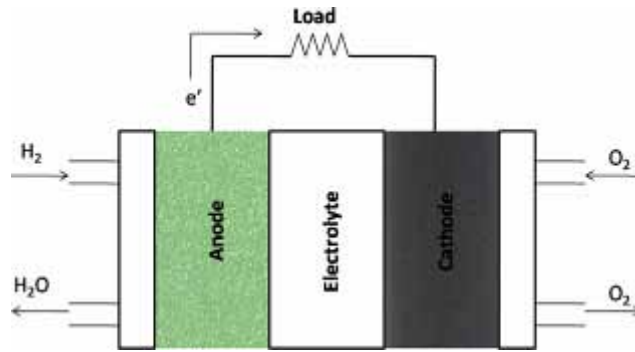
⁷ solid-electrolyte-based

⁸ stack

⁹ electrochemical vapor deposition (EVD)

¹⁰ Arnold Isenberg

¹¹ single cell



شکل ۱- تک سل پیل سوختی اکسید جامد [۳].

۴- مقایسه بین پیل سوختی، باتری‌ها و موتورهای درون سوز

پیل‌های سوختی و موتورهای حرارتی، هر دو مورد از سیال هیدروژن پایه به عنوان سوخت و از اکسیژن هوا به عنوان اکسیدان استفاده می‌کنند. اما چنانچه اشاره شد پیل‌های سوختی، سوخت و اکسیژن را به روش الکتروشیمیایی با هم مخلوط می‌نمایند، در حالیکه موتورهای حرارتی مخلوط‌سازی این دو را به وسیله احتراق انجام می‌دهند. از طرفی، پیل‌های سوختی انرژی شیمیایی را مستقیماً به انرژی الکتریکی تبدیل می‌کنند در حالیکه موتورهای حرارتی برای تولید انرژی الکتریکی، می‌باید ابتدا انرژی حرارتی تولیدی از احتراق را به انرژی مکانیکی تبدیل نمایند و سپس به کمک یک ژنراتور این انرژی مکانیکی را به انرژی الکتریکی تبدیل کنند. به طور کلی هر چه در یک سیستم تعداد مراحل تبدیل انرژی افزایش یابد، میزان راندمان سیستم به همان میزان کاهش پیدا خواهد کرد. پیل‌های سوختی در مقایسه با موتورهای حرارتی، دارای راندمان تئوری و عملی بسیار بالاتری هستند و در عین حال آلاینده‌گی آن‌ها بسیار محدود و در حد صفر است. در نهایت، پیل‌های سوختی در حین کار، صدا و لرزشی از خود ندارند ولی موتورهای حرارتی در حین کار صدا و لرزش بسیار زیادی تولید می‌نمایند.

باتری‌ها و پیل‌های سوختی سیستم تقریباً مشابهی دارند. هر دو، سلول الکتروشیمیایی هستند که از دو الکترود و یک الکترولیت بین آن تشکیل شده‌اند و همچنین هر دو از واکنش‌های اکسایش و کاهش به منظور تولید انرژی الکتریکی از انرژی شیمیایی استفاده می‌نمایند. با این حال ترکیب و نقش الکترودها در هر دو مورد تفاوت اساسی با یکدیگر دارند. الکترودها در باتری معمولاً از جنس فلزاند (روی، سرب و یا لیتیوم) ولی در پیل‌های سوختی مشخصاً در پیل‌های سوختی اکسید جامد، الکترودها معمولاً از جنس سرامیک و یا کامپوزیت سرامیک و فلز (سرمت) می‌باشند. باتری‌ها به عنوان وسیله تبدیل انرژی و ذخیره آن عمل می‌کنند در حالیکه پیل سوختی فقط نقش تبدیل انرژی را بر عهده دارد. باتری‌ها عمر محدودی دارند و تا زمانی می‌توانند کار کنند که الکترودهای آن‌ها تمام نشده باشند و به محض تمام شدن یا باید دوباره شارژ گردند و یا اینکه عوض شوند. اما پیل‌های سوختی از لحاظ تئوری تا زمانیکه سوخت بدان اعمال و محصولات واکنش از آن خارج گردد، می‌توانند کار کنند [۴]. جدول ۱ شباهت‌ها و تفاوت‌های اساسی بین باتری‌ها، پیل‌های سوختی و موتورهای درون سوز را نشان می‌دهد.

جدول ۱- مقایسه بین پیل سوختی، باتری و موتور درون سوز [۴].

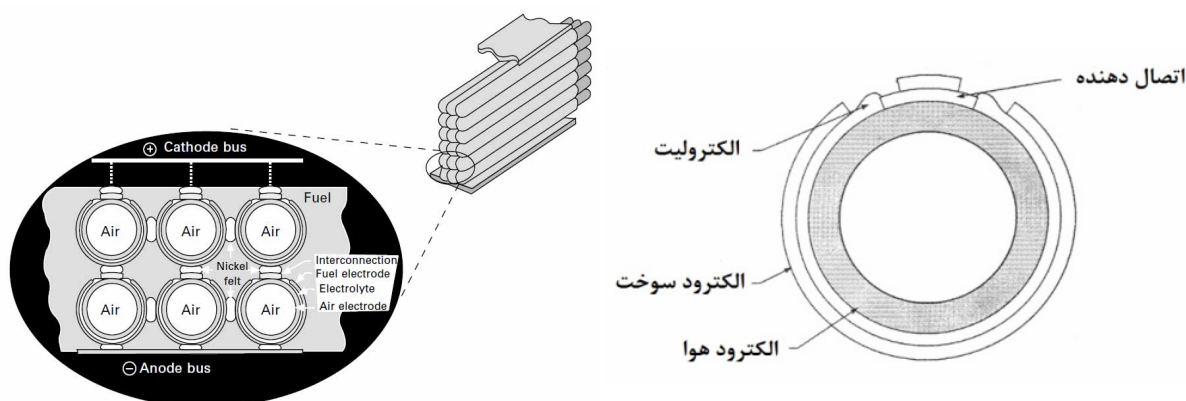
مقایسه	موتور حرارتی	باتری	پیل سوختی
نوع عملکرد	تبدیل انرژی	تبدیل و ذخیره انرژی	تبدیل انرژی
تکنولوژی	احتراق	واکنش‌های الکتروشیمیایی	واکنش‌های الکتروشیمیایی
سوخت	بنزین و گازوئیل	مواد شیمیایی	هیدروژن خالص
خروجی	انرژی مکانیکی	جریان مستقیم	جریان مستقیم
مزیت اصلی	کاربرد وسیع و هزینه پایین	کاربرد وسیع	راندمان بالا و کاهش خروجی مضر
عیب اصلی	راندمان پایین و خروجی مضر	پایداری پایین	هزینه بالا و پایداری پایین

۵- انواع مختلف پیل سوختی اکسید جامد

پیل‌های سوختی اکسید جامد معمولاً به دو دسته عمده پیل‌های لوله‌ای^۱ و پیل‌های صفحه‌ای^۲ طبقه‌بندی می‌شوند [۵].

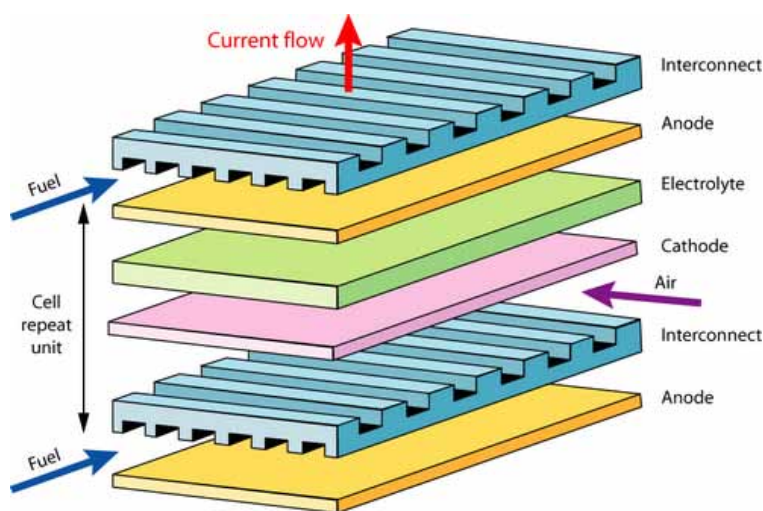
۵-۱- پیل‌های لوله‌ای

شکل ۳، سطح مقطع یک پیل سوختی لوله‌ای را نمایش می‌دهد. برای ساختن لوله‌ی کاتدی (الکتروود هوا) از روش اکستروژن استفاده می‌شود که سپس این لوله اکستروود شده تحت عملیات زینترینگ قرار می‌گیرد. این لوله به منظور انتقال مطلوب گاز به فصل مشترک کاتد/الکتروولیت که محل انجام واکنش‌های الکتروشیمیایی است، باید دارای ۳۰ الی ۴۰ درصد تخلخل باشد. الکتروولیت نیز به روش لایه نشانی الکتروشیمیایی که مدت‌ها به عنوان قلب اصلی تکنولوژی شرکت وستینگ هاوس بود، بر روی کاتد پوش داده می‌شود. جنس آند (الکتروود سوخت) معمولاً سرمت نیکل و زیرکونیای پایدار شده با ایتریا^۳ است [۶].



شکل ۲- سطح مقطع پیل سوختی لوله‌ای شرکت وستینگ هاوس شکل ۳- شماتیکی از ارتباط بین تک‌سل‌های پیل سوختی در یک واحد پیل سوختی اکسید جامد لوله‌ای [۲]. [۶]

شکل ۴، یک واحد پیل سوختی متشکل از چندین پیل سوختی لوله‌ای را نشان می‌دهد. جدول ۲ به بررسی مواد مورد استفاده در طول سال‌های مختلف برای تولید اجزای پیل سوختی اکسید جامد لوله‌ای می‌پردازد.



شکل ۴- اجزای مختلف پیل سوختی اکسید جامد صفحه‌ای [۷]

¹ tubular

² planar

³ YSZ (yttria-stabilized zirconia)

جدول ۲- بررسی مواد مورد استفاده در پیل سوختی لوله‌ای [۶].

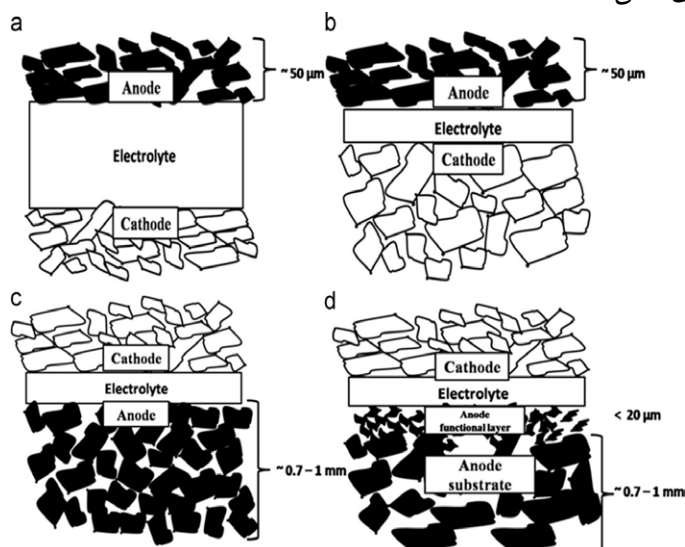
جزء	حال	۱۹۶۵	۱۹۷۵
آند	سرمت Ni/YSZ ضخامت: ۱۵۰ میکرومتر تخلخل: ۲۰ الی ۴۰ درصد	پلاتین متخلخل	سرمت Ni/YSZ
کاتد	منگنات لانتانیوم دوپ شده ضخامت: ۲mm تخلخل: ۳۰ الی ۴۰ درصد	پلاتین متخلخل	YSZ پوشش داده شده با SnO دوپ شده با In ₂ O ₃
الکترولیت	YSZ ضخامت: ۳۰ الی ۴۰ میکرومتر	YSZ ضخامت: ۵mm	YSZ
اتصال دهنده ^۱	کرومیت لانتانیوم دوپ شده ضخامت: ۱۰۰ میکرومتر	پلاتین	Mn دوپ شده با کرومیت کبالت

۵-۲- پیل‌های صفحه‌ای

این نوع طراحی یکی از طراحی‌های پر کاربرد خصوصاً برای انجام تحقیقات آزمایشگاهی می‌باشد. در این حالت، آند، کاتد، الکترولیت و اتصال دهنده همگی به صورت مسطح بر روی یکدیگر قرار می‌گیرند. تصویر ساده‌ای از این نوع طراحی را در شکل ۵ می‌بینید.

۵-۳- دسته بندی بر اساس جزء ضخیم‌تر

پیل‌های لوله‌ای و یا صفحه‌ای را می‌توان بر اساس جزء ضخیم‌تر نیز دسته بندی نمود. از حیث این نوع دسته بندی پیل‌ها به سه نوع آند پایه^۲، کاتد پایه و الکترولیت پایه تقسیم بندی می‌شوند. اساس نام‌گذاری آن‌ها بر اساس جزئی است که استحکام مکانیکی کل مجموعه‌ی پیل را تامین می‌کند. به طور نمونه در نوع آند پایه، جزء آند متخلخل (ضخامت در حدود ۰/۵ الی ۱/۵ میلی‌متر) استحکام مکانیکی کل پیل را تامین می‌نماید. در شکل ۶ چهار نمونه‌ی مختلف از این نوع دسته‌بندی برای پیل سوختی اکسید جامد صفحه‌ای نشان داده شده است.

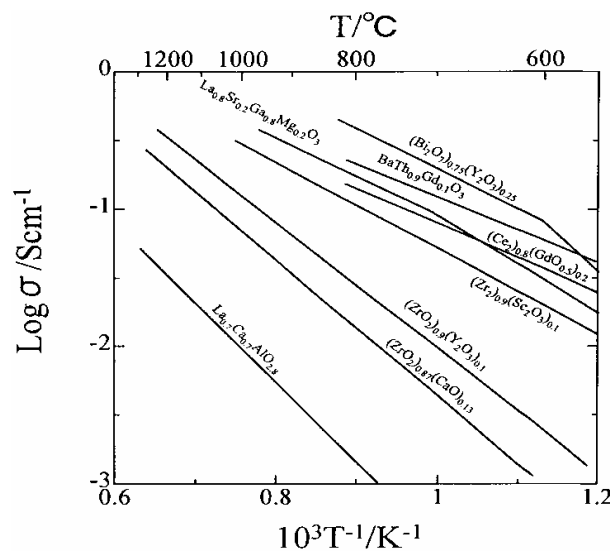


شکل ۵- (a) الکترولیت پایه (b) کاتد پایه (c) آند پایه (d) آند پایه همراه با لایه ثانویه^۳ [۳].

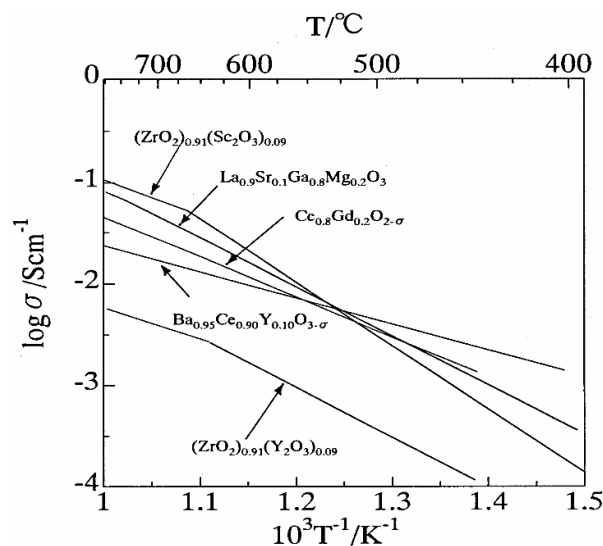
¹ Cell interconnect
² Anode-Supported
³ bi-layered structure

۶- الکترولیت

به نظر می‌رسد که حداقل در آینده‌ای نزدیک ماده‌ی جدیدی به عنوان الکترولیت، جایگزین کاندیداهای موجود برای استفاده در پیل سوختی اکسید جامد نشود. زیرکونیا و سریای^۱ پایدار شده امروزه به عنوان بهترین الکترولیت در پیل‌های سوختی اکسید جامد کاربرد دارند. در حالیکه ترکیبات بسیار زیادی هدایت یونی بالاتری نسبت به الکترولیت کاربردی YSZ از خود نشان می‌دهند، اما هزینه بسیار بالا، پیچیدگی روش تولید و آسیب‌پذیری شیمیایی بالای آن‌ها، از عوامل استفاده‌ی گسترده‌ی YSZ در پیل‌های سوختی است. نمودارهای هدایت در گستره‌های دمایی بالا و پایین به ترتیب در شکل‌های ۷ و ۸ برای الکترولیت‌های مورد استفاده در پیل سوختی نشان داده است. با توجه به شکل ۷ اکسید بیسموت بیشترین هدایت پذیری را نشان می‌دهد و این در حالیست که اکسید گادولیم^۲ و لاتانیوم استرانسیوم گالیوم منیزیم اکسید^۳ در دماهای پایین‌تر از ۶۰۰ درجه هدایت بهتری را نشان می‌دهند [۸]. در پیل سوختی اکسید جامد، الکترولیت موجود، علاوه بر خاصیت هدایت یونی بالا، باید دارای پایداری در محیط به شدت اکسایند و کاهنده، قابلیت ایجاد لایه‌ی نازک^۴ متراکم و همچنین پایداری فیزیکی و مکانیکی بالا باشد [۹].



شکل ۶- وابستگی هدایت به دما در الکترولیت‌ها (گستره دمایی بالا) [۹].



شکل ۷- وابستگی هدایت به دما در الکترولیت‌ها (گستره دمایی پایین) [۹].

^۱ ceria
^۲ CGO
^۳ LSGM
^۴ Thin film

استحکام و ضریب انبساط خطی، دو مشکل کلیدی برای الکترولیت‌ها می‌باشند. موادی که دارای ضریب انبساط بالایی هستند، در هنگام کار و خاموش شدن سیستم، تغییر قابل توجهی در ابعاد استک ایجاد می‌کنند که این باعث کاهش استحکام و نهایتاً ایجاد ترک در پیل سوختی خواهد شد. استفاده از مواد پایه سیلیکا به دلیل ضریب انبساط پایین و همچنین افزایش تافنس و کاهش عیوب در الکترولیت‌ها باعث افزایش استحکام و در نتیجه افزایش عمر آن‌ها خواهد شد [۸].

۷- آند

ماده‌ی آند مورد استفاده در پیل سوختی اکسید جامد باید حائز شرایط زیر باشد:

- مقاومت در برابر آلودگی ناشی از وجود گوگرد و یا ایجاد ترک در اثر حضور کربن در صورت استفاده از سوخت‌های هیدروکربنی
- وجود درصد مناسب تخلخل به منظور انتقال مناسب سوخت
- میزان بالای هدایت الکتریکی و فعالیت کاتالیزوری برای اکسیداسیون مناسب سوخت اعمالی
- پایداری شیمیایی بالا در حضور اتصال دهنده‌ی داخلی و الکترولیت در دماهای بالا و همچنین پایداری مناسب در حضور محیط احیاء^۱
- استحکام بالا، بالاخص برای پیل‌های آند پایه [۸و۱۰]

در پیل‌های سوختی اولیه، از مواد تک فاز همانند گرافیت، پلاتین و فلزات واسطه به عنوان آند استفاده می‌شد. اما مشکل اصلی در استفاده از گرافیت خوردگی الکتروشیمیایی و برای پلاتین ورقه ورقه شدن آن بود. فلزات متعددی همانند آهن، کبالت، نیکل، پلاتین و روتنیم^۲ نیز به منظور استفاده در آند مورد مطالعه قرار گرفته‌اند. از میان فلزات واسطه آهن دچار خوردگی شده و به تولید اکسید آهن منجر می‌گردد. کبالت پایداری مناسبی دارد اما گران قیمت است. از میان فلزات بالا، نیکل فعالیت الکتروشیمیایی بالاتری را برای انجام واکنش اکسیداسیون هیدروژن نشان می‌دهد. علاوه بر فعالیت الکتروشیمیایی بالا، نسبت به فلزات گرانبهایی چون پلاتین و روتنیم، ارزان‌تر و به صرفه‌تر است. خواص فیزیکی نیکل در جدول ۳ آورده شده است [۳].

جدول ۳- خواص فیزیکی نیکل [۳].

نقطه ذوب	۱۴۵۳ درجه سلسیوس
ضریب انبساط حرارتی	$13 \times 10^{-6} \text{ cm cm}^{-1} \text{ K}^{-1}$
هدایت الکتریکی در دمای ۲۵ درجه	$138 \times 10^4 \text{ S cm}^{-1}$
هدایت الکتریکی در دمای ۱۰۰۰ درجه	$2 \times 10^4 \text{ S cm}^{-1}$

۷-۱- آند کامپوزیتی Ni/YSZ

سرمت Ni/YSZ، متداول‌ترین آند مورد استفاده در پیل‌های سوختی اکسید جامد می‌باشد. این نوع آند، هدایت الکتریکی و یونی خوبی از خود نشان می‌دهد و در کل راندمان نسبتاً بالایی دارد. این سرمت را بوسیله‌ی مخلوط پودرهای اولیه NiO و YSZ و بال‌میل کردن آن‌ها با استفاده از گلوله‌های زیر کونیایی، بدست می‌آورند. ترکیب شیمیایی متداول مورد استفاده ۵۰٪ NiO و ۵۰٪ YSZ می‌باشد. برای دستیابی به هدایت الکتریکی بالا لازم است که مقدار نیکل در لایه‌های بیرونی تا ۹۰٪ افزایش یابد. استفاده از لایه‌های متعدد در طراحی پیل، باعث افزایش چسبندگی و کاهش تورق ناشی از وجود اختلاف زیاد در ضریب انبساط بین Ni و YSZ می‌شود [۸]. آندهای چند لایه^۳ دارای گرادیان اندازه ذرات و مقدار نیکل در لایه‌های مختلف می‌باشند که این باعث ایجاد اختلاف در میزان تخلخل، هدایت الکتریکی و ضریب انبساط حرارتی^۴ در لایه‌ها می‌شود. شکل ۹ تصویر

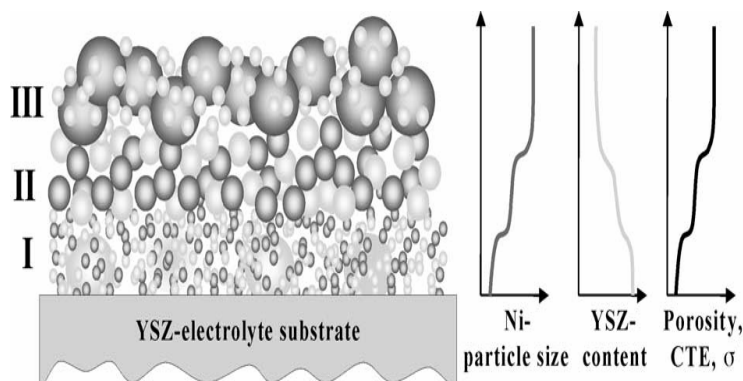
¹ reducing environment

² Ru

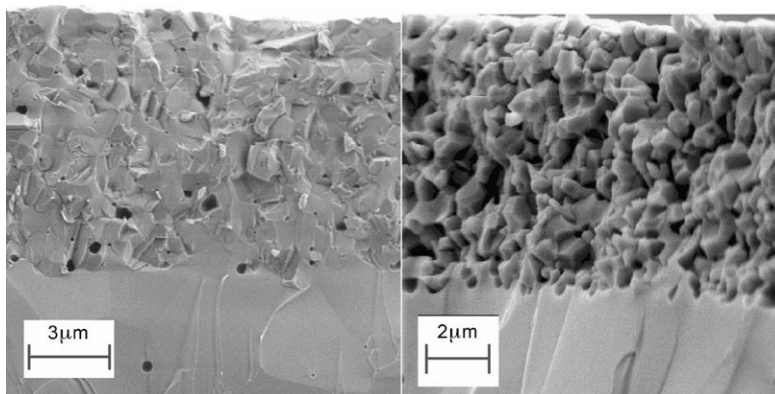
³ multilayer anode

⁴ coefficient of thermal expansion (CTE)

شماتیکی از این نوع آند را نشان می‌دهد. شکل ۱۰ نیز تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از این نوع آند کامپوزیتی Ni/YSZ، بعد از فرآیند زینترینگ در دمای ۱۴۰۰ درجه سانتیگراد و پس از احیاء که توسط مولر^۱ و همکارانش ساخته شده است را نشان می‌دهد. به طور معمول این آند کامپوزیتی در دمای بین ۱۳۰۰ تا ۱۵۰۰ درجه سانتیگراد پخت می‌شود و در مرحله‌ی بعد در حضور گاز هیدروژن و در دمای تقریبی ۸۰۰ درجه تحت عملیات احیاء قرار می‌گیرد [۱۱].



شکل ۸- نمایش آند چند لایه همراه با گرادیان ترکیب و ریزساختار. با توجه به تغییرات ایجاد شده در ترکیب و ریزساختار لایه‌های مختلف، میزان تخلخل، CTE و σ آن‌ها نیز تغییر خواهد کرد [۱۱].



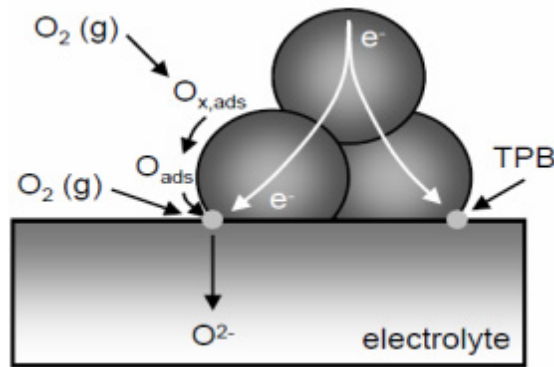
شکل ۹- سمت چپ: آند الکترولیت پخته شده در دمای ۱۴۰۰، سمت راست: همان پیل بعد از عملیات احیاء (آند: لایه متخلخل بالایی، الکترولیت: لایه متراکم پایینی) [۱۱].

از جمله مشکلاتی که این آند کامپوزیتی با آن روبرو است، حضور گوگرد در سوخت است که باعث آسیب دیدگی شدید و افت راندمان آند می‌شود. شرکت زیمنس (وستینگ هاوس سابق) نشان داده است که حضور مقادیر بسیار جزئی در حد ۱ ppm از گوگرد باعث تشکیل سولفید نیکل و سپس افت راندمان می‌شود. مشکل بعدی در استفاده از این آند، ته نشین شدن کربن است. کربن از مولکول‌های سوخت در دماهای پایین وارد شبکه کریستالی نیکل می‌شود و بصورت فیبر در آن رشد می‌نماید که این به ساختار آند خسارت شدیدی وارد می‌کند. ترکیب شیمیایی آند، از عوامل موثر برای ایجاد کربن در ساختار نیکل است. نشان داده شده است که افزودن ۵٪ اکسید سریم به سرمت، باعث کاهش شدید تشکیل کربن در ساختار می‌گردد. افزودنی‌هایی چون مولیبدن، طلا و لیتیوم با مقادیری مشابه برای کاهش اثر حضور کربن گزارش شده است [۸]. علیرغم تمایل شدید این سرمت به کربوریزاسیون و سولفوریزاسیون، بدلیل ارزان و با صرفه بودن، امروزه پرکاربردترین ترکیب آندی برای استفاده در پیل‌های سوختی اکسید جامد بالا است. مفهوم، ریزساختار و ترکیبی که برای آند Ni/YSZ توسط فردی بنام اسپاسیل^۲ ۴۳ سال پیش ارائه شد، تقریباً مشابه با آندی است که امروزه از آن استفاده می‌شود گرچه در طول این سال‌ها با اعمال تغییراتی بر روی آن، راندمان آند کامپوزیتی تا حد قابل توجهی بهبود یافته است [۳].

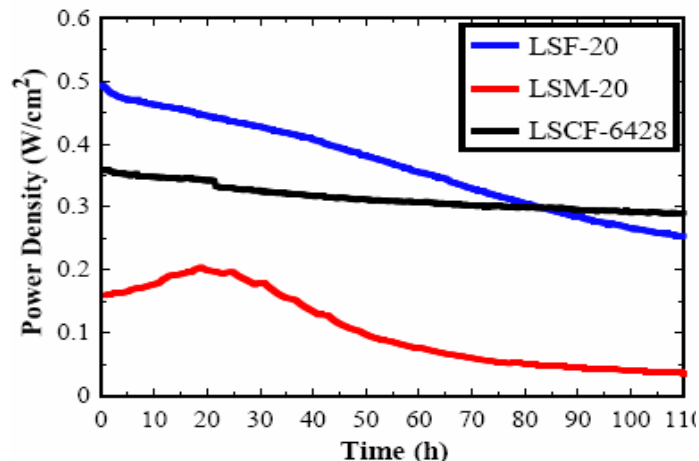
¹ Axel C. Muller
² Spacil

۸- کاتد

از آنجاییکه کاتد در محیط به شدت اکسید کننده قرار می‌گیرد، لذا استفاده از فلزات معمول در آن عملاً امکان پذیر نمی‌باشد. به همین علت اکسیدهای نیمه رسانا مانند لانتانیم دوپ شده با کبالت از سال ۱۹۶۰ به عنوان کاندیدای مناسب جهت استفاده در کاتد پیل‌های سوختی مطرح گردید. به دنبال این، در سال ۱۹۷۳ ماده‌ی دیگری بنام لانتانیم منگنات در همین راستا به کار گرفته شد. از خصوصیات مهمی که یک کاتد مناسب باید داشته باشد می‌توان به هدایت الکتریکی بالا، هدایت یونی مناسب، خاصیت کاتالیزوری مناسب برای احیاء اکسیژن و همچنین سازگاری مناسب با الکترولیت و اتصال دهنده، اشاره نمود. از مشکلات کاتدهای دوپ شده با کبالت، می‌توان به واکنش پذیری شدید آن‌ها با الکترولیت YSZ و تطابق انبساطی بسیار ضعیف با آن اشاره کرد. در حالیکه لانتانیم استرانسیوم منگنات^۱ هیچ واکنش‌پذیری در دماهای پایین‌تر از ۱۴۰۰ درجه با الکترولیت نشان نمی‌دهد و همچنین تطابق انبساطی مناسبی با آن دارد. به همین دلیل این ماده مدت هاست که به عنوان کاتد در پیل‌ها مورد استفاده قرار می‌گیرد. نشان داده شده است که برای دماهای پایین‌تر از ۷۰۰ درجه، مخلوط کردن ۵۰٪ وزنی LSM با ۵۰٪ وزنی YSZ بهترین لایه‌ی کاتد اولیه در تماس با الکترولیت YSZ را نتیجه می‌دهد. هدف از انتخاب این ترکیب، مهیا شدن بیشترین طول مرز سه فاز^۲ (شکل ۱۱)، جایی که فاز گازی در تماس با هر دو فازهای الکترولیت و الکتروود است، می‌باشد. لایه‌ی متراکم ثانویه‌ی کاتد نیز از جنس LSM بر روی لایه‌ی اولیه و به منظور برقراری تماس الکتریکی با اتصال دهنده، قرار می‌گیرد [۸].



شکل ۱۰- نمایش عملکرد کاتد LSM در حضور گاز اکسیژن و مرز سه فاز^۲ یا TPB [۱۲].



شکل ۱۱- تاثیر آلودگی اکسید کروم بر روی راندمان پیل [۶].

مشکل عمده‌ای که ماده‌ی LSM به عنوان کاتد در پیل‌های سوختی اکسید جامد در محدوده دمایی متوسط با آن روبروست، استفاده از اتصال دهنده‌های فلزی است. بسیاری از این فلزات دارای عنصر کروم هستند که یک لایه‌ی اکسیدی محافظ (اکسید

^۱ Lanthanum strontium doped manganite (LSM)

^۲ three-phase boundary (TPB)

کروم) تشکیل می‌دهد. بخار این لایه‌ی اکسیدی می‌تواند باعث آلودگی شیمیایی کاتد گردد. با اینکه شاید به نظر برسد این مشکل بیشتر به نوع ماده‌ی اتصال دهنده بستگی دارد اما نشان داده شده است (شکل ۱۲) که میزان آلودگی اتفاق افتاده عمیقاً به میزان ترکیب شیمیایی الکترولیت/کاتد بستگی دارد. استفاده از کاتد LSM در دماهای پایین‌تر از ۷۰۰ درجه بدلیل افت شدید راندمان پیل، توصیه نمی‌شود و بجای آن می‌توان از مواد دیگری همچون LSC^1 و $LSCF^2$ با هدایت یونی بالاتر در دماهای پایین استفاده کرد [۶].

۹- کاربردها

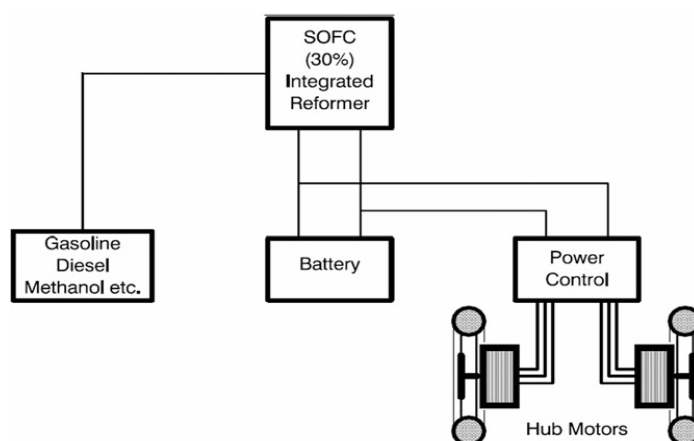
سازگاری پیل‌های سوختی اکسید جامد با محیط زیست، تعمیر و نگهداری آسان، انعطاف‌پذیری در انتخاب سوخت، آلودگی صوتی کم با توجه به عدم وجود قسمت‌های مکانیکی و توانایی تولید همزمان برق و گرما از میزان کیلووات تا مگاوات باعث جلب توجه محققان به کاربرد این نوع از پیل‌های سوختی در مصارف خانگی و صنعتی شده است.

۹-۱- ترکیب توربین گازی با پیل سوختی اکسید جامد

مطالعات تئوری سیکل‌های ترکیبی $SOFC-GT^3$ ، در سرتاسر جهان با استقبال خوبی از طرف محققان روبرو شده است. سامانه $SOFC-GT$ متشکل از شش جزء می‌باشد: کمپرسور هوا، رکوپراتور^۴ (یک نوع مبدل حرارتی با جریان متقاطع)، پیل سوختی دما بالا، محفظه‌ی احتراق، توربین گازی و توربین مولد برق. معمولاً توربین‌های گازی را می‌توان به دو روش متفاوت به $SOFC$ متصل نمود: ادغام غیر مستقیم و ادغام مستقیم. در ادغام مستقیم، $SOFC$ مستقیماً از طریق جایگزینی محفظه‌ی احتراق GT ، به سامانه افزوده می‌شود. هوای فشرده‌ی خروجی از کمپرسور قبل از ورود به بخش آندی $SOFC$ ، توسط گاز خروجی از توربین پیش گرم می‌شود. متان (گاز طبیعی) وارد بخش کاتدی $SOFC$ می‌شود. هوای خروجی از کاتد برای سوزاندن هیدروژن، دی اکسید کربن و متان به جای مانده در گاز خروجی بخش آند، مورد استفاده قرار می‌گیرد. مسئله تجهیزات مورد نیاز در ادغام غیر مستقیم $SOFC-GT$ همواره یک مسئله و موضوع مهم بوده و از این رو معمولاً از این سامانه استفاده نمی‌شود [۱۳].

۹-۲- استفاده از پیل سوختی اکسید جامد در سامانه‌های حمل و نقل

سازگاری $SOFC$ با سوخت‌های هیدروکربنی باعث شده است که $SOFC$ به یک رقیب قوی در عرصه‌ی حمل و نقل تبدیل گردد. اساساً یک خودرو با $SOFC$ معمولی، یک خودروی هیبریدی پیل سوختی است، که مجهز به یک باتری بافر کوچک و یک منبع توان نسبتاً کوچک $SOFC$ بوده که معمولاً به صورت پیوسته بنزین و سوخت‌های متداول دیزلی را به برق DC تبدیل می‌کند. دمای پیل سوختی مطابق با نیاز واقعی خودرو تنظیم می‌گردد. (شکل ۱۳)



شکل ۱۲- ماشین هیبریدی پیل سوختی اکسید جامد [۱۳].

¹ La Sr CoO₃
² La Sr Fe CoO₃
³ Gas Turbine
⁴ recuperator

برای حذف تمام مشکلات استفاده از پیل‌های سوختی پلیمری همچون نیاز به سوخت هیدروژن و یا فلزات گرانبها، SOFC یک راه حل و گزینه‌ی مناسب است. هر نوع سوختی را می‌توان در SOFC استفاده نمود. در این سیستم به هیچ کاتالیست فلزی گرانبهایی نیاز نیست. گازهای داغ هدر رفته از طریق لوله‌ی خروجی جمع‌آوری و حذف می‌شوند. هیچ محدودیت آب و هوایی و هیچگونه محدودیت مسافت، در این سامانه وجود ندارد. همچنین دمای عملیاتی بالای SOFC باعث بروز مشکل جدی نمی‌شود. از طرفی، می‌توان مشکل تاخیر زیاد در زمان استارت SOFC را به وسیله‌ی انرژی حاصل از باتری بافر، که به صورت موازی در این سامانه هیبریدی به پیل سوختی متصل شده است، مرتفع ساخت. علاوه بر این، خروجی SOFC می‌تواند بسته به تنظیم دمای عملیاتی، که مطابق با نیاز واقعی توان یا میزان شارژ باتری بافر می‌باشد، تغییر کند. جدول ۴ تفاوت‌های عمده بین وسیله‌ی نقلیه‌ی ساخته شده با پیل سوختی پلیمری و اکسید جامد را نشان می‌دهد [۱۳].

جدول ۴- مقایسه بین وسیله‌ی نقلیه‌ی ساخته شده با پیل سوختی پلیمری و اکسید جامد [۱۳].

ویژگی	پیل سوختی اکسید جامد	پیل سوختی پلیمری
دمای کارکرد	۷۵۰ درجه سانتیگراد	۸۰ درجه سانتیگراد
نسبت توان به وزن استک	۱ کیلووات به کیلوگرم	۱ کیلووات به کیلوگرم
راندمان کل	٪۵۰	٪۴۰
محدوده کارکرد	۱۰۰۰ کیلومتر	۸۰۰ کیلومتر
سیستم سرمایش	نیاز ندارد	نیاز دارد
پیچیدگی سیستم	کم	زیاد
سیستم الکتریکی	ساده	پیچیده
سوخت	هیدروژن/گاز طبیعی	هیدروژن
زمان شروع به کار	در حد دقیقه	در حد ثانیه

مراجع

- [1] Yoon, Daeil, Jong-Jin Lee, Hae-Gu Park, and Sang-Hoon Hyun. "NiO/YSZ-YSZ nanocomposite functional layer for high performance solid oxide fuel cell anodes." *Journal of The Electrochemical Society* 157, no. 4 (2010): B455-B462.
- [2] Huang, Kevin, and John B. Goodenough. *Solid oxide fuel cell technology: principles, performance and operations*. Elsevier, 2009.
- [3] Shri Prakash, B., S. Senthil Kumar, and S. T. Aruna. "Properties and development of Ni/YSZ as an anode material in solid oxide fuel cell: A review." *Renewable and Sustainable Energy Reviews* 36 (2014): 149-179.
- [4] Sharaf, Omar Z., and Mehmet F. Orhan. "An overview of fuel cell technology: Fundamentals and applications." *Renewable and Sustainable Energy Reviews* 32 (2014): 810-853
- [5] Singhal, Subhash C. "Solid oxide fuel cells for stationary, mobile, and military applications." *Solid State Ionics* 152 (2002): 405-410.
- [6] Handbook, Fuel Cell. "EG&G technical services." Inc., Albuquerque, NM, DOE/NETL-2004/1206 (2004)
- [7] TLP library, Solid oxide fuel cells, Doitpoms, http://www.doitpoms.ac.uk/tlplib/fuel-cells/high_temp_softc.php, (accessed November 25, 2014)
- [8] Kendall, K. "Progress in solid oxide fuel cell materials." *International materials reviews* 50, no. 5 (2005): 257-264.
- [9] Yamamoto, Osamu. "Solid oxide fuel cells: fundamental aspects and prospects." *Electrochimica Acta* 45, no. 15 (2000): 2423-2435.
- [10] Kim, Young Nam, "PEROVSKITE-RELATED AND TRIGONAL RBaCo4O7-BASED OXIDE CATHODES FOR INTERMEDIATE TEMPERATURE SOLID OXIDE FUEL CELLS", University of Texas, 2011.
- [11] Müller, Axel C., Dirk Herbristrit, and Ellen Ivers-Tiffée. "Development of a multilayer anode for solid oxide fuel cells." *Solid State Ionics* 152 (2002): 537-542.
- [12] Peters, Christoph. *Grain-Size Effects in Nanoscaled Electrolyte and Cathode Thin Films for Solid Oxide Fuel Cells (SOFC)*, University Karlsruhe, 2009.
- [13] Choudhury, Arnab, H. Chandra, and A. Arora. "Application of solid oxide fuel cell technology for power generation—a review." *Renewable and Sustainable Energy Reviews* 20 (2013): 430-442.

شیشه - سرامیک‌های شفاف - انواع، خواص و کاربرد

وجیهه خانی، پروین علیزاده

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه تربیت مدرس



مهندس وجیهه خانی مولف اصلی
این مقاله، دانشجوی دکتری
مهندسی مواد - سرامیک /
دانشگاه تربیت مدرس
می باشد.

Vajihe.khani@modares.ac.ir

چکیده: شیشه - سرامیک‌های نانو کریستال با شفافیت اپتیکی به دلیل خواص مناسب نسبت به شیشه‌ها و تک کریستال‌ها ارجحیت دارند. خواص ویژه این گروه از مواد، آنها را به عنوان مواد مهندسی جدید مطرح می‌کند. این شیشه - سرامیک‌ها با توجه به نوع فاز بلوری و زمینه شیشه‌ای، می‌توانند خواص نوری، مکانیکی و الکتریکی ویژه‌ای برخوردار باشند. شیشه - سرامیک‌های شفاف گزینه مناسبی برای کاربردهای اپتیکی خاص می‌باشند زیرا نور می‌تواند به آسانی درون آنها نفوذ کرده و یون‌های اپتیکی را فعال نماید. همچنین ساخت آنها به صورت اشکال مختلف مانند الیاف یا صفحه‌ای شکل آسان است. این مواد پیشرفته مهندسی کاربردهای جدیدی بویژه در لیزرهای حالت جامد، سلول‌های خورشیدی، دیوهای نشر نور و وسایل فوتونیک دارند.

کلمات کلیدی: مواد مهندسی پیشرفته، شیشه - سرامیک، شفافیت، نانو کریستال، خواص نوری

۱- مقدمه

تکنولوژی مدرن امروزه نیازمند مواد جدیدی با کارایی زیاد می‌باشد. در عصر جدید مواد پیشرفته نقش مهمی در بهبود کیفیت عمومی زندگی بشر ایفا می‌کنند. در بین تمامی این مواد جدید، شیشه - سرامیک‌ها گروهی از این مواد هستند که زمینه جدید و مستقلی را در علم مواد فراهم آورده‌اند. در این مواد امکان ترکیب خواص ویژه از سرامیک‌های معمول سینتر شده و شیشه‌ها وجود دارد. به این ترتیب امکان توسعه خواص جدید و ناشناخته‌ای که تاکنون در شیشه‌ها، سرامیک‌ها و یا حتی فلزات و مواد پلیمری آلی مشاهده نشده است، وجود دارد. مواد نانوساختار از دیدگاه علمی و کاربردهای عملی بسیار مورد توجه هستند. تبلور در شیشه‌ها یکی از روش‌های موثر در ساخت مواد نانوساختار می‌باشد. شیشه - سرامیک‌های با کریستال‌های کوچکتر از ۱۰۰ نانومتر را نانو کریستال می‌نامند. شیشه - سرامیک‌های شفاف شامل نانو کریستال‌ها را می‌توان از طریق جوانه‌زنی و رشد کنترل شده در شیشه‌ها بدست آورد [۱].

مزایای شیشه - سرامیک‌ها نسبت به شیشه‌ها و تک کریستال‌ها، آنها را به عنوان مواد اپتیکی جدید مطرح می‌کند. خواص نوری شیشه - سرامیک‌ها مشابه با تک کریستال‌ها می‌باشد. اما به دلیل قیمت تولید کم، سهولت ساخت قطعات به صورت اشکال مختلف و در ابعاد بزرگ، همچنین امکان استفاده از غلظت‌های بالای دوپنت، شیشه - سرامیک‌ها نسبت به تک کریستال‌ها ارجحیت دارند [۲].

در این تحقیق انواع شیشه - سرامیک‌های شفاف، کاربرد و خواص آنها بررسی شد.

۲- شیشه - سرامیک‌ها

شیشه - سرامیک‌ها جامدات چند بلوری هستند که دارای مقادیری از فاز شیشه می‌باشند. تکنولوژی شیشه - سرامیک بر مبنای جوانه‌زنی و کریستالیزاسیون کنترل شده در شیشه می‌باشد. ابتدا شیشه از طریق یکی از روش‌های تولید شیشه تهیه می‌شود و سپس از طریق حرارت به کامپوزیتی از فاز کریستالی پخش شده در زمینه شیشه‌ای تبدیل می‌شود. مفهوم کریستالیزاسیون کنترل شده شیشه شامل جدایش فاز کریستالی از فاز شیشه مادر به صورت کریستال‌های ریز می‌باشد، به طوری که تعداد کریستال‌ها، سرعت رشد آنها و همچنین اندازه نهایی آنها توسط

عملیات حرارتی مناسب کنترل شود. تهیه و ساخت موفقیت‌آمیز شیشه-سرامیک‌ها به ویژه وابسته به تشکیل تعداد کافی و زیاد هسته‌های کریستالی می‌باشد که به طور منظم در حجم شیشه توزیع شده و با افزایش دما رشد می‌کنند. کریستالیزاسیون کنترل شده نه تنها منجر به کنترل فاز تشکیل شده از نظر نوع و مورفولوژی فاز کریستالی می‌شود بلکه قطعه دارای آنچنان ویسکوزیته‌ای می‌شود که با وجود باقی ماندن فاز شیشه دچار تغییر فرم نمی‌گردد [۳].

ساختار کریستالین منظم و فوق‌العاده ریز که در سرتاسر ماده به طور یکنواخت پخش شده‌اند و همچنین عدم وجود حفره‌ها از مشخصات مهم ساختار شیشه-سرامیک‌ها بشمار می‌آید. این مشخصات به خوبی در برخی از خواص بروز کرده و شیشه-سرامیک‌ها را از دیگر مواد معمول سرامیکی متمایز می‌نماید. خواص شیشه-سرامیک‌ها نه تنها وابسته به خواص فیزیکی-شیمیایی فازهای شیشه و کریستالی می‌باشد بلکه وابسته به نوع فصل مشترک بین فاز شیشه و بلور، نیز وابسته به اندازه کریستال‌ها و مورفولوژی کلی فازهای شیشه و کریستال می‌باشد [۳].

به دلیل خواص مکانیکی، حرارتی و الکتریکی، مواد شیشه-سرامیک نه تنها قابل رقابت با مواد مرسوم می‌باشند بلکه اغلب نقش خود را بهتر ایفا می‌کنند. این محسّنات همچنین با دارا بودن خواص نوری بسیار خوب و مقاومت شیمیایی بالا بهتر جلوه می‌کند. به ویژه با ترکیبی از خواص موجود، دایره وسیعی از کاربرد در تمامی زمینه‌های صنعتی، آزمایشگاهی، تکنولوژی، پزشکی و مصارف خانگی به وجود می‌آید [۳]. گروهی از شیشه-سرامیک‌ها، دارای کریستال‌های با اندازه کمتر از ۱۰۰ نانومتر هستند که به طور یکنواخت در زمینه شیشه‌ای توزیع شده‌اند، اینها را اصطلاحاً نانوکریستال می‌نامند [۴].

۳- شیشه-سرامیک‌های شفاف

شیشه-سرامیک‌های شفاف معمولاً دو ویژگی مشخص دارند: آنها نانوکریستال هستند و پایداری حرارتی آنها از شیشه‌های مادرشان بیشتر است، بنابراین دمای کاربرد بالاتر از 800°C دارند [۴].

۳-۱- شرایط لازم برای ایجاد شفافیت

برای بدست آوردن شفافیت (Transparency) خوب نیاز است که پخش نور (Optical Scattering) در ماده کم باشد هم چنین ضریب جذب ماده نیز کوچک باشد.

مکانیزم‌های متفاوتی باعث افزایش جذب (Absorption) نور در سرامیک‌ها می‌شود:

(۱) تابش‌های با طول موج کوتاه در ناحیه فرابنفش می‌توانند سبب انتقال الکترون از لایه ظرفیت ماده به اوربیتال‌های با انرژی بالاتر شوند. اگر انرژی این تابش‌ها برابر با گاف انرژی مورد نیاز برای برانگیخته شدن الکترون‌های مزبور باشد، این الکترون‌ها می‌توانند طبق قوانین کوانتوم با جذب انرژی پرتوهای تابیده شده به سطوح بالاتر منتقل شوند.

(۲) جذب در ناحیه فرورسرخ به دلیل انتقالات الکترونی نمی‌باشد زیرا انرژی مربوط به تابش‌های ناحیه IR بسیار کمتر از تابش‌های UV می‌باشد. مسئله‌ای که باعث کاهش میزان عبور نور و افزایش جذب در این ناحیه می‌شود مربوط به ارتعاشات موجود در مولکول‌ها، شبکه‌های آمورف و ساختارهای کریستالی است.

(۳) عیوب نقطه‌ای در ساختارهای کریستالی (مانند جای خالی اکسیژن یا حضور ناخالصی‌ها) باعث جذب در نواحی خاصی از طیف الکترومغناطیس می‌شوند. مثال شناخته شده در این حالت تک کریستال Al_2O_3 با رنگ قرمز می‌باشد. حضور یون کروم در ساختار Al_2O_3 باعث جذب نور سبز و بنفش از طیف نور سفید می‌شود که در نهایت رنگ قرمز را به وجود می‌آورد [۵].

پخش کم می‌تواند توسط یکی از دو حالت زیر بدست آید: حالت اول این است که ضرایب شکست نور در فازهای کریستالی و شیشه زمینه با هم مشابه باشند و تفاوت ضرایب شکست در آنها بسیار ناچیز باشد. شیشه-سرامیک‌های با این ویژگی در سیستم‌های $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO-ZnO-ZrO}_2$ با فاز کریستالی محلول جامد β -کوارتز شامل Mg و Zn مشاهده می‌شوند. با وجود اینکه اندازه کریستال‌ها می‌تواند تا ۱۰ میکرون هم افزایش یابد اما ایزوتروپی اپتیکی کریستال‌های β -کوارتز باعث می‌شود شیشه-سرامیک تولید شده شفافیت بالایی داشته باشد. حالت دوم وقتی برقرار می‌شود که اندازه کریستال‌ها کوچکتر از طول موج نور عبوری باشد. در این حالت، دو نوع مدل پخش وجود دارد. مدل اول، پخش نور توسط هر یک از ذرات را مستقل از

یکدیگر دانسته و از تئوری Rayleigh-Gans پیروی می‌کند. در این حالت تیرگی کل σ_p عبارتست از [۶]:

$$\sigma_p \approx 2(NVK^4 a^3 (n\Delta n)^2)/3$$

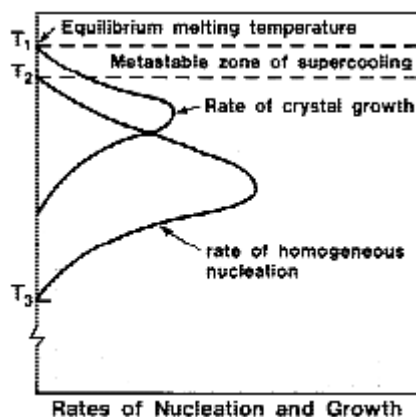
در این رابطه N دانسیته ذرات، V حجم ذره، a شعاع ذره، $K=2\pi/\lambda$ که λ طول موج است، n ضریب شکست کریستال و Δn تفاوت ضرایب شکست کریستال و شیشه زمینه می‌باشد. در عمل برای دستیابی به شفافیت خوب باید ذراتی با شعاع کمتر از ۱۵ نانومتر و تفاوت ضرایب شکست کمتر از ۰/۱ داشت. دستیابی به این شرایط نسبتاً سخت است ولی می‌توان بدست آورد. در مدل پخش دوم که [۷] Hopper و [۸] Andreev، به‌طور جداگانه آن را ارائه دادند اثر متقابل پخش نور توسط هر یک از ذرات نیز در نظر گرفته می‌شود. در این تئوری ذرات در فواصل کوچکتری نسبت به هم قرار می‌گیرند. بر طبق این تئوری فاصله ذرات نباید کوچکتر از شعاع ذره باشد اما حداکثر هم تا ۶ برابر شعاع ذره می‌تواند باشد. Hopper رابطه زیر را برای تیرگی کل بیان کرده است:

$$\sigma_p \approx (2 \times 10^{-3}) K^4 \theta^3 (n\Delta n)^2 / 3$$

θ پهناي فاز اصلی $(a+w/2)$ و w برابر با فاصله بین ذره‌ای می‌باشد.

طبق این مدل برای ایجاد شفافیت مناسب اندازه ذرات می‌تواند حداکثر تا ۳۰ نانومتر و تفاوت بین ضرایب شکست تا $\Delta n=0/3$ افزایش یابد.

برای بدست آوردن کریستال‌های خیلی ریز باید مرحله جوانی‌زنی بهینه باشد. شکل ۱ نمودار کلاسیک Tamann را نشان می‌دهد که بیانگر اثر دما روی سرعت جوانی‌زنی و رشد هموزن است [۹]. دمای جوانی‌زنی بهینه قبل از سرعت بهینه رشد قرار دارد. هر دوی سرعت جوانی‌زنی و رشد در دماهای کم توسط عوامل کینتیکی (ویسکوزیته) و در دماهای نزدیک دمای ذوب توسط عوامل ترمودینامیکی محدود می‌شوند. اگر چه سرعت جوانی‌زنی هتروژن می‌تواند پیچیده‌تر باشد، اما براساس قانون کلی، دمای جوانی‌زنی بهینه کمتر از دمای رشد کریستال بوده و اغلب بین ۵۰ تا ۱۰۰°C بالاتر از دمای شیشه‌ای شدن (T_g) می‌باشد. سرعت رشد کریستال باید کم باشد تا در نهایت دانه‌هایی با اندازه مینیمم بدست آیند. بدین منظور بهتر است تفاوت دمایی بین دماهای جوانی‌زنی و رشد از تفاوت بین ماکزیمم پیک‌ها کوچکتر باشد [۴].



شکل ۱- اثر دما بر سرعت جوانی‌زنی و رشد [۹]

۴- انواع شیشه-سرامیک‌های شفاف

شیشه-سرامیک‌های شفاف را می‌توان بر اساس خواص و کاربرد به سه دسته کلی تقسیم‌بندی نمود:

۴-۱- شیشه-سرامیک‌های با انبساط حرارتی خیلی کم

اغلب شیشه-سرامیک‌های تجاری به دلیل خواص حرارتی مناسب مانند ضریب انبساط حرارتی نزدیک به صفر، مقاومت به شوک حرارتی و پایداری شیمیایی مورد توجه هستند. این گروه شیشه-سرامیک‌ها دارای فاز کریستالی محلول جامد β -کوارتز می‌باشند. ساختار β -کوارتز ایده‌آل شامل چهاروجهی‌های SiO_2 به هم پیوسته و ماریچ است. بین دو ماریچ، حفرات چهاروجهی ایجاد می‌شوند که مستعد پذیرش کاتیون‌های کوچک با شعاع یونی ۰/۰۸-۰/۰۶ نانومتر می‌باشند. در اثر جانشینی کاتیون‌های

Al^{3+} به جای Si^{4+} در موقعیت‌های چهاروجهی کوارتز، تعادل بار به هم خورده و بنابراین برای حفظ تعادل بار الکتریکی، یون‌های کوچک در داخل حفرات چهاروجهی بین‌نشین می‌شوند. اغلب، یون‌های Li^+ ، Mg^{2+} و Zn^{2+} این فضای بین‌نشین را پر می‌کنند اما یون‌های دیگری مانند Fe^{2+} ، Mn^{2+} و Co^{2+} نیز می‌توانند به مقدار کمی در این مکان‌ها جایگزین شوند. محلول‌های جامد β -کوارتز فسفاتی نیز وجود دارند که در آنها $AlPO_4$ به طور جزئی جانشین SiO_2 می‌شود. شیشه-سرامیک تجاری Zerodur مثالی از یک ترکیب β -کوارتز فسفاتی می‌باشد.

Zerodur شیشه-سرامیک آلومینوسیلیکاتی شامل کریستال‌های 50 نانومتری β -کوارتز و 70 درصد فاز کریستالی است. این شیشه-سرامیک در طول موج $2\mu m - 4\mu m$ بیشتر از 90% عبور نور دارد. ضریب انبساط حرارتی این TGC در محدوده دمایی $0 - 1000^\circ C$ تقریباً صفر ($0 \pm 0.02 \times 10^{-6} k^{-1}$) است. Zerodur جانشین ژيروسکوپ‌های مکانیکی در هواپیماها شده است. این شیشه-سرامیک حتی در ژيروسکوپ‌های لیزر حلقه‌ای نیز به کار می‌رود [۴].

جدول ۱- شیشه-سرامیک‌های شفاف تجاری شامل فاز کریستالی محلول جامد β -کوارتز [۴]

ترکیب شیمیایی (wt%)				
Q4	Q3	Q2	Q1	اکسید
Neoceram (NEG)	Ceran (Schott)	Zerodur (Schott)	Visions (Corning)	
۶۵/۱	۶۳/۴	۵۵/۴	۶۸/۸	SiO_2
۲۲/۶	۲۲/۷	۲۵/۴	۱۹/۲	Al_2O_3
۴/۲	۳/۳	۳/۷	۲/۷	Li_2O
۰/۵		۱/۰	۱/۸	MgO
	۱/۳	۱/۶	۱/۰	ZnO
	۲/۲		۰/۸	BaO
۱/۲		۷/۲		P_2O_5
۲/۰	۲/۷	۲/۳	۲/۷	TiO_2
۲/۳	۱/۵	۱/۸	۱/۸	ZrO_2



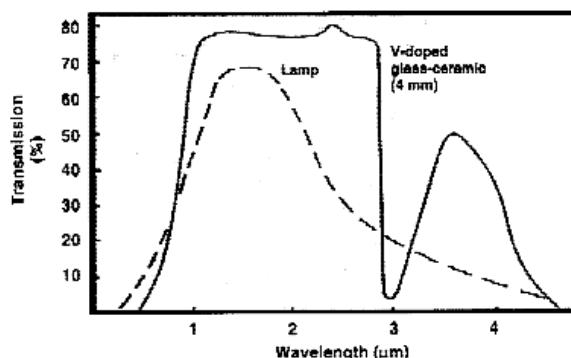
شکل ۲- تصویر TEM از شیشه-سرامیک تجاری Zerodur به بزرگنمایی 0.1 میکرون [۴]

نمایشگرهای کریستال مایع (LCD) کامپیوترهای لپ‌تاپ نیز از جنس (Transparent Glass-Ceramics) TGC با ترکیب لیتیم‌آلومینوسیلیکات هستند که فاز کریستالی آنها β -کوارتز می‌باشد. شیشه-سرامیک‌هایی که شرکت Nippon Electrical Glass در ژاپن تحت نام تجاری Neocream تولید می‌کند نیز جزء این خانواده از شیشه-سرامیک‌ها می‌باشند [۱۰]. این شیشه-سرامیک‌ها در کاربردهایی که کنترل دقیق ابعاد بسیار مهم است به کار می‌روند مانند شیشه خام آینه‌های تلسکوپ، آینه‌های انعکاسی و ژيروسکوپ‌ها. این شیشه-سرامیک‌ها به‌طور گسترده در ساخت درب و پنجره‌های ضد آتش، ظروف خوراک‌پزی (VISIONS) و همچنین سطوح تابنده اجاق گازهای الکتریکی نیز استفاده می‌شوند.



شکل ۳- کاربردهایی از شیشه-سرامیک β -کوارتز [۴]

برای کاربرد در اجاق گازها معمولاً شیشه-سرامیک را با $1\% \text{ V}_2\text{O}_5$ دوپ می‌کنند. اگر چه ظاهر این مواد تیره‌رنگ است اما این مواد تابش‌های محدوده فروسرخ را به‌طور کامل از خود عبور می‌دهند، دقیقاً همان نواحی که لامپ هالوژن تنگستنی و سایر المنت‌های حرارتی انرژی تابش می‌کنند. شکل ۴ منحنی عبور نور شیشه-سرامیک β -کوارتز و لامپ هالوژن تنگستنی را نشان می‌دهد. اگرچه این شیشه-سرامیک بیشتر تابش‌های مرئی را جذب می‌کند ولی به‌طور خیلی موثر تابش‌های محدوده IR را از خود عبور می‌دهد [۴].

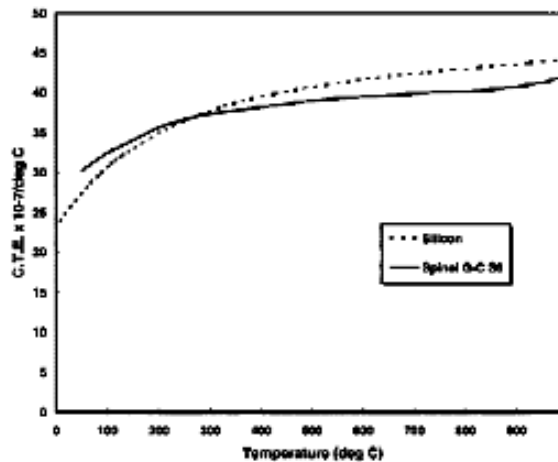


شکل ۴- منحنی عبور نور برای لامپ تنگستن و شیشه-سرامیک β -کوارتز [۴]

۲-۴- شیشه-سرامیک‌های الکتریکی

۲-۴-۱- مواد زیرلایه و LCD

موادی که به عنوان زیرلایه و نمایشگرهای کریستال مایع به کار می‌روند باید پایداری حرارتی بالایی داشته همچنین از خواص مکانیکی مناسبی برخوردار باشند. علاوه بر این مهم‌ترین پارامتر رفتار انبساط حرارتی آنها است. این مواد باید ضریب انبساط حرارتی مشابه با سیلیکون داشته باشند تا برای کاربرد به عنوان زیرلایه در ساخت نیمه‌هادی‌ها و مدارهای الکترونیک مناسب باشند. مهم‌ترین شیشه-سرامیک‌هایی که به عنوان زیرلایه استفاده می‌شوند شیشه-سرامیک‌های شفاف اسپینل می‌باشند. شکل ۵ نمودار انبساط حرارتی را در محدوده دمایی $0-1000^\circ\text{C}$ برای سیلیکون و شیشه-سرامیک اسپینل نشان می‌دهد.



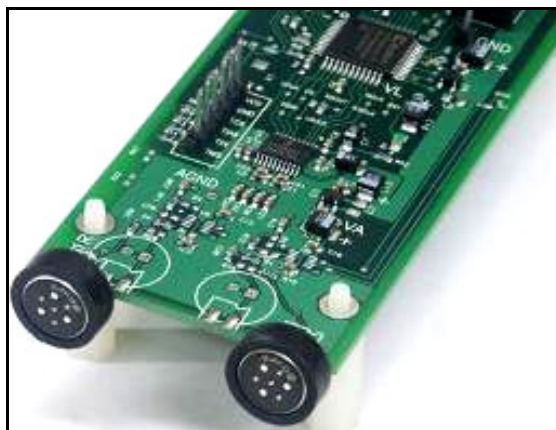
شکل ۵- رفتار انبساط حرارتی در سیلیکون و شیشه- سرامیک اسپینل شفاف [۴]

اسپینل ساختار کریستالی مکعبی با فرمول شیمیایی عمومی AB_2O_4 دارد. A آرایش چهار وجهی داشته مانند فلزات دو ظرفیتی Zn, Mg, Fe, Mn و B آرایش هشت وجهی مانند فلزات سه ظرفیتی از جمله Al, Fe, Cr دارد. شیشه- سرامیک‌های شفاف در محدوده ترکیبی گانیت ($ZnAl_2O_4$) تا اسپینل ($MgAl_2O_4$) را می‌توان از شیشه‌هایی با سیستم $Al_2O_3-SiO_2-MgO-ZnO$ و عوامل جوانه‌زای ZrO_2 یا TiO_2 تهیه نمود. در این شیشه- سرامیک‌ها جوانه‌زنی از طریق جدایش فازی خیلی ریز و یکدست به نواحی غنی از SiO_2 و TiO_2/Al_2O_3 پیشرفت می‌کند. استفاده از TiO_2 یا مخلوطی از TiO_2 و ZrO_2 به عنوان عامل جوانه‌زا به جای اینکه تماماً از ZrO_2 استفاده شود باعث کاهش دمای ذوب شیشه‌های اولیه می‌شود. از طرف دیگر برای شیشه‌های که مقدار زیادی MgO دارند TiO_2 مؤثرتر از ZrO_2 عمل می‌کند. اگرچه ZrO_2 تراگونال رسوب کرده و به عنوان مکان جوانه زنی برای کریستال‌های اسپینل عمل می‌کنند، اما در شیشه سرامیک‌های اسپینل شامل TiO_2 هیچ اثری از فاز تیتانات کریستالی مشاهده نمی‌شود. در این شیشه سرامیک‌ها جوانه زنی از طریق جدایش فازی خیلی ریز و یکدست به نواحی غنی از SiO_2 و TiO_2/Al_2O_3 پیشرفت می‌کند، سپس کریستال‌های کروی شکل اسپینل با اندازه ۵۰-۱۰ نانومتر درون این نواحی کریستاله می‌شوند. TiO_2 همچنین به عنوان یک جزء مکمل در ساختار اسپینل عمل می‌کند. یون‌های Ti^{4+} می‌توانند وارد مکانهای اکتاهدرال (B) در ساختار اسپینل شوند.

شیشه- سرامیک‌های اسپینل اغلب پایداری حرارتی خیلی خوبی دارند. دمای نقطه کرنش در این شیشه- سرامیک‌ها خیلی بالاتر از شیشه‌های مادرشان است، زیرا در طی کریستالیزاسیون، گداز‌آورهای موجود در ترکیب، زمینه شیشه‌ای را ترک کرده و وارد فاز کریستالی می‌شوند بنابراین فاز زمینه غنی از سیلیس خواهد شد. این شیشه سیلیسی دمای کاربرد بالا (معمولاً $>900^\circ C$) و پایداری شیمیایی بسیار خوبی دارد [۴].

اغلب از سیلیکای آمورف (Fused Silica) به عنوان زیرلایه استفاده می‌شود اما قیمت تولید بالا، محدودیت ابعاد و تفاوت در رفتار انبساط حرارتی آن با سیلیکون استفاده از آن را محدود می‌سازد. در صورتی که اگر از TGCها به عنوان زیرلایه استفاده شود علاوه بر کاهش هزینه‌های تولید، بازده و درصد اطمینان نیز افزایش می‌یابد [۱۱].

کریستال‌های اسپینل $MgAl_2O_4$ ، $MgGa_2O_4$ و $LiGa_5O_8$ جز کریستال‌های دی‌الکتریک نیز بشمار می‌روند و رفتار اپتیک غیرخطی دارند. افزودن اکسید فلزات واسطه مانند Co^{2+} ، Cr^{2+} و Ni^{2+} و خاک‌های کمیاب به این شیشه‌ها منجر به تولید شیشه- سرامیک‌های شفاف می‌شود که در ناحیه IR باندهای جذب و نشر قوی داشته و برای کاربرد در لیزرهای فروسرخ نزدیک (NIR) بسیار مناسب هستند. این مواد به دلیل ویژگی‌های غیرخطی و اپتیکی مناسب در لیزرهای حالت جامد، سنسورهای شیمیایی، جراحی‌های پزشکی و حافظه‌های مغناطیسی استفاده می‌شوند. تشدید ویژگی لومینسنس در شیشه- سرامیک نسبت به شیشه اولیه، دلیل بر قرار گرفتن یون‌های فلزات انتقالی در موقعیت هشت وجهی کریستال اسپینل می‌باشد [۱۲ و ۱۳].



شکل ۶- زیرلایه‌های الکترونیکی

۴-۲-۲- مواد فروالکترونیک و دی‌الکترونیک

امروزه در صنایع الکترونیک و الکترواپتیک به طور عمده از شیشه-سرامیک‌هایی که حاوی کریستال‌های دی‌الکترونیک و فروالکترونیک هستند استفاده می‌گردد. شیشه-سرامیک‌ها به دلیل قیمت کم و سرعت بالای تولید، امکان فراهم کردن ترکیبی از خواص در کنار هم و کنترل دقیق خواص نسبت به تک‌کریستال‌ها برتری دارند.

یکی از پارامترهای مهم در کاربردهای الکترونیکی، شاخص الکترواپتیک یا ضریب اپتیک غیرخطی است که با پدیده الکترواپتیک Kerr نشان داده می‌شود. پدیده Kerr عبارتست از تغییر ضریب شکست ماده تحت اعمال میدان الکترونیکی. در بهترین شیشه‌ها مقدار ضریب Kerr حدود 10^{-14} M/V^2 می‌باشد. کریستالیزاسیون در شیشه می‌تواند باعث افزایش ضریب Kerr شود و آنرا به طور متوسط تا 10^{-12} M/V^2 افزایش دهد. تحقیقات ثابت کرده‌اند که ضریب Kerr به میزان فاز کریستالی بستگی داشته و با بالا رفتن درصد حجمی فاز کریستالی افزایش می‌یابد. شیشه‌های حاوی کریستال‌های الکترواپتیک مانند LiNbO_3 بالاترین ضریب Kerr را در بین شیشه‌سرامیک‌ها دارند [۱۴].

کریستال‌های گروه ABO_3 مانند $(\text{Li}, \text{K}, \text{Na}) \text{NbO}_3$ [۱۵ و ۱۶]، BaTiO_3 ، LiTaO_3 [۱۷] و ... مواد فروالکترونیکی هستند که می‌توانند در شیشه‌های اکسیدی (سیلیسی، ژرماناتی و ...) کریستاله شوند. این TGCها به دلیل ضریب اپتیک غیرخطی بالا و شفافیت زیاد در نواحی مرئی و فروسرخ در پیزوالکترونیک‌ها، سیستم‌های هدایت هواپیما و موجر در رسانه‌ها به کار می‌روند [۱۶]. خواص الکترونیکی شیشه-سرامیک نه تنها به نوع فاز کریستالی، بلکه به روش کریستالیزاسیون، اندازه کریستال‌ها و شرایط ساخت قطعه نیز بستگی دارد [۱۴].

شیشه‌سرامیک‌های نایوبیم از جمله مهم‌ترین مواد مناسب برای کاربردهای الکترونیکی و نوری می‌باشند که می‌توان آنها را از شیشه‌ها سیلیکاتی، ژرماناتی و سیلیکاتی - ژرماناتی تولید کرد. اکسید نایوبیم Nb_2O_5 می‌تواند عدد همسایگی ۴ و ۶ داشته باشد و در شیشه‌ها هم به عنوان اکسید دگرگون ساز و هم اکسید شبکه ساز نقش بازی کند. Nb_2O_5 ساختار سه بعدی از هشت وجهی‌های NbO_6 متصل به چهار وجهی‌های SiO_4 و GeO_4 تشکیل داده و توانایی شیشه سازی را بالا می‌برد. امروزه تحقیقات بسیاری روی سیستم‌هایی که حاوی کریستال‌های نایوبات هستند صورت می‌گیرد [۱۵].

۴-۳- شیشه-سرامیک‌های اپتیک

فوتونیک عبارتست از تکنولوژی انتقال اطلاعات توسط نور. موادی که رفتار اپتیک غیرخطی دارند اساس این تکنولوژی جدید را تشکیل می‌دهند.

کاربردهای فوتونیک عبارتند از:

الف) نشر لیزر (Laser Emission)

ب) مبدل فرکانس (Frequency up-conversion)

ج) تقویت کننده امواج (Amplification)

الف) نشر لیزر

لیزر منبعی برای تولید تابش‌های تک‌رنگ، همگرا و هم‌جهت می‌باشد. لیزرها قابلیت تولید پرتوهای پرنرژی در تمام نواحی الکترومغناطیس را دارند. مکانیزم کار لیزر براساس فرآیند تابش از طریق نشر برانگیخته می‌باشد. در هر فرآیند نشر، سه یا چهار سطح انرژی شرکت می‌کنند. سطوح انرژی شرکت کننده به یون‌های فلزات واسطه یا عناصر خاکی کمیاب (Earth Rare Elements:REE) تعلق دارند [۱۸].

از مشکلات عمده در لیزرها انتقالات غیر تابشی هستند که منجر به پراکندگی انرژی می‌شوند. هنگامی که الکترونی برانگیخته می‌شود و به سطوح بالاتر از حالت پایه خود می‌رود، مقداری انرژی جذب می‌کند. حالت ثانویه حالتی ناپایدار است و الکترون تمایل دارد که به حالت پایه خود برگردد. الکترون می‌تواند اختلاف انرژی بین سطوح اولیه و ثانویه را به چند صورت آزاد کند. در کار با لیزر مطلوب است که این انرژی به صورت پرتویی با طول موج خاص تابش شود اما ممکن است الکترون در اثر برخورد با فونون‌ها و اتم‌های دیگر انرژی خود را از دست بدهد، و بنابراین انتقالات غیرتابشی اتفاق می‌افتند. هرچقدر مقدار انرژی ارتعاشی برای زمینه‌ای که اطراف یون‌های ایتیکی را فراگرفته است بیشتر باشد احتمال اتفاق افتادن این انتقالات غیرتابشی نیز افزایش می‌یابد. مقدار انرژی ارتعاشی برای شیشه‌های گوناگون در جدول ۲ آورده شده است. حضور گروه‌های OH در شیشه زمینه نیز احتمال انتقالات غیرتابشی را افزایش می‌دهد [۱۹].

جدول ۲- مقدار ماکزیمم انرژی ارتعاشی در شیشه‌های غیر آلی [۱۹]

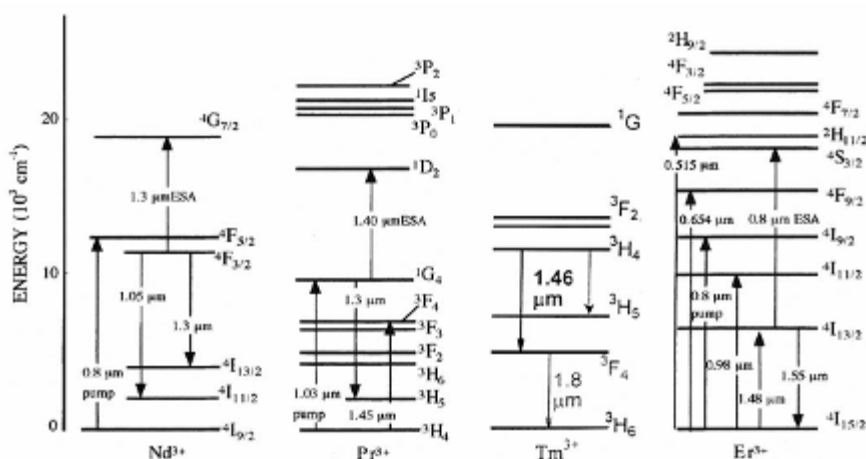
شیشه	$h\nu$ (cm ⁻¹)
سیلیکاتی	۱۱۰۰-۱۰۰۰
ژرماناتی	۹۷۵-۸۰۰
تلوریتی	۸۵۰-۶۰۰
فلورایدی	۶۰۰-۵۰۰
کالکوژنید	۳۰۰-۲۰۰
LaBr ₃	۱۷۵

ب) مبدل فرکانس

امروزه در بسیاری از وسایل ایتیکی از لیزرهای فروسرخ به‌عنوان منبع تابش استفاده می‌شود. سپس این تابش‌های IR توسط مواد لومینسنسی که مبدل فرکانس هستند به تابش‌های مرئی تبدیل می‌شوند. درحقیقت این گروه از مواد فوتون‌های کم‌انرژی در ناحیه فروسرخ را جذب کرده و فوتون‌های با انرژی بیشتر در ناحیه مرئی گسیل می‌کنند. در این‌گونه کاربردها، شیشه میزبان می‌باید ضریب جذب پایین، انرژی ارتعاشی کم، حد حلالیت بالا برای عناصر خاکی کمیاب و ضریب شکست بالایی داشته باشد. معمولاً از شیشه‌ها و کریستال‌های فلوراید دوپ شده با یون اربیم (Er³⁺) برای کاربرد تبدیل فرکانس استفاده می‌شود. تاکنون گزارشی از کاربرد شیشه‌های اکسیدی مرسوم برای این نوع کاربردها ارائه نشده است. دلیل این پدیده می‌تواند مربوط به زیاد بودن مقدار انرژی ارتعاشی در این شیشه‌ها و بنابراین احتمال زیاد روی دادن انتقالات غیرتابشی باشد [۱۹].

ج) تقویت کننده امواج

در رسانه‌ها و سیستم‌های ارتباطی به طور عمده از الیاف دوپ شده با عناصر خاکی کمیاب به عنوان هادی موج استفاده می‌شود. نقش این الیاف تقویت سیگنال‌های ضعیف با طول موج ۱/۳ μm و ۱/۵ μm می‌باشد. خروجی این وسایل، سیگنالی با همان طول موج سیگنال ورودی است ولی با شدت زیاد و نویز کم. به طور عمده پنج یون از میان عناصر خاکی کمیاب برای کاربرد به عنوان تقویت کننده امواج مورد استفاده قرار می‌گیرند که عبارتند از: Er³⁺, Tm³⁺, Nd³⁺, Pr³⁺ و Dy³⁺ [۱۹]. شکل ۷ سطوح انرژی الکترونی را در این یون‌ها نشان می‌دهد.



شکل ۷- سطوح انرژی الکترونی در تعدادی از عناصر خاکی کمیاب [۱۹]

انواع سیستم‌های شیشه-سرامیک شفاف که کاربرد اپتیکی دارند عبارتند از: شیشه-سرامیک‌های اکسی‌فلوراید [۱۹، ۲۰ و ۲۱]، شیشه-سرامیک‌های مولایتی [۲۲ و ۲۴]، شیشه-سرامیک‌های کالکوزنید [۲۳]، شیشه-سرامیک‌های ژرماناتی [۲۴]، شیشه-سرامیک‌های لیتیم‌آلمینوسیلیکاتی [۲۵]، شیشه-سرامیک‌های کوردیریت [۲۶]، شیشه-سرامیک‌های بوراتی [۲۷]، شیشه-سرامیک‌های فسفاتی [۲۸] و شیشه-سرامیک‌های میکا [۲۹ و ۳۰].

۴-۳-۱- شیشه-سرامیک‌های اکسی‌فلوراید

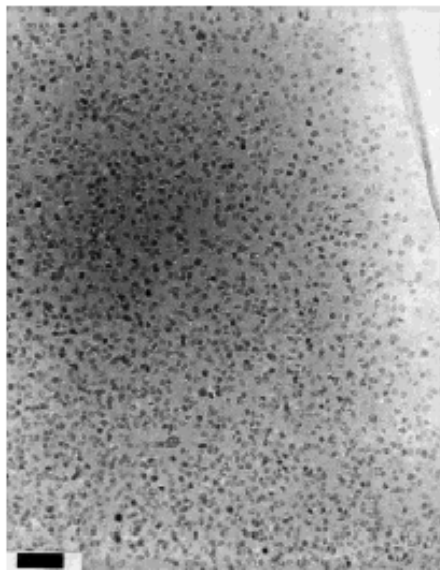
شیشه‌ها می‌توانند در سیستم‌های لیزر نقش متفاوتی را ایفا کنند برای مثال میزبانی برای یون‌های اپتیکی باشند. در این میان شیشه‌ها و کریستال‌های فلوراید به دلیل شفافیت بالا از ناحیه فرابنفش تا فرورسوخ نزدیک، حد حلالیت بسیار زیاد برای عناصر خاکی کمیاب و انرژی‌های ارتعاشی کم، انتخاب مناسبی برای مواد میزبان لیزر می‌باشند. اما شیشه‌های فلورایدی خواص فیزیکی (مکانیکی، شیمیایی و حرارتی) ضعیفی داشته و بنابراین تولید و ساخت آنها مشکلات زیادی به همراه دارد [۱۹].

شیشه‌های اکسیدی از نظر پایداری مکانیکی و شیمیایی و همچنین سهولت روش‌های تولید نسبت به فلوراید‌ها ارجحیت دارند. اما خصوصیتی که کاربرد این شیشه‌ها را به‌عنوان مواد لیزر محدود می‌کند، شفافیت محدود (۳۰۰-۳۰۰۰ نانومتر) و حد حلالیت کم آنها برای یون‌های اپتیکی است.

از همان ابتدا محققان به دنبال ترکیب خواص شیشه‌های فلورایدی و اکسیدی بوده‌اند. اولین بار در سال ۱۹۷۵، Auzel و همکارانش [۲۰] گروهی از مواد با درصد پایینی از کریستال را گزارش کردند که برای تبدیل فرکانس در ناحیه IR به کار می‌رفتند. ایشان اکسیدهای شیشه‌ساز معمول مانند SiO_2 ، GeO_2 و P_2O_5 را با اکسیدهای خاکی کمیاب و PbF_2 مخلوط کرده و توانستند موادی با لومینسنس قوی بدست آورد. شیشه-سرامیک‌های حاصل دارای کریستال‌هایی با اندازه بزرگتر از ۱۰ میکرون بوده و بنابراین شفاف نبودند.

بعد از او در سال ۱۹۹۳، Wang و Ohwaki [۲۱] برای اولین بار شیشه-سرامیک‌های اکسی‌فلوراید شفاف را تولید نمودند. شیشه-سرامیک بدست آمده شامل کریستال‌های مکعبی شکل فلوراید توزیع شده در یک شیشه آلومینوسیلیکات بود. نتایج پراش اشعه ایکس حضور نانوکریستال‌های ۲۰ نانومتری فلوراید سرب کادمیم $\text{Pb}_x\text{Cd}_{1-x}\text{F}_2$ دوپ شده با Er^{3+} و Yb^{3+} را نشان می‌دادند. شدت نشر اندازه‌گیری شده از شیشه-سرامیک تقریباً ۱۰-۲ برابر شیشه فلورید آلومینوسیلیکات بود. این شیشه-سرامیک‌ها برای کاربرد در وسایل لیزر آبی-سبز و تقویت کننده امواج ۱/۳ میکرون مناسب هستند. اگرچه مواد تهیه شده خواص اپتیکی مطلوبی دارند اما به دلیل ساختار مکعبی شکل کریستال‌ها، درصد جانشینی عناصر سه ظرفیتی خاکی کمیاب در آنها محدود می‌باشد. از سویی دیگر در فرمول این مواد کادمیم وجود دارد و بنابراین تولید آنها در مقیاس بزرگ مطلوب نیست.

ساخت و بررسی خواص شیشه-سرامیک‌های اکسی‌فلوراید شامل کریستال‌های مختلف مانند PbF_2 [۳۱]، LaF_3 [۳۲]، NaYF_4 [۳۳] و ...، دوپ شده با عناصر خاکی کمیاب موضوع تحقیق بسیاری از پژوهشگران در زمینه شیشه-سرامیک‌های اپتیکی می‌باشد.



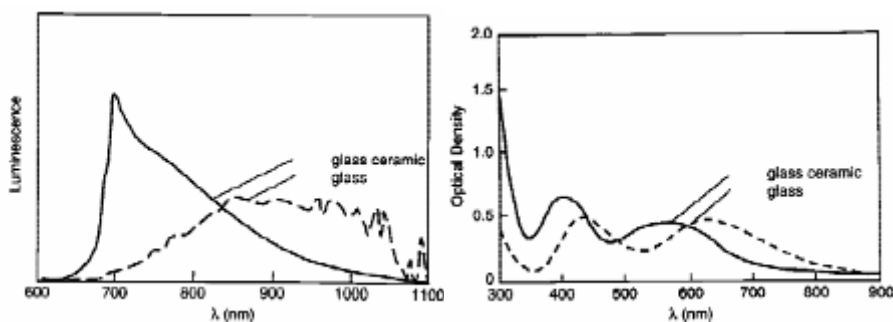
شکل ۸- تصویر TEM از شیشه-سرامیک LaF₃ شفاف با بزرگنمایی ۰/۱ میکرون [۴]

۴-۳-۲- شیشه-سرامیک‌های مولایتی

شیشه-سرامیک‌های مولایتی شفاف را می‌توان از سیستم‌های دو تایی $Al_2O_3.SiO_2$ تهیه نمود. شیشه‌های $Al_2O_3.SiO_2$ با بیشتر از ۱۰ درصد مولی Al_2O_3 ، در طی سرد کردن بطور خود به خود به دو فاز آمورف جدایش می‌کنند. سپس مولایت در نواحی غنی از Al_2O_3 کریستاله می‌شود. افزودن اجزایی مانند B_2O_3 ، MgO ، ZnO ، BaO و قلیایی‌ها، پارامتر ذوب این شیشه‌های دیرگداز را بهبود می‌بخشد. همچنین مانع جدایش فازی خود به خودی در این شیشه‌ها گشته، باعث می‌شود شیشه‌های پایداری بدست آیند که در طی عملیات حرارتی بعدی در آنها جدایش فازی کنترل شده اتفاق بیافتد. در طی حرارت‌دهی، قطرات غنی از Al_2O_3 در داخل زمینه شیشه سیلیسی جدایش می‌کنند. سپس به روشی کنترل شده مولایت‌های کروی شکل ریز داخل این قطرات کریستاله شده و در نهایت شیشه-سرامیکی شفاف با نانو کریستال‌های مولایت بدست می‌آید [۴].

یون Cr^{3+} از جمله یون‌های لومینسنت مهم می‌باشد که در کاربردهای لیزر و سلول‌های خورشیدی بسیار استفاده می‌شود. تحقیقات بسیاری بر روی شیشه-سرامیک‌های دوپ شده با کروم انجام می‌شود زیرا این یون امواج ناحیه مرئی را به خوبی جذب کرده و در ناحیه فرورسرخ فلورسانس دارد. همچنین بازده کوانتومی این یون در شیشه-سرامیک‌ها نسبت به شیشه‌های اولیه بسیار بیشتر است (بازده کوانتوم، Quantum Efficiency، عبارتست از نسبت تعداد فوتون‌های نشر شده به وسیله یون‌های کروم به تعداد فوتون‌های جذب شده توسط این یون‌ها).

از بین این گروه از مواد، شیشه-سرامیک‌های مولایتی دوپ شده با کروم بدلیل شفافیت خوب، جذب وسیع در ناحیه مرئی، نشر گسترده در ناحیه فرورسرخ و بازده کوانتومی بالا بسیار مورد توجه هستند. این خصوصیات به این دلیل است که ساختار کریستالی مولایت محیط مناسبی برای یون‌های Cr^{3+} فراهم می‌کند. این یون‌ها جانشین یون‌های Al^{3+} واقع در موقعیت هشت وجهی در ساختار مولایت می‌شوند. علاوه بر این چون شیشه-سرامیک‌های مولایتی خود جوانه‌زا بوده و نیازی به عوامل جوانه‌زا ندارند بازده کوانتومی در آنها بسیار بالاتر است. از سویی دیگر این شیشه-سرامیک‌ها قابلیت ساخت به صورت ورقه‌ای شکل را دارند که برای کاربرد در جمع‌کننده‌های خورشیدی مورد نیاز است [۴]. شکل ۹ تفاوت در جذب و نشر نمونه‌های شیشه و شیشه-سرامیک مولایت را نشان می‌دهد. شیشه-سرامیک نسبت به شیشه شفافیت بهتری دارد بویژه در ناحیه فرورسرخ نزدیک (از محدوده طول موج ۷۰۰-۹۰۰ نانومتر). همانطور که در تصویر مشاهده می‌شود شیشه-سرامیک در محدوده وسیعی از طول موج نشر دارد. اگرچه شیشه‌ها در ناحیه فرورسرخ نشر بیشتری دارند اما شیشه-سرامیک‌ها مناسب‌ترند چون همپوشانی بسیار کمی بین طیف جذب و نشر آنها وجود دارد.



شکل ۹- نمودار جذب (دانسیته اپتیکی) و نشر (لومینسنس) از شیشه و شیشه-سرامیک مولایتی به عنوان تابعی از طول موج [۴]

۴-۳-۳- شیشه-سرامیک‌های کالکوژنید

شیشه‌های حاوی عناصر گروه پنجم جدول تناوبی عناصر، بویژه آرسنیک و آنتیموان، در ترکیب با عناصر گروه ششم جدول مانند گوگرد، سلنیم و تلوریم، شیشه‌های کالکوژنید نامیده می‌شوند و در سال‌های اخیر کاربرد بسیاری یافته‌اند. توجه زیاد به این شیشه‌ها عمدتاً بدلیل رفتار نیمه هادی (سویچینگ) آنها و همچنین بدلیل خواص هدایت نوری و استعداد گذردهی امواج فرسرخ می‌باشد. از خاصیت هدایت نوری در دستگاه‌های زیراکس (فتوکپی) استفاده می‌شود. همچنین در سال‌های اخیر تشخیص داده شده است که این گونه از شیشه‌ها با وجود اینکه در نور معمولی به رنگ خاکستری سیاه دیده شده و کدر هستند، اما در نزدیکی‌های طول موج‌های IR آغاز به عبور نور می‌کنند و این عمل تا طول موج‌های بلند (تا حد ۱۸ تا ۲۰ میکرون) ادامه می‌یابد. این ویژگی کاربرد شیشه‌های فوق را برای عبور نورهای مربوط به لیزر CO₂ (۱۰/۶ میکرون) مطرح می‌سازد که در جراحی از آن استفاده می‌شود. شیشه‌های کالکوژنید نسبت به شیشه‌های هالایدی (که خواص نسبتاً مشابهی دارند) در برابر اثر خوردگی آب مقاوم‌تر هستند، در نتیجه این گونه شیشه‌ها برای ساخت حسگرهای ناحیه میانی IR مناسب‌تر می‌باشند [۲۳].

محدوده کار اجزای دوربین‌های حرارتی در طول موج ۸-۱۲ میکرون قرار دارد. این قطعات معمولاً از جنس ژرمانیم تک کریستال هستند که به روش تولید الماس تک کریستال تهیه می‌شوند. بنابراین قیمت تولید آنها بسیار بالاست. شیشه‌های کالکوژنید با پایه ژرمانیم-آرسنیک (یا آنتیموان) و سلنیم به عنوان مواد بسیار مناسب برای کاربردهای فرسرخ هستند. مزایای این شیشه‌ها نسبت به ژرمانیم عبارت از قیمت کمتر و امکان تولید قطعات پیچیده به روش قالب‌گیری است. اما این مواد نقاط ضعفی هم دارند از جمله مقاومت کم در برابر رشد ترک و شوک‌پذیری کم در برابر تغییرات دمایی. از آنجایی که کریستاله شدن سبب بهبود خواص شیشه‌ها می‌گردد، امروزه از شیشه-سرامیک‌های شفاف کالکوژنید بطور گسترده در کاربردهای اپتیکی استفاده می‌شود. این شیشه-سرامیک‌ها همچنین بدلیل رفتار اپتیک غیر خطی شفافیت زیاد یکی از مواد مهمی هستند که در زمینه فوتوالکتریک بکار می‌روند [۲۳].

۴-۳-۴- شیشه-سرامیک‌های ژرماناتی

شیشه‌ها و شیشه-سرامیک‌های ژرماناتی نسبت به شیشه‌های سیلیکاتی، بوراتی و فسفاتی انرژی ارتعاشی کمتری داشته و بنابراین بازده کوانتومی لومینسنس در آنها بالاتر خواهد بود. این شیشه-سرامیک‌ها میزبان خوبی برای یون‌های فلزات واسطه و عناصر خاکی کمیاب می‌باشند [۲۴].

در هواپیماها و وسایل پرواز، سنسورهای مختلفی وجود دارند که در ناحیه طول موج مرئی و فرسرخ عمل می‌کنند. این سنسورها به پنجره‌هایی نیازمندند تا از آنها در شرایط سخت کاری محافظت کنند. موادی که به عنوان پنجره بکار می‌روند بایستی مقاوم به شوک حرارتی باشند. قدرت تحمل دماهای بالا، مقاومت در برابر برخورد قطرات باران، ماسه و ذرات سخت دیگری که در جو وجود دارد و پایداری شیمیایی مناسب از جمله شرایط دیگری است که این مواد باید دارا باشند. این خصوصیات به خواص مکانیکی (سختی، مدول الاستیک، استحکام و تافنس شکست) و خواص حرارتی (ضریب انبساط و هدایت حرارتی) مواد مربوط است.

امروزه از شیشه‌های با سیستم BaO-Ga₂O₃-GeO₂ (BGG) به عنوان پنجره وسایل پرواز استفاده می‌شود زیرا ساخت پنجره‌های بزرگ (تا قطر ۱۸ اینچ) و اشکال پیچیده از جنس شیشه امکان‌پذیر است. این شیشه‌ها مناسبند اما استحکام و مدول الاستیک

آنها کم می‌باشد که می‌توانند توسط تبلور بهبود یابند. از طریق عملیات حرارتی شیشه‌هایی با ترکیب $20\text{BaO}-10\text{Ga}_2\text{O}_3-70\text{GeO}_2$ می‌توان شیشه-سرامیک‌هایی با کریستال‌های BaGe_4O_9 و $\text{BaGa}_2\text{Ge}_2\text{O}_8$ بدست آورد که در محدوده ۳-۵ میکرون شفاف هستند. کریستاله شدن شیشه سبب افزایش ۴۰٪ سختی، ۶۵٪ مدول الاستیک، ۱۱۶٪ استحکام و ۱۳۴٪ تافنس شکست نسبت به شیشه مبنا می‌گردد [۳۴].

مواد شفاف و IR که معمولاً برای ساخت دماغه و پنجره‌های وسایل پرواز بکار می‌روند عبارتند از تک بلور آلومینا (Sapphire)، ALON، اسپینل، سولفید روی (ZnS) و شیشه‌های ژرماناتی (شکل ۱۰). اما هرچه سرعت پرواز بیشتر می‌شود شرایط کاری نیز سخت‌تر خواهد شد. این مواد خواص مناسبی دارند اما مقاومت به شوک حرارتی آنها بدلیل ضریب انبساط حرارتی نسبتاً بزرگشان ($>5 \text{ ppm}/^\circ\text{C}$) محدود است. در پروازهای با سرعت بالا، پنجره در معرض تغییرات گرمایی سریع قرار می‌گیرد. تفاوت در انبساط حرارتی بین قسمت‌های گرمتر و سردتر پنجره می‌تواند سبب تولید تنش‌های داخلی نسبتاً بزرگ و شکست این مواد گردد. در سال‌های شیشه-سرامیک‌های جدیدی با ضریب انبساط حرارتی صفر (Near-Zero Thermal Expansion=NZTE) ساخته شده‌اند که شوک‌پذیری آنها عالی است. این مواد در ناحیه فروسرخ شفاف بوده و برای ساخت پنجره و دماغه وسایل پرواز با سرعت بالا گزینه بسیار مناسبی می‌باشند. فاز زمینه، شیشه باریم گالوژرمانات (BGG) است که پایداری شیمیایی خوب، شفافیت عالی در نواحی مرئی و فروسرخ و دمای شیشه‌ای شدن بالا ($T_g > 600^\circ\text{C}$) دارد. ضریب انبساط حرارتی این شیشه مثبت است. فاز کریستالی شامل نانوکریستال‌های زیرکونیم تنگستات (ZrW_2O_8) با اندازه کنترل شده ۱۰۰ نانومتر می‌باشد. این فاز در محدوده دمایی ۲۷۲- تا ۷۷۷ درجه سانتی‌گراد، ضریب انبساط حرارتی منفی دارد. در نتیجه میزان انبساط حرارتی در این شیشه-سرامیک تقریباً صفر خواهد بود [۳۵].



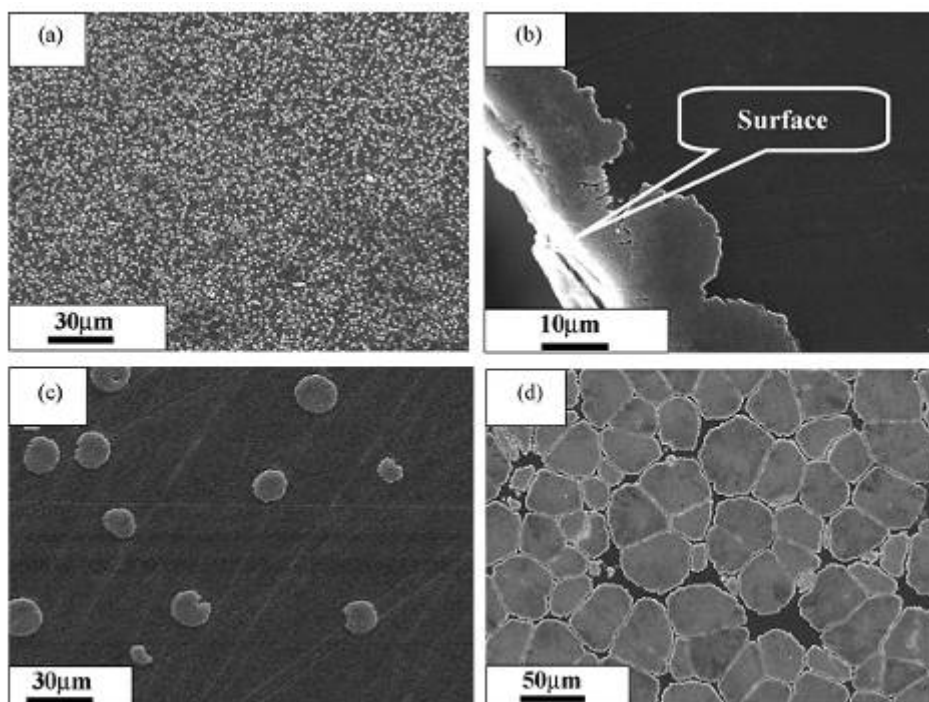
شکل ۱۰- کاربردهایی از شیشه و شیشه-سرامیک ژرماناتی در صنعت هوافضا [۳۴]

۴-۳-۵- شیشه-سرامیک‌های میکا

در میان شیشه-سرامیک‌های میکا، تنها شیشه-سرامیک تجاری DICOR به عنوان یک شیشه-سرامیک نیمه‌شفاف (Translucent) شناخته شده بود. این شیشه-سرامیک شامل کریستال‌های میکا از نوع تتراسیلیسی با فرمول شیمیایی $\text{K}_{1-x}\text{Mg}_{2.5+x/2}\text{Si}_4\text{O}_{10}\text{F}_2$ است. به دلیل قابلیت ماشینکاری، استحکام مکانیکی بالا و پایداری شیمیایی بسیار خوب، از این قطعات در کاربردهای دندانپزشکی استفاده می‌شود. سرامیک‌های میکا به دلیل ساختار لایه‌ای و داشتن کاتیون‌های بین لایه‌ای، پتانسیل این را دارند که به عنوان رساناهای یونی به کار روند. هدایت یونی در این مواد در اثر کاتیون‌های بین لایه‌ای به وجود می‌آید، مشابه با مکانیزم هدایت در β -آلومینا که یک رسانای یونی شناخته شده می‌باشد [۳۶].

شیشه-سرامیک کلسیم-میکا از میان شیشه-سرامیک‌های قلیایی خاکی، بالاترین پایداری شیشه را در هنگام ذوب‌گیری دارد. بنابراین می‌توان به آسانی قطعات بالک این نوع شیشه‌ها را در ابعاد بزرگ به روش ذوب تولید نمود. مکانیزم جوانه‌زنی در این سیستم کریستالیزاسیون سطحی می‌باشد. وقتی کریستالیزاسیون در سطح رخ می‌دهد شفافیت به طور کامل از بین می‌رود. Taruta گزارش کرده است که با کاهش درصد SiO_2 ، افزایش Al_2O_3 و CaO ، همچنین جایگزینی مقدار کمی K_2O به جای CaO جدایش فازی در سیستم اتفاق می‌افتد. در اثر جدایش فازی، نه تنها میکا از سطح بلکه در حجم هم شروع به کریستاله شدن

می‌کند (شکل ۱۱). در اثر این تغییرات در ترکیب شیشه اولیه دمای کریستالیزاسیون نیز کاهش می‌یابد، بنابراین می‌توان شیشه-سرامیک شفاف بدست آورد [۳۷].

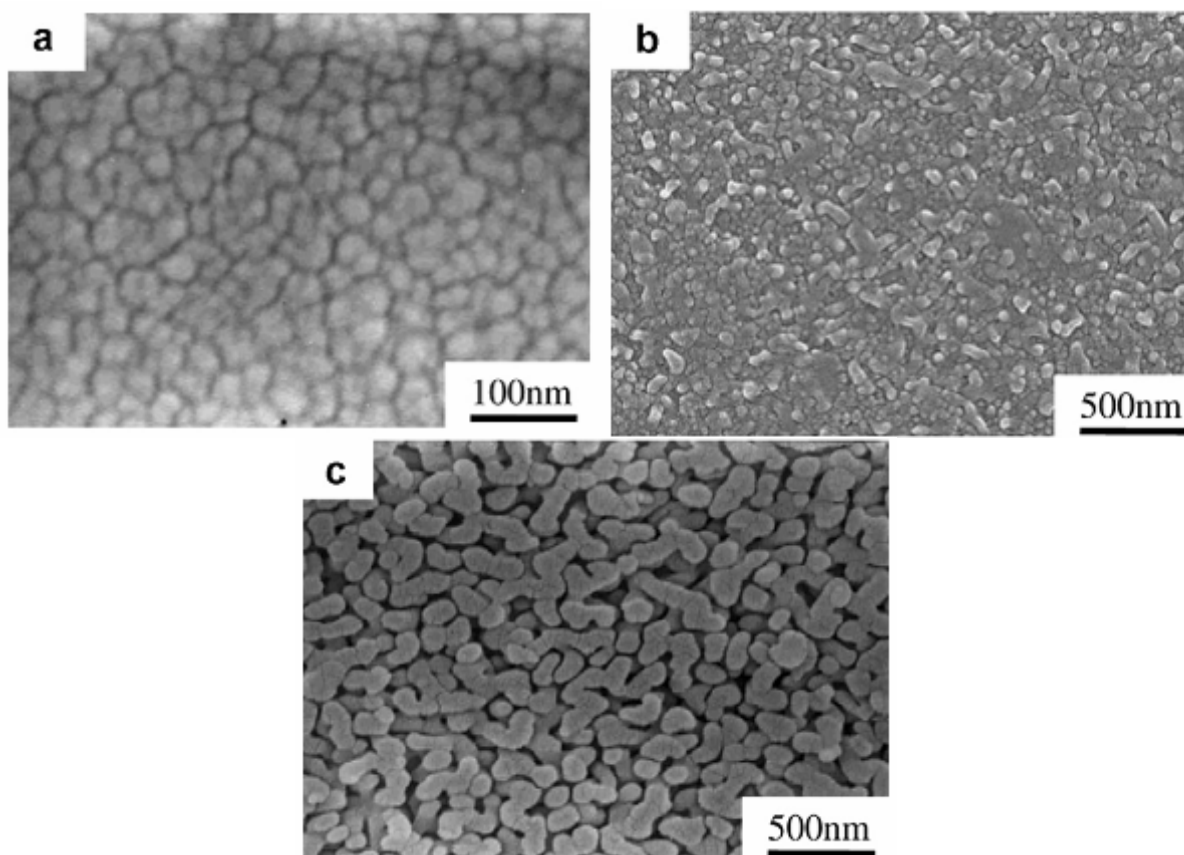


شکل ۱۱- تصاویر SEM از شیشه-سرامیک با ترکیب شیمیایی $K_{0.01}Ca_{0.595}Mg_3Al_{1.2}Si_{2.8}O_{10}F_2$ (a) جدایش فازی در شیشه، (b) سطح (c) و (d) حجم نمونه عملیات حرارتی شده در $740^{\circ}C$ ، ۲h و حجم نمونه عملیات حرارتی شده در $780^{\circ}C$ ، ۲h [۳۷]

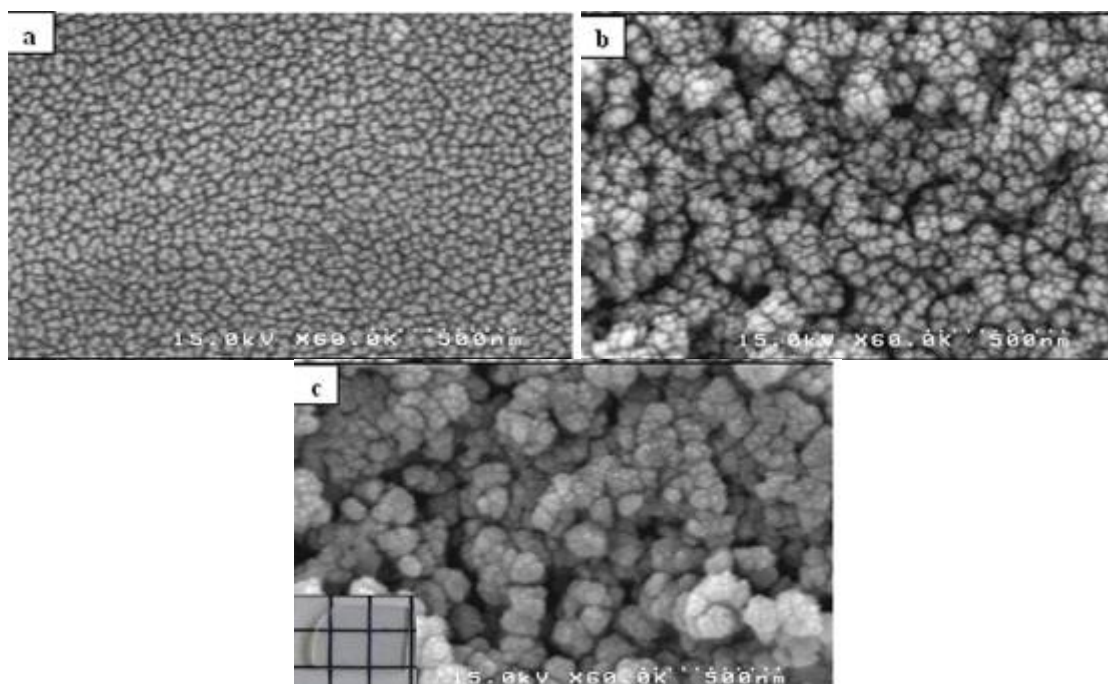
شیشه-سرامیک‌های لیتیم-میکا گروه دیگری از شیشه-سرامیک‌های میکا می‌باشند با این تفاوت که در ساختار آن یون‌های Li^+ در مکان کاتیون بین لایه‌ای قرار دارد. تهیه این دسته از میکاها سخت می‌باشد به این دلیل که پذیرش عدد کئوردیناسیون ۱۲ برای یون‌های کوچک لیتیم بسیار مشکل است و بنابراین گزارشات بسیار کمی در مورد این دسته از میکاها وجود دارد. البته تهیه میکای تتراسیلیسی با کاتیون بین لایه‌ای Li^+ ، تانیولیت (Taeniolite) از نوع لیتیم $LiMg_2LiSi_4O_{10}F_2$ و لیتیم-فلوگوپیت $LiMg_3AlSi_3O_{10}F_2$ مطالعه شده است [۳۸]. گروه دیگری از محققین نیز شیشه-سرامیک‌هایی که کریستال اصلی در آنها فلئورمیکا است و لیتیم در مکان‌های هشت وجهی قرار دارد را بررسی کرده‌اند [۳۹ و ۴۰]. اما شیشه-سرامیکی که کریستال‌های اصلی آن لیتیم-میکا باشد اولین بار توسط Taruta در سال ۲۰۰۶ تهیه شد [۳۸]. Taruta و همکارانش امکان تهیه شیشه-سرامیک شفاف شامل کریستال‌های لیتیم-میکا در محدوده ترکیب شیمیایی $Li_{1+x}Mg_3AlSi_3(1+x)O_{10+6.5x}F_2$ ($x=0-1.2$) را بررسی نمودند. این پژوهشگر گزارش کرده است که در $x=0$ که ترکیب شیمیایی شیشه پایه معادل با ترکیب استوکیومتری لیتیم-فلئوروفلوگوپیت می‌باشد، هیچ میکایی در فاز زمینه رسوب نمی‌کند. اما با افزایش درصد SiO_2 و Li_2O در ترکیب اولیه، فاز کریستالی لیتیم-میکا در نمونه‌ها رسوب می‌کند. در مقادیر $x=0/5$ و $x=0/65$ ، جدایش فازی رخ داده در شیشه از نوع جوانه‌زنی و رشد می‌باشد و شیشه ریخته‌گری شده کاملاً شفاف است. اما با افزایش بیشتر در مقدار SiO_2 و Li_2O ، مکانیزم جدایش فازی تغییر کرده و از نوع اسپینودال می‌شود (شکل ۱۲). جدایش فازی اسپینودال سبب از بین رفتن شفافیت شیشه می‌شود.

خانی و همکاران [۳۹ و ۴۰] به منظور افزایش مقدار میکای کریستاله شده در شیشه-سرامیک، از منیزیم فلوراید اضافه بر ترکیب اولیه استفاده کردند. این محققین گزارش کرده‌اند که می‌توان شیشه-سرامیک شفاف با درصد بالایی از لیتیم-میکا را از شیشه‌هایی با ترکیب اولیه $MgF_2 + 94/9 \text{ mass\% } Li_{1+x}Mg_3AlSi_3(1+x)O_{10+6.5x}F_2$ ($x=0.5$) بدست آورد. افزودن MgF_2 سبب تشدید جدایش فازی در شیشه پایه همچنین کاهش دمای پیک کریستالیزاسیون در منحنی DTA می‌شود. شیشه کوانچ شده شامل قطرات غنی از F می‌باشد که در زمینه غنی از MgO توزیع شده‌اند. در این سیستم ابتدا فاز سلایت در فاز زمینه رسوب کرده و سپس به عنوان جوانه‌ای برای میکا عمل می‌کند. با افزودن مقدار اضافی منیزیم فلوراید به ترکیب شیشه، مقدار

MgO در فاز زمینه و F در فاز قطره‌ای افزایش می‌یابد در نتیجه مقدار بیشتری سلایت رسوب می‌کند. بنابراین در نهایت نیز ریزساختار ریزتر و درصد بالاتری از میکا بدست خواهد آمد. شکل ۱۳ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از شیشه-سرامیک میکای شفاف با کریستال‌های کمتر از ۵۰ نانومتر را نشان می‌دهد.

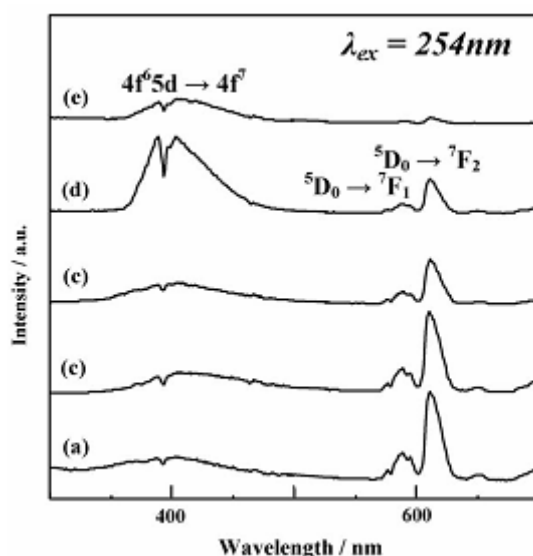


شکل ۱۲- تصاویر SEM از شیشه کوانچ شده با ترکیب شیمیایی (a) $x=0/5$ ، (b) $x=0/65$ و (c) $x=1/0$ [۳۸]



شکل ۱۳- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار (a) شیشه کوانچ شده، (b) شیشه جوانه‌زنی شده در دمای 580°C بمدت ۵ ساعت و (c) شیشه-سرامیک شفاف با نانوکریستال‌های لیتیم-میکا [۳۹]

شیشه- سرامیک‌های فلئور-میکا مانند شیشه- سرامیک‌های اکسی‌فلوراید میزبان مناسبی برای یون‌های ایتیکی هستند و پتانسیل این را دارند که به عنوان مواد ایتیکی جدید که قابلیت ماشینکاری نیز دارند به کار روند. در کاربردهای ایتیکی، قطعات باید بطور مکانیکی برش خورده تا شکل مطلوب را بیابند و گاهاً برای ساخت تجهیزات نیاز است به مواد دیگر متصل شوند. به همین خاطر، خواص مکانیکی آنها مهم می‌باشد. Taruta شیشه- سرامیک لیتیم-میکا را با یون اروپیم (Eu^{2+} و Eu^{3+}) دوپ کرد و توانست شیشه- سرامیکی با خواص لومینسنس در محدوده طول موج مرئی بدست آورد [۲۹]. فاز کریستالی در این TGCها نانوکریستال‌های لیتیم-میکا می‌باشند که تعدادی از یون‌های لیتیم در بین لایه‌ها توسط یون‌های Eu جایگزین می‌شوند. چون یون Eu نسبت به بقیه کاتیون‌های موجود در سیستم شعاع بزرگتری دارد اگر جانشین یون‌های Li^{1+} در بین ورقه‌های میکا شود ساختار میکا پایدارتر خواهد شد. یون Eu نه تنها خواص لومینسنس بلکه رفتار کریستالیزاسیون شیشه را نیز تحت تاثیر قرار می‌دهد. طیف نشر این شیشه- سرامیک در شکل ۱۴ مشاهده می‌شود.



شکل ۱۴- طیف نشر نمونه با ۵٪ مولی Eu_2O_3 عملیات حرارتی شده در دماهای (a) شیشه اولیه، (b) $600^\circ C$ (c) $650^\circ C$ (d) $700^\circ C$ و (e) $750^\circ C$ [۲۹]

خواص لومینسنس یون‌های سربیم در شیشه- سرامیک‌های میکا نیز توسط گروه دیگری مطالعه شده است. حضور یون‌های Ce^{3+} در شیشه و شیشه- سرامیک باعث نشر نور مرئی می‌شود و برای کاربرد در مواد لیزر مناسب هستند [۳۰]. در پژوهشی دیگر، تهیه شیشه- سرامیک نورتاب میکای لیتیمی دوپ شده با یون ایتیریم به روش ذوب و ریخته‌گری مورد بررسی قرار گرفت. به منظور دست‌یابی به خواص لومینسنس، اکسید ایتیریم به میزان ۱٪ وزنی به عنوان دوپنت به ترکیب اولیه شیشه اضافه گردید. نتایج فوتولومینسنس حاکی از وجود پیک نشر در محدوده نور مرئی و در طول موج تقریبی ۴۲۰ نانومتر در طیف نشر شیشه و شیشه- سرامیک بود. می‌توان گفت انتقالات الکترونی در تراز بیرونی ۴d از یون‌های Y^{3+} منشأ نشر نور آبی در شیشه و شیشه- سرامیک می‌باشند. این مواد با خواص مکانیکی و نوری ویژه برای کاربرد در دیودهای نشر نور سفید و مواد لیزر مناسب هستند [۴۱ و ۴۲].

۴-۳-۶- شیشه- سرامیک‌های کوردیریتی

سرامیک کوردیریتی ($Mg_2Al_4Si_5O_{18}$) به دلیل ضریب انبساط حرارتی نسبتاً کم، مقاومت بالا به شوک حرارتی، پایداری شیمیایی عالی، ثابت دی الکتریک کم، خواص مکانیکی خوب و شفافیت ایتیکی کاربردهای بسیاری دارند، برای مثال به عنوان سابستری در کپیج‌های الکترونیک، دماغه موشک، مواد لیزر، سلول‌های خورشیدی و بسیاری کاربردهای تکنیکی دیگر استفاده می‌شوند [۴۳].

روش‌های متفاوتی برای تهیه سرامیک‌های کوردیریتی وجود دارد مانند فرآیند سل ژل، واکنش کلوئیدی، سینتیرینگ دما بالا و غیره. اما می‌توان شیشه- سرامیک‌های کوردیریتی را از شیشه‌های با ترکیب $Mg-Al_2O_3-SiO_2$ نیز بدست آورد. این شیشه-

سرامیک‌ها جزء شیشه‌های سرامیک‌های دیرگداز بوده و دمای کاربرد بالاتر از 1200°C دارند. ولی عیب این TGCها نقاط ذوب بالای آنهاست ($1650-1600^{\circ}\text{C}$). اغلب از دی اکسید تیتانیوم به عنوان عامل جوانه‌زا استفاده می‌شود. باید در نظر داشته باشیم که فازهای ثانویه انستاتیت (MgSiO_3)، مولایت ($\text{Al}_6\text{Si}_2\text{O}_{13}$) اسپنیل (MgAl_2O_4)، فورستریت (Mg_2SiO_3) یا روتیل (TiO_2) نیز می‌توانند در کنار کوردیریت کریستاله شوند. بنابراین باید شرایط عملیات حرارتی طوری طراحی شود که در نهایت کوردیریت فاز کریستالی اصلی در نمونه باشد [۲۶].

۴-۳-۷- شیشه- سرامیک‌های باریم بوراتی

شیشه‌های بوراتی شامل یون‌های خاکی کمیاب خواص تابشی نسبتاً ضعیفی دارند. این ویژگی به دلیل انرژی‌های فونون زیاد آنهاست ($1-1300\text{cm}^{-1}$) که باعث می‌شود بازده کوانتومی در آنها بسیار کم باشد. به همین دلیل این شیشه‌ها به عنوان مواد فرورسرخ کاربرد چندانی ندارند. تحقیقات نشان داده که افزودن جزء فلورایدی و اکسید فلزات سنگین خواص اپتیکی یون Er^{3+} را در شیشه‌های بوراتی بهبود می‌بخشد. شیشه‌های بورات سربی شامل یون‌های Er^{3+} در طول موج نور سبز نشر داشته و برای کاربردهای تبدیل فرکانس و مواد فرورسرخ مناسب هستند [۲۷].

شیشه- سرامیک‌های باریم بوراتی ($\text{BaO} \cdot \text{B}_2\text{O}_3$) شامل فاز کریستالی $\text{B} \cdot \text{BaB}_2\text{O}_4$ (یا B-BBO) رفتار اپتیکی غیرخطی داشته و در محدوده وسیعی از طول موج شفافند. این شیشه- سرامیک‌ها در ناحیه UV نیز شفاف بوده که این ویژگی به دلیل اختلاف الکترونگاتیویته شدید در پیوندهای B-O است [۴۴].

Ghoniem و همکارانش اثر جایگزینی جزئی BaF_2 به جای BaO را بررسی کرده‌اند. افزودن F^- به صورت BaF_2 به جای O^{2-} اثر زیادی روی شفافیت شیشه- سرامیک‌ها دارد. یون F^- با کاهش ویسکوزیته مذاب، دمای ذوب و کریستالیزاسیون را کاهش می‌دهد. از طرف دیگر فلوراید باعث جدایش فازی در شیشه شده و سد انرژی لازم برای کریستالیزاسیون را کاهش می‌دهد. در نتیجه منجر به تولید شیشه سرامیک شفاف با کریستال‌های $0/1$ تا $0/3$ میکرون می‌گردد [۴۵].

کریستال‌های فروالکتریک BaB_2O_7 را می‌توان از سیستم $\text{BaO} \cdot \text{B}_2\text{O}_3 \cdot \text{TeO}_2$ نیز کریستاله کرد و شیشه- سرامیک شفاف تولید نمود. این شیشه- سرامیک‌ها به طور گسترده در صنایع الکترواپتیک به کار می‌روند [۴۶].

۴-۳-۸- شیشه- سرامیک‌های فسفاتی

شیشه‌های فسفاتی به دلیل حد حلالیت بالا، میزبان مناسبی برای یون‌های خاکی کمیاب هستند. شیشه- سرامیک‌های فسفاتی نیز از پایداری حرارتی و مکانیکی عالی برخوردار هستند، به همین خاطر برای کاربردهای نوری مواد مناسب می‌باشند. با این وجود، به دلیل اینکه فسفات‌ها در هنگام ذوب به راحتی تبخیر می‌شوند کنترل ترکیب شیمیایی مواد در روش ذوب و ریخته‌گری مشکل خواهد بود بنابراین اغلب از روش سل ژل برای تهیه این شیشه‌ها استفاده می‌شود. شیشه- سرامیک‌های فسفاتی شفاف شامل $\text{Yb}^{3+}/\text{Er}^{3+}$ توسط Feng و همکارانش ساخته شده‌اند. این شیشه- سرامیک‌ها شامل نانوکریستال‌های ErPO_4 و YbPO_4 بودند. این TGCها در طول موج سبز و قرمز خواص نشر داشته همچنین تحت تحریک 975nm در طول موج $1/5\ \mu\text{m}$ فلورانس فرورسرخ قوی دارند [۲۸].

شیشه- سرامیک‌های با سیستم $\text{P}_2\text{O}_5 \cdot \text{SiO}_2 \cdot \text{TiO}_2 \cdot \text{K}_2\text{O}$ شامل نانوکریستال‌های KTiOPO_4 در زمینه شیشه سیلیسی نیز به روش سل ژل تهیه می‌شوند. عملیات حرارتی این شیشه‌ها در محدوده $650-900^{\circ}\text{C}$ صورت می‌گیرد که منجر به رسوب کریستال‌های $10-50$ نانومتر می‌شود. شیشه- سرامیک‌های با ترکیب $20\text{KTiOPO}_4 \cdot 10\text{SiO}_2$ در طول موج $0/532\ \mu\text{m}$ تا 70% نور را از خود عبور می‌دهند و شفافیت مناسبی دارند. این مواد مهندسی پتانسیل کاربرد به عنوان مواد الکترواپتیک را دارا هستند [۴۷].

۵- نتیجه‌گیری

شیشه- سرامیک‌ها هنگامی شفاف می‌شوند که کریستال‌های آنها به اندازه کافی کوچک باشند، کوچکتر از طول موج نور برخوردی به آنها، و یا اینکه تفاوت بین ضرایب شکست فاز کریستالی و فاز شیشه زمینه ناچیز باشد. شیشه- سرامیک‌های شفاف گزینه مناسبی برای مواد لیزر، دیودهای نشر نور سفید و تقویت کننده امواج می‌باشند، زیرا نور می‌تواند به آسانی درون آنها نفوذ کرده و یون‌های اپتیکی را فعال نماید. همچنین ساخت آنها به صورت اشکال مختلف مانند الیاف یا صفحه‌ای شکل آسان است.

به منظور ساخت مواد مناسب برای کاربردهای اپتیکی، یون‌های فلزات واسطه و عناصر خاکی کمیاب (لانتانیدها) در سیستم‌های شیشه‌ای مختلف دوپ می‌شوند. انتقالات الکترونی در ترازهای انرژی d و f از فلزات واسطه و عناصر خاکی کمیاب، در شیشه‌ها و شیشه-سرامیک‌ها خواص اپتیکی ویژه‌ای مانند جذب و یا نشر در طول موج‌های خاص را ایجاد می‌کند.

مراجع

- [1] K. Shinozaki, T. Honma and T. Komatsu, "Elastic properties and Vickers hardness of optically transparent glass-ceramics with fresnoite $Ba_2TiSi_2O_8$ nanocrystals", *Materials Research Bulletin*, Vol. 46, pp. 922-928, 2011.
- [2] Alekseeva, O. Dymshits and M. Tsenter, "Optical application of glass-ceramics", *Non-Crystalline Solids*, Vol. 356, pp. 3042-3058, 2010.
- [3] Z. Strnad, "Glass-Ceramics Materials", p. 9. Elsevier Science Publishing Company, New York, U.S.A., 1986.
- [4] G. Beall and L. Pinckney, "Nanophase glass-ceramics", *American Ceramic Society*, Vol. 82[1], pp. 5-16, 1999.
- [5] Krell, "Transparent compact ceramics : Inherent physical issues", *Optical Materials*, Vol. 31, pp. 1144-1150, 2009.
- [6] M. Kerker, "The Scattering of Light", Academic Press, New York, 1969.
- [7] R. W. Hopper, "Stochastic theory of scattering from idealized spinodal structure: II. Scattering in general and for the basic late stage model", *Non-Crystalline Solids*, Vol. 70, pp. 42-111, 1985.
- [8] N. S. Andreev, "Scattering of visible light by glasses undergoing phase separation and homogenization", *Non-Crystalline Solids*, Vol. 30, pp. 99-126, 1978.
- [9] P. W. McMillan, "Glass-Ceramics", p. 29, Academic Press, London, 1979.
- [10] W. Holand and G. Beall, "Glass-Ceramics Technology", p. 246, American Ceramic Society, Westerville, 2002.
- [11] L. Pinckney, "Transparent, high strain point spinel glass-ceramics", *Non-Crystalline Solids*, Vol. 255, pp. 171-177, 1999.
- [12] Botao Wu and S. Zhou, "Enhanced luminescence from transparent Ni^{2+} -doped $MgO-Al_2O_3-SiO_2$ glass-ceramics by Ga_2O_3 addition", *Physics and Chemistry of Solids*, Vol. 69, pp. 891-894, 2008.
- [13] M. Bouderbala, "Laser spectroscopy of chromium(III) in magnesium aluminate spinel and transparent glass-ceramics", *Chemistry and Physics Letters*, Vol. 130, pp. 438-443, 1986.
- [14] Lipovskii and D. Tagantsev, "The origin of electrooptical sensitivity of glassy materials: crystal motifs in glasses", *Non-Crystalline Solids*, Vol. 318, pp. 268-283, 2003.
- [15] X. Wang, "Growth and properties of cubic potassium tantalat niobate crystals", *Advanced Materials Research*, Vol. 306, pp. 352-357, 2011.
- [16] F. Borrelli and M. Layton, "Dielectric and optical properties of transparent ferroelectric glass-ceramic systems", *Non-Crystalline Solids*, Vol. 6, pp. 197-212, 1971.
- [17] Tarafer and K. Annapurna, "Structure, dielectric and optical properties of Nd^{3+} -doped $LiTaO_3$ transparent ferroelectric glass-ceramic nanocomposites", *Alloys and Compounds*, Vol. 489, pp. 281-288, 2010.
- [18] M. Yamane and Y. Asahara, "Glasses for Photonics", p. 110-115, Cambridge University Press. Cambridge, UK, 2002.
- [19] M. Gancalves, "Rare earth-doped transparent glass-ceramics", *C.R. Chimie*, Vol. 5, pp. 845-854, 2002.
- [20] F. Auzel, "Rare earth doped vitroceraamics: new, efficient, blue and green emitting materials for infrared up-conversion", *Electro Chemistry Society*, Vol.122, pp. 101, 1975.
- [21] Y. Wang and J. Ohwaki, "New transparent vitroceraamics codoped with Er^{3+} and Yb^{3+} for efficient frequency upconversion", *Applied Physics Letters*, Vol. 63, pp. 3268-3270, 1993.
- [22] N. Hamedani Golshan, B. Eftekhari Yekta and V.K. Marghussian, "Crystallization and optical properties of a transparent mullite glass ceramic", *Optical Materials*, in Press.
- [23] E. Guillevic, "Synthesis and characterization of chloro-sulphide glass-ceramics containing neodymium(III) ions", *Materials Research Bulletin*, Vol. 45, pp. 448-455, 2010.
- [24] G. Lakshminarayana, "Spectral analysis of Pr^{3+} -, Sm^{3+} - and Dy^{3+} -doped transparent $GeO_2-BaO-TiO_2$ glass ceramics", *Luminescence*, Vol. 129, pp. 59-68, 2009.
- [25] G. Feng, "Transparent Ni^{2+} -doped lithium aluminosilicate glass-ceramics with broadband infrared luminescence", *Alloys and Compounds*, Vol. 457, pp. 506-509, 2008.
- [26] W. Bras, "The development of monodispersed alumino-chromate spinel nanoparticles in doped cordierite glass", *Non-Crystalline Solids*, Vol. 351, pp. 2178-2193, 2005.
- [27] W. Pisarski and J. Pisarski, "Infrared-to-visible conversion luminescence of Er^{3+} ions in lead borate transparent glass-ceramics", *Optical Materials*, Vol. 31, pp. 1781-1783, 2009.
- [28] X. Yu and F. Song, "Temperature dependence of luminescence behavior in Er^{3+}/Yb^{3+} co-doped transparent phosphate glass ceramics", *Optical Materials*, Vol. 31, pp. 1645-1649, 2009.
- [29] S. Taruta, M. Matsuki and H. Nishikiori, "Preparation and luminescent properties of Eu-doped transparent mica glass-ceramics", *Ceramics International*, Vol. 36, pp. 1303-1309, 2010.
- [30] S. Taruta and Y. Iwasaki, "Microstructure and luminescent properties of Ce-doped transparent mica glass-ceramics", *Materials Science and Engineering B*, in Press.
- [31] V. K. Tikhomirov, " Er^{3+} doped ultra-transparent oxyfluoride glass-ceramics for application in the 1.54 μm

- telecommunication window", *Materials Science Letters*, Vol. 21, pp. 293-295, 2002.
- [32] N. Hemeno, "Processing of transparent glass-ceramics by nanocrystallization of LaF_3 ", *European Ceramic Society*, Vol. 29, pp. 2915-2920, 2009.
- [33] H. Ping, "Judd-Ofelt analyses and luminescence of $\text{Er}^{3+}/\text{Yb}^{3+}$ co-doped transparent glass ceramics containing NaYF_4 nanocrystals", *Alloys and Compound*, Vol. 490, pp. 74-77, 2010.
- [34] S. S. Bayya, J. S. Sanghera, I. D. Aggarwal, J. A. Wojcik, "Infrared transparent germanate glass-ceramics", *American Ceramic Society*, Vol. 85 (12), pp. 3114-3116, 2002.
- [35] P. Lam, "Low-thermal expansion infrared glass ceramics", *Proceedings of SPIE - The International Society for Optical Engineering 7302*, art.no.730211.
- [36] W. Holand and G. Beall, *Glass-Ceramics Technology*. American Ceramic Society Westerville, (2002) p. 100-120.
- [37] S. Taruta, M. Sakata and T. Yamaguchi, Crystallization process and some properties of novel transparent machinable calcium-mica glass-ceramics. *J. Ceram. Int.* 4 (2008) 75-79.
- [38] S. Taruta, T. Ichinose, Preparation of transparent lithium-mica glass-ceramics, *J. Non-Cryst. Solids* 352 (2006) 5556-5563.
- [39] V. Khani, P. Alizadeh, Processing and characterization of nanocrystalline mica glass-ceramics, *Journal of Ultrafine Grained and Nanostructured Materials*, 45(1) (2012) 53-56.
- [40] V. Khani, P. Alizadeh, M. S. Shakeri, Optical properties of transparent glass-ceramics containing lithium-mica nanocrystals: Crystallization effect, *Materials Research Bulletin* 48 (2013) 3579-3584.
- [41] V. Khani, P. Alizadeh, Mechanical properties of optically transparent glass-ceramics containing lithium mica nanocrystals, *Phys. Chem. Glasses: Eur. J. Glass Sci. Technol. B*, April 2013, 54 (2), 104-108.
- [۴۲] وجیهه خانی، پروین علیزاده، ساخت شیشه-سرامیک نورتاب میکای نانوکریستال دوپ شده با یون ایتربیم، نشریه علم و مهندسی سرامیک، شماره ۲، پاییز ۱۳۹۱.
- [43] G. H. Beall, Refractory glass-ceramics based on alkaline earth aluminosilicates, *Journal of European Ceramic Society*, 29(7) (2009) 1211-1219.
- [44] Yu-Hua Kao, Yi Hu, Haixing Zheng, J. D. Mackenzie, Kelly Perry, Grant Bourhill, Joseph W. Perry, Second harmonic generation in transparent barium borate glass-ceramics, *Journal of Non-Crystalline Solids* 1994-3093
- [45] S. A. M. Abdel-Hameed, N. A. Ghoniem, E. A. Saad, F. H. Margha, Effect of fluoride ions on the preparation of transparent glass ceramics based on crystallization of barium borates, *Ceramics International*, vol. 31, no. 4, pp. 499-505, 2005.
- [46] G. Senthil Murugan¹, Takenobu Suzuki¹, Yasutake Ohishi¹, Yoshihiro Takahashi², Yasuhiko Benino², Takumi Fujiwara², and Takayuki Komats, Second-harmonic generation in transparent surface crystallized glasses in the $\text{BaO-B}_2\text{O}_3\text{-TeO}_2$ system, *Appl. Phys. Lett.* 85, 3405 (2004).nerat
- [47] V. N. Sigaev, P. Pernice, A. Aronne, KTiOPO_4 Precipitation from potassium titanium phosphate glasses, producing second harmonic generation, *J. Non-Cryst. Solids*, 292 (2001) 59-69.

مروری بر روش‌های سنتز اکسیدهای غیر استوکیومتری تیتانیوم (ایبونکس)

ناصر عابدینی، محمد شریفی، ناصر احسانی، کوروش جعفرزاده

دانشگاه صنعتی مالک اشتر تهران



مهندس ناصر عابدینی مولف
اصلی این مقاله، دانشجوی
کارشناسی ارشد دانشگاه
صنعتی مالک اشتر می‌باشند.

abedini_nasser@yahoo.com

چکیده: اخیراً با توجه به پایداری شیمیایی ذاتی و رسانایی بالای اکسیدهای فرعی یا فازهای ماگنلی^۱ تیتانیوم به ویژه فازهای Ti_4O_7 و Ti_5O_9 جهت کاربرد به عنوان مواد الکترودهای سرامیکی مورد توجه قرار گرفته‌اند. آن‌ها بصورت تجاری ایبونکس^۲ نامیده می‌شوند و با آندهای پوشیده شده با فلزات گران‌بها و الکترودهای گرافیتی مورد استفاده در برخی الکترولیت‌های خورنده، رقابت کرده‌اند. سایر کاربردهای این مواد شامل الکترووینینگ^۳، آبکاری، مواد باتری‌ها، آندهای حفاظت کاتدیک جریان موثر، اکسیداسیون زیاله‌های آلی، اصلاح خاک‌های الکتروشیمیایی، مواد کابل‌های انعطاف‌پذیر و الکتروفورسیس^۴ می‌باشد. هدف از این مقاله توصیف روش‌های عمده عمومی سنتز پودرهای غیر استکیومتری اکسید تیتانیوم، به عنوان یک ماده با خصوصیات منحصر به فرد است، همچنین مزایا و معایب روش‌ها، در مقایسه با هم، توضیح داده شده است. کلمات کلیدی: فازهای ماگنلی اکسید تیتانیوم، اکسیدهای غیر استوکیومتری تیتانیوم، ایبونکس

۱- مقدمه

امروزه اکسیدهای فرعی فلزات واسطه نظیر TiO_2 ، WO_3 ، RuO_2 ، SnO_2 ، MoO_3 و Ta_2O_5 ، بعنوان مواد مورد استفاده در پیل‌های سوختی، بهبود پایداری شیمیایی و رسانایی الکتریکی خوبی را از خود نشان می‌دهند. مهمترین اکسیدهای فرعی فلزات واسطه شامل WnO_{3n-1} ، $MonO_{3n-1}$ و TiO_{2n-1} هستند [۱]. در این میان اکسیدهای فرعی تیتانیوم با فرمول عمومی TiO_{2n-1} (که n یک عدد صحیح بین ۳ تا ۱۰ می‌باشد) توسط اندرسون^۵ و همکارانش شناسایی و سپس به روش‌های مختلفی تولید شده‌اند [۲-۴]. مهمترین ویژگی این مواد در مقایسه با TiO_2 ، هدایت الکتریکی بالا بویژه در سه عضو ابتدایی ($4 \leq n \leq 6$) این فازها می‌باشد [۴].

TiO_2 یک نیمه‌هادی با باند ممنوعه بزرگ است اما می‌تواند با عملیات حرارتی در حضور هیدروژن، کربن و یا یک عامل احیا کننده دیگر و تبدیل به اکسیدهای غیر استوکیومتری، رسانا شود [۵]. رسانایی الکتریکی بسته به نوع اکسید فرعی (مقدار n) متفاوت است [۳]. در دمای اتاق رسانایی تک کریستال Ti_4O_7 (1580 S.cm^{-1}) و مواد پلی کریستال Ti_4O_7 (1035 S.cm^{-1}) بیش از گرافیت پیرولیتی است (حدود 1000 S.cm^{-1}) که این ماده را به عنوان مواد الکتروود جایگزین تبدیل می‌کند. تک کریستال‌های Ti_5O_9 و Ti_6O_{11} نیز رسانایی خوبی به ترتیب حدود 630 S.cm^{-1} و 63 S.cm^{-1} دارند [۴].

توسعه چنین موادی را می‌توان در کار اولیه صورت گرفته در سال ۱۹۸۰ توسط هایفیلد^۶ و کلارک^۷ ردیابی کرد. آن‌ها محصولات ساخته شده را مواد سرامیکی ایبونکس نامیدند که در حال حاضر این نام، یک نشان تجاری ثبت شده برای شرکت آتاروردا^۸ بصورت انحصاری است. این الکترودهای

¹ Magnéli phases

² Ebonex®

³ Electrowinning

⁴ Electrophoresis

⁵ Andersson

⁶ Hayfield

⁷ Clarke

⁸ Atraverda

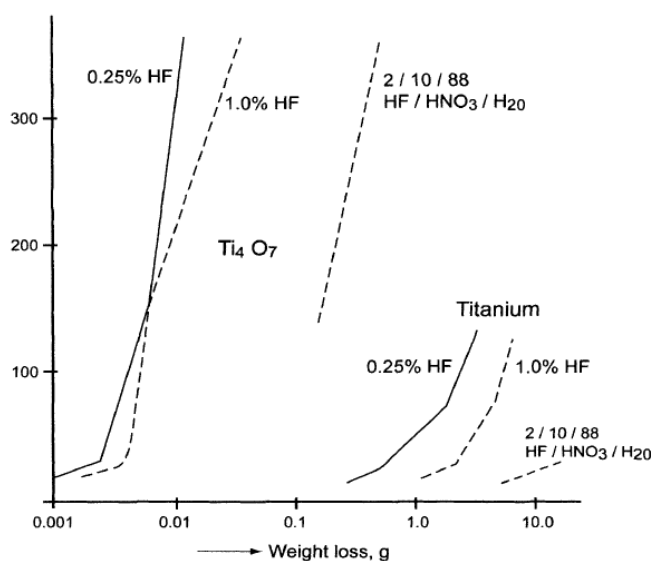
سرامیکی تجاری از مخلوط اکسیدهای Ti_4O_7 ، Ti_5O_9 و Ti_6O_{11} غیراستوکیومتری ساخته می‌شوند. جدول (۱) برخی از انواع ویژگی‌های مواد الکترودهای تجاری متخلخل و غیرقابل نفوذ موجود را نشان می‌دهد [۲].

تست‌ها و سنجش‌های آزمایشگاهی انجام شده در یک دوره چند ساله نشان داده است که این مواد در برابر خوردگی در محلول های اسیدی مختلفی همچون HCl و H_2SO_4 مقاوم هستند. آن‌ها حتی پایداری خوردگی خوبی نسبت به برخی فلزات گرانبها در اسید HF از خود نشان دادند. شکل (۱) این امر را بخوبی نشان می‌دهد [۶].

هدایت الکتریکی عالی و مقاومت خوردگی خوب این مواد منجر شده تا این مواد برای محدوده وسیعی از کاربردهای الکتروشیمیایی نظیر الکترووینینگ، باتری‌ها، پیل‌های سوختی، حفاظت کاتدی، مواد کابل‌های انعطاف‌پذیر و الکتروفورسیس، سنتز و عملیات زیست محیطی همچون اکسیداسیون زباله‌های آلی و اصلاح خاک به صورت الکتروشیمیایی در نظر گرفته شوند [۵ و ۷ و ۲]. با توجه به ویژگی‌های الکتریکی و شیمیایی منحصر به فرد این اکسیدها به عنوان یکی از مواد مفید در صنعت و محدوده کاربردی وسیع آنها، در این پژوهش به بررسی و مقایسه انواع روش‌های تولید و شناخت معایب و مزایای هر یک از این روش‌ها بویژه در جهت صنعتی شدن آنها پرداخته شده است.

جدول ۱- خواص فیزیکی دو نمونه از فازهای ماگنلی تجاری [۲]

Physical property	Porus grade	Non-pemeable grade
Chemical formula	Ti_4O_7/Ti_5O_9	Ti_4O_7/Ti_5O_9
Appearance	آبی-سیاه، جامد بی بو	آبی-سیاه، جامد بی بو
Boiling point(°C)	$3000 >$	$3000 >$
Melting point(°C)	۱۸۵۰	۱۸۵۰
Bulk resistivity(Ωcm^{-2})	$10^{-3} \times (20-40)$	$10^{-3} \times (1-10)$
Bulk density(gcm^{-2})	۳/۶-۳/۸	۳/۹-۴/۸
crystallographic density(gcm^{-2})	$4/32-4/31 (Ti_5O_9-Ti_4O_7)$	$4/32-4/31 (Ti_5O_9-Ti_4O_7)$
Porosity(%)	۲۰	۰/۱-۴
Flexural strength(Mpa)	۶۰-۱۸۰	۱۶۰-۳۰۰
Hardness(Vickres)	۲۳۰	Not applicable
Specific heat capacity($J kg^{-1}$)	۰/۷۵	-
Thermal conductivity($W m^{-1} k^{-1}$)	۱۰-۲۰	-



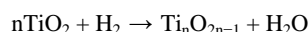
شکل ۱- مقایسه میان انحلال سرامیک یکپارچه Ti_4O_7 و تیتانیوم خالص در محلول استاندارد و محلول محتوی اسید هیدروفلوئوریک [۶]

۲- روش‌های تولید

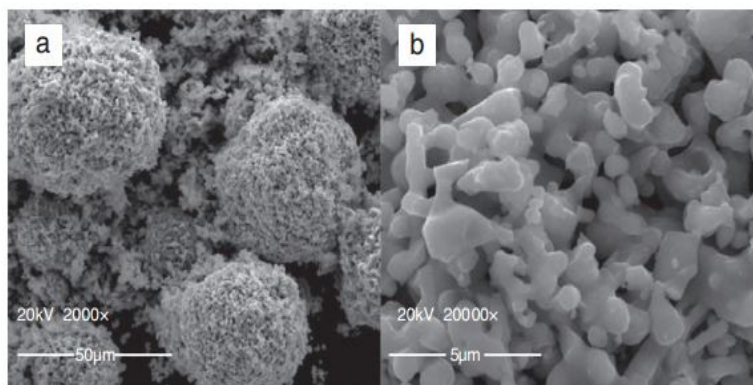
پس از کشف این ماده در دهه ۱۹۵۰ روش‌های متعددی جهت تولید این فازها، گزارش شده است [۸ و ۹]. در این مقاله سعی شده تا روش‌های مهم تولید شرح داده شود. معمولاً در تمامی روش‌ها جهت تولید فازهای ماگنلی، از دی‌اکسید تیتانیوم بعنوان یک ماده در دسترس و نسبتاً ارزان استفاده شده است [۲]. البته به دلیل وجود ساختار تری‌کلینیک در تمامی این فازها، بدست آوردن یک فاز جداگانه به شکل خالص دشوار است [۱۰ و ۱۱].

۲-۱- احیا توسط هیدروژن

یک روشی عمومی تولید فازهای ماگنلی، احیا توسط هیدروژن در دمای بالا می‌باشد [۳]:



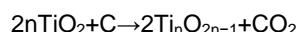
این فازها با اضافه کردن مستقیم Ti به پودر TiO_2 در اتمسفر هیدروژن بوسیله گوسف^۱ و همکارانش سنتز شدند. در این روش مواد اولیه با استفاده از آسیاب سیاره‌ای در ظروف تیتانیومی همراه با گلوله‌های تیتانیوم کربونیتريد آسیاب و با فشار اعمالی 200 kg/cm^2 پرس شدند و در نهایت در شرایط گاز هیدروژن و آرگون احیا صورت گرفت و نتایج این دو شرایط را با یکدیگر مقایسه شد. نتایج تحقیقات آنان نشان داد که با افزایش دما تا 1000°C به مدت ۳ ساعت در اتمسفر آرگون فاز روتایل کاملاً به فاز نارسانای Ti_2O_3 تبدیل شده است و ایجاد فازهای مطلوب Ti_4O_7 و Ti_3O_5 نیاز به زمان و دماهای بالاتری داشت در صورتی که پس از آنیل نمونه‌ها به مدت ۱ ساعت در اتمسفر هیدروژن در دمای 900°C ، مقدار Ti_4O_7 بطور قابل ملاحظه‌ای افزایش یافته بود [۱۲]. در پژوهشی دیگر تانگ^۲ و همکارانش جهت تامین گاز هیدروژن، با استفاده از تجزیه سریع گاز آمونیاک (NH_3) به گازهای N_2 و H_2 توسط کوره‌هایی خاص، در دمای مختلف و در زمان حدودی $2/5$ ساعت، موفق به سنتز فازهای Ti_4O_7 ، Ti_5O_9 و Ti_6O_{11} بوسیله احیای TiO_2 با ساختار روتایل شدند. در طول تجزیه NH_3 ممکن است هیدروژن‌های فعال نیز بوجود آیند که باعث افزایش سرعت احیا می‌شوند. لیکن در این پژوهش فازهای Ti_4O_7 و Ti_5O_9 و Ti_6O_{11} در زمانی در حدود ۲ تا ۳ ساعت بوجود می‌آیند. همانطور که در شکل (۲) مشاهده می‌شود ذرات کروی و با توزیع یکنواختی پخش شده‌اند. الگوی پراش اشعه X در این پژوهش نشان داد بهترین دما جهت رسیدن به ترکیبات با هدایت الکتریکی بالایی چون Ti_4O_7 ، Ti_5O_9 و Ti_6O_{11} دماهای بین 1273 تا 1373°C می‌باشد [۱۱].



شکل ۲- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از فاز Ti_4O_7 بدست آمده بوسیله احیای دی‌اکسید تیتانیوم توسط گاز آمونیاک با توزیع مناسبی از ذرات کروی [۱۱]

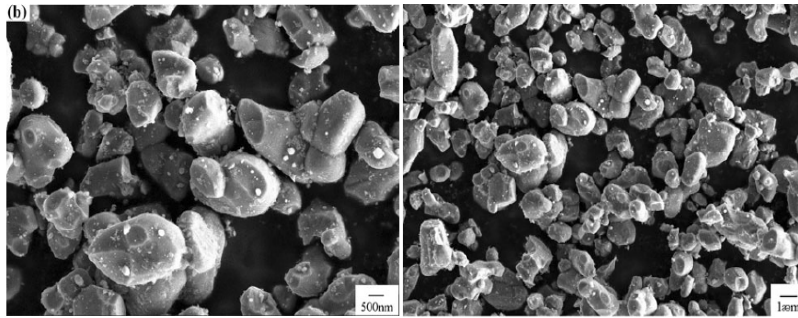
۲-۲- روش کربوترمال

احیای نمونه‌های یکپارچه با کربن منجر به تولید فازهای $\text{Ti}_n\text{O}_{2n-1}$ می‌شود که می‌توان این فرآیند را بصورت زیر بیان کرد [۵ و ۷]:



¹ Gusev
² Tang

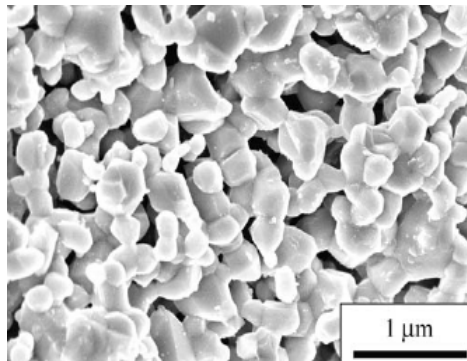
در پژوهشی رگونینی^۱ و همکارانش، قرص‌های فاز ماگنلی را به روش احیای کربوترمال تحت اتمسفر آرگون تولید کردند. پودر TiO_2 با اضافه کردن $2/5$ تا 3 درصد وزنی پلی‌اتیلن‌گلیکول به مدت 24 ساعت به صورت ترساب بالمیل گردید. قرص‌های خام بوسیله پرس تک محوره 200 Mpa شکل‌دهی و تا 1300 درجه سانتیگراد (4 ساعت) در هوا زینتر شدند. در نهایت جهت تولید فازهای ماگنلی اکسیدهای تیتانیوم، زینتر TiO_2 تحت عملیات کربوترمال (بستر کربن بلک) تا دمای $1300^\circ C$ تحت جریان گاز آرگون قرار داده شدند. نوع شیب حرارتی $120^\circ C/hr$ و زمان نگهداری در درجه حرارت نهایی بین 4 تا 6 ساعت متنوع بود [۵]. در مطالعه‌ای دیگر زو^۲ و همکارانش توانستند پودرهای ریز و همگن Ti_4O_7 با روش احیای کربوترمال پودرهای TiO_2 در خلاء سنتز کنند. آن‌ها از پودر TiO_2 نوع آنازاز بعنوان ماده خام و کربن بلک نانوسایز بعنوان احیاکننده آزمایش استفاده کردند. مخلوط TiO_2 و کربن بلک برای 24 ساعت با استفاده از گوله‌های کاربیدی آسیاب سپس در کوره خلاء در دمای $800-1100^\circ C$ درجه سانتیگراد به مدت 2 ساعت حرارت داده شد. [۹].



شکل ۳- تصاویر SEM پودر تولیدی Ti_4O_7 در $1025^\circ C$ توسط زو و همکارانش، a: $5000 \times$ و b: $100000 \times$ [۹]

پس از انجام XRD از محصولات تولید شده در هر دو روش مذکور، حضور چندین فاز ماگنلی اثبات شد. فازهای اصلی موجود Ti_6O_{11} و Ti_5O_9 Ti_4O_7 باقی ماندند. مقداری TiO_2 باقی مانده در نمونه‌های $Ti_{2n-1}O_n$ احیا شده بویژه در تولید قرص‌های ماگنلی توسط رگونینی و همکارانش مشاهده گردید که در نتیجه مقدار هدایت الکتریکی نمونه‌های بدست آمده کمی پایین‌تر از مقدار فازهای ماگنلی خالص بود. همچنین با مطالعات میکروسکپ الکترونی روبشی در هر دو پژوهش، وجود دانه‌های نسبتاً بزرگ اثبات شد که نشان دهنده رشد دانه در طول عملیات احیای TiO_2 بوده است (شکل (۳) [۹ و ۵]).

پودر TiO_2 توسط مواد آلی کربن دار نیز در اتمسفر ساکن و یا تحت جریان احیا می‌شود [۹ و ۱۳]. توپودا^۳ و همکارانش به تولید این مواد با عملیات حرارتی TiO_2 با پلی‌ونیل‌الکل (PVA) و بررسی اثر فوتوکاتالیستی آن تحت نور مرئی پرداخته‌اند. در این پژوهش TiO_2 تجاری نوع روتایل با نسبت‌های جرمی متفاوت با پلی‌ونیل‌الکل مخلوط شد. مواد اولیه با نسبت‌های مختلف تهیه و عملیات حرارتی در دماهای مختلف از 700 تا $1100^\circ C$ و در اتمسفر نیتروژن با سرعت ورود گاز 50 ml/min و به مدت 1 ساعت صورت گرفت [۱۳].



شکل ۴- تصویر SEM پودر تولیدی در $1100^\circ C$ توسط توپودا و همکارانش و تغییر ابعاد پودر از نانو به میکرو [۱۳]

¹ Regonini

² Zhu

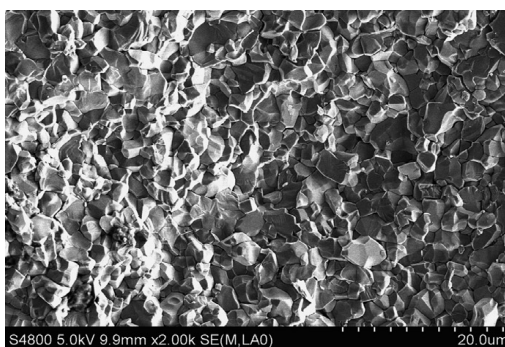
³ Toyoda

در این پژوهش، در دمای بالای 1100°C ، هیچ پیکی از کربن ناشی از PVA، توسط توپودا و همکارانش مشاهده نگردید و تمام نمونه‌ها بعد از عملیات حرارتی مشکلی بودند. بنابراین به منظور کامل کردن فرایند احیا، بایستی عملیات حرارتی در دمای 1100°C و بالاتر انجام شود. البته با عملیات حرارتی در دمای بالاتر از 700°C ذرات رشد می‌کنند و از ابعاد نانو به میکرو تغییر پیدا می‌کنند (شکل (۴)) [۱۳].

۲-۳- روش زینتر به کمک قوس پلاسما (SPS)

فازهای ماگنلی توسط روش زینتر به کمک قوس پلاسما (SPS) با استفاده از پودر اولیه TiO_2 ساخته شده‌اند [۱۴ و ۹]. لو^۱ و همکارانش محصولات فشرده فازهای ماگنلی را با استفاده روش مذکور تولید و ترکیب و فرم‌های کریستالی این فازها را مورد بررسی قرار دادند. در این روش پودر TiO_2 روتایل و Ti با خلوص بالا به صورت ترساب در حلال استون بوسیله یک آسیاب سیاره‌ای کاربرد تنگستنی برای دو ساعت آسیاب و سپس خشک گردید. سپس پودر، داخل قالب گرافیتی و در سیستم SPS تحت فرایند مورد نظر قرار گرفت. دمای زینترینگ، فشار و زمان نگهداری به ترتیب 1373°K ، 27 Mpa و 5 دقیقه بود [۱۵]. اخیراً نیز الکترودهای سرامیکی Ti_4O_7 با موفقیت توسط روش زینتر جرقه الکتریکی توسط ژانگ^۲ و همکارانش تولید شده‌اند. در این کار، پودر Ti_4O_7 با مقدار کمی ناخالصی به روش احیا کربوترمال TiO_2 در شرایط خلا و در دمای 1025°C فراوری شد. سپس پودر Ti_4O_7 درون قالب استوانه‌ای کربنی تحت فرایند SPS در دمای $900-500^{\circ}\text{C}$ قرار گرفت. مدت زمان توقف 15 دقیقه و فشار 40 Mpa بود [۱۴].

طبق نتایج بدست آمده، در دماهای کمتر از 600°C ، فاز اصلی Ti_4O_7 می‌باشد. زمانی که دمای زینتر به 700°C می‌رسد فاز Ti_5O_9 شروع به شکل‌گیری می‌کند. در دمای 800°C ، فاز اصلی Ti_5O_9 می‌باشد. مطابق شکل (۵) مشاهده می‌شود که ساختار بدست آمده در این روش بسیار همگن است. در این تکنیک نیز با افزایش دما شاهد رشد دانه خواهیم بود اما مقدار رشد دانه نسبت به روش قبل کمتر است [۱۴ و ۱۵].



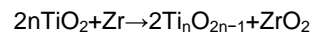
شکل ۵- تصویر FE-SEM از پودر تولیدی Ti_4O_7 در 700°C توسط ژانگ و همکارانش و ایجاد یک ساختار کاملاً همگن [۱۴]

۲-۴- تهیه فازهای ماگنلی متخلخل و نانو سایز به روش سل-ژل

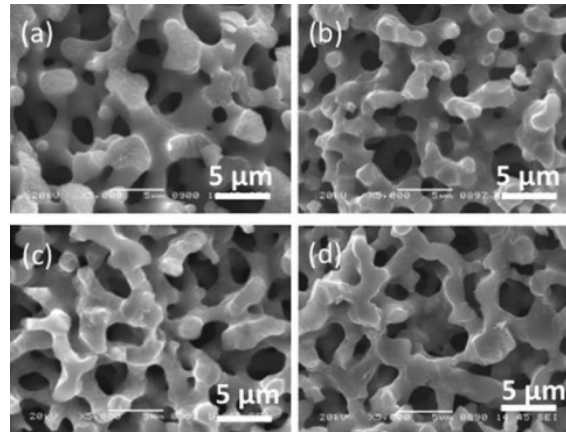
در پژوهشی سنتز انتخابی یک سری از اکسیدهای تیتانیوم متخلخل رسانا با یک پذیرنده زیرکونیوم (Zr) توسط کیتادا^۳ و همکارانش گزارش داده شد. آن‌ها جهت ساخت پیش‌شکل به روش سل-ژل از TiO_2 نوع آاناتاز استفاده کردند. نمونه‌های TiO_2 یکپارچه متخلخل برطبق روش سل-ژل آماده شدند. در این نوع آماده‌سازی، مواد $\text{Ti}(\text{OnPr})_4$ ، PROH و EtAcAc در یک ظرف شیشه‌ای همراه با پلی‌اتیلن‌گلیکول (PEG) مخلوط شدند. سپس محلول NH_4NO_3 به آرامی و با سرعت همزدن زیاد اضافه شد. محلول همگن بدست آمده در دمای 40°C برای 24 ساعت نگه داشته شد. ژل بدست آمده با اتانول شسته شد، به دنبال آن حلال بصورت گام به گام از اتانول به آب تعویض شد. سپس ژل‌های خشک حاصل در دمای 600 الی 800°C برای 2 ساعت کلسینه شدند که به تشکیل ساختار روتایل/آاناتاز منجر شد. در نهایت ماده حاصله در مجاورت عنصر زیرکونیوم (یک قطعه فویل

¹ Lu
² Zhang
³ Kitada

Zr در دمایی بین ۱۰۰۰ تا ۱۱۸۰°C احیا گردید [۱۶]:



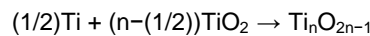
مطالعات کیتادا و همکارانش نشان داد که بسته به میزان عنصر زیرکونیوم و دمای واکنش، TiO_2 یکپارچه با حفظ ویژگی‌های حفرات (اعم از اندازه و توزیع حفرات) به تک فازهای Ti_6O_{11} ، Ti_4O_7 ، Ti_3O_5 و Ti_2O_3 تبدیل می‌شود (شکل (۶)). در این روش فازهای ماگنلی متخلخل با اندازه حفرات مختلف می‌تواند بدست بیاید. زیرا تخلخل‌های موجود در پیش‌شکل TiO_2 به راحتی و با استفاده از روش جدایش فازی قابل کنترل‌اند [۱۶].



شکل ۶- تصاویر SEM از ساختار دارای حفرات به هم پیوسته با توزیع یکنواخت TiO_2 آناز: a و Ti_6O_{11} b و Ti_4O_7 c و Ti_3O_5 d [۱۶]

۲-۵- حرارت دادن TiO_2 با تیتانیوم فلزی در اتمسفر خنثی

فازهای ماگنلی می‌توانند از طریق حرارت دادن TiO_2 با تیتانیوم فلزی تحت یک اتمسفر خنثی آماده شوند [۳].



این فازها را می‌توان با درصد‌های متفاوت از اکسیژن با آگلومره کردن Ti و TiO_2 در شرایط خلاء یا خنثی بدست آورد [۶]. معمولاً آنیل کردن ترکیب Ti و TiO_2 در مخزنی از جنس سیلیکا و در دمای 1423°K به مدت طولانی (یک هفته) اشاره کرد که با توجه به این زمان طولانی، هزینه تولید را بالا می‌برد و در نتیجه کاربردهای این مواد را کاهش می‌دهد [۱۱].

۲-۶- تهیه فازهای ماگنلی مرتبه پایین با احیای TiO_2 توسط دیگر احیا کننده‌ها

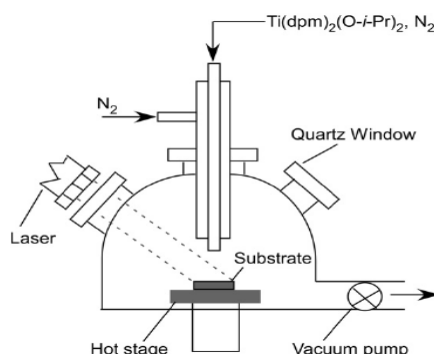
به وسیله واکنش حالت جامد پودرهای TiO_2 و عوامل احیا کننده در محیط خنثی و در دمای پایین‌تر از 1000°C و در حین فرایند احیا پودرهای مختلفی از اکسیدهای مرتبه پایین تیتانیوم همانند Ti_2O_3 ، Ti_3O_5 ، Ti_4O_7 ، Ti_7O_{13} ، Ti_8O_{15} و Ti_9O_{17} تولید می‌شوند. در پژوهشی هاف^۱ و همکارانش از پودر دی‌اکسیدتیتانیوم و پودرهای سیلیسیم و کلسیم کلراید به عوامل احیا کننده استفاده کردند. پس از مخلوط پودرها در یک محیط خشک، عملیات حرارتی در اتمسفر خنثی (گازهای نیتروژن و آرگون) به مدت دو تا دوازده ساعت انجام شد. پارامترهای متغیر زمان، دما، گاز مصرفی (نیتروژن یا آرگون)، عامل احیا کننده (سیلیسیم یا مخلوطی از سیلیسیم و کلرید کلسیم) و اندازه ذرات بودند که استفاده از کلسیم کلراید بعنوان افزودنی، اتمسفر احیایی و همچنین دمای فرایند احیا بر ترکیب شیمیایی و رنگ اکسیدهای تشکیل شده اهمیت فراوانی داشت [۱۷].

۲-۷- تهیه فیلم‌های ماگنلی به روش رسوب بخار شیمیایی

رسوب بخار شیمیایی (CVD) عموماً در آماده کردن TiO_2 روتایل و آناز به کار گرفته می‌شود [۱۸]. اما به طور عمده، می‌توان فازهای ماگنلی را بوسیله رسوب بخار شیمیایی رشد داد که در اینجا واکنش‌های همگن در فاز بخار در فرایند CVD نقش مهمی را

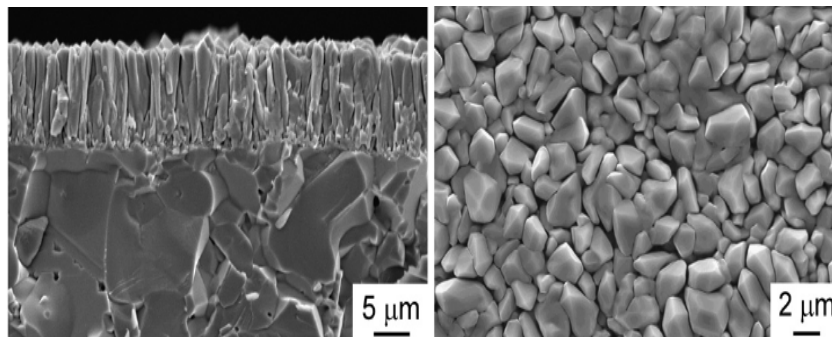
¹ Hauf

بازی خواهند کرد [۹]. در جدیدترین پژوهش به این سبک، توو^۱ و همکارانش فیلم‌های فازهای ماگنلی را توسط روش CVD لیزری (LCVD) در اتمسفر N₂ را تولید کردند. در این پژوهش فیلم‌های Ti-O بوسیله دستگاه CVD لیزری دیواره سرد عمودی، که در شکل (۷) نشان داده شده است، آماده شدند [۱۸].



شکل ۷- شماتیک دستگاه CVD لیزری [۱۸]

این فیلم‌ها از ماده اولیه مولکولی $Ti(dpm)_2(O-i-Pr)_2$ که در آن شش اتم اکسیژن اتم تیتانیوم را احاطه کرده است تهیه شدند. این ماده پس از تبخیر در دمای $473^\circ K$ و به اتاقی با گاز نیتروژن فرستاده شد. یک پرتو لیزری به روی بستر Al_2O_3 پیش گرم شده تابیده شد. دمای بستر پیش گرم شده و قدرت لیزر به ترتیب از $673^\circ K$ تا $973^\circ K$ و از ۰ تا ۲۰۰ وات تغییر داده شد. طبق آنالیزهای انجام شده توسط توو و همکارانش، در قدرت لیزر بالا فیلم‌های $Ti_{27}O_{52}$ با قدرت لیزر ۱۵۰ تا ۲۰۰ وات، و در دمای رسوب $1120^\circ K$ تا $1250^\circ K$ درجه کلون همراه با فاز روتایل ایجاد شدند. فیلم تک فاز Ti_6O_{11} در قدرت لیزر ۲۰۰ وات در دمای $1270^\circ K$ بدست آمد. فیلم‌های Ti_6O_{11} و $Ti_{27}O_{52}$ به صورت دانه‌های ستونی منظم عمود بر سطح مطابق شکل (۸) با اندازه دانه تقریبی ۲ میکرومتر رشد داده شدند. نرخ رسوب فیلم‌های Ti_6O_{11} و $Ti_{27}O_{52}$ به ترتیب ۹۰ و ۷۰ میکرومتر بر ساعت بود [۱۸].



شکل ۸- تصاویر SEM از فیلم Ti_6O_{11} تولید شده در قدرت لیزر ۲۰۰ وات و ایجاد یک ساختاری ریزدانه و ستونی [۱۸]

۳- نتیجه گیری

تلاش‌ها و آزمایش‌ها متمرکز مستلزم به ارائه دادن موادی هستند که از نظر صنعتی قابل تولید و برای مدت طولانی کارکرد و انبارداری ارزانی تحت شرایط عملیاتی داشته باشند. با این حال توسعه تجاری فازهای ماگنلی تیتانیوم آهسته بوده است و هنوز هم انجام تحقیقات و آزمایشات در دراز مدت و شناسایی خصوصیات تحت شرایط عملیاتی به ویژه برای کاربردهای پیل‌های سوختی مورد نیاز است.

همه این فازها یک سیستم تری کلینیک را دارا هستند. بنابراین پارامترهای شبکه آن‌ها بسیار شبیه به هم است. بنابراین بدست آوردن یک فاز جداگانه به شکل خالص کار دشواری است. در حین تولید نیز همه اکسیدهای فرعی می‌توانند از یکسری مواد اولیه مشتق شده باشند. از این رو به منظور تولید قطعات تک فاز و رسیدن به استوکیومتری مورد نظر مواد نهایی در یک بازه زمانی

¹ Tu

معقول و اقتصادی مقرون به صرفه، بایستی شرایط واکنش به دقت کنترل شود. فاکتورهای موثر به روی درجه احیا و نوع اکسید فرعی (مقدار n) عبارتند از ترکیب محیط واکنش، دیفوزیون عامل احیا کننده ماده اولیه، اندازه ذره، دانسیته ماده اولیه، مقدار دما در طول واکنش و زمان فرایند.

اگرچه در ابتدا برای تولید این مواد از روش احیای هیدروژن استفاده شد و هنوز هم به طور وسیعی استفاده می‌شود، اما استفاده از گاز هیدروژن بعنوان عامل احیا، نیاز به کوره‌های گازی ویژه و افراد متخصص دارد (خطر انفجار). فاز ماگنلی نانوکامپوزیت را می‌توان توسط روش سل-ژل و SPS تولید کرد. فیلم‌های نازک فازهای ماگنلی را نیز می‌توان به روش CVD با تکنیک‌های تابش اشعه لیزر تهیه نمود. در این روش‌ها می‌توان به ساختارهای همگن و ریزدانه دست یافت؛ لیکن در این تکنیک‌ها نیز علاوه بر لزوم دارا بودن تخصص در کنترل شرایط دستگاه، هزینه بیشتر تولید را در بر خواهد داشت.

هرچند در روش کربوترمال تا حدودی شاهد رشد دانه هستیم اما به دلیل حجم بالای تولید، ایمن بودن و هزینه پایین مسیر، یک روش مناسب جهت سنتز فازهای ماگنلی بصورت صنعتی می‌باشد. نتیجه اینکه در طول فرایند کربوترمال، تولید فاز جداگانه در یک فرم خالص دشوار است و معمولاً محصول، شامل مخلوطی از استوکیومتری‌ها با اندازه ذرات میکرون می‌باشد. لیکن فازهای اصلی ایجاد شده در گزارشات صورت گرفته به این روش Ti_4O_7 ، Ti_5O_9 و Ti_6O_{11} می‌باشند که از سری فازهای دارای بیشترین هدایت الکتریکی هستند.

مراجع

- [1] Y. W. Lee, D. H. Kwak, A. R. Park, B. Roh, I. Hwang, G. Cao, K. W. Park, Facile and Catalytic Synthesis of Conductive Titanium Suboxides for Enhanced Oxygen Reduction Activity and Stability in Proton Exchange Membrane Fuel Cells, *Journal of Electrochemical Science*, Vol. 8, pp. 9499-9507, 2013.
- [2] J. R. Smith, F. C. Walsh, R. L. Clarke, Electrodes based on Magnéli phase titanium oxides: the properties and applications of Ebonex materials, *Journal of Applied Electrochemistry*, Vol. 28, pp. 1021-1033, 1998.
- [3] F. C. Walsh, R. G. A. Wills, The continuing development of Magnéli phase titanium sub-oxides and Ebonex electrodes, *Journal of Electrochimica Acta*, Vol. 55, pp. 6342-6351, 2010.
- [4] M. J. Styles, In Situ Studies of the Structure and Oxidation of Magnéli Phase Electrodes and Their Application in Molten Salt Electrolysis, Phd Thesis, Dept of Mechanical Engineering, The University of Melbourne, pp. 13-60, 2012.
- [5] D. Regonini, A. C. E. Dent, C. R. Bowen, S. R. Pennock, J. Taylor, Impedance Spectroscopy analysis of Ti_nO_{2n-1} Magnéli phases, *Journal of Materials Letters: Mater Electron*, Vol. 65, No. 23-24, pp. 3590-3592, 2011.
- [6] P. C. S. Hayfield, Development of a New Material Monolithic Ti_4O_7 Ebonex Ceramic, UK, Royal Society of Chemistry Publishing, 2002.
- [7] D. Regonini, V. Adamaki, C. R. Bowen, S. R. Pennock, J. Taylor, A. C. E. Dent, AC electrical properties of TiO_2 and Magnéli phases, Ti_nO_{2n-1} , *Journal of Solid State Ionics*, Vol. 229, pp. 38-44, 2012.
- [8] X. Zhang, Y. Liu, J. Ye, R. Zhu, Fabrication and characterisation of Magnéli phase Ti_4O_7 nanoparticles, *Journal of Micro and Nano Letters*, Vol. 8, pp. 251-253, 2013.
- [9] R. Zhu, Y. Liu, J. Ye, X. Zhang, Magnéli phase Ti_4O_7 powder from carbothermal reduction method: formation, conductivity and optical properties, *Journal of Materials Science*, Vol. 24, pp. 4853-4856, 2013.
- [10] A. A. Gusev, E. G. Avvakumov, A. Zh. Medvedev, A. I. Masliy, Ceramic Electrodes Based on Magnéli Phases of Titanium Oxides, *Journal of Science of Sintering*, Vol. 39, pp. 51-57, 2007.
- [11] CH. Tang, D. Zhou, Q. Zhang, Synthesis and characterization of Magnéli phases: Reduction of TiO_2 in a decomposed NH_3 atmosphere, *Journal of Materials Letters*, Vol. 79, pp. 42-44, 2012.
- [12] A. A. Gusev, E. G. Avvakumov, O. B. Vinokurova, Synthesis of Ti_4O_7 Magnéli Phases Using Mechanical activation, *Journal of Science of Sintering*, Vol. 35, pp. 141-145, 2003.
- [13] M. Toyoda, T. Yano, B. Tryba, S. Mozia, T. Tsumura, M. Inagaki, Preparation of carbon-coated Magnéli phases Ti_nO_{2n-1} and their photocatalytic activity under visible light, *Journal of Applied Catalysis B: Environmental*, Vol. 88, pp. 160-164, 2009.
- [14] X. Zhang, Y. Liu, J. Ye, R. Zhu, Fabrication of Ti_4O_7 electrodes by spark plasma sintering, *Journal of Materials Letters*, Vol. 114, pp. 34-36, 2014.
- [15] Y. Lu, Y. Matsuda, K. Sagara, L. Hao, T. Otomitsu, H. Yoshida, Fabrication and Thermoelectric Properties of Magnéli Phases by Adding Ti into TiO_2 , *Journal of Advanced Materials Research*, Vols. 415-417, pp. 1291-1296, 2012.
- [16] A. Kitada, G. Hasegawa, Y. Kobayashi, K. Kanamori, K. Nakanishi, H. Kageyama, Selective Preparation of Macroporous Monoliths of Conductive Titanium Oxides Ti_nO_{2n-1} ($n = 2, 3, 4, 6$), *Journal of American Chemical Society*, Vol. 134, pp. 10894-10898, 2012.
- [17] G. Hauf, R. Kniep, G. Pfaff, Preparation of various titanium suboxide powders by reduction of TiO_2 with silicon, *Journal of Materials Science*, Vol. 34, pp. 1287-1292, 1999.
- [18] T. Rong, H. Guangsheng, K. Teiichi, G. Takashi, Preparation of Magnéli phases of $Ti_{27}O_{52}$ and Ti_6O_{11} films by laser chemical vapor deposition, *Journal of Thin Solid Films*, Vol. 518, pp. 6927-6932, 2010.

تازه‌های نشر

مهندسی دیرگدازها (مواد-طراحی-نصب)

مولف: A. Ehler Nowak

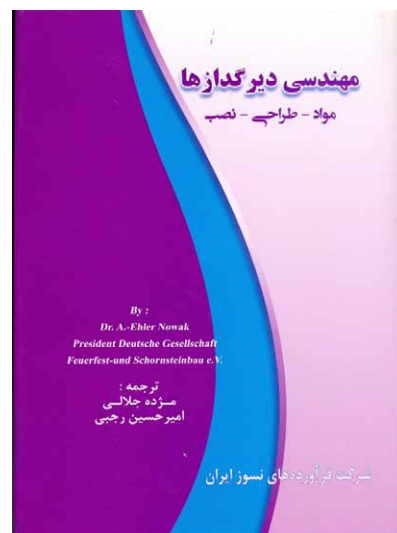
ترجمه: مؤده جلالی، امیرحسین رجبی

صنعت ما نیازمند و متکی بر مهندسی نسوز است. مواد نسوز در کوره‌ها، گرمکن‌ها، خشک‌کن‌ها، کارخانه‌های آهن، فولاد، فلزات غیرآهنی، مواد ساختمانی، شیشه، موادشیمیایی و صنایع پتروشیمی، نیروگاه‌های تولید برق و کوره‌های زباله سوز به کار می‌روند. فلسفه وجود مواد نسوز تحمل آتش و محافظت از سازه پستی در مقابل دماهای بسیار بالا است. از اولین ویرایش آلمانی این کتاب در سال ۱۹۸۷ تاکنون، نویسندگان آن تلاش بسیاری کرده‌اند تا جدیدترین فناوری را به مهندسين، طراحان، نقشه‌کشان، متخصصین ساخت و متصدیان کوره‌ها و تاسیسات که در تماس نزدیک با بخش مهندسی نسوز هستند منتقل کنند. از این رو سه فصل اول این کتاب موضوعات زیر را در بر می‌گیرند:

مواد نسوز، طراحی، نصب

به یقین موضوعات مورد اشاره نمی‌توانند به طور دقیق از یکدیگر جدا شوند، برای مثال نویسندگان کتاب که به شرح ماده نسوز مشخصی می‌پردازند، اغلب توضیحات

یا راهنمایی‌هایی درباره طراحی و نصب آن را نیز ارائه می‌کنند. مواد نسوز بایستی با توجه به بار یا تنش اعمالی بر روی آنها در حین کار به دقت انتخاب شده، به درستی طراحی و با وسواس بسیار نصب شوند. به منظور برجسته کردن این ارتباط، نویسندگان تصمیم گرفتند بخش دیگری را به کتاب اضافه کنند که بر مثال‌های کاربردی در بخش‌های مختلف صنعت متمرکز است. بخش دیگری از کتاب به خشک و پخت کردن و گرم و سرد کردن آسترهای نسوز می‌پردازد.



معرفی پایان‌نامه‌های دانشجویی

تأثیر عوامل فرآیند بر خواص فیزیکی و ریزساختار پودر مزومتخلخل اکسید قلع



دانشجو: فرشته بیات

اساتید راهنما: دکتر علی بیت‌اللهی، دکتر سید محمد میرکاظمی

دانشگاه علم و صنعت ایران

چکیده: در پژوهش حاضر ذرات مزومتخلخل اکسید قلع با استفاده از قالب سخت پلی‌استایرن^۱ (PS) و سورفکتانت کاتیونی ستیل‌تری‌متیل‌آمونیم بروماید^۲ (CTAB) سنتز شد. بدین منظور ابتدا نانوذرات کروی پلی‌استایرن با استفاده از روش پلیمریزاسیون امولوسیونی تهیه گردید. در گام بعدی شرایط برای قرار گرفتن مایسل‌های CTAB به همراه پیش‌ماده کلرید قلع روی قالب سخت سنتز شده، فراهم گردید و تأثیر نسبت مولی CTAB به پیش‌ماده کلرید قلع ($\text{SnCl}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$) بر مورفولوژی ذرات حاصل پیش از کلسیناسیون مورد بررسی قرار گرفت. کلسیناسیون نمونه‌ها به منظور خروج قالب‌های آلی صورت گرفت و تأثیر نسبت مولی CTAB به پیش‌ماده، رژیم‌های حرارتی مختلف در اتمسفر هوا و نیتروژن بر مورفولوژی ذرات حاصل بررسی شد. جهت بررسی ویژگی‌های نانو ذرات پلی‌استایرن از آنالیزهای تفرق نور پویا، میکروسکوپ الکترونی روبشی و طیف‌سنجی مادون قرمز و برای بررسی ذرات اکسید قلع از آنالیزهای میکروسکوپ الکترونی روبشی، جذب و واجذب نیتروژن، طیف‌سنجی مادون قرمز، پراش اشعه ایکس و آنالیز حرارتی هم‌زمان استفاده گردید. نتایج، سنتز موفقیت‌آمیز نانوذرات کروی پلی‌استایرن با متوسط اندازه 7nm و توزیع اندازه ذرات باریک را تأیید کرد. نشان داده شد که پیش از کلسیناسیون در نسبت مولی $\text{CTAB}:\text{SnCl}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ برابر $6/28:1$ ، مورفولوژی ذرات کروی است. با کلسیناسیون نمونه با استفاده از دو رژیم حرارتی مختلف در دمای 500°C پودر مزومتخلخل تک فاز اکسید قلع با مورفولوژی کروی و دو سطح ویژه $40/739\text{g}/\text{cm}^2$ حاصل گردید.

سنتز و بررسی عملکرد الکترودهای سیستم مزومتخلخل کربنی-نانولوله کربنی در فرآیند یون‌زدایی خازنی



دانشجو: حسام الدین محمدی

اساتید راهنما: دکتر علی بیت‌اللهی، دکتر حسین سرپولکی

چکیده: در قسمت اول فعالیت انجام‌شده در این پژوهش الکترودهای نانو لوله کربنی چند دیواره ساخته‌شده به روش پرس پودر خشک با سطح ویژه $241/4\text{ m}^2/\text{g}$ در فرآیند یون‌زدایی خازنی مورد استفاده قرار گرفت. ظرفیت خازن ساخت شده با الکترولیت سدیم کلرید با غلظت 50mM و ولتاژ اعمالی $1/5\text{V}$ ، $1/94\text{ F}$ محاسبه گردید که با توجه به وزن الکترودها، ظرفیت خازنی ویژه $9/73\text{ F/g}$ برای نانو لوله‌های استفاده‌شده به دست آمده است. با اندازه‌گیری مقدار نمک جذب‌شده، بازده جذب الکترودهای نانو لوله کربنی استفاده‌شده $2/5\text{ mg/g}$ و بازده زمانی آن $1/25\text{ mg/g.min}$ و همچنین بازده شارژ $0/26\text{ mg/C}$ محاسبه گردیده است. در بررسی اثر الکترولیت، با استفاده از محلول سدیم کلرید با غلظت 100mM و 250mM ظرفیت خازن ویژه تا $12/24\text{F/g}$ نیز افزایش یافت. در بررسی اثر دی‌الکتریک، با نازک تر شدن لایه استفاده‌شده مقدار ظرفیت خازن

¹ Poly Styrene

² Cetyl trimethyl ammonium bromide

تشکیل شده افزایش یافت؛ به گونه‌ای که ظرفیت خازن با دی الکتریک لایه نازک PVDF، کاغذ و لایه پرس شده از پودر $\text{SiO}_2\text{-TiO}_2$ به ترتیب، 2/13F، 1/92F و 1/83F اندازه‌گیری شده است. در قسمت سنتز مواد مزو متخلخل. دو نوع مونولیت مزو متخلخل کربنی یکی با سطح ویژه $373/31\text{m}^2/\text{g}$ ، میانگین اندازه حفرات ۲ تا ۳ نانومتر و دیگری با سطح ویژه‌ای برابر $647/16\text{m}^2/\text{g}$ سنتز گردید. در قسمت سوم مقادیر ۰، ۵/۰، ۱ و ۲ درصد نانو لوله به مونولیت‌های مزو متخلخل سنتز شده افزوده شده است. مقاومت الکتریکی طولی مونولیت‌های سنتز شده با رزولسینول چهار برابر مقاومت مونولیت سنتز شده با فنول و در حدود 400 k/cm بوده است. با افزودن نانو لوله‌های کربنی به هر دو مونولیت مقاومت الکتریکی به شدت کاهش یافته به طوری که با افزوده شدن ۲ درصد GNT به هر دو مونولیت مقاومت الکتریکی، به مقادیر ۲ تا 4 k/cm کاهش یافت. در نهایت از نمونه‌ها آزمون ولت‌متری چرخه‌ای (CV) و طیف سنجی امپدانس الکتروشیمیایی (ESI) گرفته شده است که روند افزایش شدید هدایت در اثر افزودن نانو لوله کربن را تأیید می‌کند.

کلمات کلیدی: یون زدایی خازنی، الکترودهای درون گذر، نانو لوله کربن، مزو متخلخل کربن

بررسی رفتار تبلور و ویژگی‌های نوری شیشه‌های سرامیک‌های سیستم

$\text{SiO}_2\text{-PbF}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$



دانشجو: پویا تراب احمدی

اساتید راهنما: دکتر بیژن افتخاری یکتا، دکتر فرهاد گلستانی‌فرد

چکیده: این پژوهش، با هدف شناخت رفتار تبلور و ویژگی‌های نوری یکی از مهم‌ترین شیشه‌سرامیک‌های پرکاربرد در حوزه‌ی تقویت‌کننده‌های امواج فرسرخ و مبدل‌های نوری فرسرخ به مرئی انجام شد. در این راستا قابلیت شیشه‌سازی، سازوکار جدایش فازی مایع-مایع، سازوکار تبلور و ویژگی‌های نوری شیشه و شیشه‌سرامیک‌های با ترکیب $\text{SiO}_2\text{-}(50\text{-}x)\text{PbF}_2\text{-}2x\text{Al}_2\text{O}_3$ ($x:0, 2.5, 5$) بررسی شد. همچنین، در جهت شناخت سازوکار تبدیل طول موجی رو به بالا (Up-conversion) و نیز بررسی تأثیر حضور عناصر نادر خاکی بر متغیرهای مذکور (به خصوص بر تبلور فاز $\beta\text{-PbF}_2$) به صورت مجزا، در این ترکیبات از ذپ کردن ۱ واحد مولی یکی از پرکاربردترین عناصر نادر خاکی، یعنی اریتم (Er)، در قالب ترکیب ErF_3 ، استفاده شد.

نتایج گویای نقش تعیین‌کننده‌ی Al_2O_3 و ErF_3 بر رفتار تبلور و خواص نوری شیشه‌های این سیستم بود؛ به گونه‌ای که حضور Al_2O_3 تا ۱۰ درصد مولی توانست سبب افزایش دمای تبلور تا 100°C ، افزایش مقاومت به جدایش فاز (عدم بروز عیب رگه‌ای شدن)، کاهش ۸ درصد وزنی فراریت فلوتور حین فرآیند ذوب و افزایش شفافیت تا ۲۰ درصد در بازه‌ی امواج مرئی و فرسرخ نزدیک گردد. همچنین، حضور آلومینا مانع از تبلور PbF_2 به تنهایی - آن‌چنان‌که در ترکیب فاقد آلومینا دیده شد - گردید. با افزایش درصد آلومینا تبلور فازهای جانبی (فلوتور آلومیناسیلیکاتی سرب) به تدریج افزایش یافت، به طوری که در حضور Al_2O_3 به میزان ۱۰ درصد مولی، شناسایی فازهای $\alpha, \beta\text{-PbF}_2$ در بررسی‌های فازی مقدور نبود.

ErF_3 در شیشه‌های این ترکیبات با ایجاد جدایش فازی مایع-مایع به هنگام عملیات حرارتی، با کاهش دمای تبلور تا حدود 50°C نسبت به ترکیبات فاقد اریتم، موجب تسهیل تبلور فازهای $\alpha, \beta\text{-PbF}_2$ به تنهایی در ساختار شیشه گردید و در نهایت امکان دستیابی به شیشه‌سرامیک‌های شفاف تک‌فاز در ترکیب $45\text{SiO}_2\text{-}45\text{PbF}_2\text{-}10\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}1\text{ErF}_3$ را فراهم نمود. حضور یون Er^{3+} در ساختار شیشه و شیشه‌سرامیک‌های ترکیبات مورد بررسی در سیستم $\text{SiO}_2\text{-PbF}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ ، موجب ایجاد پیک‌های جذب مشخصی در طیف نوری آن‌ها در بازه امواج $1100\text{-}400\text{ nm}$ گردید. این پیک‌های شاخص با تبدیل شیشه به شیشه‌سرامیک در هر ترکیب تقویت، و با کاهش شفافیت در شیشه‌سرامیک‌ها تضعیف شد. در شیشه و شیشه‌سرامیک‌های این سیستم، نورافشانی سبز، بر اساس سازوکار تبدیل طول موجی رو به بالا، با تهیه‌ی نمونه‌ها در طول موج 980 nm مشاهده شد. همچنین، افزایش مقدار Al_2O_3 سبب انحلال بیشتر یون Er^{3+} در نانو بلورهای محلول جامد $\beta\text{-PbF}_2\text{:Er}^{3+}$ شد، به گونه‌ای که در ترکیب $45\text{SiO}_2\text{-}45\text{PbF}_2\text{-}10\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}1\text{ErF}_3$ 0.11A / انقباض ثابت شبکه، بواسطه حضور Er^{3+} مشاهده شد.

کلمات کلیدی: تبدیل طول موجی رو به بالا (Up-Conversion)، شیشه‌سرامیک‌های اکسی فلوریدی، فلورید سرب ($\beta\text{-PbF}_2$)، فلورید اریتم (ErF_3)، عناصر نادر خاکی

واژه‌گزینی سرامیک با همکاری فرهنگستان زبان و ادب فارسی

واژه‌گزینی سرامیک با همکاری فرهنگستان زبان و ادب فارسی

به‌منظور بررسی واژه‌های مربوط به علم و صنعت سرامیک، کارگروه واژه‌گزینی سرامیک با حضور کارشناسان انجمن سرامیک ایران و فرهنگستان زبان فارسی تشکیل شد، که اعضای این کارگروه به شرح زیر تقسیم شدند:

۱- دکتر واهاک کاسپاری مارقوسیان - دانشگاه علم و صنعت ایران

۲- دکتر حسین سرپولکی - دانشگاه علم و صنعت ایران

۳- دکتر مهران صولتی هاشجین - دانشگاه امیرکبیر

۴- دکتر مسعود محبی - دانشگاه بین‌المللی امام خمینی

۵- دکتر محمود ربیعی - دانشگاه بابل

۶- مهندس مهران غفاری - پژوهشگاه مواد و انرژی

۷- خانم فحام زاده - فرهنگستان زبان فارسی

۸- آقای صباغی - فرهنگستان زبان فارسی

هدف از تشکیل این کارگروه تصویب واژه‌های فارسی و استفاده از این واژگان در رساله‌های دانشگاهی و مقاله‌ها بوده است. در این حوزه گروه‌های مهندسی مواد و متالورژی، مهندسی بسپار، کارگروه خوردگی، کارگروه آهن و فولاد، جوشکاری و آزمایش‌های مخرب نیز فعالیت می‌کنند.

سرانجام با تشکیل ۲۲ جلسه مشترک کارگروه واژه‌گزینی مصوبات به شورای واژه‌گزینی معرفی شد و پس از چهار جلسه پیاپی در تاریخ ۹۳/۲/۱ واژگان زیر به تصویب نهایی فرهنگستان رسیده است.

انجمن سرامیک ایران وظیفه خود می‌داند در راستای رواج واژگان ارایه شده در مجله‌ها و مقاله‌ها، همایش‌ها و سمینارها اقدام کنند. به‌همین جهت از کلیه متخصصان، دانشجویان، استادان و کارشناسان علم و صنعت سرامیک ایران دعوت می‌شود در کاربرد و رواج واژگان سرامیک همکاری کنند.

لازم به اشاره است که فایل pdf واژگان در سایت انجمن سرامیک ایران قابل دانلود است.

لغات مصوب:

واژه بیگانه	معادل پیشنهادی	ردیف	
ceramic	سرامیک	۱	-۱
advanced ceramic	سرامیک پیشرفته	۱-۱	-۲
engineering ceramic	سرامیک مهندسی	۱-۲	-۳
magnetic ceramic	مغناطیسرامیک	۱-۳	-۴
structural ceramic	سرامیک سازه‌ای	۱-۴	-۵
ceramic whiteware	سپیدافزار سرامیکی	۲	-۶
fine ceramic	سرامیک ظریف	۳	-۷
ceramic process	فرایند ساخت سرامیک	۴	-۸

ceramics	سرامیک‌شناسی	۵	-۹
electroceramic	الکتروسرامیک	۶	-۱۰
optical ceramic	سرامیک اپتیکی	۷	-۱۱
china clay syn. kaolin	خاک چینی مت. کائولن	۸	-۱۲
fireclay syn. fireclay refractory	رُس دیرگداز	۹	-۱۳
ball clay	سیاه‌رُس	۱۰	-۱۴
whiteware	سپیدافزار، سپیدینه	۱۱	-۱۵
alumina whiteware	سپیدینه آلومینی	۱۱-۱	-۱۶
stoneware	سنگینه*، داشخال	۱۳	-۱۷
chemical stoneware	سنگینه شیمیایی / داشخال شیمیایی	۱۳-۱	-۱۸
earthenware	رُسینه	۱۴	-۱۹
sanitary earthenware	رُسینه بهداشتی	۱۴-۱	-۲۰
vitreous china	چینی شیشه‌ای، چینی زجاجی	۱۶	-۲۱
vitreous china sanitaryware	چینی شیشه‌ای بهداشتی، چینی زجاجی بهداشتی	۱۶-۱	-۲۲
slip	دوغاب	۱۷	-۲۳
slip casting	ریخته‌گری دوغابی	۱۷-۱	-۲۴
drain casting	ریخته‌گری توخالی	۱۸	-۲۵
solid casting	ریخته‌گری توپُر	۱۹	-۲۶
pressure casting	ریخته‌گری فشاری	۲۰	-۲۷
centrifugal casting	ریخته‌گری مرکز‌گریز	۲۱	-۲۸
plastic forming	شکل‌دهی موم‌سان	۲۲	-۲۹
deflocculation	لخته‌زدایی، روان‌سازی	۲۳	-۳۰
deflocculant	لخته‌زدا، روان‌ساز	۲۳-۱	-۳۱
glaze	لعاب	۲۴	-۳۲
glazing	لعاب‌دهی	۲۴-۱	-۳۳
mat glaze	لعاب مات	۲۴-۲	-۳۴
opaque glaze	لعاب کدر	۲۴-۳	-۳۵
raw glaze	لعاب خام	۲۴-۴	-۳۶
glaze firing	پخت لعاب	۲۴-۵	-۳۷
crackle glaze	لعاب ترک	۲۴-۶	-۳۸
on-glaze decoration	تزیین رولعابی	۲۵	-۳۹
in-glaze decoration	تزیین تولعابی	۲۶	-۴۰

underglaze decoration	تزئین زیرلغابی	۲۷	-۴۱
enamel	لعاب، لعاب‌فلز	۲۸	-۴۲
glass enamel	مینای شیشه	۲۸-۱	-۴۳
enamel firing	پخت تزئین	۲۸-۲	-۴۴
frit ¹	فریت	۲۹	-۴۵
frit ²	فریت‌سازی	۳۰	-۴۶
fritted glaze	لعاب فریت‌شده	۳۱	-۴۷
biscuit	بیسکویت	۳۲	-۴۸
biscuit firing	پخت بیسکویت	۳۲-۱	-۴۹
furnace	کوره	۳۳	-۵۰
annealing furnace	کوره تاب‌کاری	۳۳-۱	-۵۱
electric furnace	کوره برقی	۳۳-۲	-۵۲
glass furnace	کوره شیشه	۳۳-۳	-۵۳
tank furnace	کوره محفظه‌ای	۳۳-۴	-۵۴
box furnace	کوره اتاقکی	۳۳-۵	-۵۵
kiln	کوره پخت، پزاوه	۳۴	-۵۶
kiln furniture	پخت‌اسباب	۳۴-۱	-۵۷
saggar (sagger)	جعبه کوره	۳۵	-۵۸
saggar clay	رس جعبه کوره	۳۵-۱	-۵۹
refractory	دیرگداز	۳۶	-۶۰
refractoriness	دیرگدازی	۳۶-۱	-۶۱
refractory cement	سیمان دیرگداز، سیمان نسوز	۳۶-۲	-۶۲
refractory concrete	بتن دیرگداز، بتن نسوز	۳۶-۳	-۶۳
refractory ceramic	سرامیک دیرگداز	۳۶-۴	-۶۴
refractory oxide	اکسید دیرگداز	۳۶-۵	-۶۵
refractory sand	ماسه دیرگداز	۳۶-۶	-۶۶
refractory lining	آستری دیرگداز، جداره دیرگداز	۳۶-۷	-۶۷
refractory coating	پوشش دیرگداز	۳۶-۸	-۶۸
castable refractory	دیرگداز ریختنی	۳۶-۹	-۶۹
fused cast refractory	دیرگداز ذوبی-ریختگی	۳۶-۱۰	-۷۰
bulk volume	حجم کلی	۳۷	-۷۱
apparent volume	حجم ظاهری	۳۸	-۷۲
true volume	حجم واقعی	۳۹	-۷۳

true density	چگالی واقعی	۴۰	-۷۴
theoretical density	چگالی نظری	۴۱	-۷۵
tap density	چگالی تفه‌ای	۴۲	-۷۶
green density	چگالی خام	۴۳	-۷۷
green body	بدنه خام	۴۴	-۷۸
green strength	استحکام خام	۴۵	-۷۹
glass annealing	تاب‌کاری شیشه	۴۷	-۸۰
glass-ceramic	شیشه-سرامیک	۴۸	-۸۱
glass softening point	نقطه نرم‌شوندگی شیشه	۴۹	-۸۲
glass refining/ fining	حباب‌زدایی شیشه	۵۰	-۸۳
sheet glass	شیشه جام	۵۱	-۸۴
container glass	شیشه ظرف	۵۲	-۸۵
glass container	ظرف شیشه‌ای	۵۳	-۸۶
sodalime glass	شیشه سدا‌هکی	۵۴	-۸۷
network former	شبکه‌ساز	۵۵	-۸۸
network modifier	دگرگون‌ساز شبکه	۵۶	-۸۹
bridging oxygen	اکسیژن پل‌زن	۵۷	-۹۰
non-bridging oxygen	اکسیژن غیرپل‌زن	۵۷-۱	-۹۱

اعضای حقوقی انجمن سرامیک ایران

اعضای حقوقی ویژه انجمن سرامیک ایران

صنایع کاشی و سرامیک سینا

مدیر عامل: مهندس عزیزیان
آدرس دفتر مرکزی: تهران، بلوار میرداماد، بعد از میدان مادر، پلاک ۲۳
تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۲۲۲۷۲۳۰۱
نشانی سایت: www.Sinatile.ir



تهپیه و تولید مواد نسوز کشور

مدیر عامل: مهندس باقری
آدرس دفتر مرکزی: تهران، یوسف‌آباد، خیابان ابن سینا، نیش خیابان ۳۱، شماره ۸۲
تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۷۱۲۵۶۲
نشانی سایت: www.irrep.com



چینی بهداشتی ارس

مدیر عامل: مهندس حسین پور
آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان ملاصدرا، خیابان شیخ بهایی، میدان شیخ بهایی، برج صدف، طبقه ۴، واحد ۶۴
تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۶۰۶۵۰۸
نشانی سایت: www.arasind.com



کاشی نیلو

مدیر عامل: مهندس بلوچی
آدرس دفتر مرکزی: اصفهان، خیابان حکیم نظامی، ابتدای محتشم کاشانی، ساختمان کاشی نیلو
تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۳۱-۶۲۵۴۱۲۶
نشانی سایت: www.NilouTile.com

اعضای حقوقی ممتاز انجمن سرامیک ایران

دانشگاه آزاد اسلامی واحد علوم و تحقیقات خوزستان

مدیریت: دکتر لک
آدرس: اهواز، سه‌راه فرودگاه، دانشگاه آزاد واحد علوم و تحقیقات
تلفن دفتر مرکزی: ۰۶۱۱-۴۴۵۷۱۷۴
نشانی سایت: www.khouzestan.srbiau.ac.ir

تهپیه و تولید مواد اولیه آریاکانی اسپادانا

مدیرعامل: دکتر پویامهر
آدرس دفتر مرکزی: اصفهان، خیابان ملاصدرا، خیابان پانزدهم، پلاک ۳۴، واحد ۳
تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۱۱-۶۶۱۷۵۳۷-۸

کاشی کسری

مدیر عامل: مهندس روشنفکر
آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان آفریقا، خیابان ناهید شرقی، پلاک ۱۲، طبقه ۳ و ۵
تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۲۲۰۱۰۱۴۰
نشانی سایت: www.kasratileco.com

دانشگاه آزاد اسلامی واحد دزفول

مدیریت: دکتر متین
آدرس: دزفول، کوی آزادگان، دانشگاه آزاد اسلامی
تلفن: ۰۶۴۱-۶۲۶۲۰۹۰
نشانی سایت: www.iaud.ac.ir

کاشی گرانیت و کاشی لعاب زهره

مدیر عامل: مهندس خیاط

آدرس دفتر مرکزی: خراسان رضوی، کاشمر، کیلومتر ۱۲ محور
کاشمر به مشهد، جنب شهرک صنعتی، شرکت کاشی زهره کاشمر
تلفن دفتر مرکزی: ۰۵۳۲۸۵۸۳۵۹۰

نشانی سایت: www.zohretille.com**فراورده‌های نسوز آذر**

مدیر عامل: مهندس حسن زاده

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان ولیعصر، بالاتر از پارک ساعی،
کوچه ساعی ۲، روبروی مدرسه پسرانه هاتف، پلاک ۳۱، واحد منفی ۱
تلفن دفتر مرکزی: ۸۸۸۸۲۰۹۵

نشانی سایت: www.azarref.ir**گروه پژوهشی سرامیک- پژوهشکده مواد- پژوهشگاه****علوم و فنون هسته‌ای**

مدیر عامل: دکتر نوزاد

آدرس دفتر مرکزی: اصفهان، ۱۵ کیلومتری جنوب شرقی، منطقه
هسته‌ای پژوهشکده مواد

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۱۱-۸۹۱۲۰۸۲

نشانی سایت: www.aeoi.org.ir**اعضای حقوقی انجمن سرامیک ایران****آبادانا سرام**

مدیر عامل: دکتر شیرالی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان ملاصدرا، روبروی بیمارستان
بقیه‌الله، کوچه گل‌دشت، گل‌دشت یکم، پلاک ۸
تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۴۳۱۰۰۰۰

نشانی سایت: www.apadanaceram.com**ایران آیمدی**

مدیر عامل: مهندس 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**اشکان پارت آفرین**

مدیر عامل: مهندس غفاری

آدرس دفتر مرکزی: کرج، گلشهر ویلا رودکی
غربی، پلاک ۲۷۱

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۶۳-۶۶۷۰۸۳۶

**پارس کائولن**

مدیر عامل: مهندس صمدی

آدرس: طبس، نرسیده به جو خواه، معدن کائولن پارس
تلفن: ۰۲۱-۸۸۰۷۵۵۷۳

نشانی سایت: www.parskaolin.com**پژوهشگاه علوم و فناوری رنگ**

مدیریت: دکتر پورمهدیان



آدرس دفتر مرکزی: بزرگراه

صیاد شیرازی شمالی، خروجی لویزان، میدان حسین‌آباد، خیابان
وفامتنش، نبش کوچه شمس، پلاک ۵۹

تلفن: ۰۲۱-۲۲۹۴۴۱۸۴

نشانی سایت: www.icrc.ac.ir**پژوهشگاه مواد و انرژی**

مدیریت: دکتر هادوی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، میدان آرژانتین،
انتهای خیابان الوند، کوچه جوبین، پلاک ۱۶

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۷۷۱۶۲۶-۲۷

نشانی سایت: www.merc.ac.irپژوهشگاه
مواد و انرژی

پیشرو ذوب آتور

مدیر عامل: مهندس ملایی داریانی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان

احمد قصیر، کوچه یکم، پلاک ۶، واحد ۱۰

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۵۴۹۸۸۴

نشانی سایت: www.pishrozob.com**پیشگامان سرامیک برسام**

مدیر عامل: مهندس نعمتی

آدرس دفتر مرکزی: شیراز، بلوار امیرکبیر برج صنعت ورودی ۳، طبقه

۴، واحد ۴۱۷

تلفن دفتر مرکزی: ۰۷۱۱-۸۳۸۵۴۴۴

نشانی سایت: www.barsamceram.com**ترمه سرامیک**

مدیر عامل: مهندس سلطانی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان ونک، خیابان آفتاب، برج آفتاب،

طبقه اول اداری، واحد ۱

تلفن: ۰۲۱-۸۸۶۱۲۹۳۹

نشانی سایت: www.termeh.ir**تهیه و تولید خاک نسوز استقلال آباده**

مدیر عامل: مهندس فدایی

آدرس دفتر مرکزی: آباده، چهارراه جوادیه

تلفن دفتر مرکزی: ۰۷۵۱-۳۳۳۵۸۳۳

تولیدی و صنعتی سامان کاشی

مدیر عامل: مهندس سیدمحسنی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، بلوار میرداماد،

بین نفت و مدرس، شماره ۲۳۷، طبقه ۱

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۲۲۲۵۸۸۲۱

نشانی سایت: www.samantile.com**تولیدی و مهندسی نسوزین**

مدیر عامل: مهندس زرعیان

آدرس دفتر مرکزی: تهران، میدان آرژانتین، خیابان بیهقی، خیابان

دوازدهم شرقی، پلاک ۲، طبقه ۳، شماره ۶

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۵۰۴۵۹۱

نشانی سایت: www.nasoozin.com**چینی اصفهان**

مدیر عامل: مهندس جهانبانی

آدرس: اصفهان، جاده دولت آباد، خیابان بهارستان، اولین فرعی سمت

چپ، خیابان خوشانی

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۱-۲۵۸۳۶۲۰۰

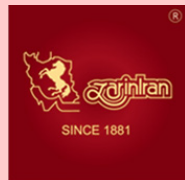
چینی زرین ایران

مدیر عامل: مهندس قصابی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، میدان ونک،

خیابان ونک، ساختمان شماره ۲۵

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۷۷۰۰۴۴

نشانی سایت: www.zariniran.com

چینی زرین ایران

دانشگاه آزاد اسلامی واحد شهرضا

معاون پژوهشی: دکتر فقیهیان

آدرس: شهرضا، ۲ کیلومتر جاده بروجن

تلفن: ۰۳۲۱-۳۲۴۳۰۰۱-۵

دانشگاه آزاد اسلامی واحد میبد

مدیر گروه سرامیک: دکتر میرجلیلی

آدرس: میبد، دانشگاه آزاد اسلامی واحد میبد

تلفن: ۰۳۵۲-۷۷۸۰۱۶۱-۴

نشانی سایت: www.iaumaybod.ir**درسا سرام ایساتیس**

مدیر عامل: مهندس پوراژدری

آدرس دفتر مرکزی: سعادت آباد، بلوار فرهنگ، نبش خیابان ۲۰

شرقی، پلاک ۲، طبقه ۴ شمالی

تلفن: ۰۲۱-۲۲۳۸۳۱۶۰

نشانی سایت: www.Doramic.com**رنگدانه‌های سرامیکی گهرفام**

مدیر عامل: مهندس مهینی

آدرس دفتر مرکزی: یزد، شهرک صنعتی خضرآباد، بلوار افاقیا،

خیابان زیتون

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۵۱-۷۲۷۲۴۴۸

سارا کاشی سپاهان

مدیرعامل: مهندس مجنون

آدرس دفتر مرکزی: اصفهان، خیابان سجاده، ابتدای خیابان ارباب، جنب بانک صادرات، مجتمع کسری، واحد ۱

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۱۱-۶۶۲۷۱۱۷

نشانی سایت: www.saratile.com**سارا لعاب میبد**

مدیرعامل: مهندس جعفری پور میبدی

آدرس دفتر مرکزی: میبد، شهرک صنعتی جهان آباد، بلوار نسترن، انتهای بلوار سمت راست

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۵۲-۷۷۷۲۲۲۸

نشانی سایت: www.saralaab.com**ساگار و قطعات نسوز**

مدیرعامل: مهندس معرفتی

آدرس: مرند، کیلومتر ۵ جاده قدیم جلفا، شهرک صنعتی سرامیکی

تلفن: ۰۴۹۱۲۲۶۵۷۰۷

نشانی سایت: www.saggarmfg.com**سرامیک البرز**

مدیرعامل: مهندس نظیفی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان ملاصدرا، خیابان شیراز جنوبی، کوچه اتحاد، شماره ۱۹/۲

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 سعادت‌آباد، پلاک ۱، طبقه ۴، واحد ۸

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۱۱-۶۶۸۷۷۷۲

نشانی سایت: www.aic.ir**سیماب رزین**

مدیرعامل: مهندس اخوین

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان ملاصدرا، خیابان شیراز جنوبی، کوچه فلاحی، پلاک ۲۶

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۲۱۱۲۱۶-۸

نشانی سایت: www.simabresin.com**شرکت بین‌المللی سارنگ تدارک**

مدیرعامل: مهندس اتحادی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان ظفر، پلاک ۱۷۸، طبقه ۱، واحد ۴

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۲۲۲۶۵۱۸۰

نشانی سایت: www.sis-company.com**شرکت پویا همراه سرام (بازرگانی و مهندسی مشاور)**

مدیرعامل: مهندس 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: دکتر آیت‌اللهی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، میدان آرژانتین، خیابان احمد قصیر، خیابان شهید احمدیان (پانزدهم)، پلاک ۱۶، ساختمان صدر تامین

تلفن: ۰۲۱-۸۸۷۲۷۶۶۴

نشانی سایت: www.stic.ir**شرکت صنایع سرام آرا**

مدیرعامل: مهندس آهنی‌ها

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان سپهبد قرنی، بالاتر از چهارراه طالقانی، خیابان شاداب غربی، پلاک ۳۳، طبقه ۶

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۸۹۱۰۴۵

نشانی سایت: www.ceramara.ir**شرکت صنایع کاشی نگار**

مدیرعامل: مهندس 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: مهندس شاهپوری

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان میرزای شیرازی، نبش استاد مطهری، شماره ۲۱۱

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۷۲۳۳۵۵

نشانی سایت: www.fiberona.com

شرکت مهندسی بازرگانی**درداران سریر**

مدیرعامل: مهندس طهماسبی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان ولیعصر، خیابان فتحی شقایق،

میدان سلماس، پلاک ۳، طبقه ۳

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۳۳۷۳۶۶-۸

نشانی سایت: www.sarirco.com**صنایع سرامیک بهرنگ (سهامی خاص)**

مدیرعامل: مهندس پوربابایی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان دولت، بین چهارراه کاوه و قنات،

پلاک ۲۸۹، طبقه ۴

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۲۲۵۶۸۸۲۸

نشانی سایت: www.behrangco.com**صنایع کاشی خزر**

مدیرعامل: مهندس برازجانی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، ضلع شمال غربی میدان فردوسی،

ساختمان شهید، طبقه ۲

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۸۰۸۹۴۵-۷

نشانی سایت: www.khazar-Tile.com**صنایع کاشی زرین خراسان**

مدیرعامل: 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**

مدیرعامل: مهندس ناصری

آدرس دفتر مرکزی: مشهد، بلوار فردوسی، مجتمع تجاری اسکان،

طبقه ۱، واحد ۲

تلفن دفتر مرکزی: ۰۵۱۱-۷۶۲۳۳۳۶

نشانی سایت: www.nilooftile.com**صنایع کاشی و سرامیک الوند**

مدیرعامل: مهندس پورهاشمی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان

آفریقا، بالاتر از چهارراه اسفندیار، کوچه

شهید سعیدی، پلاک ۲۳

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۲۲۰۵۷۸۱۱

نشانی سایت: www.alvancer.com**صنعت سرام**

مدیرعامل: مهندس غفاری

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان فرجام، بین چهارراه خاور و

ولیعصر، پلاک ۶۲۰، واحد ۱۱

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۷۷۷۲۳۵۸۹

فرآورده‌های نسوز آذر شهاب تبریز

مدیرعامل: مهندس صدیقی

آدرس دفتر مرکزی: تبریز، خیابان راه آهن، ایستگاه سرچشمه،

مجتمع تجاری میلاد، طبقه ۳، واحد ۳۰۵

تلفن دفتر مرکزی: ۰۴۱۱-۵۵۱۲۹۱۰

نشانی سایت: www.azarshahab.com**فرآورده‌های نسوز پارس**

مدیرعامل: مهندس حیدرپور

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

ونک، طبقه ۷، واحد ۷۱

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۷۸۶۶۹۲

نشانی سایت: www.pars-ref.ir**فرآورده‌های نسوز ایران**

مدیرعامل: مهندس شایگان نیا

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان بهار شیراز، خیابان سلیمان

خاطر، بعد از ملایری پور، پلاک ۵۱، واحد ۳

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۳۴۳۴۰۸

نشانی سایت: www.irefco.ir**کائولین و خاک‌های نسوز خراسان**

مدیرعامل: مهندس زیارت نیا

آدرس دفتر مرکزی: مشهد، بلوار فلسطین، فلسطین ۱۴، پلاک ۲۸

تلفن دفتر مرکزی: ۰۵۱۱-۷۶۷۳۰۳۴-۵

نشانی سایت: www.kaolin-co.com**فصلنامه کاشی و سرامیک**

مدیریت: دکتر 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



کاشی تیما

مدیرعامل: دکتر ناصری

آدرس دفتر مرکزی: مشهد، شهرک صنعتی
توس، فاز ۲، اندیشه ۲، انتهای دانش ۲
تلفن دفتر مرکزی: ۰۵۱۱-۵۴۱۳۹۹۰

نشانی سایت: www.tima-tile.com



کاشی ایرانا

مدیرعامل: مهندس طلوعی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، کیلومتر
۱۳ جاده مخصوص کرج، روبروی ایران
خودرو

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۴۴۹۰۵۰۰۱-۵

نشانی سایت: www.irana-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 ستاره میبد

مدیرعامل: مهندس خالقیه

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان ملاصدرا، شیراز جنوبی، گرمسار
غربی، کوچه بهار، پلاک ۲۶، طبقه ۴، واحد ۷

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۰۴۴۷۴۴

نشانی سایت: www.setarehtile.com

کاشی کرد

مدیرعامل: مهندس مرادی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، سهروردی شمالی، هویزه شرقی، پلاک
۳۴

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۳۵۲۳۳۳۳

نشانی سایت: www.cordgroup.com

کاشی فیروزه مشهد

مدیرعامل: مهندس سقاء رضوی

آدرس دفتر مرکزی: مشهد، بلوار سجاده، خیابان بیستون ۲، مجتمع
تجاری طوس، طبقه ۵ و ۶

سندوق پستی: ۹۱۳۷۵-۴۴۳۷

تلفن دفتر مرکزی: ۰۵۱۱-۷۶۷۰۰۰۱

نشانی سایت: www.firoozehtile.com

کاشی مسعود ایران

مدیرعامل: مهندس فرشادپور

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان آفریقای شمالی، ساختمان مرکز
تجارت ایران، طبقه ۹، واحد ۶

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۲۶۲۱۲۶۳۵-۳۷

نشانی سایت: www.masoudtile.com



کاشی مرجان

مدیرعامل: مهندس معصومی

آدرس دفتر مرکزی: اصفهان، خیابان
چهار باغ بالا، کوچه کویان، پلاک ۴۱

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۱۱-۶۲۴۸۰۱۹

نشانی سایت: www.marjantileco.com



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: ۰۲۱-۸۸۹۰۸۰۴۴

نشانی سایت: www.golsarfars.com



کاشی نوآوران

مدیرعامل: مهندس کهدوئی

آدرس: یزد، میبد، شهرک
صنعتی جهان آباد، بلوار مریم

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۵۲۷۷۲۱۹۳

نشانی سایت: www.noavaranceramics.ir

لعاب یاس فارس

مدیرعامل: مهندس کریمی علویچه

آدرس: شیراز، کیلومتر ۳ جاده شیراز بوشهر، بعد از پل شهید علیپور،
جاده ایستگاه شماره ۱ گاز

تلفکس: ۰۷۱۱-۸۳۰۱۹۹۰

لعاب مشهد

مدیرعامل: دکتر یوسفی

آدرس دفتر مرکزی: تهران،
خیابان ملاصدرا، خیابان شیراز جنوبی،
کوچه اتحاد، پلاک ۱۴، طبقه ۲

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۰۴۳۶۹۶

لعابیران

مدیر عامل: مهندس رجایی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، میدان ونک،
خیابان گاندی شمالی، کوی شهید صانعی،
شماره ۲۵

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۷۹۵۱۴۱-۲

نشانی سایت: www.loab.iran.com**مجتمع تحقیقاتی جهاد دانشگاهی استان یزد**

مدیریت: مهندس میرحسینی

آدرس دفتر مرکزی: یزد، خیابان مهدی، جهاد دانشگاهی استان یزد
تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۵۲-۸۲۱۲۳۳۰**مجتمع تولیدی چینی مقصود**

مدیر عامل: مهندس گلکار

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان ولیعصر، بالاتر از پارک ساعی،
نیش کوچه ۳۴، پلاک ۱۱۵۹، طبقه ۲

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۸۸۶۹۸۵

نشانی سایت: www.magsoudporcelain.com**مجتمع تولید چینی بهداشتی نوین سرام**

مدیر عامل: مهندس حقی

آدرس دفتر مرکزی: مشهد، چهارراه ابوطالب، مجتمع برجیس، طبقه
دوم، واحد ۳

تلفن دفتر مرکزی: ۰۵۱۱۷۲۷۶۰۳۳

نشانی سایت: www.novinceram.com**مجتمع صنعتی اردکان (چینی رز)**

مدیر عامل: مهندس رزمجو

آدرس دفتر مرکزی: یزد، چهارراه یزد باف، ساختمان یزدباف، طبقه ۲
تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۵۱-۵۲۲۹۷۶۰نشانی سایت: www.chinirose.com**مجتمع کارخانجات تولیدی توس چینی**

مدیر عامل: مهدی کاملان نجار

آدرس دفتر مرکزی: مشهد، ضلع غربی میدان احمدآباد، پلاک ۱۲
تلفن دفتر مرکزی: ۰۵۱۱-۸۴۱۶۸۸۰نشانی سایت: www.toosporcelain.com**معدنی و صنعتی سوراوجین عقیق**

مدیر عامل: مهندس معصومی

آدرس دفتر مرکزی: تهران،
سعادت آباد، خیابان علامه شمالی،
انتهای کوچه اقبال ملی، پلاک ۱،
واحد ۲

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۲۲۰۸۱۳۷۳

نشانی سایت: www.iranclay.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: ۰۲۱-۸۸۶۶۴۸۱۱

نشانی سایت: www.mofidglass.com**مقره سازی ایران**

مدیر عامل: دکتر کورنگی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان بهار جنوبی، کوچه نیلوفر،
شماره ۴

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۷۷۵۲۸۶۴۲

نشانی سایت: www.iraninsulator.com**مهندسی مشاور کاوشگران**

مدیر عامل: مهندس رفیعا

آدرس دفتر مرکزی: تهران، انتهای اشرفی اصفهانی، خیابان زیتون،
نیش خیابان چمران، کوچه ارغوان یکم، پلاک ۴

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۴۴۸۰۶۰۷۰

نشانی سایت: www.kavoshgaranmine.com

تقویم رویدادهای سرامیک

kazBuild

آلماتی (قزاقستان)

۱۴-۱۱ شهریور ۱۳۹۴

www.kazbuild.kz/en/

Maison & Objet Paris

پاریس (فرانسه)

۱۳-۱۷ شهریور ۱۳۹۴

www.maison-objet.com

Asean Ceramics

بانکوک (تایلند)

۱۸-۲۰ شهریور ۱۳۹۴

AseanCeramics.com

The Big 5 Construct

بمبئی (هندوستان)

۱۹-۲۱ شهریور ۱۳۹۴

www.the5constructindia.com

The Big 5 Kuwait

کویت

۲۳-۲۵ شهریور ۱۳۹۴

www.big5kuwait.com

Expoanicer

برزیل

۲۵-۲۸ شهریور ۱۳۹۴

Encontro44.anicer.com

Cersaie

بلونیا (ایتالیا)

۶-۱۰ مهر ۱۳۹۴

www.cersaie.it

Marmomacc

ایتالیا

۸-۱۰ مهر ۱۳۹۴

www.marmomacc.it

Saie

بلونیا (ایتالیا)

۲۲-۲۵ مهر ۱۳۹۴

Saie.bolognafiere.it

I Saloni

مسکو (روسیه)

۲۲-۲۵ مهر ۱۳۹۴

www./salonemilano.it

Cerambath

فوشان (چین)

۲۶-۳۰ مهر ۱۳۹۴

En.cerambath.org

Ceramitec

مونیک (آلمان)

۲۸ مهر-۱ آبان ۱۳۹۴

www.ceramitec.de

BakuBuild

باکو (آذربایجان)

۲۹ مهر-۲ آبان ۱۳۹۴

www.bakubuild.az

Saudi build

ریاض (عربستان)

۴-۷ آبان ۱۳۹۴

www.saudibuild-expo.com

Hong Kong Intenational Building and Hardware Fair

هنگ کونگ

www.hktdc.com

Japan Home & Building Show

توکیو (ژاپن)

۲۷-۲۹ آبان ۱۳۹۴

www.jma.or.jp

Yapex Building Exhibition

آنتاليا (ترکيه)

۳۰-۲۷ آبان ۱۳۹۴

www.yapexbuild.com

UNITECR 2015

14th Biennial worldwide congress

Unified International Technical Conference on Refractories

Sep, 15-18 2015

www.unitecr2015.org

Ceramitec 2015

Technologies.Innovation.Materials

Messe Munchen, Germany

Oct, 20-23 2015

Ceramitec.de

2015 6th International Conference on Nanotechnology and Biosensors(ICNB 2015)

14th Biennial worldwide congress

Unified International Technical Conference on Refractories

Amsterdam, Netherlands

Des, 15-16 2015

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