



مهلت ارسال اصل مقالات

۱۵ تیرماه ۱۳۹۶

اعلام نتایج داوری اصل مقالات

۱ شهریورماه ۱۳۹۶

مهلت ارسال چکیده مقالات

۲۵ فروردین ماه ۱۳۹۶

اعلام نتایج داوری چکیده مقالات

۱۰ اردیبهشت ماه ۱۳۹۶

- دانش پایه
- نسوزهای هوشمند
- روندتکنولوژی دیرگداز
- آموزش، تحقیق و توسعه
- کاربرد، طراحی، نصب و بازرسی
- چالش های صنعت، اقتصاد و بازار
- تولید دیرگداز با تکیه به مواد اولیه داخلی
- دیرگدازها، بهینه سازی مصرف نهاده ها و حفظ محیط زیست

تقدیر از پایان نامه های برتر

<http://conf-refractory.org>



سال نهم، شماره چهارم و هشتم

زمستان ۱۳۹۵

ISSN: ۱۷۲۵-۳۳۵۱

« با درجه علمی ترویجی »

صاحب امتیاز: انجمن سرامیک ایران

مدیر مسئول: دکتر مسعود محبی

سر دبیر: دکتر علیرضا سوری

مدیر اجرایی: سعیده علیشاهی

گردآوری مطالب: محبوبه پیریایی

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

مهندسی مواد و متالورژی، دفتر انجمن سرامیک ایران

صندوق پستی: تهران، ۱۱۱-۱۶۸۴۵

تلفن: ۷۷۸۹۹۳۹۹

دورنگار: ۷۷۸۹۹۳۹۹

پست الکترونیکی: info@jicers.ir

نشانی سایت اینترنتی: www.jicers.ir

طراحی، گرافیک و صفحه آرایی: تمام طرح ۷۷۲۰۹۲۲۸

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

هیات تحریریه:

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

گروه مشاوران:

مهندس جلیل آرین پو	شیشه اردکان
مهندس سیروس ارجمند نیا	شرکت بازرگانی گیتا
دکتر علی اصغر بهنام قادر	پژوهشگاه مواد و انرژی
مهندس نادر خلیلی	شرکت نسوز مهر
مهندس سیروس روشنفکر فلاح	شرکت تجهیز مواد پیشگام
مهندس میر حسام الدین داعی نیاکی	شرکت گل سرخ گستر آمل
مهندس محمود سالاریه	شرکت آرمیتاز
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 سوراوچین عقیق
مهندس حمیدرضا نعمتی	پیشگامان سرامیک برسام
دکتر امیر عباس نوربخش	سرامیک نوین سپاهان

۱	تازه‌ها
۱	اخبار انجمن سرامیک ایران
۱	پنجمین گردهمایی تخصصی صنعت شیشه کشور
۶	رویدادهای یازدهمین کنگره دوسالانه و دومین همایش بین‌المللی انجمن سرامیک ایران
۹	تجلیل از دکتر مارقوسیان موسس انجمن سرامیک ایران در روز مهندس
۱۰	اخبار شرکت‌ها
۱۰	«فرصت امروز» چالش‌های بازار کاشی را بررسی می‌کند / سایه رکود بر سر صنایع ایران
۱۳	دو کارخانه کاشی و سرامیک و کاغذسازی در شهرستان هامون کلنگ زنی شد
۱۴	افتتاح نخستین و تنها تولیدکننده سرامیک‌های صنعتی تکنولوژی فست‌فایر در میبد
۱۵	ایجاد مرکز ملی توسعه فناوری‌های کاشی و سرامیک به زودی در یزد
۱۵	صنعت کاشی و سرامیک یزد نیازمند بازارهای جدید جهانی است
۱۶	نرخ رشد صنعت بهبود می‌یابد/ تکمیل سامانه جامع تجارت تا پایان سال
۱۷	سیاست دولت تکمیل زنجیره ارزشی با توجه به صرفه اقتصادی است
۱۸	هنرمندان صنایع دستی قم سردرگم در کلاف وعده‌ها
۲۰	اخبار علمی
۲۰	تولید نانوسیلیکای مورد استفاده در صنایع توسط شرکت دانش بنیان داخلی
۲۱	آیا اپل در ساخت آی فون ۸ از شیشه و سرامیک استفاده می‌کند؟
۲۱	چرا دیواره تونل‌ها سرامیکی است؟
۲۳	تولید ذخیره ساز انرژی گرمایی با ماندگاری بالا توسط متخصصان ایرانی
۲۴	تولید سرامیک با مقاومت بالا به دست محقق جوان همدانی / توسعه کشور در گرو ...
۲۵	ابداع نوعی نانسرامیک توسط شرکت تولیدکننده ساعت‌های لوکس
۲۶	پزشکی و خودروسازی، مشتری اصلی بازار نانوپوشش‌های آنتی‌باکتریال
۲۷	ترفند عجیب اپل در رقابت با سامسونگ
۲۸	ظروف سرامیکی اریگامی
۲۹	ناسا کامپیوتر مقاوم به فضا می‌فرستد
۳۰	مقالات پژوهشی
۳۰	ساخت و مشخصه‌یابی نانوذرات دی اکسید تیتانیوم (TiO_2) آلائیده شده با اتم‌های نقره ...
۴۰	بررسی رفتار ترمولومینسانس $\alpha-Al_2O_3$ سنتز شده با روش سنتز احتراقی محلول ...
۵۰	مقالات مروری
۵۰	مطالعه خواص مکانیکی کامپوزیت‌های زمینه سرامیکی (CMC) تقویت شده ...

۵۹	لایه نازک‌های فوق‌آبدوست و ضدمه
۷۲	اثر ترکیب اولیه‌ی پودری بر سنتز Ti_3SiC_2 به روش سینتر پلاسمای جرقه‌ای
۷۹	مروری بر کنترل شکل نانو ذرات معدنی در محلول
۹۴	معرفی پایان‌نامه‌های تحصیلات تکمیلی
۹۶	واژه‌گزینی سرامیک با همکاری فرهنگستان زبان و ادب فارسی
۱۰۰	لیست اعضای حقوقی انجمن سرامیک ایران
۱۰۸	تقویم رویدادهای سرامیک

اخبار انجمن سرامیک ایران

پنجمین گردهمایی تخصصی صنعت شیشه کشور

پنجمین گردهمایی صنعت شیشه در تاریخ ۲۷ بهمن ماه ۹۵ به میزبانی شرکت شیشه لیا با مشارکت انجمن صنفی شیشه و گروه تخصصی شیشه انجمن سرامیک ایران در محل کارخانه شیشه لیا در قزوین برگزار شد. در این همایش بیش از ۱۵۰ نفر از مدیران عامل صنایع شیشه و کارشناسان و اساتید دانشگاه و دانشجویان شرکت نموده بودند.



پس از تلاوت قرآن مجید، آقای مهندس معین افشار، مدیریت شرکت شیشه لیا، به شرکت‌کنندگان در این گردهمایی خوش آمد گفته و درباره پیشینه و برنامه‌های این شرکت صحبت نمودند.



تاریخچه شرکت شیشه لیا به چهل سال پیش برمی‌گردد، زمانی که مالکین و مدیران فعلی آن، شرکت پارس شیشه را که تولید کننده شیشه ایمنی اتومبیل و ساختمان است، تأسیس نمودند. شیشه لیا در سال ۱۳۸۰ به منظور گسترش فعالیت و ظرفیت تولید و همچنین پاسخ‌گویی به نیاز رو به فزونی بازار ایران به شیشه فلوت با کیفیت بالا، فعالیت خود را آغاز نمود.

شیشه لیا در خارج از شهر قزوین واقع شده است و هم اکنون به عنوان یکی از شرکت‌های برتر تولید کننده شیشه فلوت شناخته می‌شود. محصولات این شرکت در صنایع شیشه‌های اتومبیل و ساختمان، خودروسازی، آینه و شیشه‌های تزئینی مورد استفاده قرار می‌گیرد. کارخانه شیشه لیا با مشارکت فنی شرکت گلاوربل) زیرمجموعه گروه AGC، بزرگترین و برترین گروه تولید کننده شیشه در جهان) در زمینی به مساحت ۳۰۰/۰۰۰ متر مربع طراحی و احداث شده است.

تأکید مدیران این مجموعه همواره بر تولید براساس بالاترین شاخص‌های کیفی محصول بوده و براساس همین فلسفه توجه ما بر ایجاد امکانات زیربنایی و ساز و کارهای مناسب جهت افزایش کارآمدی و تعهد کارکنان به افزایش کمی و کیفی تولید می‌باشد.

سپس آقای مهندس زجاجی دبیر انجمن تولید کنندگان شیشه و رییس گروه تخصصی شیشه انجمن سرمایه‌یک ایران ضمن خوش آمدگویی به مدعوین برنامه این گردهم آیی را به اطلاع شرکت کنندگان رساندند.

در ادامه جناب آقای مهندس زاویه دبیر انجمن کارفرمایان صنعت نسوز در مورد سومین همایش و نمایشگاه تخصصی صنعت نسوز که در آبان ماه سال ۹۶ با همکاری انجمن سرمایه‌یک ایران در هتل المپیک تهران برگزار می‌شود توضیحانی به حاضرین ارائه نمودند.

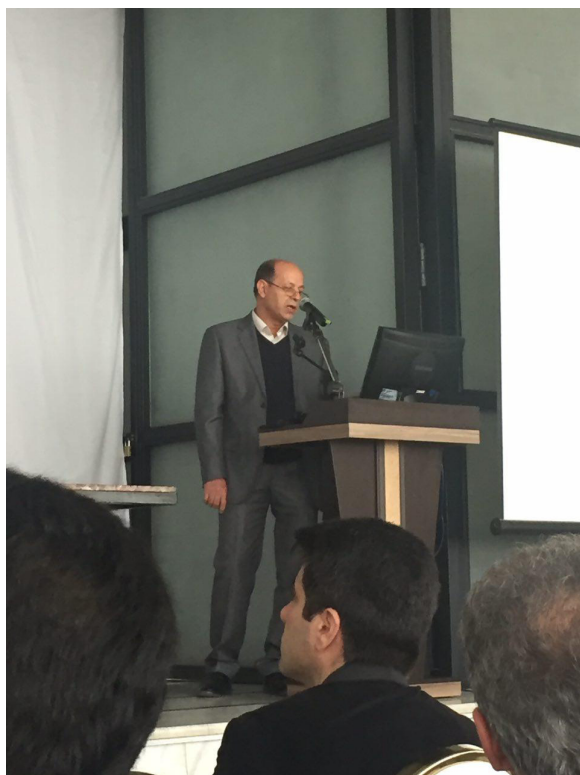


آقای دکتر افتخاری دبیر علمی گروه تخصصی شیشه و عضو هیات علمی دانشگاه علم و صنعت ایران سخنرانی خود را با عنوان "سازو کار شکست خودبخودی شیشه" شروع نمودند.



تازه‌ها

بعد از سخنرانی آقای دکتر افتخاری، نایب رئیس انجمن سرامیک ایران آقای دکتر رضایی ضمن خوش آمدگویی به حاضرین در مورد فعالیت‌های انجمن به خصوص برگزاری یازدهمین کنگره دوسالانه بین‌المللی سرامیک ایران که در اردیبهشت سال آینده در محل پژوهشگاه نیرو برگزار می‌گردد مطالبی به اطلاع حاضرین رساندند.



بعد از استراحت کوتاهی مراسم تقدیر و تشکر از پیشکسوت صنایع شیشه آقای هراچیک بخشیان با اهدای لوح تقدیر و حلقه گل در میان تشویق حضار به عمل آمد.

مهندس بخشیان متولد ۱۳۱۸ از شهر بابل مهندس مکانیک از المان می‌باشند که در طول سال‌های فعالیت خود در ایران از سال ۴۸ راهاندازی کارخانجات بسیاری از جمله کارخانجات ابگینه قزوین شیشه مهتاب خراسان و مدیریت کارخانجات شیشه و گاز و مدیر پروژه شیشه دارویی رازی و شیشه ویال و بلور شیشه اصفهان شیشه ویال تاکستان را در رزومه خود دارد.



سپس آقای مهندس کریمی از شرکت اروین اوزمان با عنوان "ساختارهای نوین شیشه‌ای در نمای ساختمان" سخنرانی نمودند.



سخنرانی‌ها با ارایه موضوع " بررسی کاربرد پوشش‌های هوشمند روی شیشه " توسط آقای مهندس تراب احمدی از دانشگاه علم و صنعت ادامه یافت.



در انتها آقایان مهندس حبیب‌اله جمشیدی و فرشید اسکندری از شرکت تولیدی گچ تندیس البرز سخنرانی با عنوان "جایگزینی ترکیبی از کلسیم سولفات به جای سدیم سولفات در صنعت شیشه" ارایه نمودند.



جناب آقای مهندس زجاجی، دبیر انجمن صنفی شیشه، در انتها ضمن ارائه گزارشی از عملکرد و برنامه‌های انجمن صنفی صنعت شیشه ایران، درباره اقدامات متعدد این انجمن برای بهبود شرایط صنعت شیشه کشور صحبت کردند. ششمین گردهمایی صنعت شیشه قرار شد در سال آینده با حضور چند شرکت خارجی در تهران برگزار شود.



پس از اقامه‌ی نماز و صرف نهار، نوبت به گرفتن عکس یادگاری فرا رسید و در آخر شرکت کنندگان به بازدید از خط تولید کارخانه شیشه لیا پرداختند.



رویدادهای یازدهمین کنگره دوسالانه و دومین همایش بین‌المللی انجمن سرامیک ایران

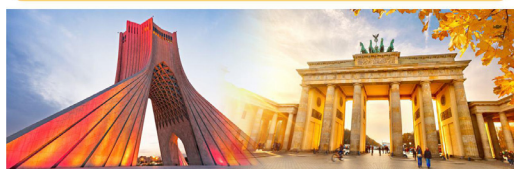
سمپوزیوم روز آلمان

بیرو مشارکت انجمن سرامیک ایران در نمایشگاه Ceramitec 2015 در مونیخ، از شرکت‌های آلمانی دعوت شده است تا در یازدهمین کنگره سرامیک ایران شرکت کنند. انجمن بین‌المللی سرامیک آلمان (CFI) با شرکت‌های آلمانی هماهنگی و مذاکره کرده و برای برگزاری این سمپوزیوم مهم با انجمن سرامیک ایران همکاری می‌کند.


















سمپوزیوم روز آلمان می‌تواند پیشرفت غیرمنتظره‌ای برای ارتقاء قابلیت‌ها و فن‌آوری در صنعت سرامیک ایران به وجود آورد. همچنین می‌تواند دوره جدیدی را برای همکاری بین تولیدکنندگان ایرانی و آلمانی ایجاد کند. انجمن سرامیک ایران ICerS و انجمن سرامیک آلمان CFI امیدوار هستند که تبادل اطلاعات برای هر دو طرف مفید باشد و منجر به گسترش روابط آینده شود.



The symposium of
GERMAN DAY



سخنرانان و عناوین مقالات آن‌ها در سمپوزیوم روز آلمان

German Day Symposium 16 May 2017		
Symposium opening		  13:30 – 13:40
	Introduction of and session topics <i>Karin Scharrer,</i> <i>Ceramic Forum International (cfi)</i>	13:30 – 13:40
Session 1		  13:40 – 15:00
	Development of stable clay mixtures for a long-term supply of the Iranian sanitary industry <i>Ralf Diedel,</i> <i>Stephan Schmidt Group</i>	13:40 – 14:00
	Provider of Advanced Preparation Technology for the Ceramic Industry <i>Ralf Löbe,</i> <i>Maschinenfabrik Gustav Eirich</i>	14:00 – 14:20
	Extrusion of advanced ceramics <i>Frank Händle,</i> <i>Extrusion for Ceramic Technology (ETC-Kema)</i>	14:20 – 14:40
	State-of-the-Art Pressing Technology for Advanced Ceramic Applications <i>Hans-Christian Schmidt,</i> <i>Dorst Technologies</i>	14:40 – 15:00
Break		  15:00 – 15:20
Session 2		  15:20 – 16:30
	Drying Technologies for Technical Ceramics <i>Frank Appel,</i> <i>Hans Lingl Anlagenbau und Verfahrenstechnik</i>	15:20 – 15:40
	High Temperature Firing Technologies for Advanced Materials-Technical Ceramics <i>Hartmut Weber,</i> <i>Riedhammer</i>	15:40 – 16:00
	Thermal Analysis Methods Used in The Field of Technical Ceramics <i>Jürgen Janoschek,</i> <i>Netzsch</i>	16:00 – 16:20
	The Advanced Ceramics Network – Partner of Technical Ceramics Manufacturers <i>Frank Appel,</i> <i>Hans Lingl Anlagenbau und Verfahrenstechnik</i>	16:20 – 16:30
Panel discussion with all Speakers (Translator will be available for individual questions)		16:30 – 17:15
ceramitec 2018-Messe München		17:15 – 18:00

سخنرانان مدعو بین‌المللی در یازدهمین کنگره دوسالانه و دومین همایش بین‌المللی انجمن سرامیک ایران

عنوان سخنرانی	محل کار	نام	عکس	
3-D printing/manufacturing, energy harvesting and ultrasound medical imaging	USA/RutgersUniversity/ Department of Material Science and Engineering	Ahmad Safari		۱
Physics of Solid-Liquid Interfaces	US /University of Houston/ Department of Mechanical Engineering	Hadi Ghasemi		۲
Additive Manufacturing of Porcelain	Germany Clausthal University of Technology	Juergen Heinrich		۳
Development, Status and Perspectives of Carbon/Ceramic Brakes	Germany/ University of Bayreuth/Faculty of Engineering Science	Walter Krenkel		۴
The Fabrication and Characterization of ceramic membranes, to be applied in gas separation or solvent nanofiltration	The Netherlands University of Twente	Louis Winnubst		۵
Slurry Processing of Ceramic Nanocomposites Reinforced with Carbon Derivatives	Spain /ICV/ Department of ceramic	Rodrigo Moreno		۶
Low Temperature Synthesis of Advanced Materials in Molten Salts	UK/University of Exeter/ Department of engineering	Shaowei Zhang		۷

تجلیل از دکتر مارقوسیان موسی انجمن سرامیک ایران در روز مهندسی








 The Academy of Sciences
 Islamic Republic of Iran

گروه علوم مهندسی فرهنگستان علوم برگزار می‌کند

گرامیداشت روز مهندسی

تجلیل از برگزیدگان مهندسی کشور،
منتخب فرهنگستان علوم - سال ۱۳۹۵

پنجمین دوره تجلیل از استادان برجسته مهندسی کشور
سیزدهمین دوره تجلیل از مهندسان برجسته کشور
پنجمین دوره تجلیل از دانشمندان جوان برجسته مهندسی کشور

 دکتر محمدرضا مهدی <small>استاد برسته در مهندسی بوی و کامپوزیت</small>	 دکتر واهاک کامپوزی مارقوسیان <small>استاد برسته در مهندسی مواد "سرامیک"</small>	 دکتر علی افشاری <small>استاد برسته در مهندسی مکانیک</small>		
 مهندس حسین رانجانی <small>مهندس برسته در مهندسی بوی و کامپوزیت</small>	 دکتر علی جهان افروز <small>مهندس برسته در مهندسی مواد "شکل‌گیری"</small>	 مهندس ناهید اهلجانی <small>مهندس برسته در مهندسی عمران</small>		
 دکتر حامد امیرزاده مسکاپور <small>دانشمند جوان برسته در مهندسی مواد</small>	 دکتر کیان گهیبی <small>دانشمند جوان برسته در مهندسی عمران</small>	 دکتر محمدرضا مهدی <small>دانشمند جوان برسته در مهندسی مکانیک</small>	 دکتر بهران رانجانی <small>دانشمند جوان برسته در مهندسی اتمی</small>	 دکتر فرخ امیری <small>دانشمند جوان برسته در مهندسی بوی و کامپوزیت</small>

اخبار شرکتها

«فرصت امروز» چالش‌های بازار کاشی را بررسی می‌کند / سایه رکود بر سر صنایع ایران

ظرفیت تولید کاشی و سرامیک در کشور بیش از ۷۰۰ میلیون متر مربع تخمین زده شده، اما در هشت ماهه سال جاری تنها ۱۷۷ میلیون متر مربع در کارخانه‌ها و واحدهای تولیدی، کاشی و سرامیک تولید شده است. به گفته رئیس انجمن صنفی تولیدکنندگان کاشی و سرامیک ایران، این رقم در سال گذشته ۲۵۰ میلیون متر مربع بوده که این آمار حکایت از کاهش ۴۱ درصدی تولید در کشور دارد.



براساس آمار گمرک ایران صادرات کاشی و سرامیک نسبت به مدت مشابه سال قبل ۷ درصد از نظر کمی افزایش داشته اما با توجه به اینکه رقم صادرات این محصولات در سال جاری ۲۷۲ میلیون دلار و در مدت مشابه سال قبل ۳۵۰ میلیون دلار بوده است شاهد کاهش ۲۹ درصدی ارزش صادرات در این صنعت هستیم.

براساس همین آمارها در سال‌های ۹۳-۹۲ کشورهای عراق، پاکستان، افغانستان، ترکمنستان و گرجستان ۹۳ درصد از کل صادرات کاشی و سرامیک کشورمان را جذب کردند که عراق با سهم ۷۰ درصدی بالاترین میزان و گرجستان با ۲ درصد کمترین سهم را در این بخش به خود اختصاص دادند. سهم ۷۰ درصدی عراق از صادرات کاشی و سرامیک ایران به عنوان ضعف تجاری کشور قلمداد می‌شود.

برای حل این مسئله، شناسایی نکات قوت، ضعف، تهدیدها و فرصت‌ها باید در دستور کار متولیان امر قرار گیرد. تولید کاشی به جهت تأمین مواد اولیه مورد نیاز از کشور دارای ارزش افزوده و مزیت نسبی است. این تأمین ۷۰ تا ۱۰۰ درصدی منابع از داخل و سابقه چند هزار ساله مردمان ایران در تولید کاشی و سفال، این صنعت بومی را امروز به قدرتی کم نظیر در منطقه و در عین حال متکی به مصرف داخلی تبدیل کرده است.

بررسی بازار بیش از یک هزار میلیارد تومانی ۱۰ شرکت بوردی فعال در زمینه تولید کاشی و سرامیک در کشور نشان می‌دهد که با وجود مزیت‌های نسبی متنوع این صنعت در داخل کشور مهم‌ترین مانع توسعه آن را باید در نیافتن بازارهای صادراتی جست‌وجو کرد و اینکه کالاهای تولید داخل به جز کشور همسایه غربی و برخی کشورهای آسیای میانه امکان ورود به بازار سایر کشورها را ندارند.

در همین راستا، طی هفته گذشته انجمن صنفی کاشی و سرامیک با توجه به سه دلیل، افزایش قیمت عوامل تولید و بهای تمام شده محصول، عدم افزایش قیمت کاشی و سرامیک طی سه سال گذشته و ضرورت مدیریت و تنظیم بازار و پیشگیری از تعطیلی کارخانه‌های این صنعت، مصوب کرده است نرخ فروش محصولات کاشی و سرامیک حداکثر تا سقف ۲۰ درصد از تاریخ

۹۵/۱۱/۰۱ اعم از داخلی و صادراتی افزایش یابد، اما اینکه این افزایش قیمت تا چه اندازه می‌تواند صنعت خواب زده کاشی ایرانی را بیدار کند خود جای سوال است.

تعطیلی بیش از ۸ کارخانه تولیدی در تهران

بهنام عزیززاده، دبیر انجمن صنفی کاشی و سرامیک ایران در گفت و گو با «فرصت امروز» مشکلات به وجود آمده در بازار عراق را یکی از عوامل رکود صادرات ایران معرفی کرده و می‌گوید: حضور گروهک داعش در عراق، بازار صادراتی ایران را تحت‌الشعاع خود قرار داده و باعث شده تولیدکنندگان و فروشندگان این محصول، کشتی برای فعالیت در این حوزه نداشته باشند. ضمن آنکه کاهش حجم ساخت و ساز نیز مزید بر علت شده، به گونه‌ای که فروش کاشی و سرامیک را در بازار داخلی تحت‌الشعاع قرار داده و محصولات تولیدی کارخانه‌ها در انبارها دپو شده است.

وی با اشاره به لزوم تمرکززدایی از بازار عراق، کشورهای مثل عربستان و روسیه را از مهم‌ترین مقاصد صادراتی ایران دانسته و اضافه می‌کند: جایگزین کردن بازارهای صادراتی جدید یکی از مهم‌ترین مسائلی است که باید توجه ویژه‌ای به آن داشت. در ادامه مصطفی گودرزی، رئیس اتحادیه کاشی سازان و کاشی فروشان در گفت‌وگو با «فرصت امروز» با بیان اینکه ۱۱۵ کارخانه تولید کاشی و سرامیک در استان تهران فعالیت می‌کردند که با تعطیلی هشت کارخانه در ماه‌های اخیر این تعداد به ۱۰۷ واحد تولیدی رسید.

وی اضافه می‌کند: در حال حاضر این تعداد کارخانه نیز با کمتر از نیمی از توان تولیدی خود فعال هستند. وی وابستگی بازار صادرات ایران به کشور عراق را یک تهدید جدی برای این صنعت قلمداد کرده و ادامه می‌دهد: در صورت متوقف کردن واردات این کشور از ایران وضعیت این صنعت با ابهام روبه رو خواهد بود.

این مقام صنفی بزرگ‌ترین مشکل کارخانه‌های تولیدکننده کاشی و سرامیک را تأمین نقدینگی دانسته و می‌گوید: در حال حاضر بسیاری از تولیدکنندگان حاضر هستند محصول تولیدی خود را به قیمت کمتر از آنچه برای تولید آن هزینه کرده‌اند به فروش برسانند. مشکل نقدینگی و کاهش ظرفیت تولید نه تنها گریبان‌گیر ایران بلکه متوجه چین هم شده است.

دپوی محصولات تخریب حوزه فروش است

محمد رضا قمی، رئیس اتاق بازرگانی استان یزد با بیان اینکه ۵۰ درصد تولید کاشی و سرامیک کشور به استان یزد اختصاص دارد در گفت و گو با «فرصت امروز» می‌گوید: حدود ۶۰ واحد صنعتی در استان یزد به تولید کاشی مشغول هستند. طی سال‌های گذشته صادرات کاشی‌های یزدی به افغانستان، عراق و پاکستان بسیار رونق داشت که امروزه به دلیل حضور داعش این صادرات کاهش یافته است. در این راستا صادرات به پاکستان به دلیل افزایش تعرفه واردات از سوی این کشور دیگر مقرون به صرفه نیست.

وی اضافه می‌کند: واردات اجناس بیگانه مشکل اصلی صنعت کاشی در بازار نیست بلکه کاهش تقاضا در بازارهای هدف صادراتی فروش این محصول را دچار مشکل کرده است. هم عوامل داخلی و هم عوامل خارجی موجب شد که این صنعت در بازار دچار مشکل شود.

همچنین باید توجه داشت که حجم تولید محصولات در صنعت کاشی و سرامیک داخلی بسیار بالاست که باید برای جلوگیری از دپو شدن محصولات در انبار تمهیداتی را برای رونق ساختمان سازی اندیشید.

رئیس اتاق بازرگانی یزد راهکار خروج از رکود بازار در حوزه صنعت کاشی را گشایش بازارهای صادراتی دانسته و می‌افزاید: برای رسیدن به این مهم تولیدکنندگان کاشی باید به فکر بازاریابی و تبلیغات باشند، اما اقدام اصلی در این زمینه توسعه زیرساخت‌های صادراتی است.

همچنین در صورت ایجاد امنیت در کشور عراق که هدف اصلی صادرات کاشی ایران محسوب می‌شود، تولیدکنندگان می‌توانند حجم بیشتری از محصولات خود را صادر کنند.

صنایع کاشی تبریز از سال ۱۳۷۷ شروع به کار کرده و توانسته با نوسازی و به روز رسانی تکنولوژی‌های تولید صادراتی به کشورهای آلمان، هلند، اتریش، پاکستان، عراق، ازبکستان و استرالیا داشته باشد. در همین راستا صمد حسن زاده، مدیرعامل

کاشی تبریز در گفت و گو با «فرصت امروز» با بیان اینکه صنعت کاشی جزو یکی از صنایعی است که بیشترین آسیب را از شرایط بد اقتصادی و رکود داخلی متحمل شده است، می‌گوید: رکود تولید در این صنعت به تعطیلی نیمی از کارخانه‌ها انجامیده است.

وی اضافه می‌کند: چندین کارخانه تولیدی کاشی بدون کارشناسی و مطالعه تأسیس شده‌اند که مدیران آن‌ها هیچ‌گونه تجربه کاری و تخصصی در این حوزه ندارند. همین مسائل باعث اشباع این صنعت و رکود وضع موجود شده است. درحالی که به دلیل تأمین آسوده مواد اولیه اگر در حوزه ساختمان سازی تحولات اساسی صورت گیرد و تعامل سیاسی کشور با کشورهای خارجی اصلاح شود، تولید کاشی می‌تواند به عنوان یک کالای صادراتی برای کشور ثروت خوبی فراهم کند.

وی با اشاره به دپوی محصولات بی کیفیت در انبارهای فروشندگان، می‌افزاید: این روند جز تخریب و بد فرهنگی در حوزه فروش و توزیع هیچ‌گونه مشکلی را حل نخواهد کرد.

صمدزاده با تأکید بر لزوم همکاری و حمایت دولت از واحدهای تولیدی اضافه می‌کند: با توجه به این موضوع که واحدهای تولید کاشی به نیروی کار بالایی برای فعالیت نیاز دارند و همین مسئله می‌تواند تا حدودی مشکل اشتغال کشور را برطرف کند بنابراین نیاز به حمایت‌های دولت از این صنعت ضروری جلوه می‌کند.

دولت می‌تواند با فراهم کردن شرایطی برای یافتن بازارهای جدید صادراتی و رفع موانع صادرات برای تولیدکنندگان و ارائه تسهیلاتی مثل تأمین نقدینگی با بهره‌های بانکی کم، زمینه را برای رقابت با رقبای خارجی در بازارهای بین‌المللی را فراهم کند.

گره خوردن صنعت و تمدن ایرانی

منوچهر لاله پا، یکی از تولیدکنندگان کاشی در گفت و گو با «فرصت امروز»، واردات کاشی با بهانه‌هایی مثل نبود کالای کافی در بازار، محدود شدن قدرت انتخاب مردم و ... را از مهم‌ترین تهدیدهای این صنعت معرفی کرده و می‌گوید: میزان تولیدات داخلی بیش از میزان مصرف بوده طوری که بسیاری از تولیدات در کارخانه‌ها دپو شده است. این حجم بالای پتانسیل تولید در ایران ضرورت یافتن بازارهای جدید صادراتی را به مسئولان و تولیدکنندگان گوشزد می‌کند.

در این راستا باید برگزاری نمایشگاه‌های تولیدات ایرانی در خارج از کشور با همت و قدرت بیشتری در دستور کار قرار گیرد. وی اضافه می‌کند: برخی دلایل رکود صادرات را هزینه‌های بالای حمل و نقل و بعد مسافت اعلام می‌کنند درحالی که باید با گرفتن بهانه‌های این‌چنینی از تولیدکنندگان و متولیان امر از این مزیت نسبی و صنعتی که با قدمت تمدن ایران زمین گره خورده است، دفاع کرد. امروزه ترکیه به دلیل نزدیکی به کشورهای اروپایی و استراتژی صادرات محور در حال گرفتن بازارهای ایران در جهان است. لاله پا کاهش ساخت و ساز و نبود تناسب حجم سرمایه گذاری با نیاز بازار داخلی را از ضعف‌های این صنعت برشمرد و می‌افزاید: هزینه بالای نیروی کار، حجم پایین صادرات و افت کیفیت در برخی شرکت‌های تولیدی از دیگر دغدغه‌های صنعت کاشی ایران محسوب می‌شود. این تولیدکننده در خاتمه می‌گوید: به دلیل اشباع شدن کارخانه‌های کاشی و سرامیک و رکود شدید در بخش مسکن تقاضا در این حوزه به حداقل ممکن رسیده است.

منبع: <http://forsatnet.ir/investors/business/.html>

دو کارخانه کاشی و سرامیک و کاغذسازی در شهرستان هامون کلنگ زنی شد

کلنگ ساخت بزرگترین کارخانه کاغذسازی خاورمیانه و کارخانه کاشی و سرامیک جنوب شرق ایران به مناسبت دومین روز از دهه مبارک فجر با حضور استاندار سیستان و بلوچستان و شماری از مردم منطقه سیستان در شهرک صنعتی رامشار به زمین زده شد.



کلنگ ساخت بزرگترین کارخانه کاغذسازی خاورمیانه و کارخانه کاشی و سرامیک جنوب شرق ایران به مناسبت دومین روز از دهه مبارک فجر با حضور استاندار سیستان و بلوچستان و شماری از مردم منطقه سیستان در شهرک صنعتی رامشار به زمین زده شد. به گزارش خبرگزاری برنا، استاندار سیستان و بلوچستان در آیین کلنگ زنی احداث این ۲ کارخانه گفت: چراغ شهرک صنعتی رامشار با ایجاد سه کارخانه کاغذسازی، کاشی و سرامیک و لاستیک سازی روشن می‌شود که این خود یک گام برای حرکت به سمت تصویب منطقه آزاد سیستان محسوب می‌شود. وی تصریح کرد: امیدواریم با عنایت مجلس شورای اسلامی و کنار زدن زیاده خواهی زمینه برای تصویب و ایجاد منطقه آزاد سیستان فراهم شود.

استاندار سیستان و بلوچستان انتخاب منطقه سیستان برای احداث این ۲ کارخانه را هوشمندانه توصیف کرد و اظهارداشت: نیازمندی کشور افغانستان و تامین نیاز استان سیستان و بلوچستان از جمله اهداف ایجاد کارخانه کاشی و سرامیک و کاغذ سازی در شهرک صنعتی رامشار است.

وی تاکید کرد: با فعال شدن این ۲ کارخانه هزار و ۵۰۰ نفر به صورت مستقیم اشتغال‌زایی می‌شود که این برای منطقه چراغ امید است.

مدیر عامل کارخانه کاشی و سرامیک هامون کویر و کاغذ نگین سیستان در حاشیه مراسم کلنگ زنی این ۲ کارخانه در گفت و گو با خبرنگار ایرنا گفت: اولین کارخانه کاشی و سرامیک جنوب شرق کشور با تولید روزانه ۷۰ هزار متر مربع کاشی و سرامیک به‌وسیله ۶ خط تولید با همت بهترین مدیران و متخصصان صنعت کاشی و سرامیک با اشتغال هزار نفر به صورت مستقیم تا ۶ ماه آینده شروع به فعالیت می‌کند.

مهدی زارعی محمود آباد افزود: زیر مجموعه این کارخانه کارخانه‌های کوچک‌تری همچون لعاب سازی، نایلون سازی و پالت سازی است که هر کدام این کارخانه‌ها نیز تعدادی نیروی کار جذب می‌کند.

وی اظهار داشت: بزرگ‌ترین کارخانه کاغذ سازی خاورمیانه با جدیدترین فناوری و استفاده از سنگ آهک با اشتغال ۵۰۰ نفر به صورت مستقیم تا ۶ ماه آینده در شهرک صنعتی رامشار ایجاد می‌شود.

مدیر عامل کارخانه کاشی و سرامیک هامون کویر تاکید کرد: محصولات این کارخانه شامل کاغذ دیواری، ظروف یکبار مصرف، کاغذ تحریر، روزنامه، کارتن و غیره است که با نازل‌ترین قیمت به بازار عرضه می‌شود.

وی ادامه داد: کارخانه تولید کاغذ از مواد سنگی با اعتبار ۷۰۰ میلیارد ریال و کارخانه تولید کاشی و سرامیک با هزار میلیارد ریال (۱۰۰ میلیارد تومان) ایجاد می‌شود.

منبع: <http://www.bornanews.ir/>

افتتاح نخستین و تنها تولیدکننده سرامیک‌های صنعتی تکنولوژی فست‌فایر در میبد

شرکت آلومین سرام نگین میبد به عنوان نخستین و تنها تولیدکننده سرامیک‌های صنعتی تکنولوژی فست‌فایر با حضور معاون وزیر صنعت، معدن و تجارت در شهرک صنعتی جهان‌آباد شهرستان میبد به بهره‌برداری رسید.

به گزارش خیرگزاری فارس از یزد، مدیرعامل این واحد تولیدی در آیین بهره‌برداری از این واحد با تاکید بر ضرورت صرفه‌جویی در مصرف آب و برق و گاز برای فرآیند آسیاب کاشی اظهار داشت: برای این فرآیند تا ۴۰ ساعت زمان نیاز است و لازم بود تا این زمان را کاهش داده و بازدهی را بیشتر کنیم.

مهدی جنگلی با اشاره به نیاز به واردات گلوگه‌های سرامیکی برای تولید در سطح کشور اضافه کرد: تحریم‌ها و خرید ماشین‌آلات برنامه زمان‌بندی ما را برای تولید به هم زد و مجبور شدیم فرآیند را به شکل دیگری دنبال کنیم.

وی با بیان اینکه ماشین‌آلات این واحد تولیدی ساخت آلمان و ایتالیا است و از طریق ترکیه به داخل کشور منتقل شده است، عنوان کرد: این واحد با بیش از ۳۰ میلیارد تومان سرمایه‌گذاری به بهره‌برداری رسیده و نیمی از سرمایه آن از اعتبارات بانکی تامین شده است اما نتوانستیم از تسهیلات یارانه‌دار و کم‌بهره استفاده کنیم.

مدیرعامل آلومین سرام با بیان اینکه مشکلاتی نیز بر سر راه تولید داریم، عنوان کرد: این شرکت از محل جاری شرکا تامین اعتبار شده و ۵۰ نفر سهام‌دار دارد و اگر کمکی از سوی دولت به این مجموعه بشود به صنعت و تولید کشور کمک شده چراکه خوراک تمامی تولیدکننده‌های کاشی و سرامیک را تأمین می‌کنیم.

وی با اشاره به اینکه اگر دچار مشکل شویم به طور قطع شرکت‌های بهره‌بردار نیز در سطح استان دچار مشکل خواهند شد، افزود: بیش از ۹۵ درصد مواد اولیه ما خارجی است و واردات آن مشکلات ارزی و گمرکی دارد ضمن اینکه مواد تولیدی داخل کیفیت و اکسید لازم را برای کار ندارد و نمی‌توانیم استفاده کنیم.

جنگلی همچنین خواستار معافیت‌های مالیاتی و بسته‌های حمایتی شد و گفت: برای مواد اولیه بر اساس فرمول، اکسید نیاز داریم که باید از کشورهای خارجی تامین کنیم.

وی با اشاره به اینکه اطلاع داریم سرمایه و تسهیلات دولت نیز محدود است، گفت: امید است برنامه‌ای باشد تا بتوانیم از تسهیلات تنفس‌دار و بلندمدت استفاده کنیم تا صناعی که مورد بهره‌برداری قرار می‌گیرند تداوم فعالیت داشته باشند. به گزارش فارس، در این واحد صنعتی در حال حاضر بیش از ۱۰۰ نیرو مشغول کار شده‌اند و با توجه به اینکه سیستم تولید به صورت مکانیزه فعال است، حدود ۳۰۰ نفر نیز به صورت غیر مستقیم نیز مشغول به کار هستند.

منبع: <http://www.yazdema.com/yazd-news/>

ایجاد مرکز ملی توسعه فناوری‌های کاشی و سرامیک به زودی در یزد



روابط عمومی پارک علم و فناوری یزد

این مجموعه با هدف ایجاد و توسعه بازارهای هدف کاشی و سرامیک، انجام پژوهش‌های کاربردی، کمک به انتقال دانش و فناوری از دانشگاه به صنعت و از صنایع خارجی به داخل کشور ایجاد شده است.

به گزارش خبرگزاری صدا و سیما مرکز یزد

معاون پشتیبانی پارک علم و فناوری یزد گفت: به زودی مرکز ملی توسعه فناوری‌های کاشی و سرامیک در پارک علم و فناوری یزد ایجاد خواهد شد.

شکوهی افزود: این مجموعه با هدف ایجاد و توسعه بازارهای هدف کاشی و سرامیک، انجام پژوهش‌های کاربردی، کمک به انتقال دانش و فناوری از دانشگاه به صنعت و از صنایع خارجی به داخل کشور ایجاد شده است.

وی اشاره کرد: این مرکز پیگیر عقد تفاهم‌نامه‌های بین‌المللی و انجام تعهدات طرف ایرانی جهت توانمندسازی و بهبود وضع محصولات تولیدی در استان و کشور از طریق برگزاری دوره‌های آموزشی، آسیب‌شناسی‌های تخصصی در فرآیند تولید و انجام تحقیق و پژوهش و توسعه محصولات جدید خواهد بود.

منبع: <http://www.iribnews.ir/fa/news/>

صنعت کاشی و سرامیک یزد نیازمند بازارهای جدید جهانی است

مدیرکل صنعت، معدن و تجارت یزد با اشاره به جایگاه استان یزد در زمینه صنعت کاشی و سرامیک، گفت: صنعت کاشی و سرامیک یزد نیازمند بازارهای جدید جهانی است.

به گزارش خبرگزاری تسنیم از یزد، محمدرضا علمدار یزدی پیش از ظهر امروز در همایش تجلیل از پژوهشگران و فناوران برتر



استان یزد اظهار داشت: یکی از مهمترین برنامه‌های صورت گرفته در هفته پژوهش در استان یزد، برگزاری پنل ارتباط دانشگاه، صنعت و تجارت بود.

مدیرکل صنعت، معدن و تجارت یزد خاطرنشان کرد: این پنل با حضور جمعی از مدیران و مسئولان مرتبط با این سه حوزه در سالن غدیر دانشگاه یزد برگزار و مباحث مختلفی در زمینه وضعیت استان یزد و اقدامات لازم مطرح شد.

علمدار یزدی تصریح کرد: در این پنل مقرر شد که هر ۱۵ روز یک مرتبه اعضای پنل ارتباط دانشگاه و صنعت و تجارت جلسات مشترکی برگزار کنند تا راهکارهای تقویت این ارتباط را بررسی کنیم.

وی خاطرنشان کرد: مطالعه و بررسی نیازهای کشورهای هدف صادراتی از مهمترین مباحثی است که در این جلسات به صورت ویژه مورد بحث و بررسی قرار می‌گیرد.

مدیرکل صنعت، معدن و تجارت یزد به تولید بیش از ۵۰ درصد کاشی و سرامیک کشور در یزد اشاره کرد و اظهار داشت: بررسی ایجاد بازار جدید برای صنعت کاشی و سرامیک استان با تاکید بر ظرفیت فناوری‌های نوین از مهم‌ترین مواردی است که باید مورد توجه قرار گیرد.

علمدار یزدی نکته مهمی که در ارتباط با تمام این مباحث مطرح شد، بحث لزوم توجه به فعالیت‌های دانش‌بنیان و ارائه خدمات مبتنی بر دانش و فناوری‌های نوین بود که لازمه پیشرفت اقتصادی کشور و استان یزد است.

وی تصریح کرد: همچنین وضعیت گذشته، حال و آینده عرصه صنعت، معدن و تجارت استان یزد در این پنل به صورت مختصر مورد بررسی قرار گرفت.

منبع: <http://tn.ai/1261828>

نرخ رشد صنعت بهبود می‌یابد / تکمیل سامانه جامع تجارت تا پایان سال

وزیر صنعت، معدن و تجارت از اعطای تسهیلات رونق تولید به ۲۰ هزار و ۵۰۰ واحد صنعتی، معدنی و کشاورزی، به مبلغ ۱۴ هزار و ۴۰۰ میلیارد تومان خبر داد.

به گزارش خبرگزاری مهر به نقل از وزارت صنعت، معدن و تجارت، محمدرضا نعمت‌زاده در گفتگوی ویژه خبری از اعطای



تسهیلات رونق تولید به ۲۰ هزار و ۵۰۰ واحد صنعتی و معدنی و کشاورزی به مبلغ ۱۴ هزار و ۴۰۰ میلیارد تومان خبر داد و گفت: از این تعداد، حدود ۱۰ هزار واحد، صنعتی هستند و امیدواریم تا پایان سال، اعطای تسهیلات به واحدها به عدد ۳۰ هزار واحد برسد.

وی افزود: این واحدها عمدتاً صناعی بودند که در بازار مشکلی نداشتند و فقط در بحث مالی با مشکل مواجه بودند که در ۹۰ درصد موارد معرفی شده به بانک، مشکل مالی آن‌ها با اعطای تسهیلات برطرف می‌شد.

نعمت‌زاده در زمینه نرخ سود تسهیلات بانکی تصریح کرد: بین تولیدکنندگان ما و سایر کشورها که نرخ سود تسهیلاتشان از صفر تا ۲ و ۳ درصد در نظر گرفته شده، رقابت مشکل است، به ویژه برای ما در شرایطی که تورم زیر ۱۰ درصد است، نرخ سود تسهیلات با ۱۸ درصد، نرخ بالایی محسوب می‌شود.

وی افزود: از طرفی منابع بانکی محدود است و دولت یازدهم هم از چاپ اسکناس و استقراض از بانک مرکزی خودداری کرد؛ از سوی دیگر بدهی‌های انباشته دولت به نظام بانکی که از گذشته وجود داشت و همچنین معوقات سال‌های رکود و بدهی برخی شرکت‌های دولتی، در مجموع بانک‌ها را زمین‌گیر کرده و بانک‌ها نیز در ۱۰ ساله اخیر نتوانسته‌اند نسبت به افزایش سرمایه خود اقدام کنند.

نعمت‌زاده گفت: برنامه‌ریزی دولت برای کاهش تورم درست بود؛ اما همزمان باید برای خروج از رکود هم اقدام می‌شد که این مهم از سال گذشته آغاز شده است.

۵۰ درصد منابع مالی صنایع باید از محل سهامداران تامین شود

وزیر صنعت، معدن و تجارت ادامه داد: ما باید بتوانیم از فاینانس اعتبارات خارجی استفاده کنیم و معتقدیم در یک صنعت سالم، باید ۵۰ درصد آورده از محل سهامداران و مابقی از تسهیلات باشد.

نعمت‌زاده تاکید کرد: اگر سرمایه‌گذاری‌های جدید، طبق فرمایشات رهبری بر مبنای صادرات و به منظور صادرات باشد؛ ریسکی ندارد و اقتصاد امروز ما به این نیاز دارد که تاکنون هم موثر بوده است.

نعمت‌زاده با بیان اینکه نرخ رشد صنعت، امسال در نیمه اول سال مثبت و خالص صنعت ۱.۴ درصد بوده است، افزود: پیش‌بینی ما این است که این نرخ بهبود یابد؛ در چند صنعت پیشران مانند خودرو، رشد مثبت بوده که ۳۸ درصد افزایش تولید داشته‌ایم و فولاد نیز از لحاظ تولید و قیمت، از رکود خارج شده؛ ولی سیمان و آهک و گچ به خاطر رکود صنعت ساختمان، رشد عمده‌ای نداشته‌اند؛ به ویژه به خاطر موارد اختلافات داخلی کشورهای همسایه در سرامیک و کاشی و سیمان، افول داشتیم.

وی با اشاره به اینکه خودروسازی در کشور دولتی نیست و دولت در خودروسازی‌ها تنها ۲۰ درصد سهم دارد افزود: ایران خودرو و سایپا هیچ کدام با شرکت رنوی فرانسه قرارداد بسته و نخواهند بست و سازمان «ایدرو» برای سرمایه‌گذاری و تولید مشترک با رنو وارد مذاکره شده و شرکت نگیں خودرو هم در قالب مشارکت «ایدرو و رنو» قرار خواهد گرفت.

نعمت‌زاده تصریح کرد: متأسفانه در کشور ما تنها دو گروه حقوق بگیران و بنگاه‌های تولیدی و اقتصادی مالیات می‌دهند؛ در حالی که نباید فشار بیشتر به بنگاه‌های تولیدی وارد شود.

وزیر صنعت، معدن و تجارت با بیان اینکه در ۹ ماهه اول امسال ۴۳۰۰ واحد نیمه تمام صنعتی تکمیل و راه‌اندازی شده؛ افزود: بخش خصوصی در حال سرمایه‌گذاری است؛ اما سرمایه در کشور محدود است.

نعمت‌زاده گفت: ۷۳۰۰ تعرفه برای کالاها تعریف شده است و در حالی که در سال‌های گذشته نظام تعرفه در ۱۴ طبقه قرار داشت؛ امسال تعرفه‌ها در هشت طبقه قرار گرفته است.

وی افزود: برآورد ما از واردات کالا به صورت قاچاق، در حدود ۱۰ تا ۱۲ میلیارد دلار است.

وزیر صنعت، معدن و تجارت با اشاره به اینکه سامانه جامع تجارت تا پایان سال تکمیل خواهد شد گفت: همان‌طور که این سامانه را با بانک مرکزی مرتبط کردیم، ارتباط آن را با سامانه جامع گمرکی کشور هم برقرار خواهیم کرد.

نعمت‌زاده افزود: برای تحقق دولت الکترونیک ۱۲ سامانه پیش‌بینی شده که سامانه انبارها و سامانه شناسه کالا هم در زیر مجموعه وزارت صنعت، معدن و تجارت قرار گرفته است.

وی در پاسخ به سوالی درباره ادغام وزارتخانه‌های صنایع و معادن و بازرگانی تصریح کرد: ادغام کاملاً به جا بود؛ در کشورهای در حال توسعه و برای سیاست‌گذاری، بهتر هم وزارتخانه‌ها باید متمرکز باشد.

منبع: <http://www.mehrnews.com/news/>

سیاست دولت تکمیل زنجیره ارزشی با توجه به صرفه اقتصادی است



معاون طرح و برنامه وزارت صنعت، معدن و تجارت با ارزشمند خواندن تکمیل زنجیره تولیدات در کشور گفت: سیاست دولت تکمیل زنجیره ارزشی با توجه به صرفه اقتصادی است.

به گزارش ایلنا، حسین ابویی‌مه‌ریزی صبح امروز در آیین افتتاح شرکت تولیدی آلومین سرام نگیں میبد با تبریک دهه فجر انقلاب اسلامی گفت: هر سرمایه‌گذاری که می‌شود افتخار و دستاوردی برای موفقیت نظام جمهوری اسلامی است.

وی با بیان اینکه تولید و تکمیل زنجیره کاشی و سرامیک کشور لازم و ضروری است، افزود: سیاست‌های دولت و وزارت صنعت و معدن تکمیل اقتصادی زنجیره ارزشی است اما نه به هر قیمتی بلکه باید مقرون به صرفه باشد و توجیه اقتصادی داشته باشد.

معاون طرح و برنامه وزارت صنعت، معدن و تجارت با اشاره به اینکه زنجیره کاشی و سرامیک پیچیدگی زیادی دارد، خاطر نشان کرد: در عین حال ارزش افزوده بالایی دارد اما اگر بخواهد به تکمیل زنجیره برسد، باید به‌روزرسانی شود.

وی با تأکید بر اینکه انجام هر طرح و پروژه‌ای باید بر اساس مطالعات دقیق و کارشناسی باشد، اظهار داشت: پروژه‌ها باید صرفه اقتصادی داشته باشد و نیازهای داخل را نیز رفع کند.

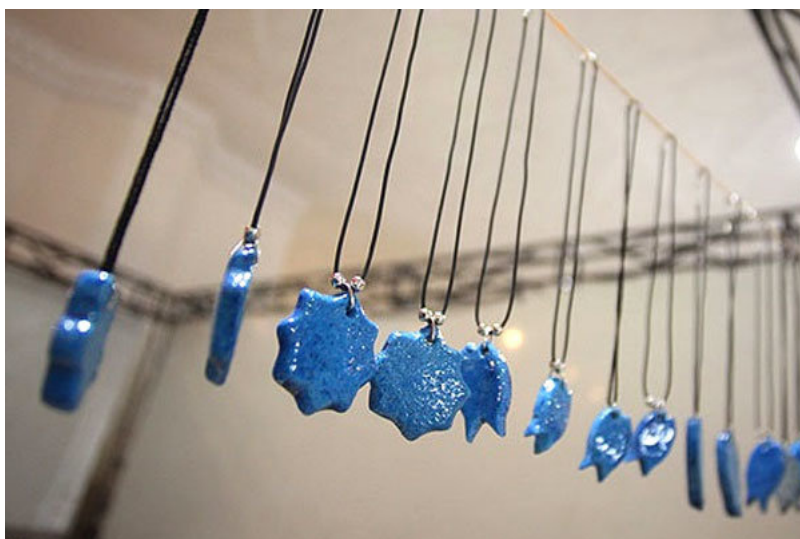
معاون وزیر صنعت، معدن و تجارت با بیان اینکه یزد قطب تولید کاشی و سرامیک در کشور است، تصریح کرد: در دنیای کنونی رقابت در تولید و اقتصاد بر مبنای دهم و صدم درصد است و باید تلاش کنیم از لحاظ کیفی نیز به رشد قابل قبولی برسیم.

وی با اشاره به سیاست‌های حمایتی دولت از بخش تولید و اقتصاد در کشور افزود: برای توسعه طرح‌ها نیز می‌توان از تسهیلات اعتباری صندوق توسعه ملی استفاده کرد و قول می‌دهم تسهیلات ارزی را برای واحدهایی که نیاز به این تسهیلات دارند، به ویژه آلومین سرام نگین فراهم کنیم.

منبع: <http://www.ilna.ir/>

هنرمندان صنایع دستی قم سردرگم در کلاف وعده‌ها

قم - هنرمندان صنایع دستی قم سال‌هاست منتظر تحقق وعده مسئولان برای ایجاد مرکزی دائمی جهت عرضه محصولات خود هستند.



خبرگزاری مهر - گروه استان‌ها: بی شک صنایع دستی در انتهای صف دغدغه‌های اقتصادی کشور قرار دارد و هیچ بهره‌ای هم از اقتصاد نفتی کشور ندارد. این در حالی است که در شهری مانند قم صنایع دستی حداقل قدمت چند صدساله دارد و بیش از ۳ هزار کارگاه فعال در این شهر مشغول هستند و در سال‌های نه چندان دور یکی از منابع مهم اقتصادی و درآمدزایی استان همپای سوغاتی مانند سوهان، صنایع دستی بوده است.

از این رو برای آشنایی با مشکلات و خواسته‌های این قشر زحمتکش و خودساخته با برخی از این هنرمندان و متولیان این گفت‌وگویی انجام داده‌ایم که در ادامه می‌آید.

سید ابوالقاسم سعادت‌مند از پیشکسوتان و تولید کنندگان پیشتاز صنایع دستی با بیان اینکه صنایع دستی نیاز به حمایت ویژه مدیران استانی دارد، اظهار کرد: متأسفانه به دلیل اینکه به صنایع فرهنگی استان نگاه هنری و آینده نگرانه‌ای وجود ندارد این صنعت قدرت رشد و نمو ندارد.

وی با تأکید بر اینکه بیشتر وعده‌های مسئولان روی کاغذ مانده است، گفت: هنرمندان و فعالان عرصه صنایع دستی بدون هیچ چشم داشتی به توان و هنر خود چشم دوخته‌اند.

نبود تعامل شهرداری با هنرمندان

این تولید کننده و صادر کننده برجسته خرمهره با انتقاد شدید از نبود تعامل و همکاری از سوی شهرداری ادامه داد: متأسفانه به رغم اینکه پارکینگ‌های اطراف حرم موقعیت مناسبی برای عرضه کالا است اما شهرداری قم دنبال دریافت اجاره بهای تجاری سنگین است.

وی با اعلام اینکه مسئولان نسبت به راه اندازی بازارچه‌های صنایع دستی تعلل می‌کنند، افزود: ایجاد یک مجتمع جامع و مفید برای عرضه کالاهای فرهنگی یک دغدغه ۲۰ ساله است و هر روز ماجرابی دارد.



رئیس انجمن سفال و سرامیک با بیان اینکه تولیدکنندگان صنایع دستی روی پای خود ایستاده‌اند و توانایی و هنر خود دل خوش کرده‌اند، گفت: مسئولان حوزه صنایع دستی استان یک روز می‌گویند در حال راه‌اندازی بازارچه در پاساژ سعدی هستند و گاهی هم از مذاکرات برای احداث بازارچه در مجتمع زمزم سخن می‌گویند.

مهم‌ترین حمایت دولت از صنایع دستی قم تبلیغات مناسب و فرهنگ‌سازی مصرف کالای فرهنگی ایرانی است. این پیشکسوت حوزه صنایع دستی با تأکید بر اینکه قول راه‌اندازی بازارچه در پاساژهای اطراف حرم مطهر یکساله شده است، گفت: مهم‌ترین حمایت دولت از صنایع دستی قم تبلیغات مناسب و فرهنگ‌سازی مصرف کالای فرهنگی ایرانی است.



سعادت‌مند با اعلام اینکه هویت بخشی به صنایع دستی قم می‌تواند بستر رشد و توسعه تجاری آن را فراهم کند، گفت: چرا باید صادرات صنایع دستی که قدمت چند هزار ساله دارد بسیار محدود، ناچیز و چمدانی باشد.

رئیس انجمن سفال و سرامیک استان قم یکی از راه‌های توسعه بازار صنایع دستی را پیوند آن با گردشگری مذهبی اعلام کرد و گفت: ایجاد نمایشگاه‌های عرضه کالا در مجتمع‌ها و هتل‌های بین‌المللی می‌تواند با رونق بازار صنایع دستی استان کمک کند.

منبع: <http://www.mehrnews.com/news/3884800/>

اخبار علمی

تولید نانوسیلیکای مورد استفاده در صنایع توسط شرکت دانش بنیان داخلی



شرکت دانش بنیان فناوری‌های نوین فدک مستقر در شهرک علمی تحقیقاتی اصفهان از سال ۱۳۸۸ به دانش فنی تولید نانوسیلیکا دست یافته و هم اکنون این نانوماده را در مقیاس صنعتی تولید می‌کند. نانوسیلیکا در صنایع رنگ، لاستیک سیمان کاربرد دارد.

نانوسیلیکا در صنایع رنگ به عنوان مات کننده و افزایش دهنده غلظت مورد استفاده قرار می‌گیرد. در صنعت لاستیک نانوسیلیکا می‌تواند جایگزین پرکننده شناخته شده دوده شود. این جایگزینی امکان تولید تایرهای سبز را فراهم می‌آورد که علاوه بر حذف مشکلات

زیست‌محیطی دوده، مصرف انرژی جهت حرکت و میزان صدای ناشی از حرکت را کاهش می‌دهد. در سازه‌های بتنی و ترکیب سیمان وجود سیلیکا به عنوان ماده پوزولانی باعث ایجاد پیوندهای مناسب کووالانسی در ترکیب سیمان شده و مقاومت محیطی بتن نهایی را افزایش می‌دهد. علاوه بر این استفاده از نانوسیلیکا در بتن باعث بهبود خواص سایشی و استحکام ترکیب در کنار کاهش نفوذپذیری و کاهش حجم خشک سیمان می‌شود. علاوه بر موارد ذکر شده، نانوسیلیکا می‌تواند در تولید کاتالیست‌ها، نانوکامپوزیت‌های پلیمری، سرامیکی و فلزی، مواد عایق الکتریکی، بیوسنسورها، سرامیک‌های دندانی و ساینده‌های ویژه مورد استفاده قرار گیرد.

حمیده کلاهدوزان، مدیر تحقیق و توسعه شرکت فناوری‌های نوین فدک، به ارائه توضیحاتی در رابطه با محصول این شرکت پرداخت: «سیلیکای نواساختار و نانوسیلیکا یکی از پرمصرف‌ترین نانومواد در بازار جهانی است. این ماده بر اساس تغییر در ساختار و خصوصیات فیزیکی - شیمیایی خود می‌تواند کاربردهای متفاوتی در صنایع مختلف داشته باشد. این خصوصیات در کنار تجربه مجتمع فدک در زمینه تولید مواد شیمیایی پیشرفته باعث شد که این طرح به عنوان یکی از ایده‌های اصلی مجموعه مورد توجه قرار گیرد».

وی در رابطه با اهمیت تولید این محصول افزود: «شاید سیلیکای نواساختار از معدود نانومواد است که در حال حاضر به صورت صنعتی در بازار داخلی مورد استفاده قرار می‌گیرد. کاربرد وسیع آن در بازارهای متفاوت باعث ایجاد جاذبه‌های تجاری ویژه برای این طرح شده است. تولید این محصول داخلی علاوه بر دسترسی به دانش فنی و کارآفرینی، باعث ارتقای کیفیت محصول نهایی در بازارهای هدف و کاهش واردات محصول خارجی شده است». کلاهدوزان در خصوص عملکرد متفاوت نانوسیلیکا در محصولات صنعتی مختلف گفت: «استفاده از نانوسیلیکا در تولید رنگ‌های اپوکسی باعث ایجاد خاصیت رئولوژیکی و افزایش پایداری نهایی رنگ می‌گردد. در صنعت پلاستیک و نانوکامپوزیت این محصول به عنوان تقویت کننده عمل کرده و باعث بهبود خواص مکانیکی محصول نهایی می‌گردد. در صنعت کشاورزی، این نانوماده به عنوان ریزمغذی تأمین سیلیسیم استفاده می‌شود». به گفته کلاهدوزان در حال حاضر میزان تولید نانوسیلیکا در حدود ۱۵۰ تا ۲۰۰ تن در سال است که در حوزه‌های تولید رنگ و پوشش، کشاورزی، نانوکامپوزیت و پلاستیک و سیمان و بتن مورد استفاده قرار می‌گیرد.

این شرکت در تاریخ ۲۰ آبان ماه ۹۴ موفق به دریافت تأییدیه نانو مقیاس از ستاد توسعه فناوری نانو برای این محصول گردیده است.

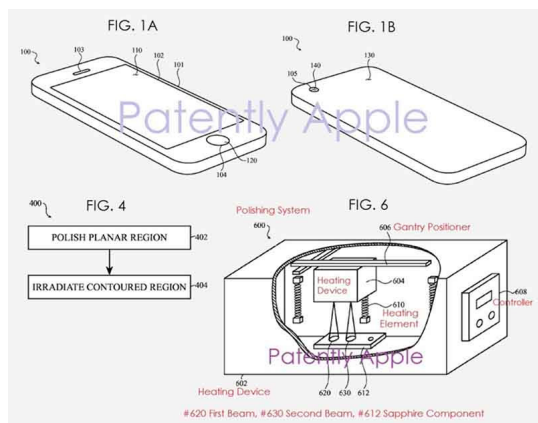
منبع: www.nano.ir

آیا اپل در ساخت آی فون ۸ از شیشه و سرامیک استفاده می‌کند؟

در حالی که شایعات در مورد آی فون ۸ اپل ادامه دارد و این گوشی تا پیش از ماه سپتامبر رونمایی نمی‌شود، ایده‌های خوبی از این شرکت انتظار می‌رود. امسال شرکت اپل با تعمیرات اساسی در خط تولیدش می‌خواهد با یک تیر دو نشان بزند. اپل برای ارتقای محصولاتش خطوط تولید را به ۱۰ گروه می‌رساند. برای این منظور، چند ویژگی مختلف آی فون ۸ تا به حال فاش شده‌اند. اطلاعات بیشتری در مورد تازه‌ترین یافته‌های این شرکت بدست آمده است که در این مقاله به آن می‌پردازیم.

سیستم پرداخت لیزری به‌عنوان پتنت جدید اپل به ثبت رسیده است

در تولید آی فون ۷ و ۷ پلاس، از مواد با تکنولوژی ساخت بالا استفاده کرده‌اند. تمام آتش‌ها از خط تولید مرموز اپل که در پی ارتقای دستگاه‌هایش در سال گذشته انجام شد، بلند می‌شود. سال پیش، این کمپانی فرآیندهای آلومینیوم و فرایندهای ساخت خود را ارتقا داد. همان‌طور که مشخص است، رویکرد مرسوم اپل، آزمایش تکنولوژی و طراحی‌های آینده‌اش بر روی محصولات کنونی می‌باشد. مثلاً استفاده از فناوری DCI-P3 که مربوط به تولید تصاویر صفحه نمایش می‌شود، در آیفون ۹/۷ اینچی دیده شد. همچنین برای نمایشگر لمسی ساعت اپل، تست‌های موسوم به Ample testing انجام شد.



حالا گمانه‌زنی‌ها حاکی از آن است که در فرآیند ساخت آیفون ۷ و ۷ پلاس، نوآوری‌های پنهانی وجود دارد که در دستگاه‌های جدید اپل رخ می‌نمایند. اپل به‌تازگی موفق به ارائه پتنتی در زمینه پرداخت لیزری شد که این کمپانی را قادر می‌سازد تا از مواد زیادی در ساخت آیفون ۸ استفاده کند. شایعات از شارژ بی‌سیم این گوشی و به‌کارگیری سرامیک یا شیشه در سطوح دستگاه‌های جدید، خبر می‌دهند. این پتنت می‌تواند اپل را به اهدافش برای دستگاه‌های جدید، نزدیک‌تر کند.

موادی که اپل می‌تواند به لطف این پتنت جدید از آن‌ها استفاده کند شامل فلز مایع، زیرکونیا، کروندوم، یاقوت کبود و ... می‌شود. طبق اظهارنامه اپل:

این ابداع جدید مربوط به روش‌هایی برای پرداخت قسمتی از سطح سرامیک است.

به‌طور دقیق‌تر، از آنجایی که پرداخت مواد سخت، یکی از مشکلات موجود در تولید انبوه است، اپل می‌تواند به‌راحتی بر استفاده از یاقوت کبود تکیه کند. این اختراع جدید، کنترل حرکت یون‌ها را در سرامیک امکان‌پذیر می‌کند. این فرآیند با به‌کارگیری دماهای بالا و تکنولوژی لیزر، انجام می‌شود.

استفاده از این تکنولوژی جذاب، اگر در آیفون ۸ اتفاق نیفتد، دست‌کم در محصولات آینده اپل به چشم خواهد خورد. با توجه به اینکه اپل پیش از اعمال ابداعات جدید، علاقه دارد تکنولوژی جدیدش را کامل و بی‌نقص کند، بعید به نظر می‌رسد در آیفون ۸ خبری از این تکنولوژی باشد. به نظر می‌رسد هنوز هم طراحی و ساخت، فلسفه اصلی اهالی کوپرتینو باشد که این روزها در بازار دستگاه‌های دیجیتال، به آن توجه چندانی نمی‌شود. اما به‌هرحال، عوامل و فرضیات زیادی در تغییر آیفون ۸ تاثیرگذار هستند.

منبع: <http://tnews.ir/>

چرا دیواره تونل‌ها سرامیکی است؟

سیناپرس: قطعا در بسیاری از مواقع در هنگام سفرهای شهری و بیرون شهری با تونل‌ها و زیرگذرهایی رو به رو شده‌اید که بدنه آن با کاشی یا سرامیک پوشانده شده است.

اگرچه تمامی تونل‌های ساخته شده توسط بشر با کاشی و سرامیک روکش نشده‌اند اما این روش روکش کردن بدنه تونل‌ها، کمابیش در سراسر جهان و به ویژه تونل‌های زیر زمینی رایج است. جالب است بدانید که این موضوع دلیل کاملاً علمی دارد. در

این گزارش شما را با دلایل استفاده از این ماده در تونل‌ها آشنا می‌کنیم.



موضوع دیگری که سبب شده تا طراحان و سازندگان تونل‌ها از این روکش برای سطوح داخلی تونل‌ها استفاده کنند، استحکام و عایق بودن سرامیک در برابر دوده و همینطور رطوبت است که سبب افزایش طول عمر مفید آن شده و حتی در شرایط دشوار و خشن محیطی نیز سرامیک دارای استحکام زیادی بوده و مرمت و زدودن آلاینده‌ها از آن آسان است. نخستین و شاید اصلی‌ترین دلیل استفاده از سرامیک در تونل‌ها، همان

دلیل و منطقی است که باعث شده در حمام و سرویس‌های بهداشتی نیز از این روکش استفاده شود. سطوح سرامیکی به دلیل اینکه مواد آلاینده و آلودگی‌ها با آن ترکیب نمی‌شوند، به راحتی قابل تمیز شدن بوده و امکان نظافت و شستشوی آن با آب و شوینده‌ها وجود دارد. موضوع دیگری که سبب شده تا طراحان و سازندگان تونل‌ها از این روکش برای سطوح داخلی تونل‌ها استفاده کنند، استحکام و عایق بودن سرامیک در برابر دوده و همینطور رطوبت است که سبب افزایش طول عمر مفید آن شده و حتی در شرایط دشوار و خشن محیطی نیز سرامیک دارای استحکام زیادی بوده و مرمت و زدودن آلاینده‌ها از آن آسان است. این موضوع به طور خاص در تونل‌ها و مسیرهای جاده ای کاربرد دارد زیرا همواره آلودگی‌ها و ... توسط چرخ خودروها به اطراف پاشیده می‌شود. در مواردی که دیواره تونل‌ها با کاشی پوشیده نشده، این مواد که معمولا با آب مخلوط شده و شامل ترکیبات معدنی و نمک‌های محلول و سایر آلاینده‌ها است، به مرور و پس از پاشیده شدن روی دیوارها های طرفین جاده بر اثر حرکت خودروها، به صورت مواد رسوبی محکمی در آمده و پس از مدتی جدا کردن آن‌ها بسیار سخت می‌شود اما زمانی که سطوح دیواره‌ها از کاشی پوشانده شده است، این مواد به سادگی و حتی با فشار آب نیز قابل زدودن هستند.

یکی دیگر از دلایل استفاده از کاشی و سرامیک در تونل‌ها، قابلیت آن‌ها برای ایجاد طرح‌های مختلف و همچنین سهولت روکش کردن دیواره‌ها توسط کاشی است. برای مثال در تونل‌های مدور، استفاده از کاشی برای روکش دیواره‌ها حتی با وجود شیب و انحنای بدنه، آسان بوده و به این ترتیب می‌توان با کنار هم چیدن کاشی‌هایی که هر یک به تنهایی دارای سطحی صاف هستند، یک سطح دارای انحنای را پوشاند در حالی که برای استفاده از روکش‌های فلزی، مهندسان باید از قطعات پیش ساخته و یا



تجهیزات ویژه ایجاد انحنای در فلز استفاده کنند. موضوع دیگری که استفاده از سایر روکش‌ها را در داخل تونل‌ها دشوار می‌کند، وجود گوشه‌های غیر معمول و زوایای مختلف در بدنه هر تونل است که تمامی این بخش‌ها به راحتی با کاشی قابل پوشاندن هستند. از بحث روکش کردن و طراحی اولیه که بگذریم، کاشی و

سرامیک یک مزیت بسیار عمده دیگر برای روکش کردن تونل‌ها دارند. ارزان بودن و سهولت تعمیر و جایگزینی بخش‌های آسیب دیده این مزیت اساسی محسوب می‌شود که با وجود آن نیازی به تعویض کل مجموعه روکش نبوده و فقط کاشی‌های آسیب دیده با صرف هزینه‌ای اندک و مدت زمانی کوتاه با کاشی‌های هم‌رنگ و نو تعویض می‌شوند.

دلیل دیگر استفاده از سرامیک و کاشی در تونل‌ها، قابلیت انعکاس نور در سطوح سرامیکی است که به اندازه‌ای که سبب آزار چشم رانندگان شود نیست و در عین حال سبب ایجاد هوشیاری و انعکاس نور خودروهایی که از مسیر مقابل و به ویژه در پیچ‌ها در حال تردد هستند می‌شود و از نظر امنیتی مناسب است. باید به این موضوع نیز اشاره کنیم که این ویژگی سطوح سرامیکی سبب سهولت نورپردازی داخل تونل‌ها هم می‌شود و اگرچه مواد دیگری با قابلیت بالاتر انعکاس نور وجود دارند اما هیچکدام دارای دوام سرامیک نبوده و هزینه استفاده از آن‌ها نیز در مقایسه با کاشی و سرامیک بسیار زیاد است.

منبع: <http://sinapress.ir/news/54219/>

تولید ذخیره ساز انرژی گرمایی با ماندگاری بالا توسط متخصصان ایرانی



تهران- ایرنا- محققان یک شرکت دانش بنیان موفق به تولید ذخیره ساز انرژی گرمایی در بستر سرامیک با قابلیت ذخیره سازی سه برابری گرما نسبت به آب در خود شدند.

امیرحسین بنایی از محققان شرکت دانش بنیان فعال در حوزه انرژی شهرک علمی تحقیقاتی اصفهان در گفت و گو با خبرنگار علمی ایرنا، افزود: در این طرح که به صورت پایلوت اجرا شده، انرژی گرمایی در بستر سرامیکی با ماندگاری طولانی ذخیره می‌شود. بنایی ادامه داد: در بحث انرژی‌های تجدیدپذیر زمان تولید و زمان مصرف، با یک تاخیری همراه است، هنگامی که آبگرمکن‌های خورشیدی گرما را تولید می‌کنند باید این گرما در جایی ذخیره شود،

زمانی که آفتاب وجود دارد گرما ذخیره می‌شود و شب از این گرما استفاده می‌شود. وی اظهار کرد: معمولی ترین بستر ذخیره ساز گرمایی که برای آبگرمکن‌های خورشیدی مورد استفاده قرار می‌گیرد، آب است، در این طرح جدید از سرامیک استفاده شده است. بنایی گفت: قابلیت سرامیک این است که سه برابر آب می‌تواند در خود گرما ذخیره کند، یعنی یک لیتر از این سرامیک می‌تواند به اندازه سه لیتر آب در خود گرما با ماندگاری بالا ذخیره کند، و بیش از یک ماه گرما را در خود ذخیره کند بدون این که نیاز به عایق داشته باشد و در ضمن، قابلیت شارژ و دشارژ شدن دارد، این قابلیت در آب وجود ندارد.

وی ادامه داد: این ذخیره ساز می‌تواند هم برای آبگرمکن‌های خورشیدی و هم برای سوخت‌های فسیلی دیگر مانند کوره‌ها و مشعل‌ها مورد استفاده قرار گرفته و گرما را درون خود نگه دارد و در جایی که اوج مصرف است این انرژی وارد مدار شده و مورد استفاده قرار گیرد.

وی گفت: این طرح نمونه تجاری سازی شده خارجی و داخلی ندارد و در حال حاضر به صورت طرح پایلوت که قابلیت تبدیل به محصول دارد، ارائه شده است.

منبع: <https://www3.irna.ir/fa/News/82345832>

تولید سرامیک با مقاومت بالا به دست محقق جوان همدانی / توسعه کشور در گرو تقویت رابطه صنعت و دانشگاه است



محقق و پژوهشگر شیمی گفت: در کشور ما تولید کنند رابطه بسیار ضعیفی با محققان و به‌خصوص جوانان تحصیل کرده دارند و اگر محققى طرحى در ذهن خود داشت باشد احتمال حمایت شدن از سمت تولیدکنندگان برای آن بسیار کم می‌باشد. به گزارش شبکه اطلاع‌رسانی راه دانا؛ سجاد رستمی در گفت و گو با خبر نگار پایگاه اطلاع‌رسانی سازمان بسیج علمی، پژوهشی و فناوری همدان بیان داشت: با توجه به اهمیت استفاده از سرامیک‌های با قدرت بالا در بسیاری از مشاغل تصمیم بر ساخت نوعی از سرامیک‌ها را گرفتیم که توانایی مقاومت بسیار بالایی داشته باشند. وی تشریح کرد: در این پروژه تحقیقاتی که در مدت بیش از یکسال به طول انجامید با آزمایش‌های گوناگون توانستیم سرامیک و سفالی تهیه کنیم که از نظر قدرت و استحکام بسیار مقاوم باشد. مهندس رستمی ادامه داد: سرامیک تهیه شده در مقایسه با سرامیک‌های موجود در بازار قدرت مقاومت بسیار بالاتری را دارد و علاوه بر قدرت و استحکام بالا در فرایند ساخت حدود ۱۰۰ درجه از دما و مدت زمان پخت آن کاسته شده است. وی با تأکید بر لزوم بالا بردن بهره‌وری در صنایع کشور عنوان کرد: سرامیک تولید شده با توجه به این مهم که دما و مدت زمان کمتری برای پخت شدن نیاز دارد می‌تواند در صرفه‌جویی انرژی و وقت در کارگاه‌های تولیدی بسیار صرفه‌جویی کند. رستمی با بیان این که این کالای دانش بنیان برای تولید در مقیاس انبوه و تجاری سازی که می‌تواند در بسیاری از بخش‌های تولیدی کشور کاربرد داشت باشد نیاز بالایی به حمایت‌های مسئولین دارد، ابراز داشت: سازمان بسیج علمی، پژوهشی و فناوری استان همدان از ابتدای شروع به کار این طرح تحقیقاتی با کمک‌های مادی و معنوی خود در کنار ما بوده است. وی با اشاره به برخی از مشکلات موجود در کشور برای انجام فعالیت‌های تحقیقاتی گفت: در کشور ما رابطه بین صنعت، دانشگاه و محقق بسیار ضعیف می‌باشد در صورتی که در کشورهای پیشرفته بسیاری از تحقیق‌های که صورت می‌گیرد به سفارش صنایع

در راستای حل مشکلات موجود می‌باشد.

مهندس رستمی با اشاره به تلاش‌های خود برای کسب حمایت از طرف تولید کنندگان در راستای تولید این محصول دانش بنیان ادامه داد: در ابتدای شروع به کار این طرح تحقیقاتی که می‌تواند در بسیاری از ابعاد به تولید کنندگان کشور کمک کند به دنبال اسپانسرهای برای حمایت از طرح خود بوده‌ام که هیچ ارگانی به غیر از سازمان بسیج، علمی، پژوهشی و فناوری از این طرح کاربردی حمایت نکرد.

وی تصریح کرد: در کشور ما تولید کنند رابطه بسیار ضعیفی با محققان و به‌خصوص جوانان تحصیل کرده دارند و اگر محققى طرحی در ذهن خود داشت باشد احتمال حمایت شدن از سمت تولیدکنندگان برای آن بسیار کم می‌باشد.

رستمی خطاب به جوانان گفت: جوانان و تحصیل کرده‌های کشور همواره باید به آموخته‌های خود در راستای تحقیق و پژوهش و حل مشکلات پیش روی صنایع و مردم تلاش کنند و در این راه که بسیار هم سخت می‌باشد هرگز خسته و نا امید نشوند.

وی یکی از راه‌های حمایت از جوانان محقق کشور را تسریع در خدمات سربازی دانست و ابراز داشت: امروزه یکی از نگرانی‌های اصلی بسیاری از جوانان کشور که همگی جزو تحصیل کرده‌های جامعه نیز می‌باشد دوران خدمت سربازی می‌باشد که اگر مسئولین مربوطه تدابیر ویژه‌ای در این راستا بیندیشند که به نوعی جوانان در راستای انجام فعالیت‌های تحقیقاتی تشویق شوند قطعاً نتیجه آن را همه افراد جامعه در شکوفایی و ایجاد انگیزه در جوانان برای حل مشکلات موجود خواهند دید.

رستمی ادامه داد: مسئولین علمی کشور باید به دنبال راهی برای ایجاد ارتباط با صنایع و تولید کنندگان باشند تا آن‌ها نیازها و مشکلات خود را به بخش دانشگاهی و محققین جامعه ارجاع دهند و دانشجویان و افراد تحصیل کرده نیز با انجام فعالیت‌های تحقیقاتی خود که نیازهای علمی تولیدکنندگان را بر طرف می‌کند به دنبال جلب اعتماد آن‌ها باشند.

وی تنها راه توسعه و پیشرفت را در کشور ایران عمل و توجه به اقتصاد مقاومتی عنوان کرد و بیان داشت: در کشور ما مقام معظم رهبری به خوبی مشکلات را دیده است و با تاکید بر اصول اقتصاد مقاومتی و پیگیری آن در سطح مدیران و مسئولان جامعه به دنبال تحقق این مهم در کشور می‌باشد.

رستمی ادامه داد: تمام افراد جامعه در تحقق اقتصاد مقاومتی و به نتیجه رسیدن این طرح بزرگ مسئول می‌باشند و باید با تلاش و احساس مسئولیت به دنبال کمک به تحقق این مهم که تنها راه نجات بخش اقتصاد کشور خواهد بود باشند.

وی در پایان با تاکید بر لزوم استفاده از کالاهای ساخت داخل کشور توسط افراد جامعه گفت: اگر در کشور تمام مردم به استفاده از کالاهای داخلی روی بیاورند قطعاً این مهم می‌تواند در ایجاد اشتغال و از بین بردن مشکلات اقتصادی موجود بسیار مفید باشد.

منبع: <http://dana.ir/1015782>

ابداع نوعی نانوسرامیک توسط شرکت تولیدکننده ساعت‌های لوکس



یک شرکت تولید کننده ساعت‌های لوکس در استرالیا، از کمک دانشگاهی در آدلاید استفاده کرده تا نانوسرامیک ویژه‌ای برای ساخت ساعت‌های خود به دست آورد. این تیم اقدام به تأسیس شرکت خطرپذیری برای توسعه این فناوری کرده‌است.

باسل (Bausele) نام یک شرکت استرالیایی است که توسط کارآفرین سوئیسی به نام کریستوفر هوپ تأسیس شده‌است. این شرکت در حوزه ساخت ساعت فعالیت دارد. ساعت‌های این شرکت به‌گونه‌ای طراحی شده‌اند که چشم‌اندازی از کشور استرالیا در آن قرار داده شده‌است.

ساعت‌های باسل به‌عنوان محصولاتی لوکس در بازار شناخته می‌شوند. یکی از دلایل این موضوع، استفاده از نوآوری در آن‌هاست. این شرکت با کمک

محققان مرکز فناوری نانو دانشگاه فلایندر در آدلاید از ماده‌ای منحصر به فرد برای ساخت این ساعت‌ها استفاده کرده‌اند. این شرکت با استفاده از نوعی نانوماده پیشرفته سرامیکی که حاصل این همکاری مشترک است، برای ساخت ساعت‌های خود

استفاده می‌کند؛ ماده‌ای که در هیچ یک از ساعت‌های موجود در بازار وجود ندارد. دانشگاه فلایندر در قالب برنامه‌ای موسوم به NanoConnect اقدام به تسهیل مسیر کم‌خطر برای شرکت‌ها به‌منظور استفاده از تجهیزات و تخصص دانشگاه کرده است.

در قالب همین برنامه بود که هوپ موفق شد با استاد رشته فناوری‌نانو، دکتر دیوید لوئیس، ارتباط برقرار کند. بعد از انجام بحث‌های اولیه، تیم تحقیقاتی این مرکز، تحقیقاتی درباره صنعت ساعت‌های لوکس انجام و چند نوآوری برای این شرکت پیشنهاد دادند. یکی از این نوآوری‌ها که مورد توجه هوپ قرار گرفت، تولید نوعی قاب برای ساعت بود. قاب مهمترین بخش ظاهری یک ساعت است. قاب باید در عین داشتن ظاهر خوب، بسیار سبک و مقاوم باشد.

این گروه تحقیقاتی دریافتند که سرامیک گزینه مناسبی برای این کار است. اما روش‌های رایج تولید محصولات سرامیکی منجر به محصولی شکننده می‌شود. این گروه روشی جدید مبتنی بر فناوری‌نانو ارائه کردند تا محصول سرامیکی موسوم به باسلیت تولید کنند.

این محصول قابلیت دریل‌کاری دقیقی داشت و از رنگ و قابلیت شکل‌پذیری مناسبی برخوردار بود. این محصول که موجب ارتقاء کیفیت ساعت‌های لوکس شرکت باسل شده، می‌تواند در حوزه‌های دیگر نیز مورد استفاده قرار گیرد.

هوپ و محققان این دانشگاه در حال کار روی توسعه محصول جدیدی هستند. آن‌ها اقدام به تأسیس شرکت خطرپذیر مشترکی کردند تا قطعات حساس و دقیق دیگری تولید کنند.

این گروه امیدوارند که به‌عنوان مرکز عالی ساخت ساعت در استرالیا تبدیل شده و قطعات مورد نیاز ساعت‌های لوکس شرکت‌های ساعت‌سازی معتبر را تولید کنند. این تیم قصد دارد تا دانشجویان مستعد را برای توسعه فناوری‌های جدید به کار گیرد.

منبع: www.nano.ir

پزشکی و خودروسازی، مشتری اصلی بازار نانوپوشش‌های آنتی‌باکتریال

بررسی‌های اخیر نشان می‌دهد که پزشکی و صنعت خودروسازی به ترتیب بالاترین مشتری بازار نانوپوشش‌های آنتی‌باکتریال هستند. هر چند طی سال‌های آتی، صنعت آرایشی بهداشتی نیز به جمع مشتریان این حوزه اضافه خواهد شد. ظهور فناوری‌نانو تأثیر شگرفی روی اقتصاد جهانی گذاشته است. تولید نانوذرات در مقیاس صنعتی چند سالی است که آغاز شده و این نانو ساختارها را می‌توان در طیف وسیعی از محصولات مشاهده کرد. فناوری‌نانو کاربردهای متعددی پیدا کرده به طوری که از فناوری حسگری، رباتیک، فناوری پردازش، پزشکی و زیست‌فناوری از این فناوری نوظهور متأثر هستند.

نانوپوشش‌ها به‌صورت روزافزون در حال گسترش بوده و کاربردهای در صنایعی نظیر پلاستیک، فلز، شیشه، منسوجات و سرامیک در حال افزایش است. معمولاً نانوپوشش‌ها دارای خواص ضدلک و آبگریز بوده و امکان ایجاد ویژگی‌هایی نظیر رسانایی، رنگی بودن و مقاومت بالا در برابر مواد شیمیایی و دما در آن‌ها وجود دارد. نانوپوشش‌ها معمولاً میان محیط و محصول قرار می‌گیرند و تعامل محصول با فضای پیرامون را مدیریت می‌کنند.

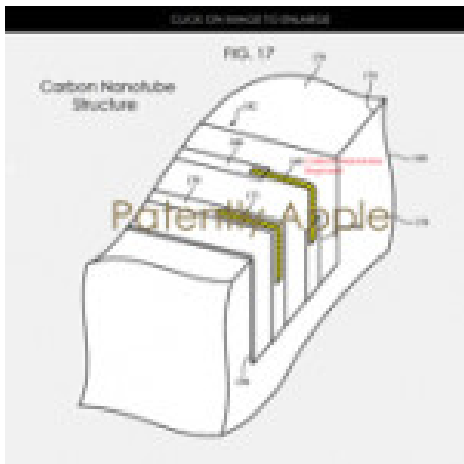
عفونت باکتریایی یکی از دغدغه‌های تولیدکنندگان ادوات پزشکی است، این نوع عفونت‌ها سالانه جان بسیاری را می‌گیرند و موجب تحمیل هزینه‌های بسیاری به بخش پزشکی می‌شوند. برای حل این مشکل، راهبردهای مختلفی وجود دارد که یکی از آن‌ها استفاده از پوشش‌های ضدباکتری است. در این نانوپوشش‌ها، معمولاً یک ترکیب ضدباکتری را وارد ساختار نانوپوشش می‌کنند تا خواص آنتی‌باکتریال ایجاد کنند. این نانوپوشش‌ها کاربرد وسیعی در صنایع مختلف از خودروسازی گرفته تا ساختمان دارند.

صنعت خودروسازی یکی از عوامل رشد بازار نانوپوشش‌هاست. افزایش تقاضا در صنعت پزشکی نیز موجب رشد بازار این نانوپوشش‌ها شده است. از دیگر عوامل تأثیرگذار در بسط و گسترش بازار نانوپوشش‌ها می‌توان به تقاضا در بخش تصفیه آب، بسته‌بندی مواد غذایی و سلامت اشاره کرد.

در بخش سلامت نیز تولید انبوه ادوات پزشکی تأثیر به‌سزایی در گسترش بازار نانوپوشش‌های آنتی‌باکتریال دارد. ایمپلنت‌های پزشکی نیز سهم بالایی در این حوزه دارند.

بعد از بخش پزشکی، صنعت خودروسازی را باید دومین مصرف کننده نانوپوشش‌های آنتی‌باکتریال دانست. انتظار می‌رود که در سال‌های آتی تقاضا هم در بخش سلامت و هم در خودروسازی برای استفاده از نانوپوشش‌های آنتی‌باکتریال افزایش یابد. دغدغه‌های زیست محیطی و سلامت از جمله عوامل محدود کننده این فناوری است. پیش‌بینی‌های اخیر حاکی از آن است که صنعت لوازم آرایشی نیز از مشتریان نانوپوشش خواهد بود. آمریکا و اروپا بزرگترین بازار نانوپوشش‌های آنتی‌باکتریال را در اختیار دارند. جزئیات بیشتر این بازار را می‌توان در گزارشی که توسط مؤسسه فیوچرمارکت منتشر شده مطالعه کنید.

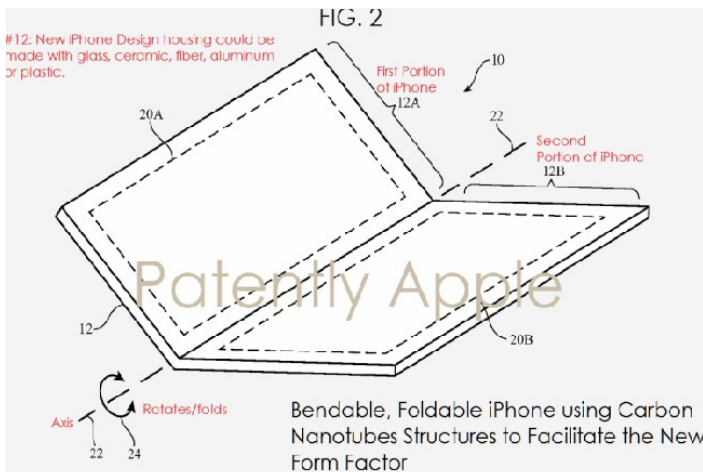
ترند عجیب اپل در رقابت با سامسونگ



شرکت اپل در سال ۲۰۱۴ پتنتی پیرامون استفاده از نانولوله کربنی در تلفن همراه انعطاف‌پذیر ثبت می‌کند. اما برای این که روند کار توسعه تلفن‌های خود را از چشم رقیب (سامسونگ) دور نگه دارد، این پتنت را به نام یکی از مهندسان خود ثبت می‌کند.

نبرد دو غول کره‌ای و آمریکایی یعنی سامسونگ و اپل پایان ندارد. سامسونگ پتنت‌های متعددی برای جهت‌دهی آینده تلفن‌های همراه به ثبت رسانده است و اپل نیز به سرعت در حال افزایش پتنت‌های خود است. اخیراً اپل برای پنهان ماندن از روند توسعه تلفن‌های همراه خود، از راهبرد عجیبی استفاده کرده است. اپل یکی از پتنت‌های مهم خود که در آن از نانولوله کربنی برای ساخت آیفون استفاده خواهد شد را به جای آنکه به نام خود ثبت کند، به نام یکی از مهندسانش ثبت کرده تا راهبرد آتی این شرکت مشخص نشود.

اپل در گزارشی که اخیراً منتشر کرده است، اعلام نموده که این راهبرد جدید برای آن است که رقبا با جستجو در پتنت‌های این شرکت متوجه راهبرد آتی این شرکت نشوند.



در این پتنت قید شده که از سرامیک در ساخت آیفون‌های انعطاف‌پذیر و با قابلیت خم شدن استفاده می‌شود. در پتنت جدید شرکت اپل عنوان شده که این شرکت علاوه بر نانولوله کربنی از دیگر ساختارهای مبتنی بر کربن نظیر گرافن و الیاف کربنی نیز استفاده خواهد کرد. این نانولوله‌ها ممکن است در کابل‌های سیگنال‌رسانی به کار روند تا در نهایت از آن‌ها در ساخت مدارهای چاپی انعطاف‌پذیر استفاده شود. این نانولوله‌ها و کابل‌های ساخته شده به‌عنوان بخشی از ساختار نمایشگر، حسگرها لمسی، ساختار دوربین، آنتن و قطعات الکترونیکی به کار خواهند رفت.

یکی از دلایل استفاده از نانولوله‌های کربنی، کاهش احتمال ترک برداشتن سیم‌ها در نمایشگر انعطاف‌پذیر است. امکان ترکیب نانولوله‌های کربنی با سیم‌ها نیز وجود دارد. در این فناوری از پلیمرها جهت ایجاد مسیر سیگنال‌دهی نیز استفاده می‌شود. این پلیمرها نظیر لایه‌های پلی‌ایمیدی انعطاف‌پذیری بیشتر در تلفن همراه ایجاد می‌کنند. یک لایه دی‌الکتریک نیز سطح زیرلایه را پوشش می‌دهد. شرکت اپل با رسم دیاگرام‌های مختلفی دقیقاً چگونگی طراحی مدارهای الکترونیکی با استفاده از نانولوله کربنی را تشریح کرده است. این پتنت در سه ماهه سوم سال ۲۰۱۴ با شماره ۹۴۸۵۸۶۲ در دفتر USPTO به ثبت رسیده است.

منبع: www.nano.ir

ظروف سرامیکی اریگامی

هنرمند سرامیک هامبورگی «آنجلینا ارهون»، ظروف و لوازم آشپزخانه به شکل اریگامی‌های کاغذی خلق می‌کند. به گزارش بلاغ، هنرمند سرامیک هامبورگی «آنجلینا ارهون»، ظروف و لوازم آشپزخانه به شکل اریگامی‌های کاغذی خلق می‌کند. طرح‌های او شامل بشقاب، فنجان‌های اسپرسو و گلدان‌هایی با چین و چروک‌های ظریف و گاهی با المان‌های هندسی رنگارنگ می‌شود. برخی آثار این هنرمند را در این مطلب مشاهده می‌کنید.



منبع: <http://www.bloghnews.com/fa/doc/news/267042/>



ناسا قصد دارد کامپیوتری بسازد که بتوان آن را به ونوس فرستاد. به گزارش خبرگزاری مهر به نقل از دیلی میل، انسان قبل از این توانسته به مشابه‌ترین سیاره به زمین سفر کند اما این سفر بدون مشکلات نبوده است. جو نامساعد این سیاره هرگونه فناوری کنونی را ویران می‌کند. اکنون ناسا توانسته در ساخت کامپیوتر سیلیکون کاربرد فناوری نوینی به کارگیرد که تحت شرایط جوی مشابه ونوس حدود ۵۲۱ ساعت کار کند. این درحالی است که در همین اواخر گروهی از فضانوردان آمریکایی - روسی تصمیم خود برای سفر به ونوس تا ۲۰۲۵ میلادی اعلام کرده‌اند.

هرگونه جستجوگر فضایی باید بتواند دمای ۹۰۰ درجه فارنهایت و همینطور جو غلیظ سمی و همچنین فشار جوی ۹۰ برابر زمین را تحمل کند.

نیمه رسانای سیلیکون کاربرد به دلیل قابلیت عملکرد در ولتاژ و دمای بالا در سال‌های اخیر به عنوان راه حلی برای پرداختن به این مشکل ارائه شده است.

یکی دیگر از مشکلات ترکیب کردن بخش‌های کامپیوتر در فضا است.

اکنون ناسا امیدوار است بتواند در حوزه متصل کردن سیستم‌های آن برد نیز مشکلات موجود را حل کند. در سیستم‌های سیلیکون کاربرد متصل شونده از مهر و موم مبتنی بر شیشه، آلیاژ نیکل، فایبرگلس و سرامیک برای محافظت از تراشه‌های سیلیکون کاربردی استفاده می‌شود.

منبع: <http://www.mehrnews.com/news/3902968/>

ساخت و مشخصه‌یابی نانوذرات دی اکسید تیتانیوم (TiO₂) آلاییده شده با اتم‌های نقره (Ag) به عنوان کاتالیزور در خودتمیز شونده‌ی سطوح شیشه و سرامیک

راضیه علیدوستی^۱، سید علی هاشمی زاده عقبی^۱، مجید فرهمندجو^{۲*}

^۱ دانشگاه پیام نور (تهران شرق)، ^۲ دانشکده علوم دانشگاه آزاد اسلامی واحد ورامین پیشوا



دکتر مجید فرهمندجو، نویسنده
مسئول مقاله، عضو هیات علمی
دانشگاه آزاد اسلامی واحد
ورامین پیشوا

farahmandjou@iauvaramin.ac.ir

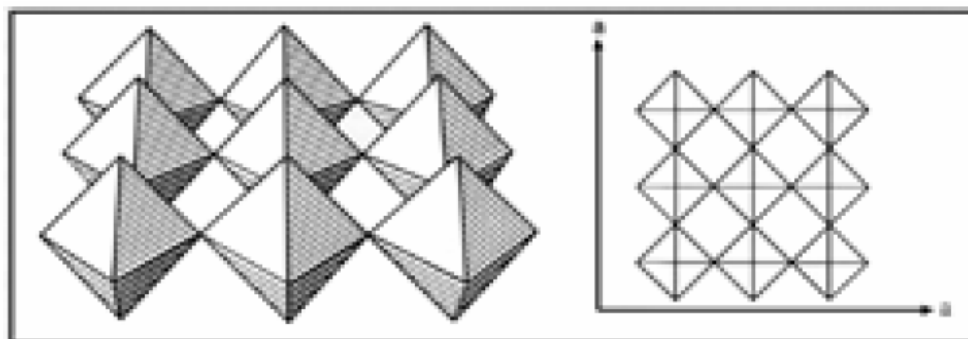
چکیده: پوشاننده‌های دی اکسید تیتانیوم با قابلیت فعل و انفعالات وابسته به نور به خاطر رفتار خود تمیز شونده‌ی بسیار عالی، معروفند، جایی که لایه بسیار نازک آب روی سطوح آبدوست تشکیل می‌شوند، آن‌ها می‌توانند به راحتی ذرات آلودگی را بشویند و از بین ببرند. در اینجا ما آماده سازی شفافیت و چسبندگی بصری آب و کاورهای دی اکسید تیتانیوم-دی اکسید سیلیکون را روی سطوح مختلف جهت ویژگی‌های خود تمیز شونده‌گی گزارش می‌کنیم. لایه مرزی سیلیکا روی لایه پلی کربنات با خاصیت فرابنفشی به کار گرفته شد، قبل از اینکه با SiO₂-TiO₂ پوشاننده شود تا اثر متفاوت دی اکسید سیلیکون در دی اکسید تیتانیوم و اثر آن روی ظاهر سطح، استقامت مکانیکی آن، درجه رطوبت و ویژگی‌های انفعالات نوری سطح پوشاننده شده بطور دقیق مطالعه شد. کاور به دست آمده از دی اکسید سیلیکون با درصد حجمی ۷ در دی اکسید تیتانیوم بسیار صاف و صیقلی و بدون هیچگونه خش و ترک در سطح بالایی بود و سختی سطح پایین تر بود نسبت به کاورهای آماده شده از دی اکسید سیلیکون‌هایی که دارای درصد حجمی بیشتری در دی اکسید تیتانیوم بودند. قطرات آب در این پوشاننده زاویه تماس کمتر از ۱۰ درجه را به دست آورد پس از آنکه اشعه‌های فرابنفش به مدت سی دقیقه به آن تابانده شد. همه کاورهای آماده شده از حجم‌های مختلف دی اکسید سیلیکون (۷ تا ۲۰) در دی اکسید تیتانیوم شفافیت بالایی را در محدوده‌های قابل مشاهده نشان دادند. همچنین در این مقاله لایه‌های نازک نانو ساختار دی اکسید تیتانیوم در ضخامت‌های مختلف بر روی کاشی‌های سرویس بهداشتی به روش اسپری پیرولیز لایه نشانی شده است. سازو کار رشد، ضخامت و مورفولوژی نانو ذرات با میکروسکوپ الکترونی روبشی و ساختار بلوری آن‌ها با الگوی پراش پرتو X مورد بررسی و تحلیل قرار گرفته است. نتایج نشان داد که لایه دود یا مواد آلاییده قرار گرفته بر روی سطوح کاشی‌های بهداشتی لایه نشانی شده با نانو ساختار TiO₂ می‌تواند تحت تابش نور مهتابی و شرایط معمولی کارکرد تمیز شوند.

کلمات کلیدی: خود تمیز شونده، دی اکسید تیتانیوم، آبدوستی، دی اکسید سیلیکون، پلی کربنات، شیشه، TiO₂

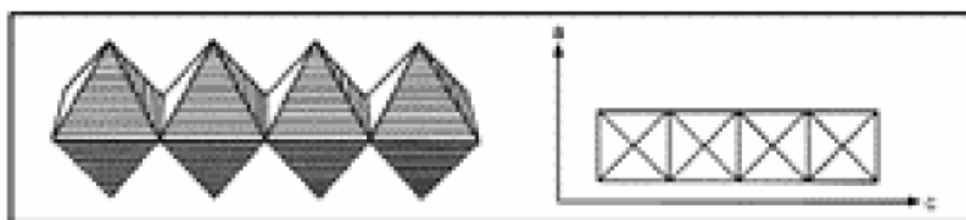
۱- مقدمه

دی اکسید تیتانیوم به مقدار بسیار زیادی به عنوان تجزیه‌گر نوری نیمه رسانا به کار برده می‌شود [۱-۳]. این واقعه شروع دوره‌ای جدید در فوتوکاتالیزور ناهمگن بود. قبل از این مطالعات زیادی روی هیدروژن به دست آمده از آب با استفاده از نور خورشید انجام شده بود. امروزه فیلم‌های شفاف با قابلیت آبدوستی و تجزیه نوری به میزان افزایشده‌ای در مصارف صنعتی یافت می‌شوند. بسیاری از گزارشات روی کاربرد فیلم‌های نازک دی اکسید تیتانیوم با خاصیت خودتمیز شونده‌گی روی لایه‌های شیشه در کتب گوناگون نیز قابل دسترسی است. این ماده پلیمری نرم و جالب، و این پلی کربنات در صنعت نیز درخواست‌های زیادی دارد. این پلی کربنات می‌تواند در صنعت الکترونیک و کاربردهای بینایی در آینده نزدیک به دلیل وزن بسیار پایین قابلیت تداوم آن، هزینه پایین و شفافیت بصری جایگزین شیشه‌های سنگین شود، [۴-۶]. تلاش‌های زیادی جهت پیشرفت در استقامت کششی آن و همچنین جهت پیشرفت در خاصیت افول اشعه فرابنفش پلی کربنات به وسیله پوشاندن سطح با مواد پلی کاتالیز متعدد با اهرم‌های مناسب انجام شده است. محققان لایه‌هایی را بر روی پلی کربنات که دارای خواص ماندگاری مکانیکی، شفافیت بصری، TiO₂ - SiO₂ اورگانیک و غیراورگانیک با لایه‌های تجزیه نشدنی است [۷]. آن‌ها این کار را با پوشاننده

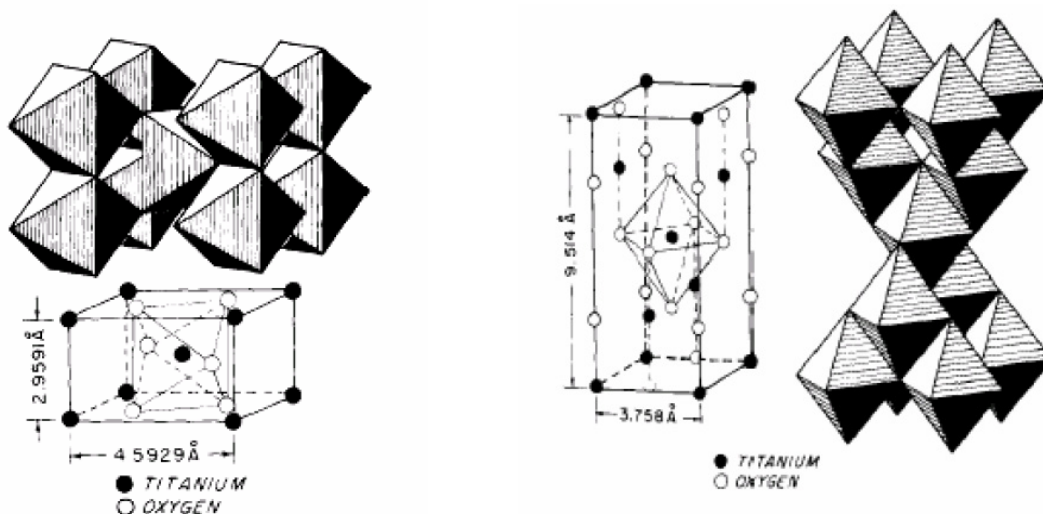
اسپری ای ساده انجام دادند. محلول پوشاننده با استفاده از ترکیب دی اکسید تیتانیوم نانو سایز در ترکیب پلیمری سیلیکا به دست آمد. این کاور غیرقابل تجزیه همچین پلی کربنات را مقابل تجزیه نوری تحت اشعه فرابنفش محافظت می کند. دانشمندان مطالعاتی را روی تاثیر NaOH و اشعه فرابنفش بر روی استقامت مکانیکی فیلم های نازک دی اکسید تیتانیوم، که روی پلی کربنات انجام شد، گزارش کردند [۸-۱۲]. دی اکسید تیتانیوم یکی از مواد بنیانی در زندگی روزمره ماست. این ماده به طور گسترده در رنگیزه سفید رنگ ها، مواد آرایشی و غذایی استفاده می شود. دی اکسید تیتانیوم دارای سه حالت کریستالی روتایل، بروکیت و آناتاز است (شکل ۱-۴).



شکل ۱- کریستال آناتاز



شکل ۲- کریستال روتیل



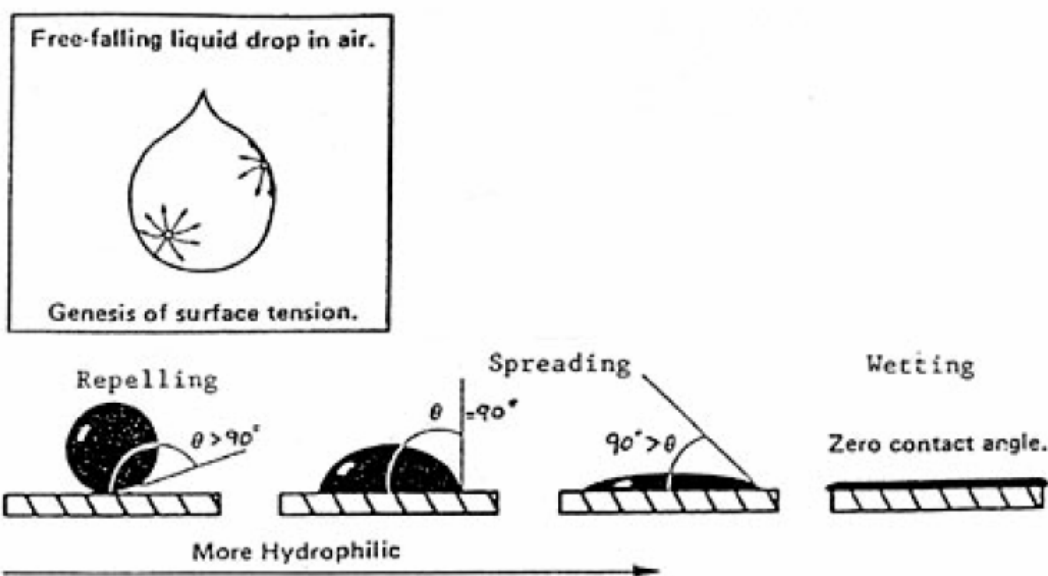
شکل ۳- کریستال آناتاز لایه نشانی شده با دی اکسید تیتانیوم شکل ۴- کریستال روتیل لایه نشانی شده با دی اکسید تیتانیوم

دی اکسید تیتانیوم نیمه رسانایی است با انرژی خلا $E_g = 3/2 \text{ eV}$. اگر این ماده با فوتون های انرژی تابانده شود (طول موج کمتر از 388 nm) خلا باندی افزایش می یابد و یک الکترون از حالت بنیانی به حالت هدایت گر ارتقا می یابد. در نتیجه فرایند اولیه نسل حامل بار می باشد [۱۳].

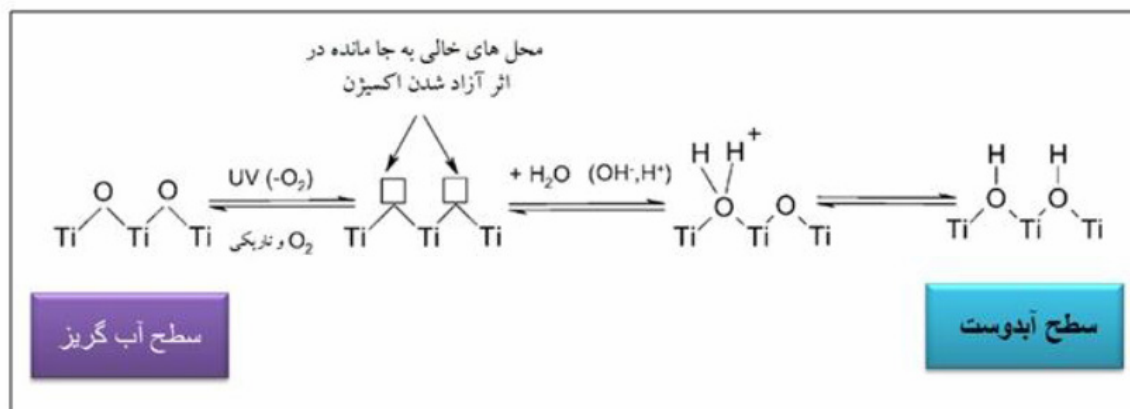
خاصیت آبدوستی دی اکسید تیتانیوم ویژگی است که نشان می دهد این ماده به آب وابستگی نشان می دهند. چنین موادی واقعا آب جذب می کنند. خاصیت شیمیایی سطح به چنین موادی اجازه می دهد که خیس شوند با تشکیل فیلم آب و یا پوشش هایی

روی سطح خود، مواد آبدوست همچنین دارای انبساط بالای سطح هستند و توانایی زنجیره‌های هیدروژنی آب را دارند. دی‌اکسید تیتانیوم ویژگی فوق آبدوست را پس از تابش یو وی به دست می‌آورد. در این مورد الکترون‌ها و روزنه‌ها هنوز تشکیل می‌شوند اما به گونه‌ای دیگر واکنش نشان می‌دهند. الکترون‌ها تمایل دارند حالت یون مثبت تیتانیوم را از ۱۷ به ۳ کاهش دهند. روزنه‌ها O_2 را اکسید کنند. در این فرایند اتم‌های اکسیژن با تشکیل خلاهای اکسیژن دفع می‌شوند. مولکول‌های آب می‌توانند این خلاهای اکسیژنی را اشغال کنند. هر چه به سطح به مدت طولانی‌تری یو وی تابانده شود زاویه تماس آب کمتر می‌شود [۱۴-۱۶].

شکل (۶) فیلم نازک فوتوکاتالیستی دی‌اکسید تیتانیوم اصلاح شده خاصیت جالبی از فوق آبدوستی را نشان می‌دهد. ابتدا زاویه تماس آب با فیلم دی‌اکسید تیتانیوم ده‌ها درجه است. سپس با بازتاب اشعه فرابنفش زاویه تماس به تدریج افت می‌کند و در نهایت به صفر می‌رسد. پس از آن زاویه تماس بدون اشعه یو وی برای کسری از ساعت چند درجه باقی می‌ماند. در کنار این‌ها حتی اگر زاویه تماس زیاد شود، دوباره با تابش یو وی کاهش می‌یابد. بنابراین فیلم اصلاحی دی‌اکسید تیتانیوم اولین ماده کاربردی است که فوق آبدوست است. شکل (۵) تغییر زاویه تماس آب را با فیلم دی‌اکسید تیتانیوم سیلیکون با استفاده از یو وی نشان می‌دهد [۱۷-۱۹].



شکل ۵- تغییر زاویه تماس آب با فیلم دی‌اکسیدتیتانیوم با استفاده از UV



شکل ۶- خاصیت آبدوستی و آبریزی دی‌اکسید تیتانیوم

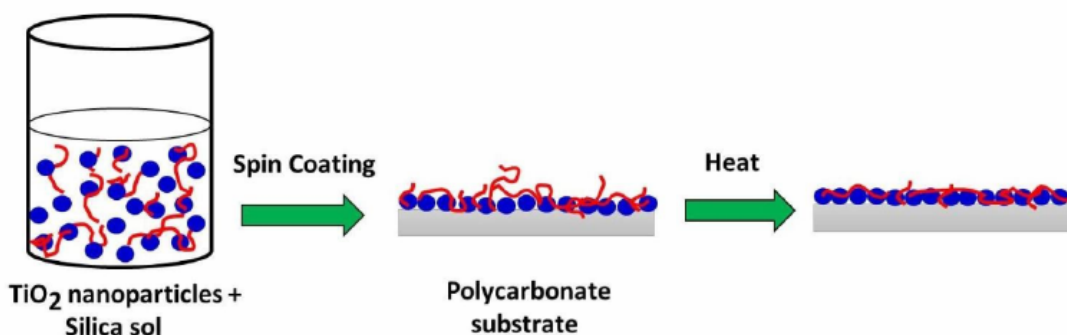
آبدوستی می‌تواند با زاویه تماس آب با آن ماده معرفی شود. زاویه‌های تماس آب با مواد غیراورگانیک، مثل شیشه ۲۰-۳۰ درجه است. همچنین زاویه‌های تماس آب با صمغ‌های معمولی و صمغ‌های آبدوست، مثل صمغ سیلیکونی یا پلیمر فلئوروکربن ۷۰-۹۰

درجه یا بیش از ۹۰ درجه است. تاکنون مواد بسیار اندکی هستند که زاویه تماس کمتر از ۱۰ درجه با آب دارند، بجز مواد جاذب آب یا سطوح فعال شده با فعال کنندگان میانجی. اگرچه این مواد تداوم اندکی دارند، و همچنین مقادیر پایین زاویه تماس آنها برای مدت طولانی باقی نمی ماند [۲۰-۲۲].

در این پژوهش همچنین نانو ذرات دی اکسید تیتانیوم و نقره با درصد وزن مولی به روش CVD بر روی زیر لایه از جنس کاشی، با ضخامت حدود ۲۰ تا ۳۰۰ نانو متر لایه نشانی شده است سپس باکتری اشیرشا کولی را رشد داده بر روی سطح کاشی قرار دادند. گزارش نمودند که رشد باکتری بعد از ۲۴ ساعت متوقف شده است. مهم تر از همه در این پژوهش توانستیم دود روغن مایع را که اغلب در فرایند آشپزی به صورت بخار متصاعد می شود و بر روی کاشی ها می نشیند با خاصیت خود تمیز شونده گی در اثر فرآیند فوتو کاتالیست تحت تابش نور مرئی مورد بررسی قرار دهیم.

۲- روش آزمایش

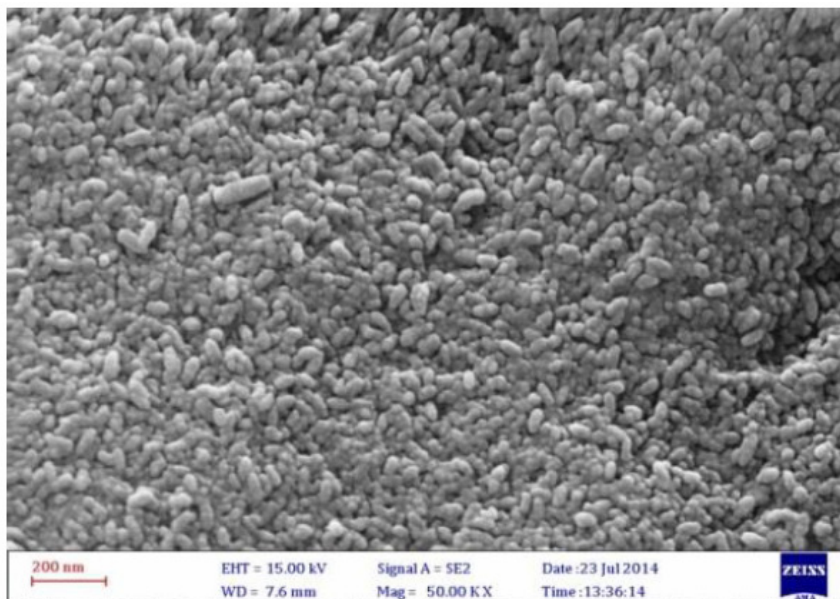
ابتدا لایه های پلی کربنات به مقدار بسیار اندک با استفاده از پاک کننده ها و آب تمیز می شوند و برای فرآیندهای فراصوتی در آب دوبار تقطیر شده به مدت ۳۰ دقیقه نگهداری می شوند. پس از خشک شدن در دمای اتاق به لایه پلی کربنات به مدت دوساعت اشعه یو وی تابانده می شود. لایه پلی کربنات ممکن است به لحاظ تجزیه نوری کاهش یابد، اگر کاور دی اکسید تیتانیوم به طور مستقیم روی لایه پلی کربنات به کار رود. با این دلیل لایه سیلیکای فراوری شده با نور-ژله روی لایه پلی کربنات به کار رفت قبل از اینکه کاور دی اکسید تیتانیوم استعمال شود. نور سیلیکا با افزودن ۱/۵ میلی لیتر از TEOS در ۴ میلی لیتر اتانول آماده شد و این مخلوط با افزودن ۳ میلی لیتر از آب دوبار تقطیر شده با ۱ میلی لیتر اسید نیتریک هیدرولیز شد. این الکوسول به مدت یک شب به هم زده شد و روی لایه پلی کربنات با اشعه یو وی در ۲۰۰۰rpm به صورت دورانی پخش شد. این کاور سیلیکا در ۱۰۰ درجه برای ۲ ساعت حرارت دید، سیلیکای آماده شده با حجم های مختلف در محلول نانو ذره ای دی اکسید تیتانیوم مخلوط شد و روی زیر لایه از قبل پوشیده شده با دی اکسید سیلیکون پخش شد با ۲۰۰۰rpm و در دمای ۱۱۰ درجه برای ۶ ساعت حرارت دید. هیچ تغییری در لایه پلی کربنات پس از حرارت ۱۱۰ درجه مشاهده نشد. اگرچه برای حرارت بالای ۱۲۰ درجه لایه پلی کربنات شروع به خم شدن به شکلی بی نظم می کند به دلیل اینکه نرم می شود. شکل شماتیک مراحل آماده سازی لایه در (شکل ۷) موجود است.



شکل ۷- لایه نشانی دی اکسید تیتانیوم بر روی زیر لایه کاشی بهداشتی

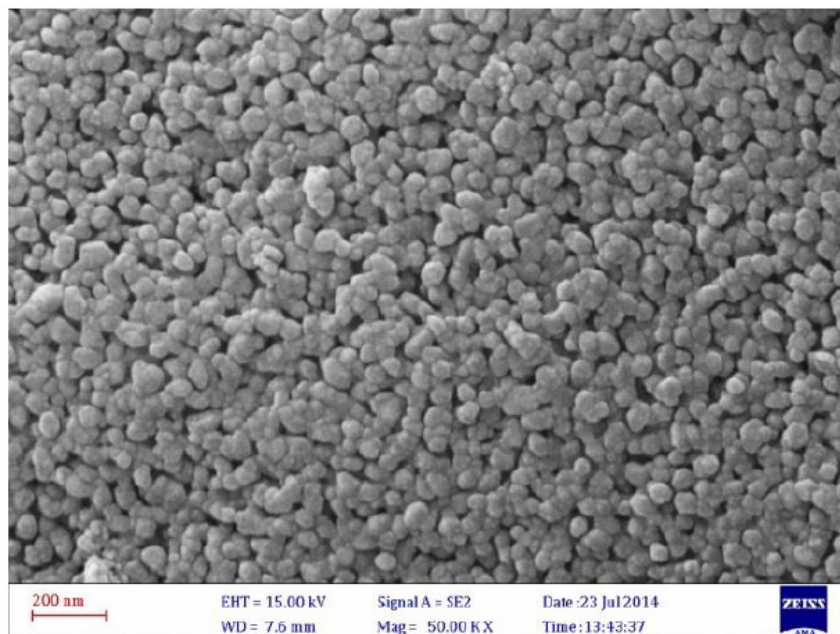
در این پژوهش لایه ی نازک دی اکسید تیتانیوم را بر روی لایه ی کاشی بهداشتی با روش اسپری پیرولیز (افشانه داغ) لایه نشانی کرده ایم. دمای زیر لایه به وسیله یک منبع تغذیه تنظیم و آهنگ لایه نشانی توسط فشار گاز حامل و تنظیم دهانه ناوک اسپری و فاصله بین ناوک و زیر لایه قابل کنترل است. محلول اولیه شامل تیتانیوم ایزوپروپوکساید به استیل استون ۱ به ۲ است. برای افزایش بهره ی فوتو کاتالیست لایه ی TiO_2 با نیترات نقره با ۰/۶۶ درصد وزن مولی آلائیده شد. زیر لایه ها ابتدا با آب صابون، استون و الکل شسته شده در پایان خشک شدند. حجم محلول اولیه با مقادیر ۷۰ و ۹۰ میلی لیتر با آهنگ ۴ میلی متر بر دقیق بر روی سطح کاشی در دمای ۶۰۰ درجه سلسیوس لایه نشانی شد. سپس نمونه ها را با آهنگ دمای ۱۰ درجه سلسیوس بر دقیقه سرد کرده به دمای اتاق رساندیم. در مرحله پایانی پخت نمونه ها در دمای ۶۵۰ درجه سلسیوس صورت گرفت.

همانطور که در شکل ۸ نشان داده شده است مشاهده می‌کنید نانو ساختارهای دی اکسید تیتانیوم به صورت دانه‌های مجزا و تقریباً بیضی‌گون می‌باشند. این لایه‌ی متخلخل با توجه به شکل SEM اندازه متوسط نانو ساختار را در محدوده‌ی ۳۶/۱۱ نانومتر و متوسط تخلخل را در حدود ۳۲/۵۷ نانومتر نشان می‌دهد که نشان از میزان قابل توجه نسبت تخلخل به خود لایه است.



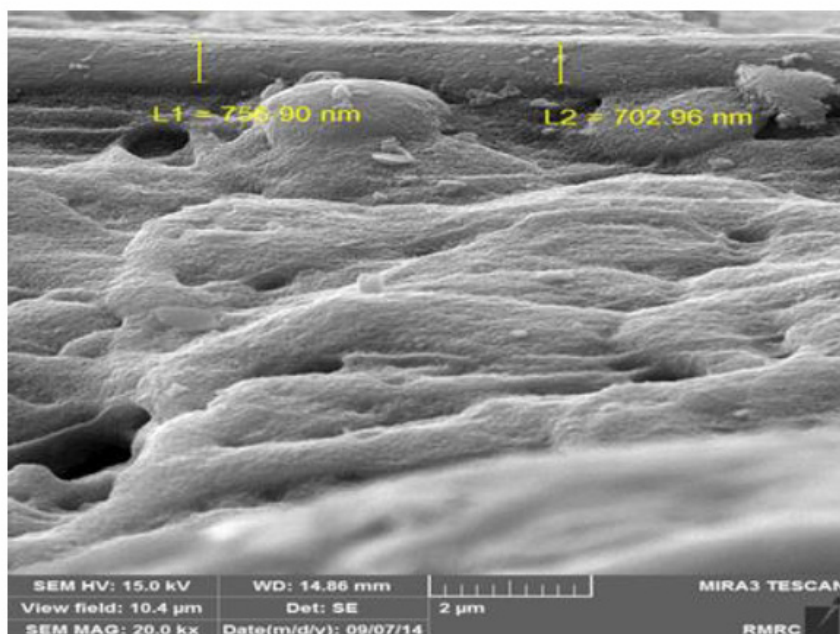
شکل ۸- تصویر SEM نانوذرات دی اکسید تیتانیوم

در شکل ۹ مورفولوژی لایه‌ی دی اکسید تیتانیوم آلاینده شده با نقره به نسبت ۰/۶۶ درصد وزنی با حفظ متمم پارامترهای دیگر لایه نشانی نشان داده شده است. تخلخل‌ها نسبت به حالت قبل بیشتر دیده می‌شود. در نتیجه با آرایش نقره روی سطح سرامیک اندازه حفره‌ها زیاد شده و در نتیجه اندازه ذرات دی اکسید تیتانیوم کاهش و بنابراین با افزایش حفره‌ها فاصله بین ذرات افزایش می‌یابد.



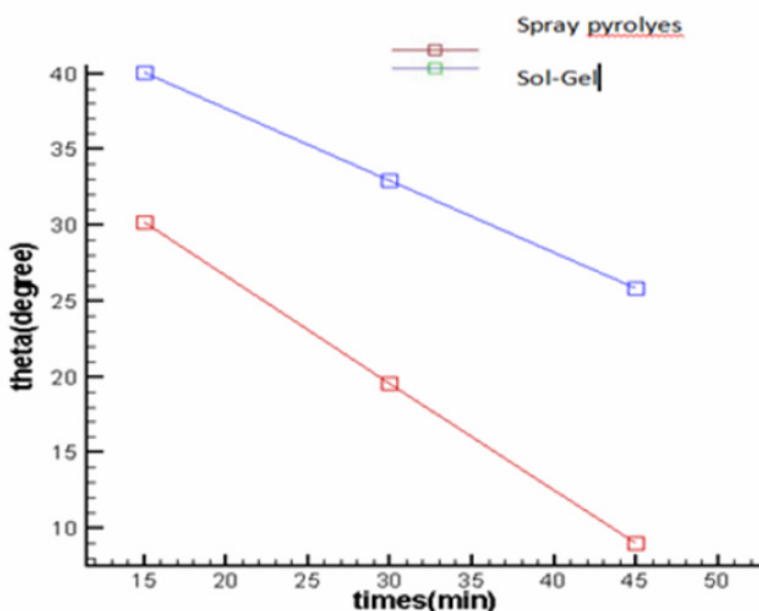
شکل ۹- تصویر SEM نانوذرات دی اکسید تیتانیوم آلاینده با نقره

شکل ۱۰ برش عرضی کاشی را نشان می‌دهد. ضخامت لایه‌ی دی اکسید تیتانیوم در حدود ۷۲۹/۹۳ نانومتر گزارش شده است که با افزایش دما ضخامت لایه و ناهمواری روی سطح کاهش می‌یابد.



شکل ۱۰- تصویر SEM برش عرضی لایه نازک دی اکسید تیتانیوم

برای مقایسه‌ای این دو روش ما نمودار زاویه تماس آب با زمان تحت تابش UV با دو روش لایه نشانی را تهیه نموده‌ایم که در شکل ۱۱ مشاهده می‌کنید.

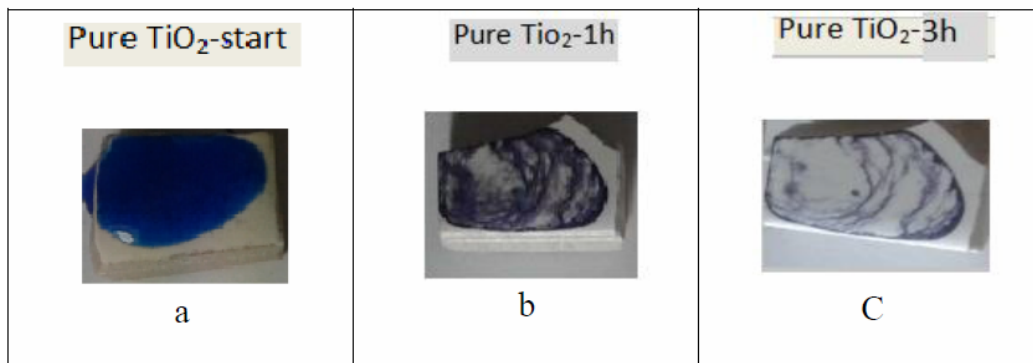


شکل ۱۱- مقایسه نمودار زاویه تماس آب با زمان تحت تابش UV با دو روش لایه نشانی

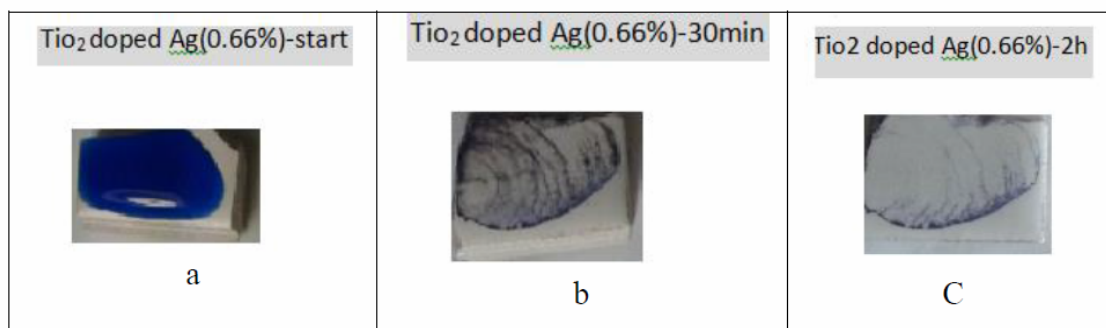
با توجه به لایه نازک از نانو ساختار TiO_2 در فاز آناتاز آرایش یافته با نقره به نسبت ۰/۶۶ درصد وزن مولی، اثر فوتوکاتالیستی بهینه‌ای را برای کاهش زاویه تماس آب بر حسب زمان تحت تابش UV صورت می‌گیرد. از سوی دیگر این خاصیت باعث می‌شود تا لایه نازکی از آب روی سطح کاشی قرار گرفته آب سریع‌تر تبخیر شود.

در این پژوهش متیلن آبی را با غلظت 10 mg/lit در حجم ۵ سی سی و با $4/4\text{ pH}$ آماده کرده محلول را روی سطح کاشی لایه نشانی شده با TiO_2 و آلائیده شده با نقره آغشته و تحت تابش نور خورشید قرار دادیم. در زمان‌های مختلف تغییرات بازتاب نور نمونه‌ها تحت نور مرئی آزمایشگاه و در شرایط یکسان بر حسب زمان در بازه طول موج ۳۰۰ تا ۸۰۰ نانومتر، توسط دستگاه

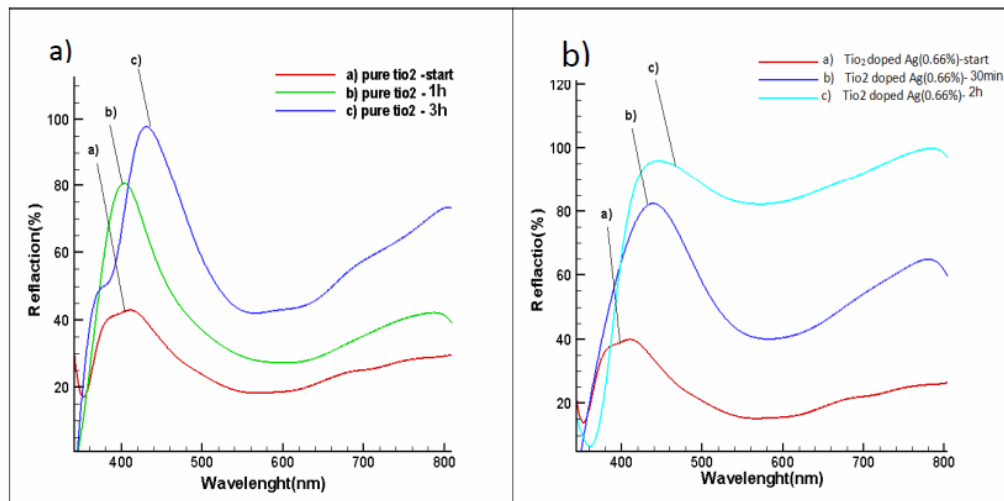
اسپکترومتر اندازه‌گیری شد. با توجه به نمودارهای بازتاب، متیلن آبی روی سطح سرامیک تجزیه شده با گذشت زمان از شدت رنگ آبی ان کاسته می‌شود (شکل ۱۲ و ۱۳ و ۱۴)



شکل ۱۲- تصویر تجزیه متیلن آبی توسط لایه نازک دی اکسید تیتانیوم بدون آلاینش نقره

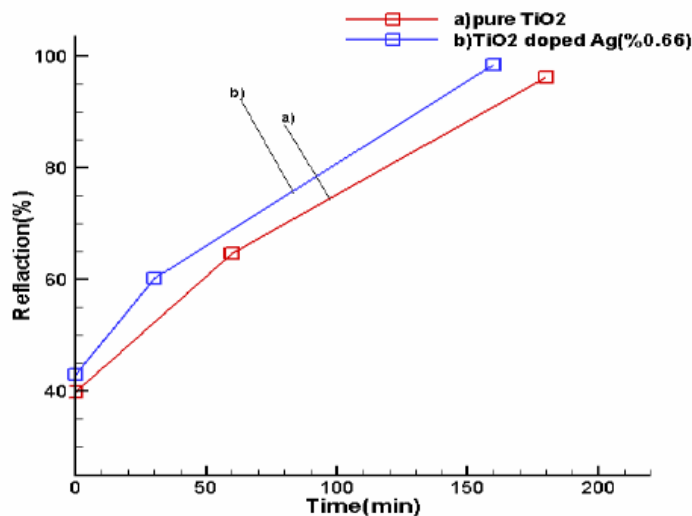


شکل ۱۳- تصویر تجزیه متیلن آبی توسط لایه نازک دی اکسید تیتانیوم با آلاینش نقره



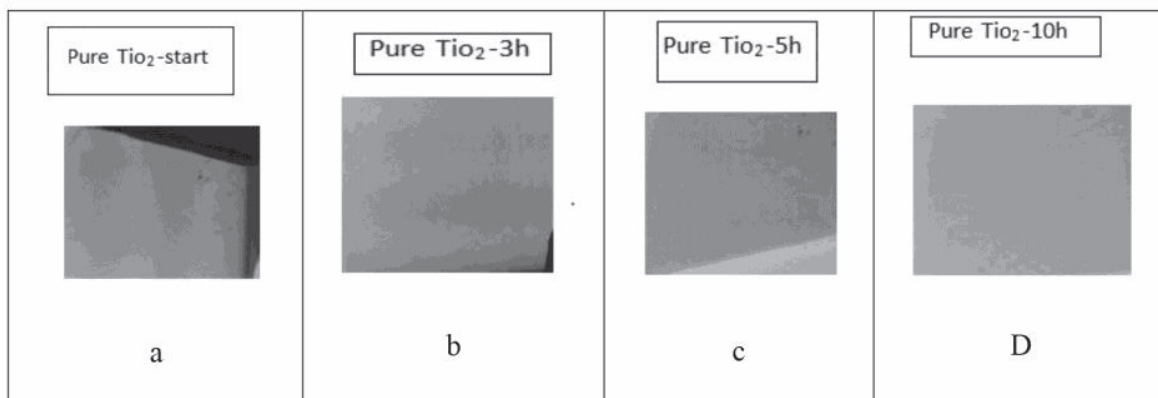
شکل ۱۴- نمودار تغییرات بازتاب بر حسب طول موج

وجود ذرات دی اکسید تیتانیوم با آلاینش نقره بر سطح سرامیک تحت تابش نور خورشید باعث افزایش برانگیختگی الکترون‌های سطحی و در نتیجه افزایش جدایی الکترون-حفره در TiO_2 می‌شود. الکترون-حفره عامل تسریع فرآیند ایجاد رادیکال‌های فعال بر روی سطح سرامیک هستند. بنابراین رادیکال‌های تولید شده با متیلن آبی بر روی سطح واکنش داده با گذشت زمان متیلن آبی سریع‌تر تجزیه و از شدت رنگ آبی کم می‌شود. در پایان متیلن آبی به H_2O و CO_2 تبدیل می‌شود. شکل (۱۵) تغییرات شدت بازتاب نمونه کاشی‌های لایه نشانی شده با دی اکسید تیتانیوم خالص و با آلاینش نقره بر حسب زمان در طول موج ۴۲۰ نانومتر را نشان می‌دهد.

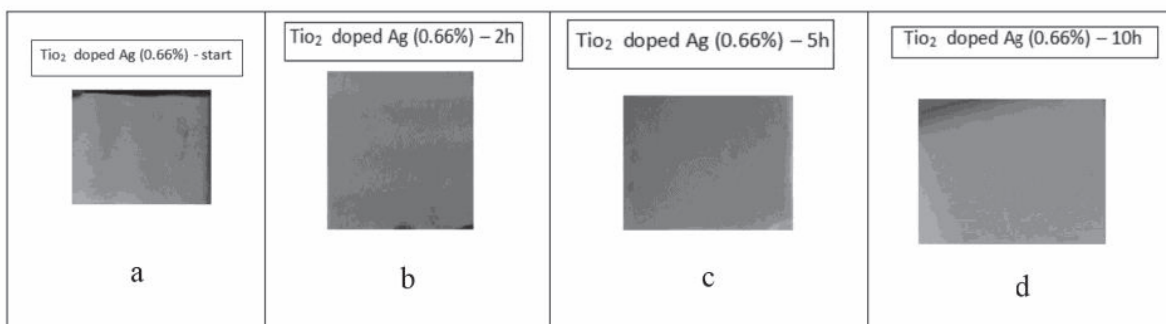


شکل ۱۵- تغییرات بازتاب بر حسب زمان

در این فرایند کاشی لایه نشانی شده با TiO_2 با ضخامت 70.2 نانومتر و آلاینده با 0.66% درصدنقره را در معرض مستقیم دود روغن قرار می‌دهیم. سپس نمونه‌ها را تحت تابش نور خورشید می‌گذاریم و در زمان‌های مختلف و در شرایط یکسان تغییرات بازتاب نور نمونه‌ها تحت نور مرئی آزمایشگاه را بر حسب زمان و طول موج در بازه 300 تا 800 نانومتر به وسیله اسپکترومتر اندازه می‌گیریم. با توجه به نمودار بازتاب، دود روغن روی سطح سرامیک تجزیه شده با گذشت زمان کاهش می‌یابد. شکل (۱۶) تجزیه دود روغن را برای نمونه لایه نشانی شده با TiO_2 قبل از تابش و در زمان‌های مختلف تحت تابش نور خورشید نشان می‌دهد. همچنین شکل (۱۷) نمایشگر تجزیه دود روغن برای نمونه آلاینده شده با نقره قبل از تابش و در زمان‌های مختلف تحت تابش نور خورشید است.



شکل ۱۶- تجزیه دود روغن (TiO_2 خالص)



شکل ۱۷- تجزیه دود روغن (آلاینده با نقره)

تصاویر بالا نشان می‌دهند که نمونه‌های آلاینده شده با نقره بر اثر تابش نور خورشید باعث افزایش برانگیختگی الکترون‌های سطحی و در نتیجه افزایش جدایی الکترون-حفره در TiO_2 می‌شوند. الکترون حفره نیز باعث تسریع ایجاد رادیکال‌های فعال بر روی سطح سرامیک شده رادیکال‌های تولید شده با ترکیبات دود روغن روی سطح که از تری گلیسیرید و آکلون‌ها تشکیل شده‌اند واکنش می‌دهند و با گذشت زمان تجزیه و کمرنگ می‌شوند.

۳- نتیجه گیری

- لایه‌های دی اکسید تیتانیوم-دی اکسید سیلیکون که به صورت مکانیکی مقاوم، به لحاظ بصری شفاف، به لحاظ تجزیه نوری فعال و بسیار آبدوست هستند به طور موفقیت آمیزی روی لایه‌های پلی کربنات برای کاربردهای خودتمیز شونده آماده شدند. کاورهای یکدست، بدون خش و ترک که با حجم درصدی ۷ از دی اکسید سیلیکون در دی اکسید تیتانیوم آماده شدند، انتقال بصری بالاتر، آبدوستی قوی‌تر و مقاومت بیشتری را در مقابل خش در محدوده قابل مشاهده نشان دادند. چنین کاورهایی می‌توانند روی پنجره‌هایی با وزن سبک و درهای پلی کربناتی برای خواص خودتمیز شونده‌ی آن‌ها به کار روند.
- با آرایش نقره با ۰/۶۶ درصد وزن مولی در لایه‌ی نازک دی کسید تیتانیوم به روش افشانه داغ و باز پخت آن در دمای ۶۵۰ درجه سلیسیوس که در فاز آنازات متبلور شده باعث شده تا فعالیت فوتوکاتالیتی آن را به حالت قبل از آرایش بیشتر شده است.
- با آرایش نقره با ۰/۶۶ درصد وزن مولی و تحت تابش نور UV، ۹ وات در طول موج ۳۶۰ نانومتر بعد از گذشت زمان ۴۵ دقیقه زاویه تماس قطره آب با سطح لایه TiO_2 از ۶۰ به ۹ درجه کاهش یافت. این نتیجه در مقایسه با پژوهش‌های پیشین که بر روی کاشی سرویس‌های بهداشتی که به روش غوطه‌وری با ۱ درصد وزن مولی نقره لایه نشانی شده و پس از گذشت زمان ۴۵ دقیقه تحت تابش نور UV به ۲۳/۱ درجه کاهش یافته، نتایج ما به مراتب دارای راندمان فوتوکاتالیستی بالاتری دارند.
- لایه‌ی نازک دی اکسید تیتانیوم می‌تواند متیلن آبی را برای نمونه خالص در مدت ۱ و ۳ ساعت و برای نمونه‌های آلاینده شده با نقره در مدت ۳۰ دقیقه و ۲ ساعت تحت تابش نور خورشید تجزیه کند و به مواد آلی مفید تبدیل کند. تجزیه مولکول‌های متیلن آبی در این پژوهش نسبت به پژوهش‌های پیشین بسیار موثرتر بوده به دلیل آغشته شدن لایه رنگ به سطح فوتو کاتالیست در صورتی که دیگران آن سطح را در محلول رنگ قرار داده‌اند.
- و در نهایت لایه‌ی نازک TiO_2 با آرایش نقره میتوتند بر اثر تابش نور خورشید روی سطح کاشی آغشته به دود روغن مایع که از هیدروکربن‌ها تشکیل شده است، تجزیه کند و پس از گذشت ۱۰ ساعت (با لایه‌ی معین) موجب تمیز شدن سطح گردد.

مراجع

- [1] Sakai, N.; Fukuda, K.; Shibata, T.; Ebina, Y.; Takada, K.; Sasaki, T. Photoinduced hydrophilic conversion properties of titania nanosheets. *J. Phys. Chem. B* 2006, 110, 6198–6203.
- [2] Weng, K.-W.; Huang, Y.-P. Preparation of TiO_2 thin films on glass surfaces with self-cleaning characteristics for solar concentrators. *Surf. Coat. Technol.* 2013, 231, 201–204.
- [3] Xi, B.; Verma, L.K.; Li, J.; Bhatia, C.S.; Danner, A.J.; Yang, H.; Zeng, H.C. TiO_2 thin films prepared via adsorptive self-assembly for self-cleaning applications. *ACS Appl. Mater. Interfaces* 2012, 4, 1093–1102.
- [4] Euvananont, C.; Junin, C.; Inpor, K.; Limthongkul, P.; Thanachayanont, C. TiO_2 optical coating layers for self-cleaning applications. *Ceram. Int.* 2008, 34, 1067–1071.
- [5] Lai, Y.; Tang, Y.; Gong, J.; Gong, D.; Chi, L.; Lin, C.; Chen, Z. Transparent superhydrophobic/superhydrophilic TiO_2 -based coatings for self-cleaning and anti-fogging. *J. Mater. Chem.* 2012, 22, 7420–7426.
- [6] Fateh, R.; Dillert, R.; Bahnemann, D. Preparation and characterization of transparent hydrophilic photocatalytic $\text{TiO}_2/\text{SiO}_2$ thin films on polycarbonate. *Langmuir* 2013, 29, 3730–3739.
- [7] Hwang, D.K.; Moon, J.H.; Shul, Y.G.; Jung, K.T.; Kim, D.H.; Lee, D.W. Scratch resistant and transparent UV-protective coating on polycarbonate. *J. Sol Gel Sci. Technol.* 2003, 26, 783–787.
- [8] Lam, S.; Soetanto, A.; Amal, R. Self-cleaning performance of polycarbonate surfaces coated with titania nanoparticles. *J. Nanopart. Res.* 2009, 11, 1971–1979.
- [9] Fateh, R.; Ismail, A.A.; Dillert, R.; Bahnemann, D.W. Highly active crystalline mesoporous TiO_2 films coated onto polycarbonate substrates for self-cleaning applications. *J. Phys. Chem. C* 2011, 115, 10405–10411.
- [10] Fateh, R.; Dillert, R.; Bahnemann, D. Self-cleaning properties, mechanical stability, and adhesion strength

- of transparent photocatalytic TiO₂-ZnO coatings on polycarbonate. *ACS Appl. Mater. Interfaces* 2014, 6, 2270–2278. *Coatings* 2014, 4 507
- [11] Hatton, B.; Mishchenko, L.; Davis, S.; Sandhage, K.H.; Aizenberg, J. Assembly of large-area, highly ordered, crack-free inverse opal films. *Proc. Natl. Acad. Sci. USA* 2010, 107, 10354–10359.
- [12] Khanna, P.K.; Singh, N.; Charan, S. Synthesis of nano-particles of anatase-TiO₂ and preparation of its optically transparent film in PVA. *Mater. Lett.* 2007, 61, 4725–4730.
- [13] Kumar, D.A.; Shyla, J.M.; Xavier, F.P. Synthesis and characterization of TiO₂/SiO₂ nano composites for solar cell applications. *Appl. Nanosci.* 2012, 2, 429–436.
- [14] Rao, A.V.; Lathe, S.S.; Nadargi, D.Y.; Hirashima, H.; Ganesan, V. Preparation of MTMS based transparent superhydrophobic silica films by sol–gel method. *J. Colloid Interface Sci.* 2009, 332, 484–490.
- [15] Shultz, A.N.; Jang, W.; Hetherington, W.M., III; Baer, D.R.; Wang, L.-Q.; Engelhard, M.H. Comparative second harmonic generation and X-ray photoelectron spectroscopy studies of the UV creation and O₂ healing of Ti³⁺ defects on (110) rutile TiO₂ surfaces. *Surf. Sci.* 1995, 339, 114–124.
- [16] Wang, R.; Hashimoto, K.; Fujishima, A.; Chikuni, M.; Kojima, E.; Kitamura, A.; Shimohigoshi, M.; Watanabe, T. Light-induced amphiphilic surfaces. *Nature* 1997, 388, 431–432.
- [17] Anandan, S.; Rao, T. N.; Sathish, M.; Rangappa, D.; Honma, I.; Miyauchi, M. Superhydrophilic graphene-loaded TiO₂ thin film for self-cleaning applications. *ACS Appl. Mater. Interfaces* 2012, 5, 207–212.
- [18] Aslan, K.; Holley, P.; Geddes, C.D. Metal-enhanced fluorescence from silver nanoparticle-deposited polycarbonate substrates. *J. Mater. Chem.* 2006, 16, 2846–2852.
- [19] Rivaton, A. Recent advances in bisphenol—A polycarbonate photodegradation. *Polym. Degrad. Stab.* 1995, 49, 163–179.
- [20] S. Sakka, “Coatings with photocatalyst on architectural glass”, in: S. Sakka (Ed.), Sol-gel science and technology, Vol. 3, Kluwer Academic Publisher, (2005) 385-387.
- [21] J. Brinker, “Film formation”, in: J. Brinker and G.W. Scherer (Eds.) Sol-gel science. The physics and chemistry of sol-gel processing, Academic Press (1991) 790.
- [22] K. Hashimoto, Proceedings International RILEM Symposium on Photocatalysis, Environment and Construction Materials. Florence, Italy (2007) 3.

بررسی رفتار ترمولومینسانس α - Al_2O_3 سنتز شده با روش سنتز احتراقی محلول در اثر ورود ناخالصی‌های لیتیم و مس

خیرالله محمدی*، سید علی حسینی زاده

دانشگاه صنعتی مالک اشتر تهران

دکتر خیراله محمدی، نویسنده

مسئول مقاله، استادیار دانشگاه

صنعتی مالک اشتر تهران

چکیده: هدف از این پژوهش تولید نانو پودرهای α - Al_2O_3 با روش سنتز احتراقی محلول می‌باشد. دلیل انتخاب این روش سرعت، مقرون به صرفه بودن و همچنین تولید مستقیم α - Al_2O_3 بدون نیاز به یک مرحله آنیل اضافی می‌باشد. α - Al_2O_3 ذاتاً یک ماده ترمولومینسانس است و ما به دنبال بهبود خواص ترمولومینسانسی آن برای استفاده به عنوان یک دوزیمتر هستیم. در این مقاله به منظور بهبود خواص ترمولومینسانس α - Al_2O_3 از ناخالصی‌های مس و لیتیم استفاده شد که بهترین نتیجه متعلق به داپ مشترک مس و لیتیم بود. پس از انجام آنالیز اشعه ایکس مشخص شد که ساختار کریستالی ماده سنتز شده با ساختار کریستالی α - Al_2O_3 کاملاً تطابق دارد، همچنین پس از انجام آنالیزهای TL بر روی نمونه‌های آنیل شده و آنیل نشده مشخص شد که پس از آنیل پیک برخی از منحنی‌ها ناپدید می‌شود. نمونه α - Al_2O_3 :Cu0.5% هم قبل از آنیل و پس از آنیل دارای پیک بود و نمونه α - Al_2O_3 :Li1%,Cu0.5% پس از آنیل دارای شدیدترین پیک بود. برای سنتز نمونه‌های α - Al_2O_3 با روش سنتز احتراقی محلول از مواد اولیه آلومینیوم نیترات ۹ آبه $(\text{Al}(\text{NO}_3)_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O})$ و اوره $(\text{H}_4\text{N}_2\text{CO})$ استفاده شد و برای تهیه نمونه‌های داپ شده علاوه بر مواد ذکر شده از LiNO_3 و $\text{Cu}(\text{NO}_3)_2 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$ نیز استفاده شد.

کلمات کلیدی: رفتار ترمولومینسانس، سنتز احتراقی محلول (SCS)، اکسید آلومینیوم داپ شده با لیتیم و مس، دوزیمتر فردی

۱- مقدمه

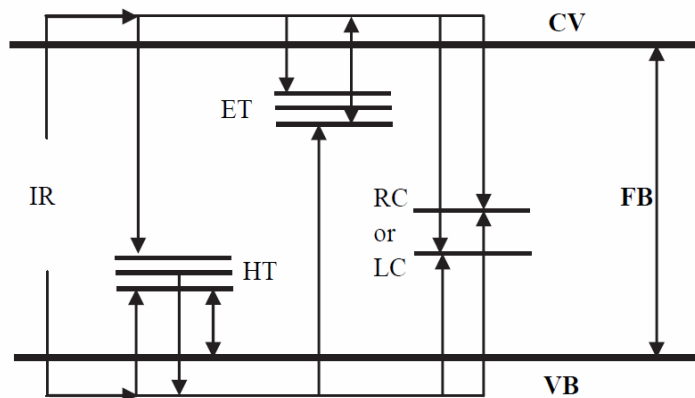
ترمولومینسانس در سه حوزه اصلی مورد استفاده قرار می‌گیرد که عبارتند از: تاریخ زمین‌شناسی، قدمت باستان‌شناسی و دوزیمتری تابش، که مورد آخر از همه مهم‌تر بوده و ترمولومینسانس در این حوزه کاربردهای گسترده‌ای پیدا می‌کند. در واقع کاربردی که ترمولومینسانس در این حوزه دارد، برای تعیین مقدار پرتویی است که یک شخص در محیط کار یا به دلیل معالجات پزشکی (در معالجات سرطان) در معرض آن قرار گرفته است. در دوزیمتری فردی کارمند توسط یک دستگاه شامل مواد ترمولومینسانس تجهیز شده که دوزیمتر نامیده می‌شود، این دوزیمتر مقدار تابشی که شخص در معرض آن قرار گرفته است را در خود ثبت می‌کند که باید به صورت دوره‌ای اندازه‌گیری شود. در صورتی که مقدار پرتو از حد مجاز تجاوز کند، حضور بیشتر فرد در آن محیط خطرناک بوده و باید برای مدتی از آن محیط دور گردد. محیط‌های کاری که تحت این پرتوهای خطرناک هستند و باید از دوزیمتر استفاده کنند عبارتند از ایستگاه‌های هسته‌ای و بخش‌های پرتودرمانی بیمارستان‌ها. علاوه بر این نظارت بر مقدار تابشی که یک بیمار در معرض آن قرار دارد نیز حائز اهمیت می‌باشد. برای این هدف دوزیمترهایی که در درون بدن قرار داده می‌شوند توسعه یافتند که با موفقیت کار نظارت بر معالجه را انجام می‌دهند [1].

یکی از اولین ماده‌های مورد مطالعه برای استفاده به عنوان دوزیمتر آلومینیوم اکسید (Al_2O_3) بوده است. اگرچه مطالعه در مورد این مواد برای مدت زمان طولانی فراموش شده بود که به خاطر حساسیت کم آن‌ها در مقایسه با TLD-100 (LiF:Mg,Ti) بوده است اما اخیراً مطالعه بر روی این مواد افزایش پیدا کرده که به خاطر پیشرفت کریستال‌های Al_2O_3 :C می‌باشد [2].

۱-۱- ترمولومینسانس

مکانیزم لومینسانس در نیمه رساناها دارای حداقل دو مرحله می‌باشد: (۱) پرتوهای یونیزان (IR) اولیه که ناشی از هر دو عیب تله الکترونی^۱ (ET) و تله حفره‌ای^۲ (HT) هستند و، (۲) الکترون‌ها و حفره‌های آزادی که در نوار رسانش^۳ و نوار ظرفیت^۴ ایجاد می‌شوند. ترمولومینسانس عبارت است از تابش تحریک شده حرارتی نور در پی جذب قبلی انرژی از تابش‌های یونیزان که از یک عایق یا یک نیمه رسانا به دست می‌آید [3].

فرآیند ترمولومینسانس را می‌توان بر اساس مدل ساختاری باندهای نیمه‌رسانا متوجه شد. در یک نیمه‌رسانا دو باند انرژی مهم وجود دارد: (۱) یک نوار ظرفیت^۵ (VB) تقریباً پر و (۲) یک نوار رسانش^۶ (CB) تقریباً خالی. این دو باند انرژی توسط یک باند شکاف^۷ (FB) از یکدیگر جدا شده‌اند، که بدین معنا می‌باشد که بین این دو باند هیچ سطح انرژی الکترونی وجود ندارد. انتقال الکترون‌ها در بین نوار ظرفیت و نوار رسانش مجاز است به طوری که در نوار رسانش، الکترون آزاد و در نوار ظرفیت حفره‌های آزاد ایجاد می‌کند. اختلاف انرژی بین دو باند توسط انرژی باند شکاف مشخص می‌شود (شکل ۱) [3].



شکل ۱- مکانیزم فرآیند ترمولومینسانس در یک نیمه‌رسانا [3].

در اثر تابش یونیزان، الکترون‌ها از باند ظرفیت به باند رسانش منتقل می‌شوند که منجر به تولید مقدار قابل توجهی الکترون آزاد (در باند رسانش) و حفره‌های آزاد (در باند ظرفیت) می‌شود، در این حالت جفت‌های الکترون-حفره ایجاد می‌شوند. برای آنکه بلور از لحاظ الکترونی خنثی باقی بماند، به ازای هر الکترون که در داخل تله‌های الکترونی به دام می‌افتد یک حفره ایجاد می‌شود که این حفره‌ها نیز ممکن است در داخل یک تله حفره‌ای گرفتار شوند. در طول پرتوافکنی، الکترون‌ها و حفره‌های آزاد می‌توانند در درون بلور حرکت کنند تا زمانی که توسط ناخالصی‌ها، مراکز لومینسانسی و سایر عیوب موجود در کریستال به دام بیفتند. سپس الکترون‌ها و حفره‌ها دوباره به طور پیوسته در تله‌های الکترونی و حفره‌ای توزیع می‌شوند. بعد از پرتوافکنی، الکترون‌ها و حفره‌های به دام افتاده می‌توانند آزاد شوند که این کار با حرارت دادن بلور تا دماهای متوسط انجام می‌شود (مقداری بهینه از انرژی گرمایی)، که مصادف است با عبور کردن از یک سد انرژی پتانسیلی خاص، و این زمانی است که ترکیب مجدد یک الکترون با یک تله حفره‌ای در یک مرکز بازترکیبی نوری انجام می‌پذیرد [3].

۱-۲- سنتز احتراقی

با توجه به افزایش قابل توجه تقاضا برای سرامیک‌های آلومینایی و به خصوص $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ و همچنین ناتوانی روش سنتی بایر برای تولید پودرهای $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ با مساحت سطح بالا، چندین روش شیمیایی پیشنهاد شد: رسوب‌دهی^۴ [4]، تجزیه حرارتی تزریقی^۵ [5]،

¹ electron traps
² hole traps
³ conduction band
⁴ valence band
⁵ valence band
⁶ conduction band
⁷ band gap
⁸ precipitation

سل ژل^۲ [6]، پیش ماده آلی^۳ [7]، پچینی^۴ [8] و غیره. با این وجود، این روش‌ها نیازمند تکنیک‌های سخت و پیچیده بوده و همچنین روش‌های زمان‌بری می‌باشند، که در نتیجه مانعی برای تکرارپذیری، قیمت تمام شده پایین و قابلیت اطمینان بالا برای پودرهای نهایی خواهند بود. به علاوه در این روش‌ها، پودر $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ بعد از آنیل پیش‌ماده‌های مختلف در دمایی بالاتر از 1100°C به دست خواهد آمد [9].

راه حل تعدادی از مشکلات ذکر شده در بالا روش سنتز احتراقی محلول^۵ (SCS) می‌باشد، که در سال‌های اخیر مورد توجه بسیاری از محققین قرار گرفته است [9].

سنتز احتراقی شامل یک واکنش گرمازا مابین یک اکسید کننده مثل نیترات فلزات، آمونیوم نیترات و آمونیوم پر کلرات، و یک سوخت آلی مثل اوره^۶ ($\text{CH}_4\text{N}_2\text{O}$)، کربوهیدرازید^۷ ($\text{CH}_6\text{N}_4\text{O}$) یا گلیسین^۸ ($\text{C}_2\text{H}_5\text{NO}_2$) می‌باشد [10].

واکنش احتراق در درون یک کوره مافل^۹ یا بر روی یک صفحه داغ و در دمای 500°C یا کمتر اتفاق می‌افتد، یعنی در دمایی بسیار پایین‌تر از دمای استحاله فازی ماده هدف. در واکنش‌های معمول، یک محلول اولیه از آب، نیترات فلزات و سوخت، تجزیه شده و سپس دی‌هیدراته می‌شود و در نهایت مشتعل خواهد شد. محصول حاصله یک پودر فوم شکل حجیم است که تمام حجم ظرف واکنش را اشغال می‌کند. انرژی شیمیایی آزاد شده از واکنش گرمازای بین نیترات فلزات و سوخت می‌تواند به سرعت سیستم را بدون هیچ منبع گرمایی خارجی به دماهای بالا (بیش از 1600°C) برساند. پودرهای حاصل از سنتز احتراقی نسبت به روش‌های حالت جامد سنتی معمولاً هموزن‌تر، با ناخالصی کمتر و مساحت سطح بیشتری می‌باشند [10].

مکانیزم واکنش احتراق نسبتاً پیچیده است. پارامترهایی که بر روی واکنش تاثیرگذار هستند عبارتند از: نوع سوخت، نسبت سوخت به اکسیدکننده، استفاده از اکسیدکننده اضافی، درجه حرارت احتراق و مقدار آب مخلوط اولیه. به طور کلی، یک سوخت مناسب نباید خیلی شدید عمل کرده و گازهای سمی تولید کند. زمانیکه واکنش به طور کامل اتفاق می‌افتد، تنها گازهایی که تولید می‌شوند عبارتند از: H_2O ، CO_2 ، N_2 که از آن یک روش سازگار با محیط زیست می‌سازد [10].

مهمترین مزیت‌های این فرآیند عبارتند از: انرژی مورد نیاز کم (آنیل اضافی نیاز نیست)، صرفه‌جویی در زمان (تمام فرآیند تنها در چند دقیقه انجام می‌شود) و دوست‌دار محیط زیست بودن (محصولات واکنش احتراق عبارتند از: H_2O ، CO_2 ، N_2). بسیاری از محققان تشکیل پودرهای $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ تک فاز را با استفاده از اوره، کربوهیدرازید^{۱۰} و هیدرازین^{۱۱} به عنوان سوخت و بدون هیچ عملیات گرمایی بعدی گزارش کرده‌اند. در زمان مشابه، محققان دیگری گزارش کردند که گلیسین، یا سیتریک اسید باعث ایجاد پودر آمورف می‌شوند که بعد از آنیل در بالاتر از 1100°C به $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ تبدیل می‌گردد، که در این حالت تشکیل $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ بعد از تشکیل فاز میانی $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ اتفاق می‌افتد [9].

با توجه به مکانیزم‌های ذکر شده برای ترمولومینسانس، یکی از راه‌های افزایش خواص ترمولومینسانسی ایجاد عیوب ساختاری در $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ می‌باشد که این کار با استفاده از ناخالصی‌های مختلفی به عنوان دوپنت انجام می‌شود. در این مقاله برای بهبود خواص ترمولومینسانسی $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ از ناخالصی لیتیم و مس استفاده شد. ما برای تولید $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ خالص و همچنین واردسازی ناخالصی‌ها به داخل ساختار کریستالی آن از روش SCS استفاده کردیم که یک روش ارزان و مقرون به صرفه می‌باشد.

۲- مراحل آزمایشگاهی

نمونه‌های $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ داپ نشده و داپ شده با روش سنتز احتراقی محلول به شکل زیر سنتز شدند: برای تهیه نمونه‌های داپ نشده، مقادیر استوکیومتری از آلومینیوم نیترات ۹ آب^۹ ($\text{Al}(\text{NO}_3)_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}$) و اوره ($\text{H}_4\text{N}_2\text{CO}$) که به

¹ spray pyrolysis

² sol-gel

³ organic precursors

⁴ Pechini

⁵ solution combustion synthesis

⁶ urea

⁷ carbonylhydrazide

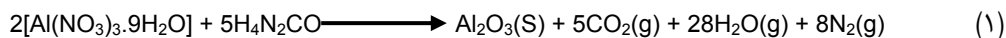
⁸ glycine

⁹ muffle furnace

¹⁰ carbonylhydrazide

¹¹ hydrazine

عنوان سوخت مورد استفاده قرار می‌گیرد (بر اساس واکنش ۱) در ۵۰ mL آب دو بار یونیزه شده حل شد و به مدت ۳۰ دقیقه بر روی یک هیتر مگنت‌دار با دمای ۵۰°C و سرعت ۳۶۰ rpm قرار داده شد. پس از ۳۰ دقیقه، دما به ۲۰۰°C افزایش پیدا کرد و به محلول اجازه داده شد تا آب خود را از دست بدهد.



سپس آنچه که باقی ماند در درون بوتله آلومینایی ریخته و به درون کوره منتقل شد. دمای کوره بر روی ۵۰۰°C تنظیم شد و به نمونه اجازه داده شد تا به همراه کوره گرم شود. محلول آب خود را از دست داد، کف کرد و سپس پف کرد، تا زمانی که در نزدیکی دمای ۴۰۰°C یک واکنش سریع با تولید مقدار زیادی گاز و شعله قابل رویت رخ داد که در واقع همان واکنش احتراق بود. واکنش به یکباره فروکش کرد و آنچه که باقی ماند پودر سفید رنگی در درون بوتله بود که به آن اجازه داده شد در درون کوره تا دمای اتاق سرد شود. سپس این پودر جمع‌آوری شد و در درون هاون کوبیده شد و برای آنیل در درون بوتله آلومینایی قرار داده شد. فرآیند آنیل نیز در درون کوره تیوبی و با اتمسفر هوا انجام شد. بدین منظور پودر از دمای اتاق تا ۱۰۰۰°C و با نرخ ۷°C/min حرارت داده شد و به مدت ۲ ساعت در دمای ۱۰۰۰°C نگه داشته شد، سپس در داخل کوره تا دمای اتاق سرد شد. سپس پودر از داخل بوتله خارج شده و دوباره در داخل هاون کوبیده شد.

برای تهیه نمونه‌های Al_2O_3 داپ شده، فرآیندی مشابه آنچه که در بالا توضیح داده شد مورد استفاده قرار گرفت، با این تفاوت که مقادیر مورد نیاز از دوپنت نیز به محلول اولیه اضافه شد (در داخل آب حل شد). در این مقاله برای داپ کردن لیتیم و مس به داخل ساختار آلومینا، $LiNO_3$ و $Cu(NO_3)_2 \cdot 3H_2O$ مورد استفاده قرار گرفت. درصد وزنی ناخالصی‌هایی که در این پژوهش مورد استفاده قرار گرفتند عبارتند از ۰/۵، ۱ و ۳ درصد لیتیم و ۰/۱، ۰/۵ و ۱ درصد مس که به آلومینا اضافه شدند. برای داپ مشترک نیز از ترکیب ۱ درصد لیتیم و ۰/۵ درصد مس به عنوان دوپنت استفاده شد.

آنالیز تفرق اشعه X (XRD) پودرها با استفاده از یک دستگاه مدل PHILIPS PW1730 مورد مطالعه قرار گرفت. مورفولوژی پودرها نیز با استفاده از دستگاه میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل TESCAN بررسی شد. نمونه‌ها به میزان ۱ Gy تحت تابش گاما با چشمه ^{60}Co قرار گرفتند. برای قرائت نمونه‌های پرتودهی شده از قرائت‌گر Home Made TL Reader استفاده شد. نمونه‌ها با آهنگ گرمایی ۱۰°C/min از دمای ۵۰°C تا ۳۰۰°C قرائت شدند.

۳- نتایج و بحث

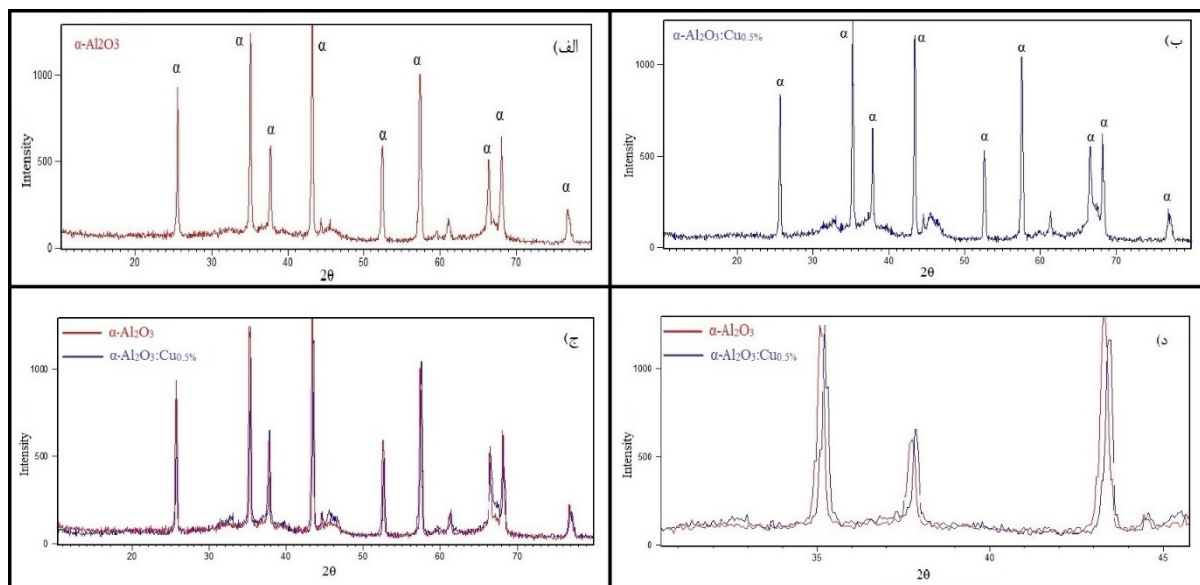
اثر دوپنت بر روی پدیده لومینسانس سرامیک‌ها را می‌توان از طریق تئوری پیوند حالت جامد توضیح داد. این تعریف شامل یک ماده جامد عایق با شکاف ممنوعه می‌باشد، که دارای یک حالت نیمه پایدار بوده و زمانی که برانگیخته می‌شود الکترون‌ها در آن به دام می‌افتند. اگر انرژی از دست رفته به هنگام خروج الکترون‌ها از تله‌ها در محدوده مناسبی از انرژی و طول موج باشد، لومینسانس حاصل خواهد شد. چندین نوع تله وجود دارد که می‌تواند لومینسانس تولید کند. اگر لومینسانس توسط عیوب ساختاری که از مشخصات شبکه مادر می‌باشد تولید شود لومینسانس ذاتی نامیده می‌شود [11,12,13]. لومینسانس غیرذاتی نوع دیگری از لومینسانس است که در اثر ناخالصی‌های موجود در ساختار ایجاد می‌شود. ناخالصی‌هایی که می‌توانند لومینسانس تولید کنند و معمولاً به عنوان دوپنت مورد استفاده قرار می‌گیرند عمدتاً شامل عناصر واسطه، خاک‌های نادر^۱ و آکتینیدها هستند که دلیل آن نیز ایجاد الکترون ظرفیت در اوربیتال d یا f می‌باشد. این ناخالصی‌ها اصلی‌ترین منشاء لومینسانس در سرامیک‌ها می‌باشند [14,15,16]، که به صورت جانشین‌سازی در داخل ساختار شبکه مادر قرار می‌گیرند. به طور کلی، شدت و طول موج لومینسانس به آرایش الکترونی یون‌های فعال‌ساز و طبیعت شبکه مادر که یون‌های فعال‌ساز را در بر می‌گیرد بستگی دارد. این دوپنت‌های موجود در مواد لومینسانس باعث افزایش بازده لومینسانسی می‌شود که به خاطر بهبود تلفیق یون‌های فعال‌ساز یا بهبود انرژی فرآیند ارسال می‌باشد [17]. اگر از جنبه دیگری به این مسئله نگاه کنیم، اضافه کردن دوپنت به ساختار شبکه مادر منجر به اعوجاجاتی در درون شبکه می‌شود که این اعوجاجات باعث ایجاد مراکز دامی جدیدی شده و در نتیجه زمانیکه ماده

^۱ شامل ۱۵ عنصر گروه لانتانیدها به اضافه اسکاندیوم و ایتربیوم - rare earth elements

تحت تابش قرار می‌گیرد توانایی به دام‌اندازی الکترون‌ها و حفره‌ها در آن بهبود می‌یابد و زمانی که قرائت انجام می‌شود پیک‌های شدیدتری را در منحنی تابش خود نشان می‌دهد [18].

در نتیجه ما در این پژوهش برای بهبود خواص ترمولومینسانسی آلومینا از مس که یک عنصر واسطه می‌باشد استفاده کردیم. پژوهشگران برای بهبود خواص ترمولومینسانس مواد دیگری مانند MgO، از داپ مشترک^۱ لیتیم با عناصر دیگر استفاده کرده‌اند، که در مقایسه با داپ تکی، خواص بسیار بهتری حاصل شده است، در نتیجه ما نیز در این پژوهش از لیتیم به عنوان یک دوپنت مشترک استفاده کردیم [18, 19, 20].

شکل ۲ نتایج آنالیز تفرق اشعه ایکس (XRD) مربوط به نمونه‌های $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ خالص و $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3:\text{Cu}_{0.5\%}$ قبل از فرآیند آنیل را ارائه می‌کند. در واقع یکی از ویژگی‌های روش SCS تولید مستقیم $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ می‌باشد، این در حالی است که محصول در روش‌های دیگر یا به صورت آمورف است یا $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ که طی یک مرحله آنیل باید به $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ تبدیل شود. این مسئله اهمیت روش SCS را نشان می‌دهد که در واقع می‌تواند با یک مرحله کمتر محصول مورد نظر را تولید کند و در نتیجه روش ارزان‌تری خواهد بود. شکل ۲-الف مربوط به نمونه Al_2O_3 خالص می‌باشد که هیچ گونه ناخالصی به آن اضافه نشده است، مشاهده می‌شود که این نمودار به طور کامل با نمودار $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ مطابقت دارد.



شکل ۲- آنالیز تفرق اشعه ایکس. الف) آنالیز مربوط به نمونه آلومینا خالص، ب) آنالیز مربوط به نمونه $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3:\text{Cu}_{0.5\%}$ ، ج) مقایسه نمودارهای الف و ب و د) قسمتی از نمودار ج با بزرگنمایی بیشتر برای مشاهده موقعیت پیک‌ها نسبت به هم.

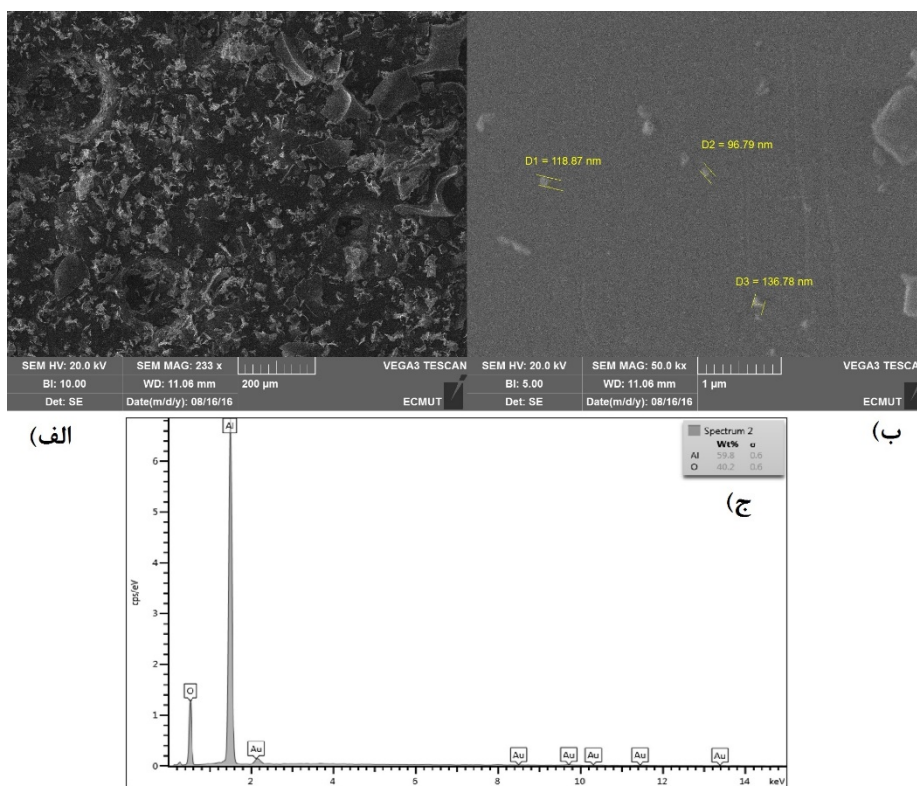
شکل ۲-ب نیز مربوط به نمونه $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3:\text{Cu}_{0.5\%}$ می‌باشد، همانطور که در شکل مشاهده می‌شود این نمودار نیز با نمودار $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ مطابقت دارد. در شکل ۱-ج نیز مشاهده می‌شود که نمودار پراش اشعه X نمونه‌های $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ و $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3:\text{Cu}_{0.5\%}$ با تفاوت‌های کمی بر روی یکدیگر قرار گرفته و با هم تطابق دارند. اما با کمی دقت در زاویه پیک‌ها می‌توان دریافت که پیک‌های مربوط به نمونه $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3:\text{Cu}_{0.5\%}$ کمی به سمت راست شیفت پیدا کرده‌اند. شکل ۲-د، قسمتی از نمودار شکل ۲-ج را با بزرگنمایی بیشتر نشان می‌دهد. در این شکل موقعیت پیک‌ها نسبت به هم به وضوح مشخص شده است. همانطور که مشاهده می‌شود نمودار آبی رنگ که مربوط به نمونه $\text{Al}_2\text{O}_3:\text{Cu}_{0.5\%}$ می‌باشد حدود 0.14° درجه به سمت راست شیفت پیدا کرده، که این مسئله ناشی از اختلاف شعاع اتمی Cu^{2+} و Al^{3+} می‌باشد. در واقع این جابجایی در پیک‌ها به دلیل ایجاد مقداری تنش پسماند در نمونه داپ شده است، که دلیل آن نیز جایگزینی یون Cu^{2+} با شعاع یونی 0.73\AA به جای Al^{3+} با شعاع یونی 0.53\AA می‌باشد. در واقع نشستن یک یون با شعاع بزرگ‌تر به جای یک یون با شعاع کوچک‌تر باعث ایجاد مقداری اعوجاج و در نتیجه تنش پسماند در نمونه شده است. بنابراین با توجه به این مستندات می‌توان نتیجه گرفت که با استفاده از این روش یون‌های مس با موفقیت به داخل ساختار کریستالی آلومینا

^۱ co-dope

وارد شده و به اصطلاح داپ شده‌اند که در ادامه مشاهده خواهد شد که این فرآیند داپینگ منجر به افزایش خاصیت ترمولومینسانس آلومینا خواهد شد. در مورد نمونه‌های داپ شده با لیتیم نیز می‌توان همین اتفاقات را مشاهده کرد. با توجه به نمودار XRD و رابطه شرر می‌توان اندازه کریستالیت‌ها را اندازه‌گیری کرد. این رابطه به صورت زیر است:

$$t = \frac{k\lambda}{B \cos\theta} \quad (2)$$

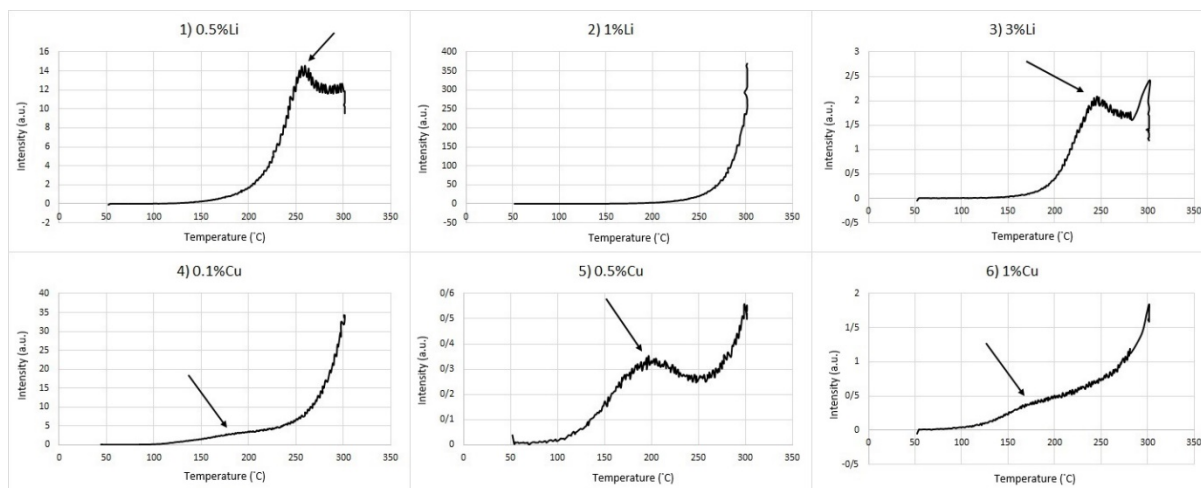
که t اندازه کریستالیت، k عدد ثابت و برابر 0.9 ، λ طول موج اشعه X (برای $Cu-K\alpha$ برابر 1.54\AA است)، θ زاویه پراش و B عرض شدیدترین پیک در نصف ارتفاع (FWHM) می‌باشد. با جایگذاری اعداد در فرمول فوق $t = 73/92\text{nm}$ به دست خواهد آمد. یکی دیگر از ویژگی‌های روش SCS تولید پودرهای نانو ذره می‌باشد. علت تولید ذرات نانو در روش SCS را می‌توان به این صورت توجیه کرد که تولید محصولات گازی مساحت سطح پودرها را با تولید نواحی متخلخل میکرو و نانو افزایش می‌دهد. تفاوت در اندازه ذرات با استفاده از سوخت‌های مختلف در طول احتراق، به تعداد مول‌های گازی آزاد شده وابسته می‌باشد. پس هنگامی که از یک سوخت مناسب برای ایجاد یک واکنش احتراق شدید و موثر استفاده می‌شود، گازهای بیشتری آزاد شده، آگلومراسیون متلاشی می‌شود و گرمای بیشتری توسط سیستم حمل می‌گردد و در نتیجه از رشد ذرات ممانعت به عمل خواهد آمد، بنابراین ذرات به صورت نانو ذره تولید خواهند شد [10]. شکل ۳ تصویر SEM پودر آلومینای خالص را نشان می‌دهد. شکل ۳-الف با بزرگنمایی کمتر و شکل ۳-ب با بزرگنمایی بیشتر اندازه پودرهای آلومینای خالص را نشان می‌دهد. شکل ۳-ج نیز نمودار EDS مربوط به این نمونه را نشان می‌دهد که مشاهده می‌شود کاملاً با ترکیب Al_2O_3 مطابقت دارد.



شکل ۳- الف) تصویر SEM نمونه $\alpha-Al_2O_3$ با بزرگنمایی $200\ \mu m$ ، ب) تصویر SEM نمونه $\alpha-Al_2O_3$ با بزرگنمایی $1\ \mu m$ و ج) نمودار EDS نمونه $\alpha-Al_2O_3$

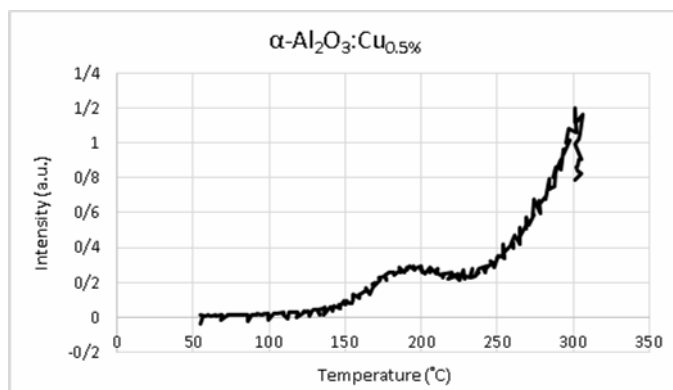
رابطه ۱ واکنش استوکیومتری میان آلومینیوم نیترات ۹ آب و اووره را نشان می‌دهد. همانگونه که مشاهده می‌شود محصول این واکنش آلومینا جامد و محصولات گازی شامل کربن دی اکسید، بخار آب و نیتروژن است. اگر واکنش به طور کامل و موثر انجام شود یعنی در اثر کمبود سوخت یا عوامل دیگر به صورت ناقص انجام نگیرد، این مول‌های گازی می‌توانند باعث نانوذره شدن محصول شوند. همانطور که قبلاً نیز اشاره شد، یکی از راه‌های افزایش خواص ترمولومینسانسی ایجاد عیوب ساختاری در زمینه $\alpha-Al_2O_3$ می‌باشد

که این کار با استفاده از ناخالصی‌های مختلفی به عنوان دوپنت انجام می‌گیرد. ابتدا منحنی TL نمونه‌های آنیل نشده مورد بررسی قرار گرفتند. در منحنی نمونه $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ خالص که هیچ دوپنتی به آن اضافه نشده هیچ گونه پیکی مشاهده نشد. نتایج به دست آمده از آنالیز نمونه‌هایی که حاوی ناخالصی‌های مس و لیتیم هستند در شکل ۴ ارائه شده است. همانطور که در شکل ۴ مشاهده می‌شود، نمونه ۱ دارای یک پیک در حدود دمای 260°C می‌باشد، نمونه ۲ هیچ پیکی از خود نشان نداده، نمونه ۳ یک پیک در حدود دمای 245°C دارد، نمونه ۴ دارای یک پیک ضعیف در حدود دمای 190°C است، نمونه ۵ دارای یک پیک در حدود دمای 197°C می‌باشد و نهایتاً نمونه ۶ نیز دارای یک پیک ضعیف در حدود دمای 180°C می‌باشد.



شکل ۴- منحنی تابش ترمولومینسانس (TL) مربوط به نمونه‌های (۱) $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3\text{:Li}_{0.5}\%$ (۲) $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3\text{:Li}_{1\%}$ (۳) $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3\text{:Li}_{3\%}$ (۴) $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3\text{:Cu}_{0.1\%}$ (۵) $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3\text{:Cu}_{0.5\%}$ (۶) و $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3\text{:Cu}_{1\%}$ قبل از آنیل.

در میان پیک‌هایی که در شکل ۴ مشاهده می‌شود، پیک مربوط به نمونه ۵ بهترین شرایط را دارد، زیرا اولاً یک پیک کاملاً مشخص است و ثانیاً در دمای مطلوبی ظاهر شده است. از ویژگی‌های یک دوزیمتر مطلوب این است که منحنی تابش آن دارای یک تک پیک در حدود دمای 200°C ($180-250^\circ\text{C}$) باشد [1]. با در نظر گرفتن این اصل، پیش از آنیل، نمونه‌های داپ شده با لیتیم دوزیمترهای مناسبی نمی‌باشند زیرا نمونه ۲ که اصلاً پیکی از خود نشان نداده و پیک نمونه‌های ۱ و ۳ نیز در دماهای بالایی ظاهر شده است. در مورد نمونه‌های داپ شده با مس ظهور پیک مناسب است، اما مشکلی که وجود دارد این است که پیک‌های ظاهر شده در نمونه‌های ۴ و ۶ بسیار ضعیف هستند، اما مشاهده می‌شود که نمونه ۵ دارای پیک مناسبی می‌باشد. سپس نمونه‌های داپ شده‌ای که به مدت ۲ ساعت در دمای 1000°C آنیل شده بودند تحت آنالیز ترمولومینسانس (TL) قرار گرفتند. طبق نتایج به دست آمده مشخص شد که از میان ۶ نمونه ارائه شده در شکل ۴، تنها نمونه ۵ یعنی $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3\text{:Cu}_{0.5\%}$ همچنان پس از آنیل نیز دارای پیک می‌باشد. همانطور که در شکل ۵ مشاهده می‌شود در منحنی تابش این نمونه یک پیک در حدود دمای 190°C وجود دارد.

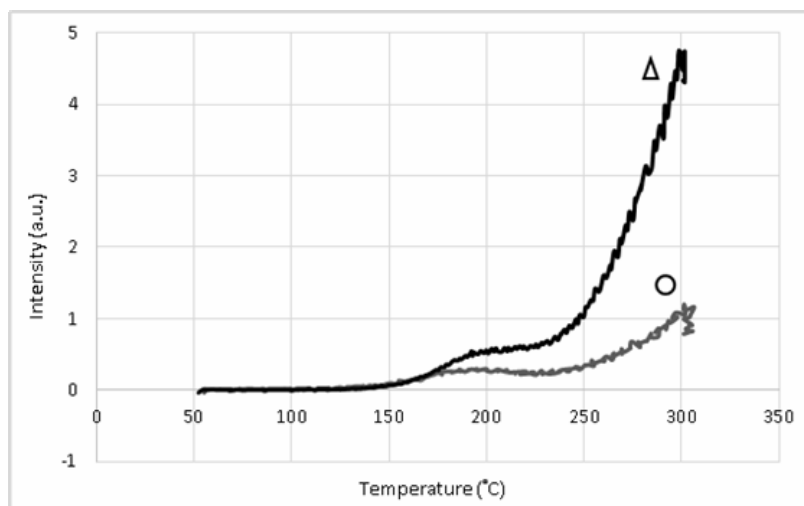


شکل ۵- منحنی تابش ترمولومینسانس (TL) مربوط به نمونه $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3\text{:Cu}_{0.5\%}$ که به مدت ۲ ساعت در دمای 1000°C آنیل شده است.

یکی از ویژگی‌های اصلی یک دوزیمتر، آنیل‌پذیر بودن آن می‌باشد. یعنی نباید پس از آنیل خواص خود را از دست بدهد. زیرا گاهی اوقات نیاز است که بازخوانی‌های پی‌درپی انجام گیرد. در این حالت باید قبل از تکرار فرآیند، اطلاعات پیش تابش به طور کامل پاک شوند. به طور کلی این کار با یک فرآیند گرم کردن تحت عنوان "آنیل کردن" انجام می‌گیرد[1]. از این حیث مس یک دوپنت مناسب برای آلومینا می‌باشد زیرا زمانیکه ۰/۵ درصد مس در داخل آلومینا داپ می‌شود، هم قبل از آنیل و هم پس از آنیل منحنی تابش آن دارای یک پیک در دمای مناسب می‌باشد.

با مقایسه نمونه‌های آنیل نشده و آنیل شده مشاهده می‌شود که پیک نمونه‌های ۱ و ۳ که دمای ظهور آن‌ها بالا بود و پیک نمونه‌های ۴ و ۶ که در دمای مطلوبی ظاهر شده بودند اما پیک‌های ضعیفی بودند پس از آنیل محو شده‌اند. در واقع از یک جهت می‌توان گفت که هر چهار پیک قبل از آنیل در شرایط ناپایداری قرار داشتند و پس از آنیل حذف شده‌اند. دلیل این اتفاق کاملاً مشخص نیست ولی احتمالاً می‌تواند به دلیل خروج دوپنت از داخل زمینه آلومینا در اثر فرآیند آنیل باشد. همانطور که ژون^۱ و همکارانش در مورد خروج کربن و کروم از زمینه Al_2O_3 مطالعه می‌کردند و متوجه شدند که C و C_2 می‌توانند پس از آنیل از درون ساختار Al_2O_3 خارج شوند، که مکانیزم آن نیز واکنش با اکسیژن و فرآیند اکسیداسیون می‌باشد[21]. احتمالاً در اینجا نیز چنین اتفاقی رخ داده است. در نمونه‌هایی که مقدار دوپنت، نوع دوپنت و یا ترکیبی از آن دو مناسب نباشد ساختار ناپایدار و مستعد واکنش خواهد بود، و از آنجایی که فرآیند آنیل نیز در اتمسفر هوا انجام گرفته شرایط برای فرآیند اکسیداسیون فراهم بوده است. اما نمونه ۵ تنها نمونه‌ای است که قبل و بعد از آنیل دارای پیک‌های واضحی بوده و همچنین در دمای مناسبی که حدود $200^\circ C$ است ظاهر شده است. از آنجایی که نمونه‌های آنیل نشده تحت دوز بالاتری قرار گرفته بودند، با مقایسه شدت پیک این نمونه در قبل و بعد از آنیل که در شکل‌های ۴ و ۵ ارائه شده است و نسبت شدت دوزهایی که تحت آن قرار گرفته بودند، می‌توان نتیجه گرفت که این نمونه پس از آنیل پیک شدیدتری را از خود نشان داده و در نتیجه فرآیند آنیل تأثیر مثبتی بر روی آن داشته است.

در نهایت برای بررسی تأثیر داپ مشترک بر روی خواص ترمولومینسانس آلومینا نمونه‌ای با ۱ درصد وزنی لیتیم و ۰/۵ درصد وزنی مس سنتز شد. این نمونه قبل از آنیل هیچ پیکی از خود نشان نداد، اما پس از آنیل یک پیک در محدوده دمایی $200^\circ C$ در منحنی تابش آن ظاهر شد. دلیل این اتفاق را می‌توان اینگونه توجیه کرد که یکی از اثرات فرآیند آنیل پایدار کردن تله‌های الکترونی و حفره‌ای می‌باشد. احتمالاً این تله‌ها قبل از آنیل پایدار نبودند و در نتیجه پیکی در منحنی تابش مشاهده نشده است، اما پس از آنیل یک پیک در یک دمای مناسب در منحنی تابش پدیدار شده است.



شکل ۶- منحنی تابش ترمولومینسانس (TL) مربوط به نمونه‌های $\alpha-Al_2O_3:Li1\%,Cu0.5\%$ و $\alpha-Al_2O_3:Cu0.5\%$ پس از آنیل

¹ Jun

۳- نتیجه گیری

به طور کلی روش SCS یک روش بسیار جذاب برای تولید پودرهای نانو ذره می باشد و دلیل این جذابیت نیز هزینه کم، انرژی مورد نیاز کم (آنیل اضافی نیاز نیست)، صرفه جویی در زمان (تمام فرآیند تنها در چند دقیقه انجام می شود) و دوستدار محیط زیست بودن (محصولات واکنش احتراق عبارتند از: H_2O و CO_2 ، N_2) می باشد. طبق نتایج به دست آمده، می توان با روش SCS نانو پودر $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ تولید کرد که ذاتاً یک ماده ترمولومینسانس محسوب می شود. در این مقاله برای بهبود خواص ترمولومینسانس $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ از ناخالصی های مس و لیتیم استفاده شد که به صورت تکی و مشترک به داخل ساختار آلومینا داپ شدند. بر اساس آنالیزهای ترمولومینسانس مشخص شد که پس از آنیل، فقط نمونه های $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3:\text{Cu}_{0.5\%}$ و $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3:\text{Li}_{1\%},\text{Cu}_{0.5\%}$ دارای پیک بودند که دمای ظهور این پیک ها نیز دماهای مطلوبی بود و شدت پیک در نمونه $\text{Al}_2\text{O}_3:\text{Li}_{1\%},\text{Cu}_{0.5\%}$ نسبت به نمونه $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3:\text{Cu}_{0.5\%}$ بالاتر بود.

مراجع

- [1] E. Pekpak, A. Yilmaz and G. Özbayoglu (2010). An Overview on Preparation and TL Characterization of Lithium Borates for Dosimetric Use, *The Open Mineral Processing Journal*, 14-24.
- [2] J. Azorín, A. Esparza, C. Falcony, T. Rivera, M. Garcí_a_ and E. Martí'nez (2002). PREPARATION AND THERMOLUMINESCENCE PROPERTIES OF ALUMINIUM OXIDE DOPED WITH EUROPIUM, *Radiation Protection Dosimetry*, Vol. 100, Nos 1-4, pp. 277-279.
- [3] McKeever, S.W.S. (1985). *Thermoluminescence of Solids*. (Cambridge University Press, Cambridge)
- [4] J. Temuujin, Ts Jadambaa, K. J. D. Mackenzie, P. Angerer, F. Porte, F. Riley (2002). Thermal formation of corundum from aluminium hydroxides prepared from various aluminium salts, *Material Synthesis*, Volume 23, Issue 4, pp 301-304
- [5] Scot T. Martin, Jiangping Yu, Jeong-Ho Han, Melanie Verdier, Jia Li, Peter R. Buseck (2000), AN AEROSOL CHEMICAL REACTOR FOR COATING METAL OXIDE PARTICLES WITH $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4\text{-H}_2\text{SO}_4\text{-H}_2\text{O}$ —PART 2: MANIPULATION OF THE METAL OXIDE CORE, *Journal of Aerosol Science*, Volume 31, Issue 11, November 2000, Pages 1283-1298
- [6] T. Hernandez, M.C. Bautista (2005), The role of the synthesis route to obtain densified TiO_2 -doped alumina ceramics, Volume 25, Issue 5, February 2005, Pages 663-672
- [7] A Janbey, Ranjan K Pati, Saad Tahir, Panchanan Pramanik (2001), A new chemical route for the synthesis of nano-crystalline $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ powder, Volume 21, Issue 12, October 2001, Pages 2285-2289
- [8] Kashinath C. Patil, S.T. Aruna, Tanu Mimani (2002), Combustion synthesis: an update, *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, Volume 6, Issue 6, December 2002, Pages 507-512
- [9] Robert Ianos, Ioan Laza u Cornelia Pa curariu (2009). The influence of combustion synthesis conditions on the $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ powder preparation, *J Mater Sci*, 1016-1023.
- [10] J. McKittricka, L.E. Shea, C.F. Bacalski, E.J. Bosze (1999). The influence of processing parameters on luminescent oxides produced by combustion synthesis, *Displays*, 169-172.
- [11] Asiltürk, M.; Burunkaya, E.; Sayilkan, F.; Kiraz, N.; Arpaç E. (2011). Structural and optical properties of thin films prepared from surface modified ZrO_2 . *Journal of Non-Crystalline Solids*. Vol.357, No. 1, pp. 206-210.
- [12] Bourgoin, J. & Lannon, M. (1983). *Points Defects in Semiconductors Experimental Aspects*. Springer, Berlin, Heidelberg, NewYork
- [13] Li, C.; Chen, Y.W.; Yen, T.M. (1995) The effects of preparation method on the characteristics of alumina-zirconia powders. *Sol-Gel Science Technology*. Vol. 4, pp.205-10.
- [14] Bao, A.; Tao, C.; Yang, H. (2207). Synthesis and luminescent properties of nanoparticles $\text{GdCaAl}_3\text{O}_7:\text{RE}^{3+}$ (RE=Eu, Tb) via the sol-gel method. *Journal of Luminescence*. Vol.126, No. 2, pp. 859-865.
- [15] Ekambaram, S. (2005). Effect of host-structure on the charge of europium ion. *Journal of Alloys and Compounds*. Vol. 390, No. 1-2, P. L1-L3.
- [16] Jung, K.Y.; Woo, H.; Chan, Y.; Bin, S. & Suk, Y. (2005). Luminescent Properties of $(\text{Ba,Sr})\text{MgAl}_{10}\text{O}_{17}:\text{Mn,Eu}$ Green Phosphor Prepared by Spray Pyrolysis under VUV Excitation. *Chemistry of Materials*. Vol. 17, No.10, pp. 2729-2734.
- [17] Ming, Y. & Tang, Y. (2011). Effect of Dy Ions on Optical Properties of $\text{Sr}_{0.985}\text{-X Al}_2\text{O}_4:\text{Eu}_2+0.015\text{Dy}_3+\text{x}$ Phosphors. *Materials Science Forum*. Vol. 663-665, pp. 84-87.
- [18] V.R. Orante-Barron, L.C. Oliveira, J.B. Kelly, E.D. Milliken, G. Denis, L.G. Jacobsohn, J. Puckette, E.G. Yuhikara (2011). Luminescence properties of MgO produced by solution combustion synthesis and doped

- with lanthanides and Li, Journal of Luminescence, 1058–1065.
- [19] L.C. Oliveira, E.D. Milliken, E.G. Yukihara (2013). Development and characterization of MgO:Nd,Li synthesized by solution combustion synthesis for 2D optically stimulated luminescence dosimetry, Journal of Luminescence, 211–216.
- [20] L.C. Oliveira, B.A. Doull, E.G. Yukihara (2013). Investigations of MgO:Li,Gd thermally and optically stimulated luminescence, Journal of Luminescence, 282–289.
- [21] Xu J un et al (2006). Decarbonization and Decolorization of Large Sapphire Crystals Grown by the Temperature Gradient Technique, CHIN ES E J OU RNAL OF S EMI CONDUCTORS, Vol . 27 No. 2

مطالعه خواص مکانیکی کامپوزیت‌های زمینه سرامیکی (CMC) تقویت شده با فیبرهای اکسیدی

سعید مرساق دزفولی*، سعید باغشاهی، علی نعمتی، ارغوان کاظمی

دانشگاه آزاد علوم و تحقیقات تهران دانشکده مهندسی مواد گروه سرامیک



مهندس سعید مرساق دزفولی،
نویسنده اول مقاله، دانشگاه
آزاد علوم و تحقیقات تهران

Saeed.m.dezfooli@gmail.com

چکیده: کامپوزیت‌های زمینه سرامیکی تقویت شده با فیبرهای سرامیکی، به دلیل مقاومت به خوردگی بالا و خواص مکانیکی مطلوبی که می‌توانند داشته باشند، انتخاب‌هایی مناسب برای کاربردهای دما بالا هستند. در این کامپوزیت‌ها انتخاب پوشش مناسب برای فیبرها تقریباً اجتناب ناپذیر است. چنین پوشش‌هایی به منزله فصل مشترک فیبر/ زمینه بوده و کنترل‌کننده خواص مکانیکی کامپوزیت هستند. کربن در کامپوزیت‌های اکسید/ اکسید (که اعمال آن به طرق مختلف انجام می‌گیرد) در صورتی که بین فیبر و زمینه قرار گیرد، با ایجاد فصل مشترکی ضعیف بین آن دو، بهبود چقرمگی شکست کامپوزیت را سبب می‌شود. در این مطالعه، به بررسی رفتار تعدادی از کامپوزیت‌های زمینه سرامیکی تقویت شده با فیبرهای اکسیدی پرداخته و در ادامه به‌طور خلاصه کامپوزیت‌های اکسید/اکسید/کربن مورد بررسی قرار می‌گیرد.

کلمات کلیدی: کامپوزیت زمینه سرامیکی، خواص مکانیکی، فیبرهای اکسیدی، نانو تیوب‌های کربنی

۱- مقدمه

کامپوزیت‌های زمینه سرامیکی تقویت شده با فیبرهای اکسیدی، با توجه به استحکام، مدول الاستیک و چقرمگی نسبتاً بالا، انتخاب‌هایی مناسب برای کاربردهای دما بالا می‌باشند. سرامیک‌های کامپوزیتی تقویت شده با فیبر، در حذف شکست کاتاستروفیک (که در سرامیک‌های تقویت نشده رایج است) عملکرد موفقیت آمیزی داشته‌اند. گسست فیبر از زمینه، پل زنی روی ترک و برون زدگی فیبرها مکانیزم‌هایی هستند که در پیشگیری از شکست ناگهانی و القای رفتار شبه داکتیل در کامپوزیت‌های سرامیکی موثرند.

خصوصیات کامپوزیت‌های سرامیکی به شکل، اندازه و توزیع تقویت‌کننده و همچنین میکروساختار زمینه سرامیکی و نیز خواص فیزیکی و شیمیایی فصل مشترک بین فیبرها و زمینه (در کامپوزیت‌های تقویت شده با فیبر) وابسته است. لازم است که کنترلی مناسب روی پارامترهای فرایند به عمل آید تا درجه بهینه‌ای از اتصال فصل مشترکی بین فیبر و زمینه حاصل شود [۱].

دستیابی به رفتاری شبه داکتیل در سرامیک‌ها نیازمند حضور فصل مشترک‌هایی ضعیف است. که به این مهم از دو طریق می‌توان دست یافت: ۱- حضور یک میان فاز ضعیف که بین فیبرهای مستحکم و ماتریس مستحکم حایل شود، ۲- حضور فیبرهای مستحکم در یک زمینه ضعیف و متخلخل سرامیکی. در حالت دوم (با فرض عدم حضور یک میان فاز ضعیف)، ماتریس متخلخل قویاً با فیبرها پیوند دارد. ولی با این حال به دلیل سفتی^۱ پایین -مدول الاستیک پایین- زمینه که مربوط به متخلخل بودن آن است، ترک‌ها فی الفور از زمینه به فیبر منتقل نمی‌شوند و یک بارگذاری کششی باعث وقوع شکست و خرابی فراوان در زمینه، قبل از انتقال این خرابی به فیبرها می‌گردد تا این که در نهایت برون زدگی فیبرها روی می‌دهد. ضمناً در کامپوزیت‌های با زمینه متخلخل، استحکام شکست تقریباً به حضور عوامل ایجادکننده تمرکز تنش در زمینه غیر حساس است.

¹ Stiffness

حال در صورتی که از یک میان فاز ضعیف و یک زمینه متخلخل استفاده گردد، ترکیبی از دو روش فوق‌الذکر حاصل می‌شود و نتیجتاً مقادیر چقرمگی شکست به مراتب بالاتر و نمودارهای تنش-کرنش که نواحی غیر خطی نیز در آن‌ها موجود است، قابل حصول خواهد بود [۲].

۲- کامپوزیت‌های اکسید/اکسید و مهندسی فصل مشترک

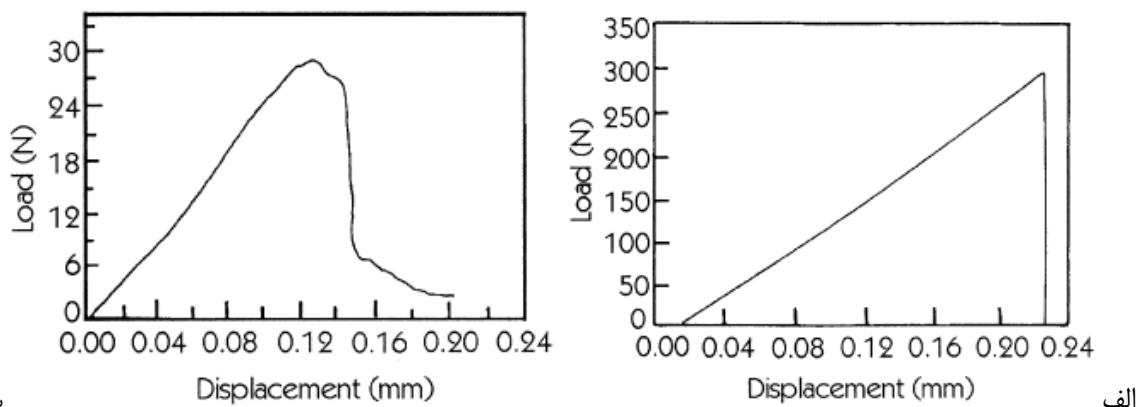
استحکام بالا و مقاومت بالای خزشی فیبرهای اکسیدی تک کریستال و همچنین مقاومت خوب به اکسیداسیون در ماتریس‌های اکسیدی، خواصی هستند که باعث می‌شود کامپوزیت‌هایی با زمینه اکسیدی تقویت شده با فیبرهای اکسیدی، انتخاب‌های بسیار خوبی برای کارکرد در دماهای بالای 1200°C باشند. البته فیبرهای تک کریستال بسیار گران قیمت هستند و فیبرهای پلی کریستال نیز دمای کاری نسبتاً پایینی دارند [۳].

یک شاخه از مهندسی فصل مشترک در علم کامپوزیت‌ها به این مساله می‌پردازد که پوشش ایجاد شده روی فیبر چه خصوصیتی داشته باشد تا بتواند فرایندهای جاذب انرژی نظیر انحراف ترک و برون زدگی فیبر را سبب شده و در نتیجه، کامپوزیت را مقاوم در برابر شکست ترد نماید. شایان ذکر است که وقوع گسیختگی مابین فیبر و زمینه، لازمه رخداد فرایندهایی نظیر انحراف ترک، برون زدگی فیبر و پل زنی روی ترک می‌باشد. خواص پوشش ایجاد شده روی فیبر، نقش مهمی را در نحوه شکست کامپوزیت ایفا می‌نماید.

یکی از موضوعاتی که در مورد کامپوزیت‌های اکسید/اکسید مطرح است این است که اغلب واکنش‌های شیمیایی مابین اکسیدها جدی و مهم است. از این رو انتخاب کامپوزیتی مناسب با فیبرهای اکسیدی در زمینه اکسیدی دارای محدودیت‌های فراوانی است که ما را به اعمال پوشش‌های مناسب بر روی فیبرهای اکسیدی به کار رفته در زمینه اکسیدی متقاعد می‌سازد. چنین پوشش‌هایی در حکم فصل مشترک بوده و دارای نقش مهمی در رفتار و خواص کامپوزیت‌های اکسید/اکسید می‌باشد [۴].

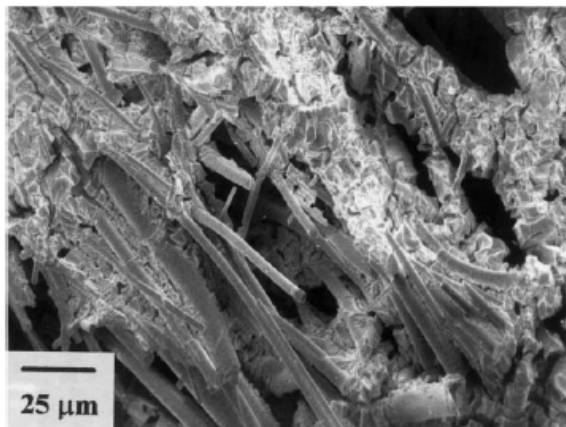
با وجود این که روش‌های متعددی در حال حاضر برای تولید کامپوزیت‌های سرامیکی وجود دارد، روش سل-ژل یکی از پر کاربردترین روش‌های ساخت کامپوزیت‌های سرامیکی (علی‌الاصح کامپوزیت‌های اکسید/اکسید) است که مزایای بارزی نظیر هم‌وزنیته بهتر و دماهای فرایند پایین‌تر را دربر دارد. با این حال این روش نیازمند چندین مرحله اینفیلتراسیون با عملیات حرارتی در بین این مراحل می‌باشد تا مشکل ترک خوردگی در زمینه به دلیل انقباض در طی خشک شدن و سینترینگ مرتفع گردد.

در تحقیقی که توسط ناسکار و همکاران [۱] به منظور بررسی تاثیر خصوصیات فصل مشترک فیبر/زمینه روی خواص مکانیکی کامپوزیت‌های اکسید/اکسید صورت گرفت، دو نمونه کامپوزیتی تهیه شده به روش سل-ژل، با زمینه زیرکونیا/ایتریا که با فیبرهای مولایت تقویت شده بودند، مورد آزمایش قرار گرفتند. تفاوت این دو نمونه در ویسکوزیته سل مورد استفاده و تعداد دفعات اینفیلتراسیون می‌باشد که این عوامل روی خصوصیات فصل مشترک فیبر/زمینه تاثیرگذار است. در یکی از دو نمونه که ZY3 نامگذاری شده است، نمودار بار-جابجایی فقط دارای قسمت خطی است که حاکی از شکست ترد این نمونه می‌باشد. در نمونه دیگر که ZY1 نام دارد، رفتار غیر خطی نیز در نمودار بار-جابجایی مشاهده می‌شود که بیانگر رفتاری شبه داکتیل در این نمونه است (شکل ۱).



شکل ۱- نمودارهای بار-جابجایی در نمونه‌های الف-ZY3 و ب-ZY1

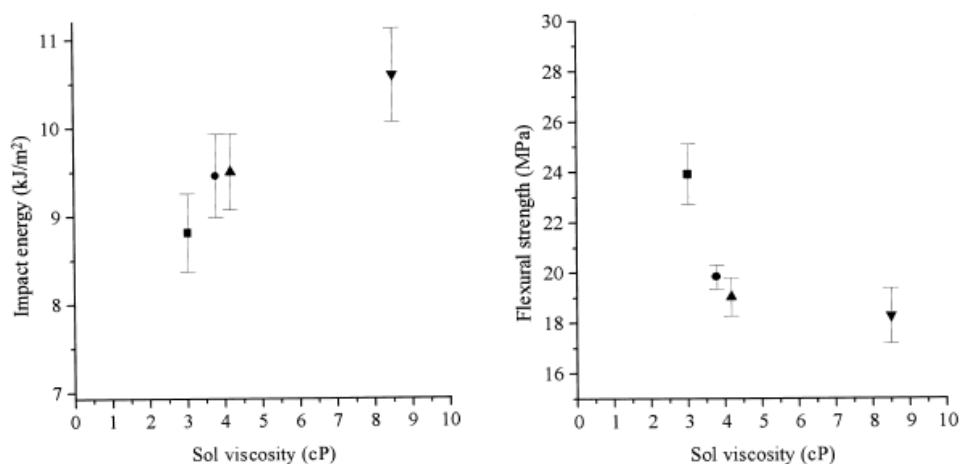
محققین مذکور چنین بیان می‌نمایند که به نظر می‌رسد در نمونه ZY1، فصل مشترک فیبر/زمینه زیاد قوی نبوده و گسترش ترک رسنده از زمینه را در امتداد خود مجاز می‌سازد، در حالی که در نمونه ZY3 اتصال قوی مابین فیبر با زمینه در محل فصل مشترک وجود دارد که اجازه مانور را به ترکی که از زمینه به فیبر رسیده است نمی‌دهد و انتقال سریع ترک به فیبر را موجب شده و باعث شکست ترد کامپوزیت می‌گردد. نتایج میکروسکوپی روی نمونه ZY1 حاکی از وقوع مکانیزم برون زدگی فیبر است که در شکل ۲ نشان داده شده است.



شکل ۲- برون زدگی فیبر در نمونه ZY1

ضمناً در نمونه‌های آزمایش شده توسط محققین مذکور، زیر کونیای موجود در زمینه نیز به بهبود داکتیلیته کمک می‌کند. در واقع در دماهای بالا، زیر کونیای تترائگونال جوانه می‌زند و با ایجاد تنش‌های داخلی (ناشی از استحاله)، از رشد غیرعادی دانه‌های مجاور (که مخرب خواص مکانیکی است) جلوگیری می‌کند.

تأثیر ویسکوزیته سل مورد استفاده در روش سل-ژل روی خواص فصل مشترک فیبر با زمینه و در نتیجه، تأثیر آن بر خواص مکانیکی کامپوزیت‌های تولید شده به این روش را لیو و هوانگ [۵] نیز در کار خود تایید کرده‌اند. این محققین در بررسی خود بر روی کامپوزیت‌های آلومینو سیلیکاتی تقویت شده با فیبرهای کربن تولید شده به روش فوق به این نتیجه رسیدند که با افزایش ویسکوزیته سل، فصل مشترک فیبر/زمینه ضعیف‌تر شده و باعث تسهیل وقوع مکانیزم‌های "چقرمگی بخشی" می‌شود. البته محققین اخیر به این نتیجه نیز دست یافتند که ضعیف بودن فصل مشترک، علیرغم چقرمه کردن کامپوزیت، باعث افت استحکام خمشی می‌گردد، به گونه‌ای که با افزایش ویسکوزیته سل، استحکام خمشی به صورت اکسپنسیالی کاهش می‌یابد (شکل ۳).



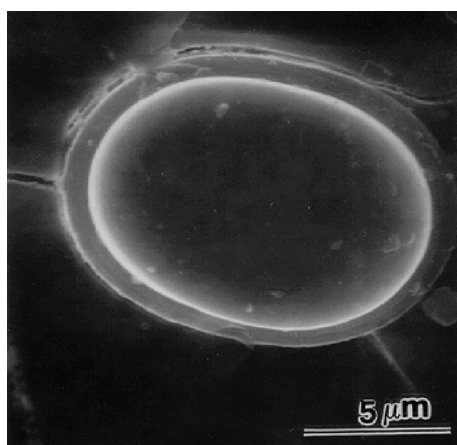
شکل ۳- تغییرات استحکام خمشی و داکتیلیته (انرژی ضربه) با ویسکوزیته سل.

البته این موضوع که با ایجاد یک فصل مشترک چقرمه کننده، استحکام خمشی کاهش می‌یابد، عمومیت نداشته و نتایج تحقیق چاولا [۴] و نیز فنگ ژو و همکاران [۶] که در سطرهای پایین‌تر آورده شده است، عکس این مطلب را نشان می‌دهد.

۲-۱- کامپوزیت‌های زمینه مولایتی

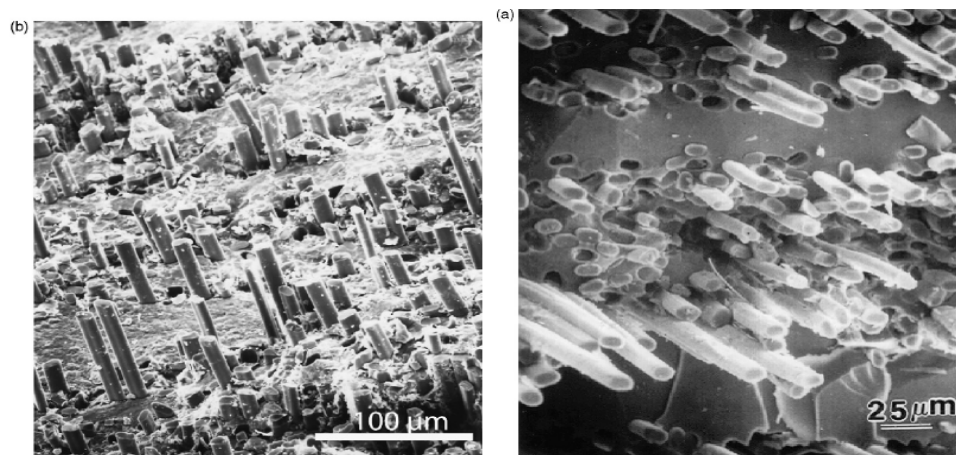
کامپوزیت‌های زمینه مولایتی تقویت شده با فیبرهای مولایت دسته مهمی از کامپوزیت‌های اکسید/اکسید را تشکیل می‌دهند. کامپوزیت‌های مبتنی بر مولایت، به دلیل مقاومت ذاتی بالا در مقابل اکسیداسیون در دماهای بالا، شوک پذیری حرارتی مناسب و تحمل پذیری خوب در مقابل خرابی^۱، توجه فراوانی را به خود معطوف داشته است.

در بررسی اثر پوشش‌های مختلف، چاولا [۴] مشاهده نمود که در یک کامپوزیت با زمینه مولایت، تقویت شده با فیبرهای مولایت، که فیبرها پوشش داده نشده بودند، برون زدگی فیبر مشاهده نشده است. در مورد پوشش BN، که به لحاظ ساختار کریستالی شبیه پوشش کربنی است، موازی بودن صفحات پایه (0002) از پوشش با صفحات طولی فیبر تک کریستال مولایت، حالتی مطلوب در ایجاد چقرمگی شکست مناسب در کامپوزیت است، چرا که در این حالت لغزش آسان در فصل مشترک (یا به عبارتی پوشش ایجاد شده روی فیبر) امکان پذیر می‌گردد و باعث ایجاد فصل مشترکی ضعیف شده که سبب می‌شود ترک در امتداد این فصل مشترک، فیبر را دور بزند. این موضوع باعث می‌شود که انحراف ترک و برون زدگی فیبر قابل انجام بوده و کامپوزیتی نسبتاً چقرمه حاصل می‌شود. شکل ۴، انحراف ترک در محل پوشش BN ایجاد شده روی فیبر را نشان می‌دهد.



شکل ۴- انحراف ترک در محل پوشش BN ایجاد شده روی فیبر مولایتی.

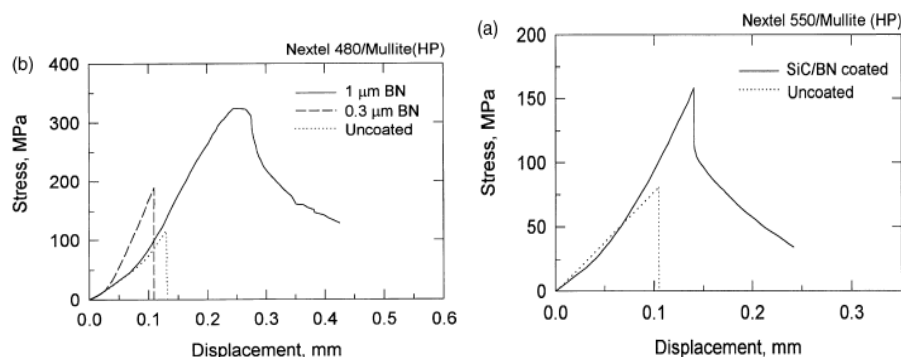
البته BN با وجود محاسنی که دارد، در مقابل اکسیداسیون دمای بالا ضعیف است که این معضل را می‌توان با ایجاد پوشش SiC روی پوشش BN (که مقاوم در برابر اکسیداسیون دمای بالا می‌باشد)، مرتفع کرد. نتایج تحقیق چاولا نشان داد که در کامپوزیت‌های مولایت/مولایت یا فصل مشترک BN یا SiC/BN، مکانیزم برون زدگی فیبر وجود دارد (شکل ۵) که باعث بروز رفتار نسبتاً داکتیل در کامپوزیت مولایت/مولایت می‌گردد.



شکل ۵- برون زدگی فیبر در کامپوزیت با زمینه مولایت با فیبرهای مولایتی پوشش داده شده با (a) BN و (b) SiC/BN.

¹ Damage Tolerance

علاوه بر این مساله، با ایجاد پوشش‌های فوق، قابلیت تحمل بار ماده نیز در نمونه‌های پوشش داده شده افزایش می‌یابد که باعث افزایش استحکام کامپوزیت می‌گردد (شکل ۶).



شکل ۶- نمودار تنش بر حسب جابجایی در نمونه‌های کامپوزیتی مولایت/مولایت پوشش داده شده با SiC/BN (a) و BN (b) در مقایسه با نمونه‌های پوشش داده نشده.

اعمال پوشش روی فیبر علاوه بر این که به خاطر ایجاد یک فصل مشترک ضعیف، به لحاظ مکانیزم‌های چقرمگی مهم است، روی استحکام خود فیبر نیز تاثیر گذار است زیرا در صورتی که پوشش صاف و هموار باشد، می‌تواند با پر نمودن خلل و فرج سطحی فیبر، استحکام فیبر را افزایش دهد، البته در صورتی که ضخامت چنین فیبری بیشتر از یک حدی باشد، به دلیل این که ضعیف‌تر از فیبر است باعث افت استحکام فیبر می‌گردد.

با وجود این که کربن، BN و سایر پوشش‌های غیر اکسیدی که روی فیبرها ایجاد می‌گردند، باعث چقرمه شدن کامپوزیت‌های اکسید/اکسید می‌شوند ولی حساس به اکسیداسیون در دمای بالا و در معرض هوا هستند و نیاز به ایجاد پوشش‌های مقاوم به اکسیداسیون بر روی این پوشش‌ها می‌باشد.

۳- کامپوزیت‌های اکسید/اکسید/کربن

۳-۱- کامپوزیت آلومینا/زیرکونیا/کربن

کاربردهای متعددی برای نانو تیوب‌های کربنی^۱ (CNT) از بدو اکتشاف آن‌ها در سال ۱۹۹۱ توسط لیجیما^۲، تا به امروز پیشنهاد شده است. این مواد، جزو مواد فوق‌العاده مستحکم می‌باشند و حجم بزرگی از کارهای تحقیقاتی در سال‌های اخیر، به بررسی امکان استفاده از این مواد در داخل زمینه‌های فلزی، سرمیکی و علی‌الخصوص پلیمری اختصاص یافته است. به نظر می‌رسد که این مواد، چقرمه کننده‌های خوبی برای مواد ترد هستند که قادرند توسط مکانیزم پل زنی روی ترک یا برون زدگی فیبر، باعث افزایش چقرمگی به هنگام بارگذاری کششی نمونه شوند. از طرفی CNTها به دلیل سخت بودن نسبی‌شان می‌توانند خواص تریبولوژیکی ماده را نیز بهبود بخشند. علی‌رغم این موارد، CNTها نسبت طول به قطر بزرگ (بزرگتر از ۱۰۰۰) و قطر کوچکی دارند که این مساله توزیع یکنواخت آن‌ها را در زمینه مشکل می‌سازد. پدیده آگلومره شدن، مشکلی است که به طور معمول در مورد CNTها، بالخصوص وقتی که زمینه حالتی دانه‌ای داشته باشد نظیر زمینه‌های سرامیکی قابل مشاهده است. این پدیده مخرب خواص فیزیکی و شیمیایی می‌باشد. به منظور غلبه بر مشکل اخیر، پیگنی^۳ و همکاران، تولید درجای^۴ نانو تیوب‌های کربنی را در داخل پودر اکسیدی پیشنهاد کرده‌اند.

در یک تحقیق، لئو و همکاران، CNTها را در فرایند تولید ZrO_2 دخیل کرده و توانستند زیرکونیای نانو با ساختار مکعبی و پایدار در دمای اتاق به دست آورند. لازم به ذکر است که از پلی مورف‌های دمای بالای زیرکونیا (تتراگونال و مکعبی)، می‌توان به منظور چقرمه کردن سرامیک‌ها بهره گرفت. کربورایزینگ و نیترایزینگ می‌تواند باعث پایدار سازی پلی مورف‌های دمای بالای

¹ Carbon Nano Tubes (CNTs)

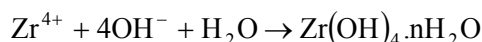
² Lijima

³ Peigney

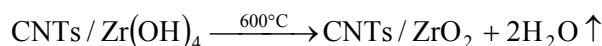
⁴ In-situ

زیرکونیا در دمای اتاق گردد که نیتروژن باعث پایداری ساختار تتراگرنال و کربن باعث پایداری ساختار مکعبی در دمای اتاق می‌گردند [۶].

فنگ ژو و همکاران [۶] توانستند به روش زیر، ذرات زیرکونیا با ابعاد نانو و ساختار مکعبی را روی CNTها بنشانند: از افزودن کلرید زیرکونیوم به آب دیونیزه، هیدروکسید هیدراته زیرکونیوم حاصل می‌شود:

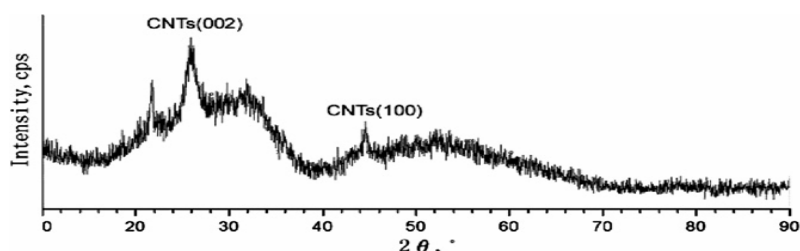


با خشک نمودن هیدروکسید هیدراته زیرکونیوم در دمای ۲۰۰ الی ۳۰۰ درجه سانتیگراد، پودر بدون آب هیدروکسید زیرکونیوم به دست آمد. آنگاه در دمای ۶۰۰°C عملیات کلسینه کردن $\text{Zr}(\text{OH})_4$ در حضور CNTها انجام گرفت که در طی آن ذرات زیرکونیا به حالتی نشانده شده روی CNTها، طبق واکنش زیر به وجود آمد:

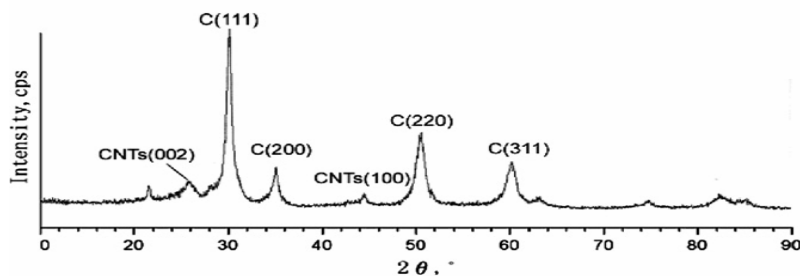


نانو تیوب‌های کربنی خود توسط فرایند CVD^۱ تهیه شده بودند و سپس به منظور زدوده شدن کربن آمورف از سطحشان، به مدت ۲ ساعت در اسید هیدرفلوریک جوشان قرار گرفته بودند. بلافاصله پس از آن، نانو تیوب‌ها در آب دیونیزه خنثی مستغرق شده بودند.

لازم به ذکر است که بر اساس نتایج حاصل از XRD، هیدروکسید بدون آب زیرکونیوم، حالتی آمورف دارد ولی پس از کلسینه شدن در حضور CNTها (که به زیرکونیا تبدیل می‌گردد) به حالت کریستالی و با ساختار مکعبی درمی‌آید (شکل ۶).



(a) before calcination ($\text{Zr}(\text{OH})_4/\text{CNTs}$)



(b) after calcination at 600°C (ZrO_2/CNTs)

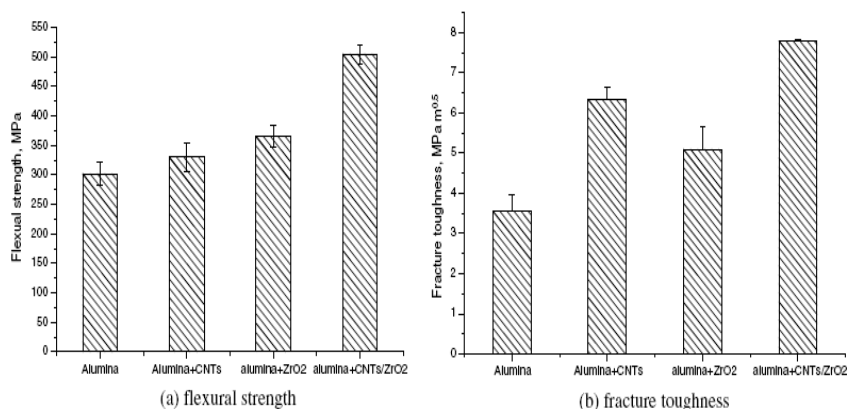
شکل ۷- نتایج حاصل از XRD در مورد هیدروکسید بدون آب زیرکونیوم در دو حالت قبل و بعد از کلسینه شدن.

در ادامه، پودر آلومینا به صورت سوسپانسیون درآمد و CNTهای حاوی ذرات زیرکونیا-تولید شده با فرایند بالا- در داخل آن قرار گرفت. کامپوزیت حاصل، پس از خشک شدن در دمای ۱۰۰۰°C سینتر شد. اندازه ذرات نانومتری زیرکونیا را (که بر روی CNTها قرار گرفته‌اند) می‌توان با تنظیم شرایط فرایند، نظیر مقدار ماده زیرکونیوم‌دار- کلرید زیرکونیوم- افزوده شده به آب دیونیزه و زمان فرایند کلسینه کردن تغییر داد.

افزایش هر کدام از دو جزء زیرکونیا یا نانو تیوب‌های کربنی به زمینه آلومینا، استحکام (خمشی) و چقرمگی شکست زمینه را افزایش می‌دهد. می‌توان استنباط کرد که افزایش توامان این دو جزء به شکل ذرات زیرکونیا بر روی CNTها، امکان استفاده از فواید هر دو جزء و تقویت بهتر زمینه آلومینایی را فراهم سازد. شکل ۸ این استنباط را تایید می‌کند. در این شکل، که حالتی

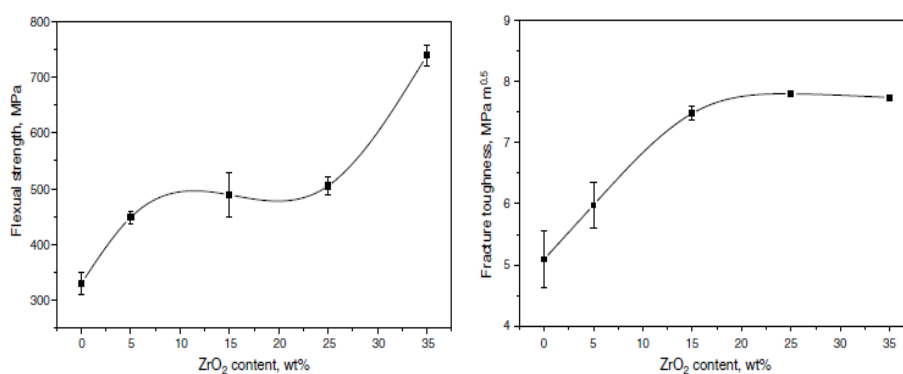
^۱ Chemical Vapor Deposition

مقایسه‌ای دارد، نمونه Alumina+CNTs حاوی ۲ درصد وزنی نانو تیوب است، نمونه Alumina+ZrO₂ ۲۵ درصد وزنی زیرکونیا در خود دارد و نمونه Alumina+ZrO₂/CNTs ۱/۵ درصد وزنی نانو تیوب و ۲۵ درصد وزنی زیرکونیا را احتوا می‌کند که ذرات زیرکونیا بر روی نانو تیوب‌ها قرار گرفته‌اند.



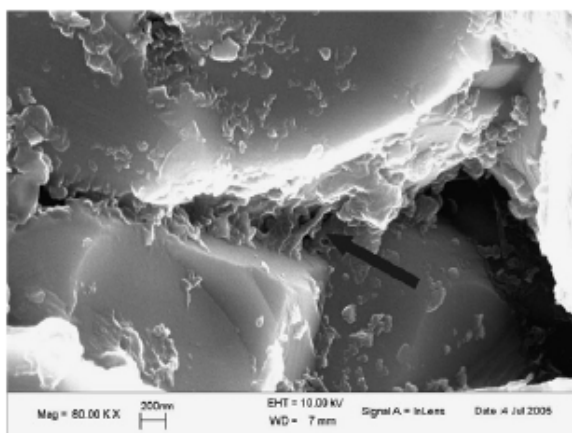
شکل ۸- اثر تقویت زمینه آلومینایی با نانو تیوب‌های کربنی، ذرات زیرکونیا و هر دو تقویت کننده.

لازم به ذکر است که با افزایش درصد وزنی ذرات زیرکونیایی قرار گرفته بر روی نانو تیوب‌ها (در حالتی که درصد وزنی خود نانو تیوب‌ها ثابت است)، هم استحکام خمشی و هم چقرمگی شکست کامپوزیت آلومینا/زیرکونیا/کربن دارای یک سیر صعودی است. این موضوع در شکل ۹ نشان داده شده است.



شکل ۹- تاثیر درصد وزنی ذرات زیرکونیایی قرار گرفته بر سطح CNTها روی خواص مکانیکی.

شکل ۱۰ تصویر SEM از مقطع شکست نمونه آلومینایی تقویت شده با فیبرهای CNTs/ZrO₂ را نشان می‌دهد که فیبرهای مذکور، اثر پل زنی روی ترک را به نمایش می‌گذارند.



شکل ۱۰- اثر پل زنی روی ترک در کامپوزیت با زمینه آلومینا تقویت شده با فیبرهای CNTs/ZrO₂.

چقرمگی شکست آلومینای تقویت شده با زیرکونیا منتج از اثرات زیر است:

۱- چقرمگی ذاتی زمینه آلومینا؛ ۲- نمو ایجاد شده در چقرمگی، ناشی از حضور ذرات زیرکونیا در اثر الف- استحاله فازی، ب- ایجاد میکروتُرک (که خود با استحاله فازی در ارتباط است) و ج- تنش‌های داخلی، که با تفاوت در ضریب انبساط حرارتی آلومینا و زیرکونیا در ارتباط است و باعث اعمال تنش پسماند فشاری در زمینه آلومینا می‌گردد. در مورد تقویت آلومینا با نانو تیوب‌های کربنی نیز علاوه بر چقرمگی ذاتی آلومینا می‌توان اثرات پل زنی روی ترک و برون زدگی نانو تیوب‌ها را در افزایش چقرمگی موثر دانست.

برای بهبود خواص آلومینای تقویت شده با نانو تیوب‌های کربنی، راهکارهای زیر را می‌توان پیشنهاد نمود:

الف- خواص خود CNTها بایستی بهینه سازی شود؛ ب- CNTها بایستی به اندازه کافی با زمینه پیوند داشته باشند تا در حمل بار مشارکت کنند؛ ج- نانو تیوب بایستی به گونه‌ای باشد که بار اعمالی در کل ضخامت آن توزیع شده باشد، چرا که این تیوب‌ها معمولاً چند لایه هستند و اگر بار اعمالی عمدتاً به لایه آخر اعمال شود، باعث می‌گردد که این لایه بریده شده و از لایه‌های دیگر جدا گردد.

در صورتی که ذرات زیرکونیا روی CNTها قرار گیرد، باعث می‌شود که اثر چقرمه‌کنندگی قوی‌تری در زمینه آلومینا نسبت به شرایط حضور زیرکونیای تنها یا نانو تیوب‌های تنها ایجاد گردد. در حقیقت ذرات زیرکونیای نشانده شده روی CNTها، از طریق ایجاد باند شیمیایی یا باند مکانیکی مابین نانو تیوب‌ها و زمینه آلومینایی، به عنوان فصل مشترک فیبر و زمینه عمل می‌نماید و خواص آن به گونه‌ای است که با تسهیل اثر مصرف انرژی ترک، باعث القای چقرمگی بیشتر در آلومینا می‌گردد. از طرفی پایه CNT که ذرات زیرکونیا روی آن قرار گرفته‌اند، خود باعث القای ساختار مکعبی در زیرکونیای نشانده شده می‌گردد و همان‌طور که در سطرهای بالا اشاره شد این ساختار در ایجاد چقرمگی، ساختاری کارآمد است. اثر دیگری که حضور ذرات زیرکونیا روی CNTها در پی دارد این است که باعث توزیع بهتر CNTها در زمینه آلومینا و دوام و بقای این توزیع مطلوب می‌گردد [۶].

۲-۳- کامپوزیت زیرکونیا/ایتريا/مولایت/کربن

ناسکار و همکاران [۱] نمونه‌هایی را که از فیبرهای مولایت در زمینه زیرکونیا/ایتريا تشکیل شده بود و گروه‌های استات نیز در زمینه آن‌ها حضور داشت، وقتی در دمای 500°C به مدت یک ساعت و در هوا تحت عملیات حرارتی قرار دادند، مشاهده نمودند که این نمونه‌ها به رنگ سیاه درآمدند که این امر ناشی از راسب شدن کربن از گروه‌های استات موجود در زمینه بود. مشاهده شد که حضور کربن، افزایشی را در استحکام خمشی در این کامپوزیت‌ها در مقایسه با کامپوزیت‌های فاقد کربن سبب می‌شود. همچنین مشاهده شد که حضور کربن در زمینه کامپوزیت، باعث افزایش مدول الاستیک و مشاهده رفتار شبه داکتیل می‌گردد. نتیجه‌ای که محققین فوق‌الذکر در کار خود ذکر کرده‌اند این است که به جای استفاده از فیبرهای پوشش داده شده با کربن، می‌توان از گروه‌های کربن‌زا در زمینه کامپوزیت استفاده کرد که باعث راسب شدن کربن به صورت درجا شده و از طریق بهسازی خواص فصل مشترک فیبر با زمینه، فعالیت مکانیزم‌هایی نظیر برون زدگی فیبر را مجاز ساخته و باعث بهبود داکتیلیته کامپوزیت می‌گردند.

۴- نتیجه‌گیری

از این مطالعه که بر روی کامپوزیت‌های اکسید/اکسید و اکسید/کربن صورت گرفت، نتیجه‌گیری‌های زیر قابل حصول است:

- کامپوزیت‌های زمینه سرامیکی تقویت شده با فیبرهای سرامیکی این قابلیت را دارند که رفتار نسبتاً داکتیلی را به نمایش گذارند و از این‌رو در صنعت و در کاربردهای دمای بالا مورد استفاده قرار گیرند.
- دستیابی به رفتاری نسبتاً داکتیل در کامپوزیت‌های سرامیکی نیازمند بهسازی خواص فصل مشترک و ایجاد یک پیوند بهینه مابین فصل مشترک با زمینه و نیز با تقویت‌کننده می‌باشد.
- به دلیل این که واکنش بین اکسیدها در دماهای بالا جدی و مهم است، نیاز به اعمال پوشش بر روی فیبرهای اکسیدی به

کار رونده در زمینه‌های اکسیدی است. این پوشش‌ها در حکم فصل مشترک زمینه/فیبر بوده و کنترل کننده خواص مکانیکی کامپوزیت‌های اکسید/اکسید است.

- بر اساس این مطالعه، کربن به سه صورت می‌تواند در ساختار کامپوزیت‌های اکسید/اکسید اعمال شود:
 - الف- فیبرهای اکسیدی با کربن پوشش داده شوند و آنگاه این فیبرهای پوشش داده شده، در زمینه اکسیدی به کار روند.
 - ب- یکی از اجزای اکسیدی بر روی فیبرهای کربنی نشانداده شود و آنگاه این فیبرها در یک زمینه اکسیدی اعمال شوند.
 - ج- فیبرهای اکسیدی در یک زمینه اکسیدی که محتوی گروه‌های کربن زا است، قرار گیرند. در این صورت پس از عملیات سینترینگ، کربن به صورت درجا از گروه‌های کربن زای موجود در زمینه به وجود می‌آید.
- کربن در صورتی که بین فیبر و زمینه قرار گیرد، فصل مشترکی ضعیف بین آن دو به وجود آورده و باعث تسهیل وقوع پدیده‌های "چقرمگی بخشی" شده و بروز رفتار شبه داکتیل در کامپوزیت‌های اکسید/اکسید را سبب می‌گردد.

مراجع

- [1] M. K. Naskar, M. Chatterjee, A. Dey, K. Basu; "Effects of processing parameters on the fabrication of near-net-shape fibre reinforced oxide ceramic matrix composites via sol-gel route"; *Ceramics International*; Vol. 30; 2004; 257-265.
- [2] J. B. Davis, D. B. Marshall, P. E. D. Morgan; "Oxide Composites of Al₂O₃ and LaPO₄"; *Journal of the European Ceramic Society*; Vol. 19; 1999; 2421-2426.
- [3] A. A. Kolchin, V. M. Kiiko, N. S. Sarkissyan, S. T. Mileiko; "Oxide/oxide composites with fibers produced by internal crystallization"; *Composites Science and Technology*; Vol. 61; 2001; 1079-1082.
- [4] K. K. Chawla; "Interface engineering in mullite fiber/mullite matrix composites"; *Journal of the European Ceramic Society*; Vol. 28; 2008, 447-453.
- [5] Hsien-Kuang Liu, Chuan-Cheng Huang; "Impact response and mechanical behavior of 3-D ceramic matrix composites"; *Journal of the European Ceramic Society*; Vol. 21; 2001; 251-261.
- [6] Yue-Feng Zhu, Lei Shi, Ji Liang, David Hui, Kin-tak Lau; "Synthesis of zirconia nanoparticles on carbon nanotubes and their potential for enhancing the fracture toughness of alumina ceramics"; *Composites: Part B*; Vol. 39; 2008; 1136-1141.

لایه نازک‌های فوق آبدوست و ضدمه

اکبر اسحاقی، رضا آقایی

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، شاهین شهر



دکتر اکبر اسحاقی، نویسنده
مسئول مقاله، دانشگاه صنعتی
مالک اشتر

eshaghi.akbar@gmail.com

چکیده: از جمله مشکلات استفاده از قطعات اپتیکی در شرایط آب و هوایی مرطوب و بارانی، تشکیل قطرات کوچک آب بر روی سطح و در نتیجه بروز مشکلاتی از جمله تشکیل مه، کاهش نور عبوری و تاری دید می‌باشد. یکی از روش‌های برطرف نمودن این مشکل، استفاده از پوشش‌های فوق آبدوست می‌باشد. این نوع از پوشش‌ها که بر اساس خاصیت فتوشیمیایی و مورفولوژی سطحی استوار می‌باشند، موجب تشکیل فیلم نازک و یکپارچه‌ای از آب بر روی سطح می‌شوند که از تشکیل مه (که متشکل از هزاران قطره کوچک آب است) و در نتیجه پراکندگی نور ناشی از برخورد نور با قطرات آب جلوگیری می‌کند. در این مقاله به معرفی انواع پوشش‌های فوق آبدوست، بیان نظریه‌های حاکم، رویکردها و روش‌های ساخت و در نهایت کاربردهای آن پرداخته شده است.

کلمات کلیدی: فوق آبدوست، ضدمه‌گرفتگی، خواص اپتیکی، لایه نازک

۱- مقدمه

تشکیل مه بر روی سطوح تجهیزات اپتیکی مورد استفاده در بسیاری از کاربردهای صنعتی و نظامی، به عنوان یک مشکل اساسی به شمار می‌رود. برای نمونه تشکیل مه بر روی شیشه ویندشیلد اتومبیل‌ها، باعث کاهش شفافیت و در نتیجه کاهش میدان دید می‌شود. مه‌گرفتگی زمانی رخ می‌دهد که هزاران قطره کوچک آب یا به عبارتی نیم کره‌های کوچک آب، در اثر میعان بر روی سطح تشکیل شود. قطرات آب ایجاد شده بر روی سطح به دلیل اثر منشوری^۱ نیم کره‌های کوچک آب، باعث افزایش پراکندگی نور (کاهش درصد نور عبوری)، اعوجاج تصاویر و تاری دید می‌شوند و در نتیجه باعث کاهش شفافیت سطوح اپتیکی می‌شوند [۱]. بنابراین باید تا حد امکان از تشکیل مه یا همان قطرات آب بر روی سطح جلوگیری کرد.

یکی از روش‌های جلوگیری از تشکیل مه بر روی سطوح اپتیکی و در نتیجه رفع مشکلات ناشی از آن، استفاده از پوشش‌های فوق آبدوست می‌باشد. بکارگیری پوشش‌های ضدمه در تجهیزات اپتیکی از جمله عینک‌های طبی و شنا، آینه‌ی حمام، لنز دوربین‌ها، پنجره‌های ساختمان، شیشه و آینه‌های اتومبیل‌ها، اهمیت بسزائی در افزایش کارایی این وسایل در محیط‌های مختلف عملیاتی دارد. به واسطه خاصیت ضدمه‌گرفتگی این پوشش‌ها، درصد نور دریافتی در تجهیزات اپتیکی در محیط‌های بارانی و مرطوب کاهش نمی‌یابد و در نتیجه باعث افزایش کارایی تجهیزات می‌شود [۲]. در سال‌های اخیر پوشش‌های ضدمه بر اساس خاصیت فوق‌آبگریزی^۲ و یا فوق‌آبدوستی^۳ طراحی شده‌اند. آبدوستی و آبگریزی از جمله خصوصیات فیزیکی سطحی یک ماده هستند. مواد فوق‌آبگریز به دلیل ناهمواری‌های سطحی میکرومتری و نانومتری خود، اجازه پخش و یا جذب شدن آب بر روی سطح را نمی‌دهند و از این رو باعث قطره‌ای شدن آب بر روی سطح، عدم پایداری قطره آب بر روی سطح و در نتیجه باعث عدم مه‌گرفتگی می‌شوند. با این وجود برخی از عوامل از جمله پروسه ساخت و عدم دوام طولانی مدت، استفاده از این نوع پوشش‌های ضدمه را محدود می‌کند. بر خلاف این دسته از مواد، روی یک سطح فوق‌آبدوست هیچ قطره آبی تشکیل

¹ Prism effect
² Superhydrophobic
³ Superhydrophilic

نمی‌شود و به جای آن، فیلم نازک یکپارچه‌ای از آب بر روی سطح تشکیل می‌شود و این لایه یکنواخت از تشکیل مه جلوگیری می‌کند [۳].

پوشش‌های فوق‌آبدوست ضدمه که تاکنون ساخته شده‌اند بر دو نوع می‌باشند. نوع اول، پوشش‌هایی با خاصیت فتوشیمیایی^۱ یا به عبارتی پوشش‌هایی که بر اساس تابش نور فرابنفش عمل می‌کنند. این پوشش‌ها شامل نیمه‌هادی اکسیدی می‌باشند که یکی از مهمترین آنها دی اکسید تیتانیوم می‌باشد که توسط فوجیشیما^۲ و هوندا^۳ در سال ۱۹۷۲ کشف شد. تابش نور فرابنفش به این پوشش‌ها باعث انجام واکنش‌های شیمیایی برگشت‌پذیر در سطح و ایجاد خاصیت آبدوستی و فتوکاتالیستی می‌شود. خاصیت آبدوستی در این پوشش‌ها با قرارگیری در محیط تاریک از بین می‌رود که بزرگترین مشکل این پوشش‌ها به حساب می‌آید. نوع دوم، پوشش‌های فوق‌آبدوست ضدمه که بر پایه کنترل زبری و تخلخل‌های سطحی (بافت سطحی و شیمی سطح)، ایجاد می‌شوند. به عبارتی با افزایش زبری و تخلخل، میزان انرژی سطحی در اثر افزایش سطح، افزایش می‌یابد که افزایش ترشوندگی را به همراه دارد و در نتیجه خاصیت آبدوستی سطح افزایش می‌یابد. همچنین نفوذ آب به داخل تخلخل‌های باز سطحی در اثر نیروی موینگی، نیز باعث افزایش خاصیت آبدوستی سطح می‌شود. لازم به ذکر است که خاصیت ضدمه‌گرفتنی به وسیله واژه‌ی ترشوندگی و ارزیابی کمی خواص اپتیکی (تیرگی و شفافیت) قبل و بعد از مه‌گرفتنی، مطرح می‌شود [۴].

در این مقاله ابتدا به بیان مبانی و نظریه‌های حاکم بر ترشوندگی پوشش‌ها پرداخته شده است. در ادامه به معرفی پوشش‌های فوق‌آبدوست ضدمه، روش‌های ساخت و کاربرد این پوشش‌ها پرداخته شده است.

۲- مبانی و نظریه‌های حاکم بر ترشوندگی

توانایی یک مایع برای در تماس ماندن با سطح یک جامد را ترشوندگی می‌نامند که نتیجه برهم‌کنش نیروهای بین مولکولی در زمانی که مایع و جامد در کنار هم قرار می‌گیرند، می‌باشد. ترشوندگی (درجه ترشدن) از تعادل میان نیروهای چسبندگی و پیوستگی تعیین می‌شود. نیروهای چسبندگی بین یک مایع و یک جامد باعث می‌شوند که یک قطره مایع بر روی سطح پهن شود. از طرفی نیروهای پیوستگی در بین مولکول‌های مایع، مانع از تماس قطره آب با سطح می‌شوند. صرف نظر از میزان ترشوندگی، شکل هندسی یک قطره آب که بر یک سطح صلب قرار می‌گیرد حالت کروی دارد. به طور کلی ترشوندگی بر اساس زاویه تماس^۴ بین سطح و یک قطره مایع تعیین می‌شود. هرچه زاویه تماس کمتر باشد ترشوندگی بیشتر و هرچه زاویه تماس بیشتر باشد ترشوندگی کمتر خواهد بود [۵، ۶].

زاویه تماس به زاویه‌ای گفته می‌شود که به وسیله مایع در مرز سه فاز مایع-جامد-گاز شکل می‌گیرد. زاویه تماس صفر یعنی اینکه تمام سطح توسط مایع کاملاً تر می‌شود و قطره آب روی سطح پخش می‌شود در حالیکه زاویه تماس ۱۸۰ درجه یعنی سطح توسط مایع اصلاً تر نمی‌شود و قطره آب به صورت کره‌ای شکل در روی سطح باقی می‌ماند. سطوحی با زاویه تماس بالاتر از ۹۰ درجه را آبگریز و سطوحی با زاویه تماس کمتر از ۹۰ درجه را آبدوست می‌نامند. به همین ترتیب سطوحی با زاویه تماس بالاتر از ۱۵۰ درجه را فوق‌آبگریز و سطوحی با زاویه تماس کمتر از ۵ درجه را سطوح فوق‌آبدوست می‌نامند. زاویه تماس طبق نظریه‌های یانگ، ونزل و کیسی-باکستر، برای سطوح مختلف با انرژی‌های سطحی مختلف قابل اندازه‌گیری می‌باشد [۶].

۲-۱- نظریه یانگ

هنگامی که قطره مایع، در تماس با جامد با سطح صاف قرار گرفته و به تعادل برسد، زاویه تماس از معادله یانگ (رابطه ۱) به صورت زیر به دست می‌آید [۷]:

$$\cos\theta_Y = \frac{\gamma_{sv} - \gamma_{sl}}{\gamma_{lv}} \quad (1)$$

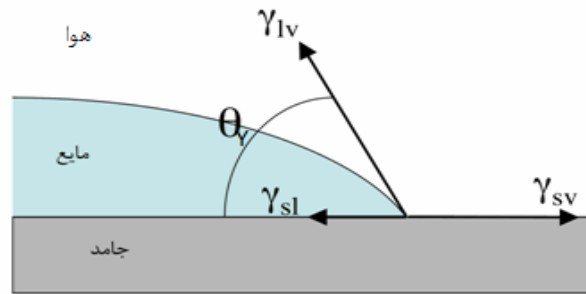
¹ Photochemical

² Fujishima

³ Honda

⁴ Contact angle

γ_{lv} کشش سطحی بین مایع- هوا، γ_{sl} کشش سطحی بین مایع - جامد، γ_{sv} کشش سطحی بین جامد - هوا و θ_v زاویه تماس تعادلی در معادله یانگ است. شکل ۱ شماتیکی از تماس یک قطره آب با سطح صاف را نشان می‌دهد.



شکل ۱- شماتیکی از تماس یک قطره آب با سطح صاف و پارامترهای موجود در معادله یانگ [۵].

معمولا سطوحی که دارای کشش سطحی (γ_{sl}) کمی می‌باشند، مقدار اندکی گروه‌های قطبی در سطح دارند و یا حتی هیچ گروه قطبی در سطح ندارند. معمولا سطوحی با کشش سطحی (γ_{sl}) کم تر، زاویه تماس بالاتری دارند. برای محاسبه زاویه تماس تعادلی سطوح زبر، نمی‌توان از معادله یانگ استفاده کرد. در این حالت کشش سطحی تنها عامل تاثیر گذار بر روی ترشوندگی سطح به وسیله قطره آب نیست، بلکه زبری سطح نیز عاملی تاثیر گذار است. به همین دلیل از نظریه‌های دیگری برای محاسبه زاویه تماس تعادلی استفاده می‌شود که در ادامه به آنها اشاره خواهد شد [۸].

۲-۱-۱-۲ سطوح جامد ایده‌آل و زبر غیرایده‌آل

یک سطح جامد ایده‌آل، سطحی است تخت، صلب و بسیار صاف که از نظر شیمیایی همگن باشد که برای چنین سطوحی معادلات یانگ کاربرد دارد. برخلاف سطوح جامد ایده‌آل، سطوح زبر غیر ایده‌آل، صافی، صلبیت و یا همگنی شیمیایی کاملی ندارند. به عبارتی تمامی سطوح غیر ایده‌آل می‌باشند مگر اینکه از تاثیر زبری، ناهمگونی شیمیایی و بازسازی سطح، صرف‌نظر شده باشد [۷]. یک مثال مشخص در مورد خروج از وضعیت ایده‌آل زمانی است که سطح دارای بافت زبر باشد. بافت زبر یک سطح می‌تواند به یکی از دو صورت همگن یا غیر همگن باشد. وضعیت ترشوندگی همگن در حالتی است که مایع برجستگی‌های مربوط به سطح زبر را پر می‌کند. از طرف دیگر، وضعیت ترشوندگی غیر همگن در حالتی رخ می‌دهد که سطح در واقع کامپوزیتی از دو نوع ماده یا فاز مختلف باشد. یک مثال مهم از چنین سطح کامپوزیتی، سطحی است که متشکل از هوا و جامد باشد. چنین سطوحی، اثرات مختلفی را بر زاویه ترشوندگی می‌گذارند. مدل‌های ونزل^۲ و کیسی باکستر^۳، دو مدل اصلی می‌باشند که ترشوندگی سطوح بافت شده را توضیح می‌دهند. به هر حال، این معادلات زمانی کاربرد دارند که اندازه قطره در مقایسه با زبری سطح، به اندازه کافی بزرگ باشد [۹].

۲-۲- نظریه ونزل

در سطوح زبر، قطره با دو حالت متفاوت روبرو است. اولین حالت ممکنه که حال به تشریح آن می‌پردازیم، تماس قطره آب با تمام سطح زبر قرار گرفته در زیر قطره می‌باشد، یعنی تر شدن تمام شیارهای سطح زیر قطره، که آن را به نام روبرت ان. ونزل، کسی که اصول این حالت را در سال ۱۹۳۶ ترسیم کرد، حالت ونزل می‌نامند [۷]. ونزل توضیح داد که در سطح زبر، ناحیه تماس واقعی مایع- جامد زیر قطره، بزرگ‌تر از سطح صاف است. در صورتی که انرژی فصل مشترک جامد- مایع کم‌تر از فصل مشترک جامد- هوا باشد، با تر شدن سطح زبر، انرژی بیشتری از سیستم کاهش می‌یابد، لذا سطح زبر با سرعت بیشتری تر می‌شود. اما در حالتی که انرژی فصل مشترک جامد- مایع بیش تر از فصل مشترک جامد- هوا باشد، سطح به صورت ذاتی آب را پس می‌زند و ترشوندگی سطح زبر در این حالت بسیار سخت است [۱۰]. ونزل معادله یانگ را اصلاح کرد و برای اولین بار با مطرح کردن زاویه تماس سطح زبر رابطه ۲ را به دست آورد که به معادله ونزل معروف است:

¹ Surface reconstruction

² Wenzel

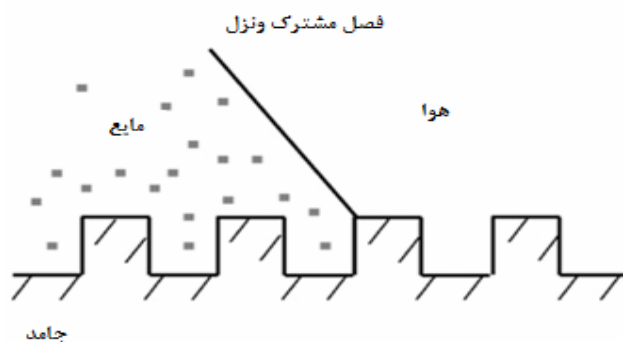
³ Cassie-Baxter

$$\text{Cos}\theta_w = r\text{Cos}\theta_Y \quad (2)$$

θ_w زاویه تماس ظاهری در نظریه ونزل، θ_Y زاویه تماس تعادلی یانگ برای همان ماده با سطح صاف و r نسبت زبری سطح است که طبق رابطه ۳ به دست می‌آید. در واقع r نسبت سطح واقعی به سطح هندسی می‌باشد [۸].

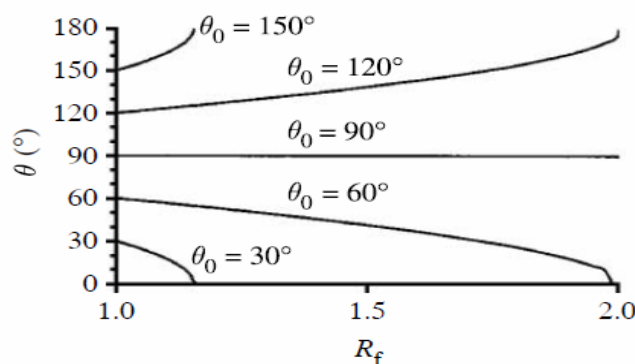
$$r = \frac{A_r}{A_0} = \frac{\text{Cos}\theta_w}{\text{Cos}\theta_Y} \quad (3)$$

که در این رابطه A_r سطح واقعی و A_0 سطح مشاهده شده یا سطح هندسی می‌باشد. شماتیکی از سطوح ونزل در شکل ۲ نشان داده شده است.



شکل ۲- شماتیکی از سطوح ونزل [۸].

طبق معادله ونزل، قطره در این حالت، تمایل به تشدید رفتار ذاتی سطح دارد یعنی اینکه اگر سطح صاف خاصیت آبدوستی از خود نشان دهد (یعنی اینکه، $\theta < 90^\circ$ باشد)، زبری باعث آبدوست‌تر شدن سطح می‌شود و اگر سطح صاف خاصیت آبگریزی از خود نشان دهد (یعنی اینکه، $\theta > 90^\circ$ باشد)، زبری سطح باعث افزایش آبگریزی سطح می‌شود [۸]. ارتباط زاویه تماس با زبری سطح به صورت طرحوار در شکل ۳ نشان داده شده است [۱۱].



شکل ۳- نمایش تغییرات زاویه تماس در زاویه تماس‌های مختلف یانگ به صورت تابعی از عامل زبری سطح طبق حالت ونزل [۱۱].

با این وجود برای برخی از سطوح مانند سطوح با زبری بالا یا سطوحی با ساختار متخلخل، قسمت سمت راست معادله ونزل (رابطه ۲) ممکن است از عدد یک بزرگتر شود، برای چنین سطوحی معادله ونزل اعتبار ندارد و مدل کیسی-باکستر مورد استفاده قرار می‌گیرد [۷].

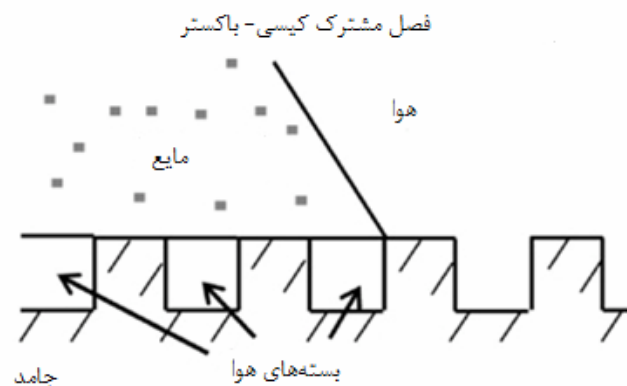
۲-۳- نظریه کیسی - باکستر

دومین حالت ممکنه برای یک قطره روی سطح زبر، مطابق با شکل ۴، معلق ماندن قطره آب روی برآمدگی‌های سطحی می‌باشد که در این حالت هوا در بین برآمدگی‌های سطحی و زیر قطره آب به دام می‌افتد. این شرایط را حالت کیسی-باکستر می‌نامند. به عبارت دیگر کیسی و باکستر با بیان معادله‌ای، زاویه تماس مایع را روی سطوح کامپوزیتی مرکب از هوا - جامد بررسی کردند. در

واقع در این سطوح، هوا در بین شیارهای سطحی به دام می‌افتد که تفاوت نظریه ونزل با این نظریه را نشان می‌دهد [۸]. رابطه ۴، به معادله کیسی و باکستر معروف است:

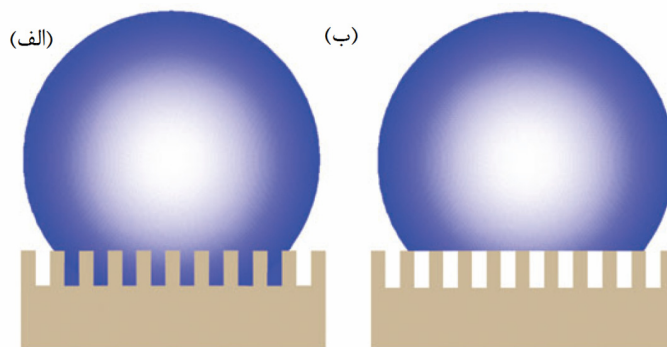
$$\text{Cos}\theta_{cb} = 1 + f_{sl}(\text{Cos}\theta_Y - 1) \quad (4)$$

که در این رابطه کسر مساحت سطحی جامد - مایع، θ_Y زاویه تماس یانگ و θ_{cb} زاویه تماس در نظریه کیسی و باکستر می‌باشد. در این نظریه هم، قطره تمایل به تشدید رفتار ذاتی سطح دارد که قبلاً به آن اشاره شد. این مدل نسبت به مدل ونزل سامانه دقیق تری را نشان می‌دهد، ولی تخمین دقیق پارامترها برای سطوحی که دارای ناهمواری تصادفی هستند، مشکل است [۸].



شکل ۴- شماتیکی از سطوح کیسی و باکستر [۸].

در شکل ۵ تصویر شماتیکی دیگری از حالت قرارگیری قطره آب بر روی سطوح زبر آورده شده است.



شکل ۵- شماتیکی از رفتار قطره مایع با بستر جامد زبر (الف) مدل ونزل، (ب) مدل کیسی و باکستر [۷].

۲-۴- نظریه بیک و کوری^۱

در این نظریه تاثیر عوامل هندسی سطح بر خاصیت ترشوندگی سطحی بررسی شده است. معادله ۵ به معادله بیک و کوری معروف است [۱۲].

$$\theta < \theta_c, \text{Cos}\theta_c = \frac{1 - \varphi_s}{r - \varphi_s} \quad (5)$$

در این رابطه θ_c زاویه تماس بحرانی، θ زاویه تماس در سطح صاف با همان ترکیب شیمیایی سطح زبر، r فاکتور زبری و φ_s کسر حجمی از سطح جامد که خشک باقی مانده است، می‌باشد.

از این رابطه می‌توان نتیجه گرفت که:

۱- برای یک سطح تخت ($r \rightarrow 1$) و در نتیجه $\theta_c = 0$ حاصل می‌شود یعنی تر شدن در سطوح صاف در صورتی رخ می‌دهد که

¹ Bico and Que'ré

زاویه تماس (θ) به صفر برسد.

۲- برای سطوح متخلخل ($r \rightarrow \infty$) و در نتیجه $\theta_c = \frac{\pi}{2}$ ، یعنی مایعاتی با زاویه تماسی (θ) کمتر از $\frac{\pi}{2}$ سطح را تر می‌کند. به عبارتی می‌توان نتیجه گرفت که ایجاد تخلخل باعث افزایش خاصیت آبدوستی سطوح آبدوست می‌شود. از آنجایی که اغلب $\theta_s < 1$ ، $r > 1$ است معادله همیشه یک زاویه تماس بین ۰ تا ۹۰ درجه را به عنوان زاویه تماس بحرانی معرفی می‌کند. بنابراین توانایی یک سطح بافت شده یا متخلخل برای هدایت یک مایع بر روی سطح می‌تواند با طراحی هندسه سطح تنظیم شود [۱۲].

۳- پوشش‌های فوق آبدوست

پوشش‌هایی با قابلیت پخش کردن سریع قطرات آب بر روی سطح و تشکیل زاویه تماس کمتر از ۵ درجه در مدت زمان کمتر از ۰/۵ ثانیه را پوشش‌های فوق آبدوست می‌نامند. خاصیت فوق آبدوستی در برخی از مواد در اثر تابش نور و در برخی از مواد دیگر به صورت ذاتی و بدون نیاز به عامل خارجی ایجاد می‌شود [۱۳]. تحت تابش نور خورشید قطرات آب بر روی سطوحی همچون دی اکسید تیتانیوم، زاویه تماسی تقریباً برابر با صفر ایجاد می‌کنند. به این اثر، خاصیت فوق آبدوستی فعال شده توسط اشعه فرابنفش گفته می‌شود که در سال ۱۹۹۷ برای دی اکسید تیتانیومی که در معرض نور خورشید قرار گرفته بود، کشف شد. تاکنون مکانیزم‌های متعددی برای سطوحی که به وسیله تابش نور خورشید به وضعیت فوق آبدوستی می‌رسند، ارائه شده است. یکی از این مکانیزم‌ها، تغییر ساختار سطحی به ساختار غیر پایدار می‌باشد. اما در مورد سطوحی که بدون نیاز به تابش نور و به صورت ذاتی خاصیت فوق آبدوستی دارند، فرآیند متفاوت است. خاصیت فوق آبدوستی در این سطوح یا مربوط به ذات ماده و انرژی سطحی آن بوده و یا متأثر از نوع بافت سطحی و زبری آن می‌باشد. فوق آبدوستی کاربردهای ویژه‌ای را به سطح القا می‌کند که از جمله آنها می‌توان به خاصیت ضدمه‌گرفتگی و خاصیت خود تمیزشوندگی اشاره کرد [۱۴، ۱۵]. در ادامه به معرفی رویکردهای ساخت سطوح فوق آبدوست و همچنین کاربردهای آن پرداخته شده است.

۳-۱- رویکردهای ساخت سطوح فوق آبدوست

در این قسمت در ابتدا در مورد سطوح فوق آبدوست موجود در طبیعت صحبت خواهد شد که اغلب در گیاهان وجود دارند و در ادامه دو رویکرد متداول برای ساخت سطوح فوق آبدوست مصنوعی شرح داده خواهد شد که عبارت‌اند از [۱۵]:

- سطوح فوق آبدوست ناشی از تابش نور که به وسیله مواد حساس به نور مثل دی اکسید تیتانیوم ایجاد می‌شوند.
- سطوح فوق آبدوست ناشی از بافت سطحی.

۳-۱-۱- سطوح فوق آبدوست طبیعی

فوق آبدوستی در سرتاسر طبیعت از جمله محدوده وسیعی از گونه‌های گیاهی فیلوژنی مستقل^۱ متداول و رایج می‌باشد. همچنین مثال‌های فراوانی می‌توان برای گیاهان آبرزی یا ماکروفیت‌ها بیان نمود که در منابع آبی و یا نزدیک آن رشد می‌کنند. سطوح فوق آبدوست گفته شده را می‌توان در سه دسته تقسیم بندی نمود [۱۵]:

- سطوح به طور دائم تر^۲
- سطوح گیاهان جذب کننده آب^۳
- سطوح فراهم کننده گسترش فوق العاده^۴

- سطوح به طور دائم تر

این سطوح معمولاً در ماکروفیت‌های غوطه‌ور حضور دارند که در زیر سطح آب رشد می‌کنند و از خشک شدن مصون می‌باشند. برخلاف گیاهان زمینی که در آن‌ها جذب و دفع گاز مستقیماً در اطراف جو صورت می‌پذیرد، گیاهان دریایی باید این کار را در

¹ Phylogenetically independent

² Permanently wet surfaces

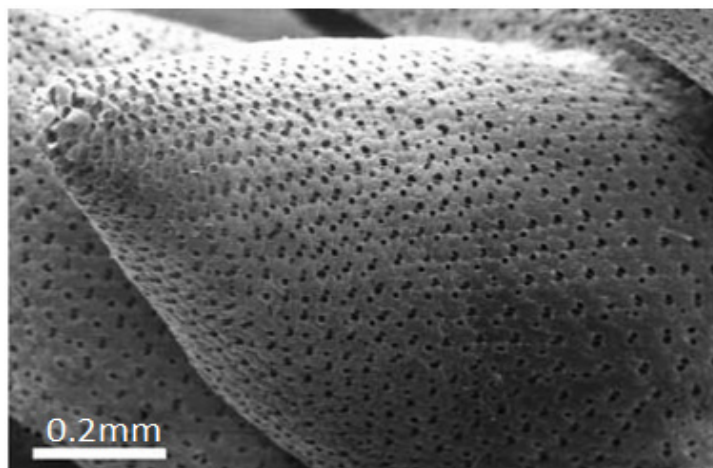
³ Water-absorbing plant surfaces

⁴ Surfaces providing for the 'super-spreading'

محیط‌های آبی که غلظت، حلالیت و نرخ نفوذ همگی به طور قابل توجهی کمتر است، انجام دهند. در نتیجه بسیاری از گیاهان دریایی دارای برگ‌های بزرگ و نازک با مساحت سطح ویژه زیاد می‌باشند [۱۵].

- سطوح گیاهان جذب کننده آب

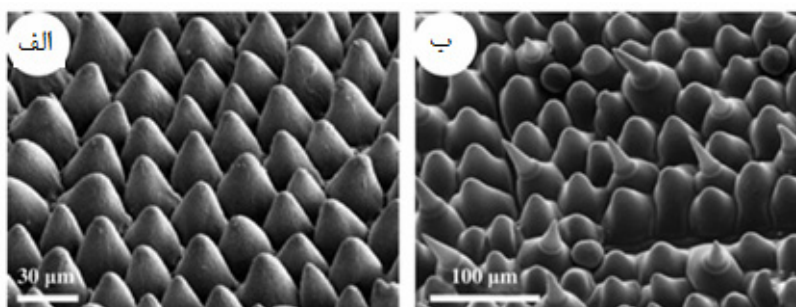
این سطوح معمولاً دارای حفره می‌باشند. برای مثال سطح خزّه که در شکل ۶ نشان داده شده است، دارای مجموعه‌ای از حفره‌ها با قطر ۱۰-۲۰ میکرومتری بر روی ساختار اسفنج مانند خود می‌باشند که از این طریق آب می‌تواند به داخل آن نفوذ کند. این توانایی جذب و مرطوب ماندن همراه با توانایی تبادل یون دلایل استفاده از خزّه در شرایط خاک‌های شنی می‌باشد [۱۶].



شکل ۶- تصویر SEM از سطح یک خزّه از نوع جذب کننده آب [۱۶].

- سطوح فراهم کننده گسترش فوق العاده

این سطوح در چندین گیاه گوشخوار (گرفتن حشرات) مشاهده شده است. برای مثال تله گیاهی به نام نپنسس رفلسیانا^۱ که با استفاده از ترشوندگی و لغزندگی سطح ایجاد می‌شود. در این سطوح گسترش سریع آب بر روی سطح به دلیل ریز ساختار ویژه باعث کاهش دوره خشک شدن گیاه، به دلیل افزایش فصل مشترک هوا/ آب، می‌شود. شکل ۷ الف ساختار برگ کالاتیا زبرینا^۲ را نشان می‌دهد که دارای ساختار مخروطی نسبتاً یکنواخت می‌باشد. زمانی که یک قطره آب بر روی سطح این برگ قرار می‌گیرد به سرعت گسترش می‌یابد و سطح را به طور کامل و در عرض چند ثانیه تر می‌کند. شکل ۷ ب ساختار برگ رولیا دیونسینا^۳ را نشان می‌دهد که شامل برآمدگی‌هایی در دو اندازه مختلف می‌باشد. ۵ میلی لیتر آب در زمان ۰/۲ ثانیه به طور کامل بر روی این برگ گسترش می‌یابد [۱۵، ۱۶].



شکل ۷- تصویر SEM از سطح یک گیاه فوق‌آبدوست از نوع گسترش دهنده آب
الف) با ساختار مخروطی یکنواخت، ب) با ساختار مختلف [۱۶].

¹ *Nepenthes rafflesiana*

² *Calathea zebrina*

³ *Ruellia devosiana*

۳-۱-۲- سطوح فوق‌آبدوست ناشی از تابش نور

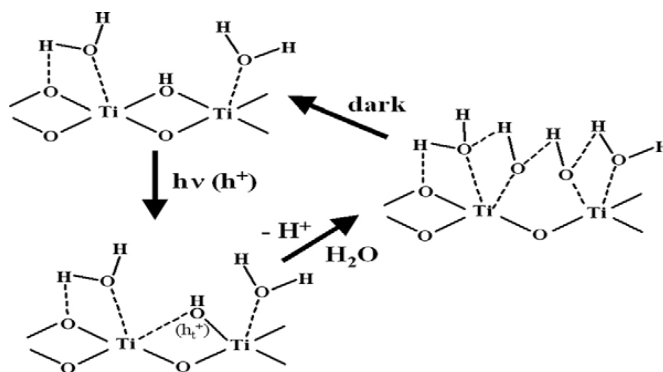
در اثر تابش نور فرابنفش به سطوح برخی از نیمه هادی‌ها از جمله دی‌اکسید تیتانیوم، جفت الکترون-حفره تشکیل می‌شود که در اثر واکنش با سطح خاصیت فوق‌آبدوستی را ایجاد می‌کند. وانگ و همکاران در سال ۱۹۹۷ برای اولین بار گزارش کردند که زاویه تماس در سطح دی‌اکسید تیتانیوم بعد از قرارگیری در معرض تابش نور فرابنفش به صفر کاهش می‌یابد [۱۷،۴]. علت فوق‌آبدوستی ناشی از تابش نور فرابنفش به سطح را می‌توان، الکترون‌ها و حفره‌های تولید شده به ترتیب در باند هدایت و باند ظرفیت دانست، که به شکل‌های زیر واکنش می‌دهند و باعث ایجاد خاصیت فوق‌آبدوستی می‌شوند [۱۷].



و حفرات، آنیون‌های O^{2-} را اکسید می‌کنند. در این فرایند، اتم‌های اکسیژن خارج می‌شوند و جاهای خالی اکسیژن مطابق با واکنش ۷ تولید می‌شوند:



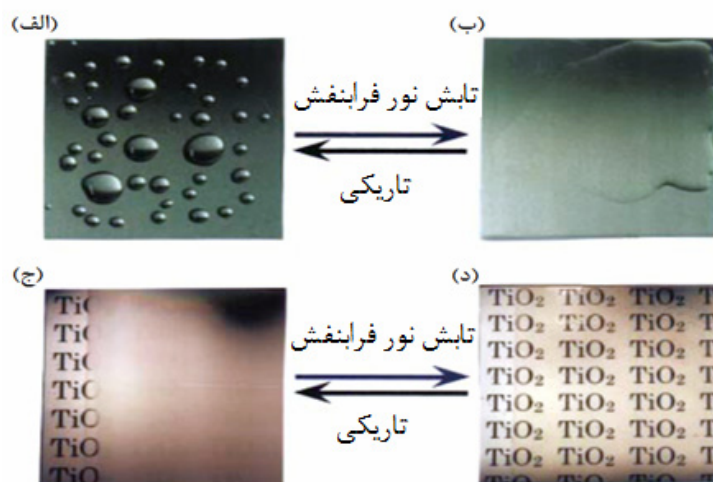
سپس مولکول‌های آب می‌توانند جاهای خالی اکسیژن را اشغال و تولید گروه‌های هیدروکسیل (OH) جذب سطح شده کنند که تمایل به ایجاد سطح آب‌دوست دارند. [۱۷]. گروه‌های هیدروکسیل موجود در لایه‌ها از جذب شیمیایی مولکول‌های آب و همچنین مقداری مولکول‌های آب که به طور فیزیکی روی سطح دی‌اکسید تیتانیوم جذب می‌شود، ناشی می‌شوند. مقداری از مولکول‌های آب جذب شده با دی‌اکسید تیتانیوم واکنش و گروه‌های Ti-OH را تشکیل می‌دهند. به طور کلی با افزایش جذب شیمیایی -OH روی سطح لایه‌های دی‌اکسید تیتانیوم، نیروهای واندروالس و برهم‌کنش پیوندهای هیدروژنی میان H_2O و -OH افزایش خواهد یافت. در نتیجه آب براحتی می‌تواند در سطح پهن شود و خاصیت فوق‌آبدوستی بهبود یابد [۱۷]. مکانیزم کلی در شکل ۸ نشان داده شده است [۱۸].



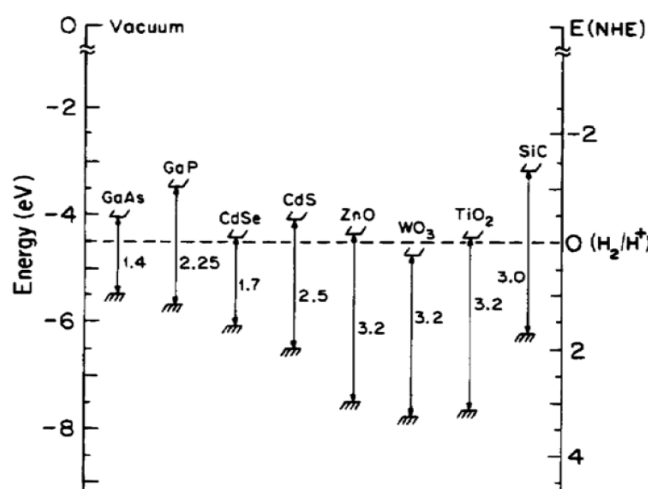
شکل ۸- مدل سطحی دی‌اکسید تیتانیوم در طول تغییرات آب‌دوستی برگشت پذیر [۱۸].

همانطور که در شکل ۹ مشاهده می‌شود سطح دی‌اکسید تیتانیوم تازه، در ابتدا دارای زاویه تماس ۷۲ درجه می‌باشد. اما زمانی که در معرض تابش نور فرابنفش قرار می‌گیرد، زاویه تماس به طور قابل توجهی کاهش می‌یابد و پس از گذشت مدت زمان مشخص، زاویه تماس به حدود صفر درجه می‌رسد. همچنین می‌توان مشاهده نمود که سطح دی‌اکسید تیتانیوم تازه که در معرض بخار آب قرار می‌گیرد به دلیل تشکیل قطرات آب کاملاً مات می‌باشد. این درحالی است که بعد از قرارگیری در معرض تابش نور فرابنفش لایه نازکی از آب بر روی سطح تشکیل می‌شود و باعث کاهش پراکندگی نور و در نتیجه شفافیت بالا می‌شود [۱۵].

علاوه بر دی‌اکسید تیتانیوم، نیمه هادی‌های دیگری از جمله ZnO ، SnO_2 ، WO_3 و V_2O_5 هم وجود دارد که انرژی شکاف نوار آن‌ها با ناحیه طول موج نور فرابنفش مطابقت دارد که در شکل ۱۰ برخی از این مواد رایج به همراه لبه نوارشان آورده شده است [۱۹،۴].



شکل ۹- بررسی زاویه تماس، الف) قبل، ب) بعد از تابش نور فرابنفش بر سطح دی اکسید تیتانیوم و بررسی مه‌گرفتگی بر روی سطح دی اکسید تیتانیوم، ج) قبل، د) بعد از تابش نور فرابنفش [۱۵].



شکل ۱۰- انرژی شکاف نوار برخی از نیمه هادی‌ها در الکترولیت‌های آبی در $pH=1$ [۱۹].

اگرچه موادی با این خاصیت برای ایجاد سطوح فوق‌آبدوست قابل اعتماد می‌باشند اما باید اشاره کرد که توانایی فوق‌آبدوستی این سطوح با قرار گرفتن در مکان‌های تاریک برای مدت زمان مشخص، از بین خواهد رفت. همچنین باید افزود که موادی با این خاصیت از لحاظ تنوع محدود می‌باشند [۴].

۳-۱-۳- سطوح فوق‌آبدوست ناشی از بافت سطحی

اصلاح مورفولوژی سطح یکی دیگر از راه‌هایی است که می‌تواند برای ساخت سطوح فوق‌آبدوست مورد استفاده قرار گیرد. همانطور که قبلاً گفته شد با توجه به پیشنهاد ونزل، ترشوندگی سطوحی که دارای زاویه تماس تعادلی کمتر از ۹۰ درجه می‌باشند می‌تواند از طریق اصلاح بافت سطحی که شامل افزایش زبری و ایجاد تخلخل می‌باشد، افزایش یابد. در ترشوندگی ونزل مایع در ترک‌ها، شیارها و مناطق بازی (حفره) که زبری سطحی ایجاد می‌کند، جریان می‌یابد و باعث کاهش زاویه تماس می‌شود. به عبارتی مطابق با معادله ونزل، آبدوستی یک سطح آبدوست با افزایش زبری، افزایش می‌یابد زیرا با اعمال زبری مساحت سطح حقیقی افزایش می‌یابد. همچنین پوشش‌هایی با یک ساختار متخلخل سه بعدی پیوسته به دو دلیل باعث افزایش آبدوستی می‌شوند: اول، با ایجاد مساحت سطح حقیقی زیاد و دوم ایجاد خاصیت مویینگی و نفوذ آب در درون ساختار خود، که موجب گسترش و پهن شدن آب در سرتاسر سطح می‌شود [۱۵].

به طور کلی سطوح آبدوست و فوق‌آبدوست نمی‌توانند خواص خود را برای مدت زمان طولانی حفظ کنند چراکه انرژی آزاد

سطحی بالایی دارند و ذرات گرد و غبار و آلودگی‌ها به راحتی به چنین سطوحی می‌چسبند تا انرژی سطحی را کاهش دهند [۱۵]. اگرچه همانطور که گفته شد ایجاد زبری روی یک سطح آبدوست باعث افزایش آبدوستی از طریق ایجاد مساحت سطح حقیقی بزرگتر می‌شود، اما زبری سطح نمی‌تواند دوام و پایداری آبدوستی سطح را بهبود بخشد. با این حال، یک ساختار متخلخل که به عنوان یک توسعه سه بعدی از زبری در نظر گرفته می‌شود، می‌تواند آبدوستی و در نتیجه ضدمه‌گرفتگی سطح را که برای مدت زمان طولانی در معرض گرد و غبار و آلودگی قرار می‌گیرد، حفظ کند. این موضوع را می‌توان از دیدگاه انرژی مورد بررسی قرار داد. از آنجا که میزان آبدوستی سطح به وسیله زاویه تماس آب با زیر لایه مشخص می‌شود و زاویه تماس هم طبق معادله یانگ به انرژی آزاد سطح در مساحت ظاهری واحد بستگی دارد، ساختاری با یک مساحت سطح حقیقی بزرگ در مساحت سطح ظاهری واحد، می‌تواند یک انرژی آزاد سطحی بزرگ را حتی پس از آلوده شدن، حفظ کند. بنابراین سطوح متخلخل با یک مساحت سطح حقیقی بزرگ بر خلاف سطوحی مانند سطوح دنداندار با الگوی میکرو حتی پس از آلوده شدن می‌تواند فوق آبدوست باقی بماند [۲۰].

به نظر می‌رسد که روش‌ها و ساختارهای زیادی برای ایجاد و القای زبری سطح مناسب وجود دارد که نتیجه آن سطوح فوق آبدوست می‌باشد. برای مثال بافت لیتوگرافیکی و ایجاد تخلخل می‌تواند سطح را به سمت فوق آبدوست شدن گرایش دهد [۱۵]. برای نمونه کبکی^۱ و همکاران لایه نازک نانو متخلخل قابل کنترل به روش لایه به لایه از نانو ذرات سیلیکا تهیه نمودند که دارای زاویه تماس قطره آب با سطح کمتر از ۵ درجه و زمان پخش شدن ۰/۵ ثانیه بود. این زاویه تماس کوچک به نفوذ سریع آب به داخل شبکه‌ای از نانو تخلخل‌های سه بعدی نسبت داده شد [۱۳].

ذکر این مطلب جالب توجه است که چندین مطالعه بر روی تبدیل مواد حساس به نور مثل دی اکسید تیتانیوم به مواد فوق آبدوست بدون قرارگرفتن در معرض تابش نور فرابنفش و به وسیله ایجاد ساختار متخلخل انجام گرفته که با موفقیت روبه‌رو بوده است. زوربا^۲ و همکارانش سطح دی اکسید تیتانیوم متخلخل سلسله مراتبی که دارای فوق آبدوستی پایدار بدون نیاز به تابش نور فرابنفش بود را تهیه کردند [۲۱].

۳-۲- روش‌های ساخت سطوح فوق آبدوست

روش‌های زیادی به منظور ساخت سطوح فوق آبدوست وجود دارد که از جمله‌ی آنها می‌توان به روش سل-ژل و روش لایه به لایه^۳ اشاره نمود که از جمله محبوب‌ترین روش‌ها برای ساخت پوشش‌های معدنی به شمار می‌آیند. همچنین می‌توان به روش‌های الکتروشیمیایی، روش شیمیایی و هیدروترمال^۴، جدایش فازی، رسوب بخار^۵ و تکنیک پلازما اشاره نمود [۴].

۴- کاربردهای پوشش‌های فوق آبدوست

۴-۱- خود تمیز شونده‌گی

یکی از کاربردهای پوشش‌های فوق آبدوست خود تمیز شونده‌گی می‌باشد که مکانیزم آن به صورت ذیل تشریح می‌شود: با توجه به چسبندگی زیاد بین قطره آب و سطح فوق آبدوست، قطره آب تمایل دارد که به زیر گرد و غبار، خاک و آلودگی‌های مایع نفوذ کند و اساساً به عنوان یک پل بین آلودگی‌ها و بستر عمل کند. به عبارت دیگر، آب یک لایه بین آلودگی‌ها و بستر تشکیل می‌دهد و یک سطح لغزشی را ایجاد می‌کند که تا حد زیادی چسبندگی بین آلودگی‌ها و بستر را کاهش می‌دهد و باعث جدا شدن آلودگی‌ها می‌شود [۱۵].

به نظر می‌رسد که مواد فتوکاتالیست فوق آبدوست از مکانیزم خود تمیز شونده‌گی متفاوتی بهره‌مند می‌باشند که برای دفع آلودگی‌های آلی موثرتر می‌باشد. زمانی که سطح مواد فتوکاتالیست مانند دی اکسید تیتانیوم نور فرابنفش را جذب می‌کند، از آب

¹ Cebeci

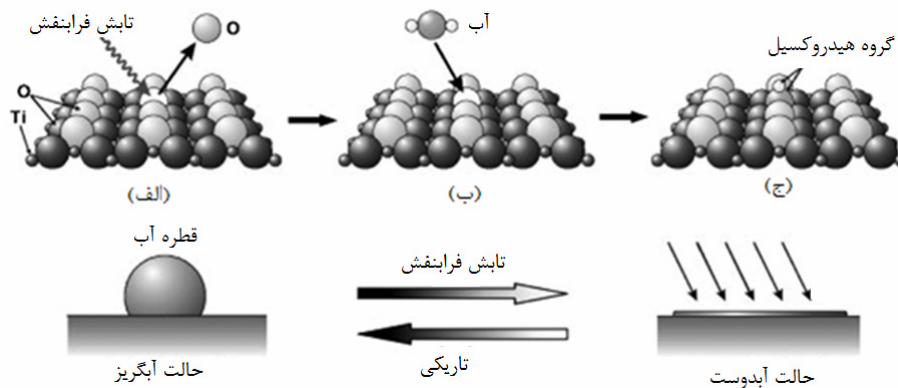
² Zorba

³ Layer-by-layer assembly

⁴ Chemical and hydrothermal method

⁵ Vapor deposition

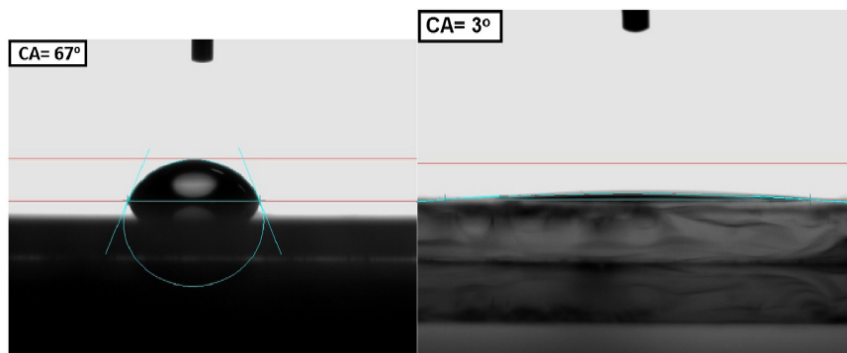
یا اکسیژن موجود در هوا، تشکیل اکسیژن فعال^۱ می‌دهند که به راحتی می‌تواند باعث تجزیه اکثر مواد آلی و باکتری‌ها شود (شکل ۱۱)(۲۲).



شکل ۱۱- مکانیسم فوق‌آبدوستی ناشی از تابش نور الف) ایجاد جای خالی اکسیژن روی سطح دی اکسید تیتانیوم در اثر تابش نور فرابنفش، ب) پیوند مولکول آب موجود در هوا با جای خالی ایجاد شده، ج) ایجاد گروه هیدروکسیل بر روی سطح و در نتیجه تشکیل لایه‌ای از آب، که به صورت شیمیایی جذب سطح شده است [۲۲].

۴-۲- ضدمه‌گرفتگی

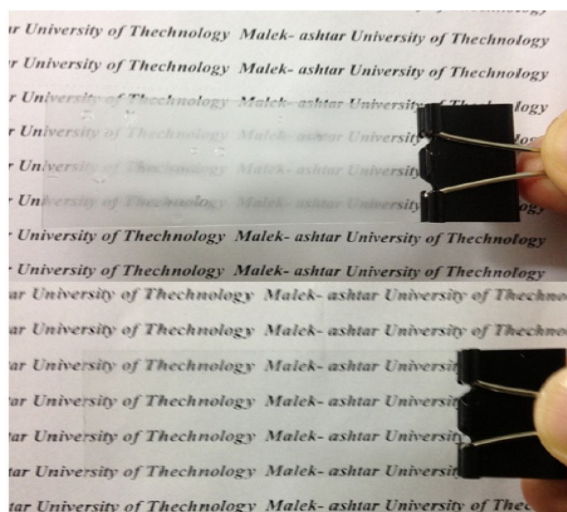
سطوح فوق‌آبدوست با بهره‌گیری از چسبندگی بالا و عملکرد مناسب تحت شرایط رطوبت بالا، به وسیله گسترش کامل بخار آب و تشکیل یک فیلم بسیار نازک و یکنواخت بر روی سطح، مانع از مه‌گرفتگی می‌شود. لایه نازک تشکیل شده باعث کاهش پراکندگی نور و حفظ شفافیت سطح می‌شود [۱۵]. اسحاقی^۲ و همکارانش در سال ۲۰۱۴ با استفاده از روش لایه به لایه پوشش نانو متخلخل سیلیکا بر روی زیرلایه شیشه‌ای به منظور بهبود خواص آبدوستی و ضدمه‌گرفتگی ایجاد نموده و خواص ساختاری، اپتیکی و آبدوستی آن را مورد بررسی قرار دادند [۲۳]. پوشش ایجاد شده در این تحقیق شامل دوازده لایه (PAA/PDDA-Silicate) می‌باشد که در دمای ۳۰۰ درجه سلسیوس به مدت ۴ ساعت کلسینه شده و شامل تخلخل‌هایی با ابعاد ۳۰ تا ۸۰ نانومتر می‌باشد. مطابق با شکل ۱۲ نتایج ارزیابی زاویه تماس نشان داد که زاویه تماس قطره با سطح از ۶۷° به ۳° کاهش یافته است. در ادامه عملکرد ضدمه‌گرفتگی پوشش فوق‌آبدوست با استفاده از یک آزمایش کیفی مورد بررسی قرار گرفت. در این ارزیابی نمونه به مدت ۳۰ دقیقه در دمای ۱۹- درجه سلسیوس سرد و سپس در معرض هوای مرطوب قرار گرفت. پوشش تحت این شرایط توانست شفافیت خود را حفظ کند (شکل ۱۳)(۲۳).



شکل ۱۲- زاویه تماس آب با سطح شیشه (سمت چپ) و سطح پوشش (سمت راست) [۲۳].

^۱ Activated oxygen

^۲ Eshaghi



شکل ۱۳- تصویر شیشه بدون پوشش (بالایی) و شیشه با پوشش ضدمه (پایینی) [۲۳].

استفاده از سطوح فوق آبدوست برای مقابله با مه‌گرفتگی کاربردهای فراوانی از جمله در آینه‌ها^۱، لنزها^۲، سلول‌های خورشیدی، شیشه‌های اتومبیل و غیره دارد [۱۵]. به طور کلی کاربردهای پوشش‌های ضدمه گسترده و متنوع است. در جدول ۱ به برخی از این کاربردها اشاره شده است.

جدول ۱- کاربردهای پوشش‌های فوق آبدوست ضدمه [۲۴]

مقوله	کاربرد
وسایل نقلیه	سطح داخلی پنجره‌ها، آینه دید عقب و شیشه جلوی وسیله نقلیه
تولیدات مصرفی	لوازم سفره، ظروف آشپزخانه
رنگ	رنگ‌ها و پوشش‌های چند منظوره
جاده‌ها	آینه‌های مورد استفاده در جاده
خانه‌ها	آینه‌های حمام
فروشگاه‌ها	قفسه‌های شیشه‌ای جایخی یخچال
تجهیزات الکتریکی و الکترونیکی	مبدل‌های حرارتی برای دستگاه‌های تهویه مطبوع و تجهیزات عبور الکتريسته ولتاژ بالا
تجهیزات اپتیکی	عدسی نوری

۵- نتیجه‌گیری

- در این مقاله به مطالعه پوشش‌های فوق آبدوست ضدمه، رویکردها و روش‌های ساخت و کاربرد این پوشش‌ها پرداخته شد. نتایج حاصل از این مطالعات به‌طور مختصر در زیر آورده شده‌اند.
- پوشش‌های فوق آبدوست به منظور ایجاد خاصیت ضدمه‌گرفتگی بر روی سطح تجهیزات اپتیکی و رفع مشکلات ناشی از آن طراحی و مورد استفاده قرار می‌گیرند.
 - خاصیت فوق آبدوستی پوشش‌ها، به ترکیب شیمیایی و مورفولوژی سطحی بستگی دارد.
 - با افزایش زبری و ایجاد تخلخل در پوشش، می‌توان خاصیت فوق آبدوستی و در نتیجه خاصیت ضدمه‌گرفتگی را بهبود بخشید.

¹ Mirror

² Lenses

- پایداری خاصیت فوق آبدوستی پوشش‌های حساس به نور در محیط‌های تاریک به وسیله ایجاد تخلخل در پوشش، افزایش می‌یابد.

مراجع

- [1] X. Liu, X. Du and J. He, Hierarchically Structured Porous Films of Silica Hollow Spheres via Layer-by-Layer Assembly and Their Superhydrophilic and Antifogging Properties, *Physical Chemistry Chemical Physics* 9 (2008) 305-309.
- [2] W. Shimizu, T. Matsumoto, S.H. Hosoo, H. Nagahira and Y. Murakami, Superhydrophilic Microporous Silica Coatings on polymer substrate, *Journal of the ceramic society of japon* 115[11] (2007) 712-716.
- [3] B. Bhushan and Y. C. Jung, Wetting, Adhesion and Friction of Superhydrophobic and Hydrophilic leaves and Fabricated micro/nanopatterned surfaces, *Journal of Physics: Condensed Matter* 20 (2008) 1-24.
- [4] L. Zhang, N. Zhao and J. Xu, Fabrication and application of superhydrophilic surfaces: a review, *Journal of Adhesion Science and Technology* 28 (2014) 769-790.
- [5] D. Bonn, J. Eggers, J. Indekeu, J. Meunier and E. Rolley, Wetting and spreading, *Reviews of Modern Physics* 81 (2009) 739-805.
- [6] G. Kumar and K. N. Prabh, Review of non-reactive and reactive wetting of liquids on surfaces, *Advances in Colloid and Interface Science* 133 (2007) 61-89.
- [7] K. Liu, X. Yao and L. Jiang, Recent developments in bio-inspired special wettability, *Chemical Society Reviews* 39 (2010) 3240-3255.
- [8] M.A. Mohamed, A. M. Abdullah and N. A. Younan, Corrosion behavior of superhydrophobic surfaces: a review, *Arabian journal of chemistry* (2014).
- [9] A. Marmur, Wetting on hydrophobic rough surfaces: to be heterogeneous or not to be, *Langmuir* 19 (2003) 8343-8348.
- [10] S. H. Kim, Fabrication of superhydrophobic surfaces, *Journal of Adhesion Science and technology* 22 (2008) 235-250.
- [11] B. Bhushan, Y. C. Jung and K. Koch, Micro-, nano- and hierarchical structures for super hydrophobicity, selfcleaning and low adhesion, *Philosophical Transactions* 367 (2009) 1631-1672.
- [12] J. Bico, U. Thiele and D. Que' re, Wetting of textured surfaces, *Colloids and Surfaces* 206 (2002) 41-46.
- [13] F. C. Cebeci, Zh. Wu, L. Zhai, R. E. Cohen, and M. F. Rubner, Nanoporosity-Driven Superhydrophilicity: A Means to Create Multifunctional Antifogging Coatings, *Langmuir* 22 (2006) 2856-2862.
- [14] Wang R, Hashimoto K, Fujishima A, Chikuni M, Kojima E, Kitamura A, Shimohigoshi M and Watanabe T. Light-induced amphiphilic surfaces *Nature* (1997) 388:431.
- [15] J. Zhang and S. J. Severtson, Fabrication and use of artificial superhydrophilic surfaces, *Journal of Adhesion Science and Technology* 28 (2014) 751-768.
- [16] K. Koch and W. Barthlott, Superhydrophobic and superhydrophilic plant surfaces: an inspiration for biomimetic materials, *philosophical transactions of the royal society* 367 (2009) 1487-1509.
- [17] A. Eshaghi, M. Pakshir and R. Mozaffarinia, Photoinduced properties of nanocrystalline TiO₂ Sol-Gel derived thin films, *Bulletin of Materials Science* 33 (2010) 365-369.
- [18] A. Fujishima and X. Zhang, Titanium dioxide photocatalysis: Present situation and future approaches, *Comptes Rendus Chimie* 9 (2006) 750-760.
- [19] A. L. Linsebigler, G. Lu and J. T. Yates, Photocatalysis on TiO_n Surfaces: Principles, Mechanisms, and Selected Results, *Chemical Reviews* 95 (1995) 735-758.
- [20] T. Fujima, E. Futakuchi, T. Tomita, Y. Orai and T. Sunaoshi, Hierarchical Nanoporous Glass with Antireflectivity and Superhydrophilicity by One-Pot Etching, *Langmuir* 30 (2014) 14494-14497.
- [21] V. Zorba, X. Chen and S.S. Mao, Superhydrophilic TiO₂ surface without photocatalytic activation, *Applied Physics Letters* 96 (2010) 093702-093703.
- [22] Y. Takata, S. Hidaka, M. Masuda and T. Ito, Pool boiling on a superhydrophilic surface, *International Journal of Energy Research* 27 (2003) 111-119.
- [23] A. Eshaghi and M. Mojab, Fabrication of antireflective antifogging nano-porous silica thin film on glass substrate by layer-by-layer assembly method, *Journal of Non-Crystalline Solids* 405 (2014) 148-152.
- [24] A. Fujishima, T. N. Rao and D.A. Tryk, Titanium dioxide photocatalysis, *Journal of Photochemistry and Photobiology C: Photochemistry Reviews* 1 (2000) 1-21.



مهندس علیرضا پورابراهیم، نویسنده مسئول مقاله، دانشگاه صنعتی مالک اشتر

اثر ترکیب اولیه‌ی پودری بر سنتز Ti_3SiC_2 به روش سینتر پلاسمای جرقه‌ای

علیرضا پورابراهیم*، حمیدرضا بهاروندی، ناصر احسانی

دانشگاه صنعتی مالک اشتر

چکیده: کاربرد تیتانیوم سیلیسیم (Ti_3SiC_2) با ساختار بلوری هگزاگونال لایه‌ای به خانواده‌ای از ترکیبات سه جزئی جدید به نام مکس فاز تعلق داشته که به دلیل دارا بودن خواص مطلوب سرامیک‌ها و فلزات، مورد توجه محققین بسیاری قرار گرفته است. اما سنتز نمونه‌های تکفاز و چگال Ti_3SiC_2 با مشکلاتی همراه بوده و همواره تلاش‌ها برای سنتز این ماده به شکل بالک منجر به تشکیل فازهای ناخواسته‌ی اضافی مانند TiC و SiC شده است. با پیشرفت علم، تکنیک‌های مختلفی جهت سنتز بالک Ti_3SiC_2 به کار گرفته شده که یکی از این روش‌ها، سینتر پلاسمای جرقه‌ای می‌باشد. سینتر پلاسمای جرقه‌ای از اثرگذاری بیشتری برخوردار بوده و در زمان‌های کوتاه و دماهای پایین‌تری نسبت به روش‌های دیگر انجام شده که سبب حصول خواص مکانیکی بهتری در محصول نهایی می‌شود. یکی از عوامل مهم و تأثیرگذار بر سنتز مکس فاز Ti_3SiC_2 و مقدار ناخالصی در محصول نهایی به دست آمده از سینتر پلاسمای جرقه‌ای، ترکیب اولیه‌ی پودری با نسبت‌های مولی مختلف بوده که سبب انجام تحقیقات زیادی در این زمینه شده است. در این مقاله اثر ترکیب‌های اولیه‌ی پودری با نسبت‌های مولی مختلف بوده که سبب انجام تحقیقات زیادی در این زمینه شده است. در این مقاله اثر ترکیب‌های اولیه‌ی پودری با نسبت‌های مولی مختلف از جمله $Ti:Si:C$ ، $Ti:Si:TiC$ ، $Ti:Si:C:C$ ، $Ti:Si:TiC:TiC$ ، $Ti:TiSi_2:TiC$ بر سنتز مکس فاز نانولایه‌ای Ti_3SiC_2 و مقدار ناخالصی TiC با استفاده از روش سینتر پلاسمای جرقه‌ای بررسی شد. نتایج نشان داد که ترکیب اولیه‌ی پودری $Ti:Si:TiC$ با نسبت مولی ۲:۳:۳، سینتر شده در $1300^\circ C$ منجر به سنتز محصولی با $99/2\%$ درصد وزنی Ti_3SiC_2 و کمترین ناخالصی می‌شود.

کلمات کلیدی: Ti_3SiC_2 ، ترکیب اولیه‌ی پودری، سینتر پلاسمای جرقه‌ای، ناخالصی TiC .

۱- مقدمه

کاربرد تیتانیوم سیلیسیم (Ti_3SiC_2) به خانواده‌ای از ترکیبات سه جزئی جدید به نام مکس فاز با فرمول عمومی $M_{n+1}AX_n$ تعلق داشته - که M فلز واسطه، A عنصر گروه A (اغلب گروه IIIA و IVA) و X کربن و یا نیتروژن و $n=4, 3, 2, 1, 0$ بوده - که به صورت نانولایه‌های پایدار ترمودینامیکی تعریف می‌شوند. بر اساس پیش‌بینی‌های صورت گرفته و نتایج به دست آمده، اثبات شده که جامدات در مقیاس نانو، به خصوص لایه‌ها، باید ویژگی‌های مکانیکی غیرمعمول و استثنایی از خود نشان دهند. ساختار بلوری Ti_3SiC_2 هگزاگونال لایه‌ای بوده که لایه‌های Si توسط سه لایه‌ی فشرده‌ی Ti جدا شده و اتم‌های کربن مکان‌های هشت‌وجهی بین آن‌ها را اشغال کرده‌اند [۱،۲]. Ti_3SiC_2 به دلیل دارا بودن خواص مطلوب سرامیک‌ها و فلزات، مورد توجه محققین بسیاری قرار گرفته است. این ترکیب مشابه سرامیک‌ها، استحکام بالا، نقطه‌ی ذوب و پایداری حرارتی بالا و مقاومت به اکسیداسیون مناسبی دارد. به علاوه مانند فلزات، هدایت الکتریکی و حرارتی مناسب، قابلیت ماشین‌کاری با ابزار معمول و مقاومت به شوک حرارتی مطلوبی دارد [۱،۳]. هم‌چنین از آنجاییکه نسبت سفتی به سختی Ti_3SiC_2 مشابه فلزات داکتیل است، به عنوان یک سرامیک داکتیل شناخته می‌شود [۴]. به علاوه ذکر این مطلب خالی از لطف نیست که اگرچه چگالی Ti_3SiC_2 ($4/53 \text{ g/cm}^3$) نصف چگالی سوپرآلیاژهای پایه نیکل بوده اما استحکامی مشابه این سوپرآلیاژها و سفتی‌ای دو برابر آن‌ها دارد [۱،۵]. اولین سنتز Ti_3SiC_2 در سال ۱۹۶۷ توسط جتسکو^۱ و نووتنی^۲ [۶] با استفاده از واکنش شیمیایی بین TiH_2 و Si و گرافیت در $2000^\circ C$ انجام

¹ Jeitschko

² Nowotny

شد. از آن به بعد محققین زیادی، تلاش‌های بسیاری را برای سنتز بالک Ti_3SiC_2 تکفاز و خالص با استفاده از روش‌های مختلف مانند پرس ایزواستاتیک گرم [۳،۷]، پرس داغ [۳،۸،۹،۱۰]، سنتز خود احتراقی دما بالا با کمک فشار [۱۱]، رخنه دهی [۱۲،۱۳]، سینتر در خلأ [۱۴] و سینتر پلاسمای جرقه‌ای [۱۵،۱۶] به کار بردند. در میان روش‌های مذکور، سینتر پلاسمای جرقه‌ای یا سینتر دشارژ پالسی از اثرگذاری بیشتری برخوردار بوده و زمان و دمای سینتر پایین‌تری نسبت به روش‌های دیگر داشته و محصول نهایی شامل دانه‌های ریزی می‌باشد. بنابراین خواص مکانیکی مواد تولید شده با استفاده از سینتر پلاسمای جرقه‌ای بهتر از روش‌های موجود دیگر است [۱۷،۱۸]. سنتز Ti_3SiC_2 تک جزئی توسط روش سینتر پلاسمای جرقه‌ای با استفاده از ترکیب‌های اولیه‌ی پودری مختلفی [۱۹-۲۵] انجام شده است.

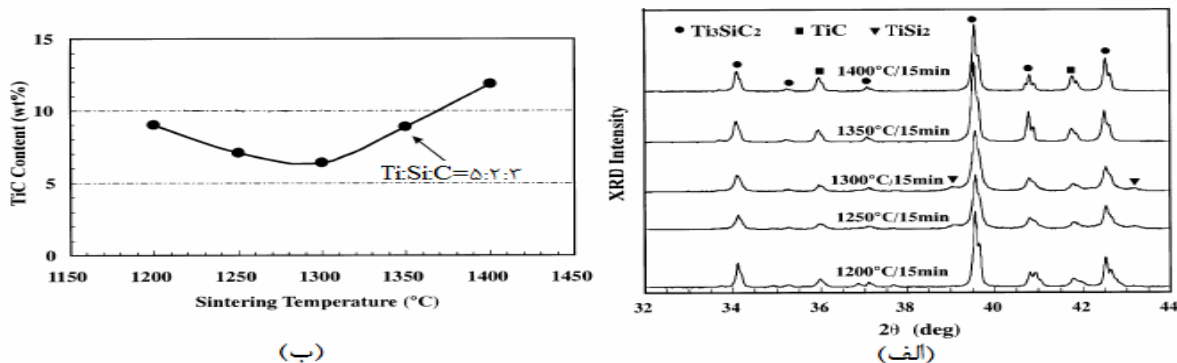
هدف از این پژوهش بررسی اثر ترکیب‌های اولیه‌ی پودری از جمله Ti_3SiC_2 ، Ti_2SiC ، $TiSi_2$ ، $TiSiC$ ، Ti_3SiC_2 ، $TiSi_2$ ، $TiSiC$ ، Ti_3SiC_2 و مقدار فاز ثانویه‌ی TiC می‌باشد.

۲- سنتز Ti_3SiC_2 به روش سینتر پلاسمای جرقه‌ای

با توجه به دیگرام فازی سه جزئی $Ti-Si-C$ و قابلیت دسترسی به پودرهای اولیه، پنج مسیر واکنش برای سنتز ترکیبات سه جزئی و چندبلوری Ti_3SiC_2 به روش سینتر پلاسمای جرقه‌ای وجود دارد که عبارتند از: Ti_3SiC_2 ، Ti_2SiC ، $TiSi_2$ ، $TiSiC$ ، Ti_3SiC_2 ، $TiSi_2$ ، $TiSiC$ در ادامه هر یک از ترکیب‌های اولیه به صورت جداگانه مورد بررسی قرار گرفته است.

۲-۱- $Ti:Si:C$

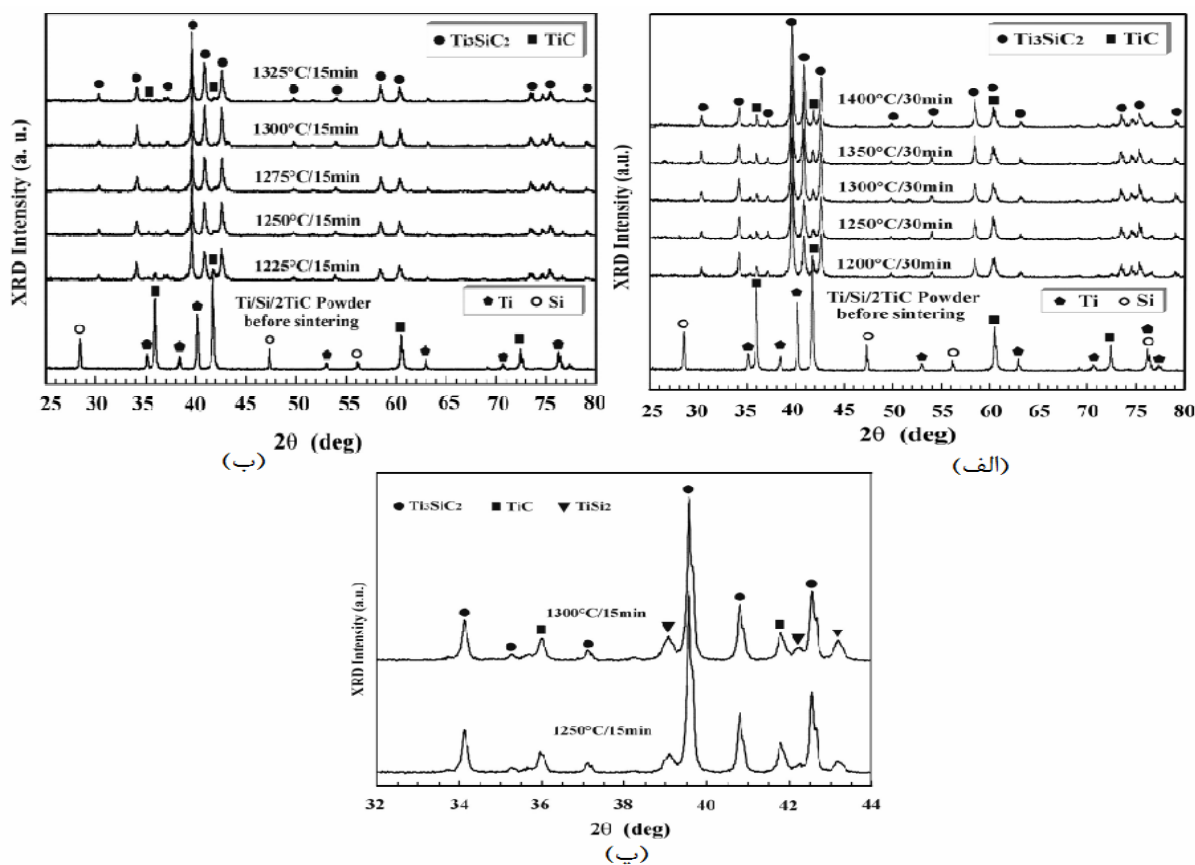
در رابطه با نسبت استوکیومتری $Ti:Si:C$ (۳:۱:۲) می‌توان گفت که حداکثر درصد Ti_3SiC_2 با سینتر این ترکیب در دمای $1250^\circ C$ به مدت ۱۵ دقیقه به دست آمده (۶۵/۴ درصد وزنی) و نمی‌توان Ti_3SiC_2 با خلوص بالا را با این نسبت مولی و روش سینتر پلاسمای جرقه‌ای به دست آورد. برای افزایش خلوص محصول و جبران تبخیر Si طی فرآیند سینتر، مقدار بیشتری Si به ترکیب اولیه‌ی پودر اضافه شد که افزودن Si اضافی تا حدود ۱۵ درصد، هیچ اثر قابل توجهی بر روی مقدار Ti_3SiC_2 و TiC نگذاشت. با استفاده از نسبت مولی $3:1/5:2$ ، مشاهده شد که حداکثر خلوص Ti_3SiC_2 حدود ۹۰ درصد وزنی بوده و پیک‌های TiC در الگوی پراش این نمونه نسبت به نمونه‌ی $1:2:3$ کاهش یافته‌اند. با افزایش بیشتر مقدار Si ، Si اضافی با Ti واکنش داده و فاز $TiSi_2$ در طول فرآیند سینتر تشکیل شد. برای بررسی بیشتر اثر Si ، سینتر نمونه‌ها با نسبت مولی $5:2:3$ در دماهایی زیر $1400^\circ C$ و مدت کوتاهی انجام پذیرفت. با توجه به الگوهای XRD این نمونه‌ها که در شکل ۱ (الف) نشان داده شده، می‌توان گفت که پیک‌های TiC کمتر از پیک‌های Ti_3SiC_2 موجود در نمونه‌های قبل بوده و Ti_3SiC_2 پیک اصلی شده است. با توجه به شکل ۱ (ب) که میزان TiC بر حسب دمای سینتر را در نمونه‌ها با نسبت مولی $5:2:3$ نشان می‌دهد، مشخص است که مقدار TiC تا $6/4$ درصد وزنی در $1300^\circ C - 1250^\circ C$ کاهش یافته است. بنابراین استفاده از این نسبت مولی برای سنتز Ti_3SiC_2 با استفاده از روش سینتر پلاسمای جرقه‌ای مناسب‌تر به نظر می‌رسد [۱۹].



شکل ۱- (الف) الگوی XRD و (ب) مقدار TiC در نمونه‌های سینتر شده در $1200^\circ C - 1400^\circ C$ با ترکیب اولیه‌ی $Ti:Si:C$ و نسبت مولی $5:2:3$ به مدت ۱۵ دقیقه [۱۹].

Ti:Si:TiC-۲-۲

با استفاده از این ترکیب پودری و با تغییر نسبت مولی از ۱:۱:۲ به نسبت غیراستوکیومتری ۲:۲:۳، مقدار فاز Ti_3SiC_2 از ۹۷ تا ۹۹ درصد وزنی افزایش یافت [۲۰، ۲۶]. ژانگ^۱ و همکارانش [۲۰] از ترکیب اولیه‌ی پودری Ti:Si:TiC با سه نسبت مولی شامل ۱:۱:۲ (نسبت استوکیومتری)، ۲:۲:۳ و ۲:۳:۴ برای انجام مطالعات خود استفاده کردند. با توجه به الگوهای XRD نمونه با نسبت مولی ۱:۱:۲، سینتر شده در $1400^{\circ}C - 1200^{\circ}C$ به مدت ۳۰ دقیقه، نشان داده شده در شکل ۲ (الف) می‌توان گفت که با انجام سینتر در دماهای مختلف، پیک‌های Ti و Si مربوط به پودرها کاملاً ناپدید شده و پیک‌های Ti_3SiC_2 با شدت زیاد ظاهر شده‌اند. این نتایج بیانگر وجود Ti_3SiC_2 به عنوان فاز اصلی به همراه مقدار کمی TiC در محصول می‌باشد. در شکل ۲ (ب) الگوهای XRD پودر و نمونه‌ها با نسبت مولی ۲:۲:۳، سینتر شده در دماهای $1325^{\circ}C - 1225^{\circ}C$ به مدت ۱۵ دقیقه آورده شده است. شدت پیک‌های TiC در نمونه‌ها با نسبت مولی ۲:۲:۳، سینتر شده در دمای $1300^{\circ}C$ و $1250^{\circ}C$ در الگوی XRD ناپدید شده‌اند. برای بررسی Si اضافی از نسبت مولی ۲:۳:۴ استفاده شد. سینتر این نمونه‌ها در دماهای $1250^{\circ}C$ و $1300^{\circ}C$ به مدت ۱۵ دقیقه انجام پذیرفت. با توجه به الگوهای XRD این نمونه‌ها که در شکل ۲ (پ) نشان داده شده است، می‌توان گفت که علاوه بر فازهای TiC و Ti_3SiC_2 ، فاز دیگری در $43^{\circ}2\theta$ و $39^{\circ}2\theta$ وجود دارد. این پیک‌ها به $TiSi_2$ مرتبط بوده که نشان دهنده‌ی تشکیل فاز یوتکتیک Si-TiSi₂ در طول سینتر در دماهای مذکور می‌باشد.

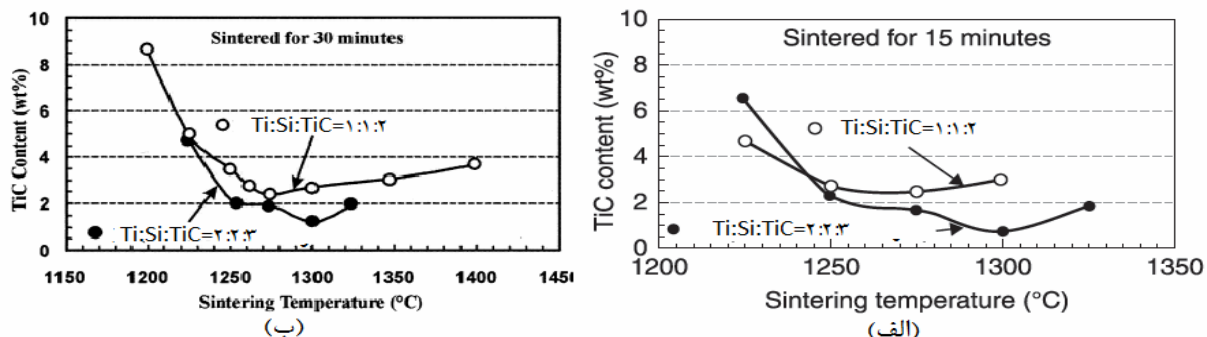


شکل ۲- الگوهای XRD پودر و نمونه‌ها با نسبت‌های مولی مختلف، الف) ۱:۱:۲، سینتر شده در $1400^{\circ}C - 1200^{\circ}C$ به مدت ۳۰ دقیقه (ب) ۲:۲:۳، سینتر شده در $1325^{\circ}C - 1225^{\circ}C$ به مدت ۱۵ دقیقه و (پ) ۲:۳:۴ در دماهای $1250^{\circ}C$ و $1300^{\circ}C$ به مدت ۱۵ دقیقه [۲۰].

اشکال ۳ نشان‌دهنده‌ی مقدار TiC در نمونه‌ها با نسبت مولی ۱:۱:۲ و ۲:۲:۳ در دما و زمان‌های سینتر مختلف هستند. با توجه به شکل ۳ (الف) که نشان دهنده‌ی مقدار TiC برای نمونه‌های سینتر شده در محدوده‌ی دمایی $1325^{\circ}C - 1225^{\circ}C$ به مدت ۱۵ دقیقه

¹ Zhang

است، مشاهده می‌شود که مقدار TiC در نمونه‌ها با نسبت مولی ۱:۱:۲ در محدوده‌ی ۱۳۰۰-۱۲۵۰ تقریباً ثابت بوده (حدود ۴-۳ درصد وزنی) و این مقدار در همین محدوده‌ی دمایی، در نمونه‌ها با نسبت مولی ۲:۲:۳ کمتر از نمونه‌های ۱:۱:۲ بوده است. در دمای ۱۳۰۰°C، مقدار TiC در نمونه با نسبت مولی ۲:۲:۳ تا مقدار ۰/۸ درصد وزنی کاهش یافته است. زمانی که سینتر به مدت ۳۰ دقیقه انجام شد (شکل ۳ (ب))، باز هم نمونه‌ها با نسبت مولی ۲:۲:۳ مقدار TiC کمتری داشتند [۲۰].



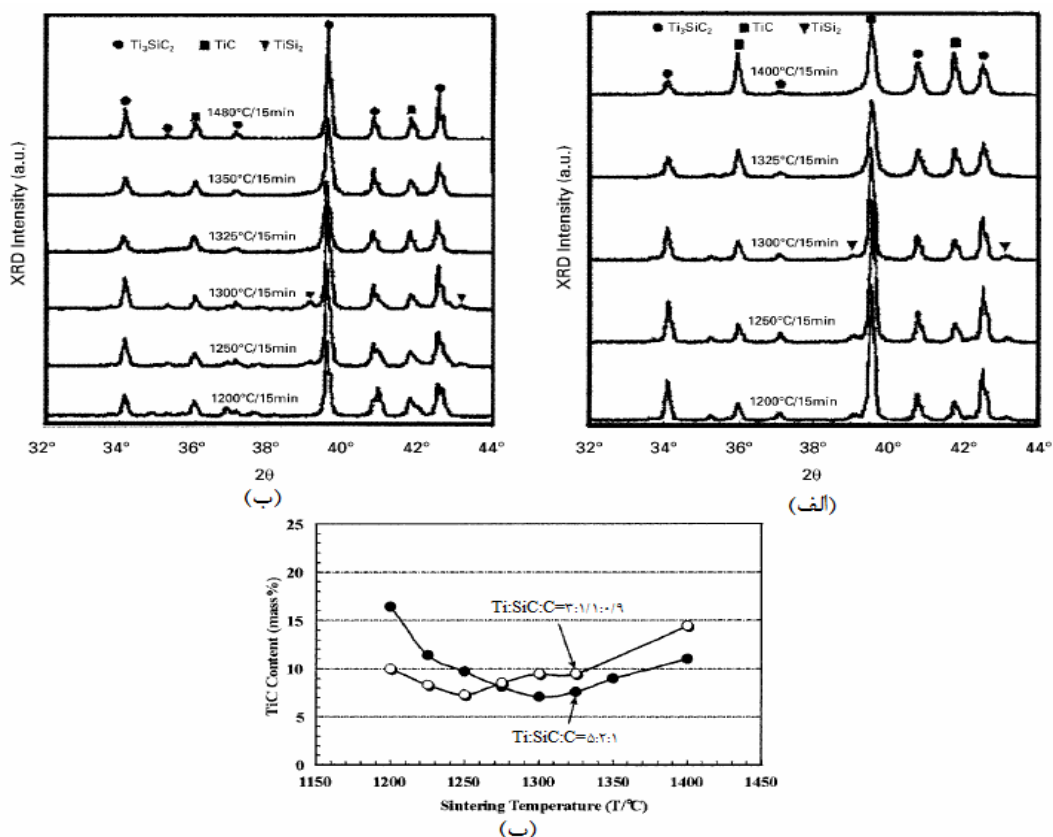
شکل ۳- مقدار TiC در نمونه‌های سینتر شده در دماها و زمان‌های مختلف؛ الف) سینتر شده در ۱۳۲۵-۱۲۲۵ به مدت ۱۵ دقیقه و ب) نمونه‌های سینتر شده در ۱۴۰۰-۱۲۰۰ به مدت ۳۰ دقیقه [۲۰].

۲-۳- Ti:Si:C

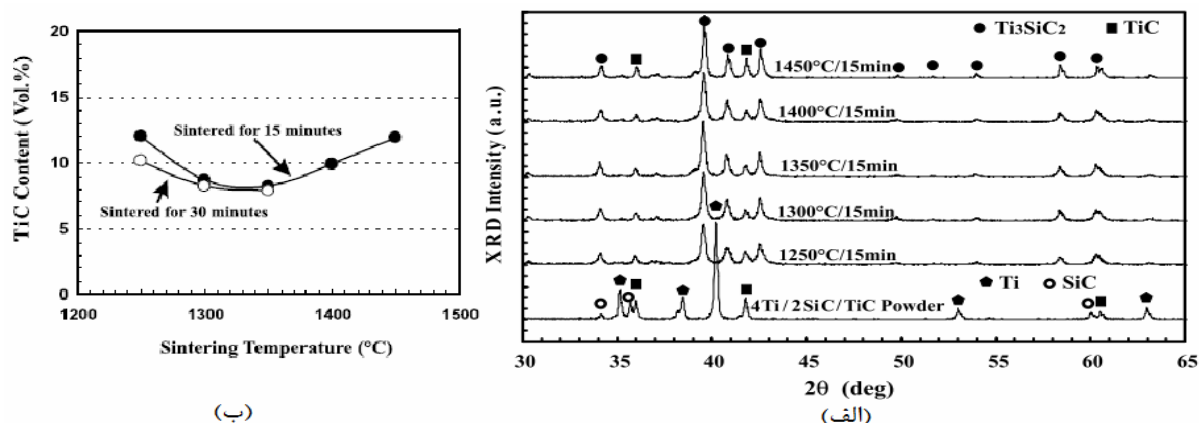
ژانگ و همکارانش [۲۲] سنتز Ti_3SiC_2 را با نسبت‌های مولی ۳:۱:۱، ۳:۱/۱:۰/۹، ۵:۲:۱ و ۳:۱/۵:۰/۵ با استفاده از ترکیب اولیه‌ی پودری Ti:Si:C انجام دادند. آن‌ها دریافتند که با انتخاب نسبت‌های مولی ۳:۱/۱:۰/۹ یا ۵:۲:۱، خلوص Ti_3SiC_2 تا ۹۳ درصد وزنی بهبود خواهد یافت. با توجه به شکل ۴ (الف) که الگوی XRD نمونه‌ی سینتر شده با نسبت مولی ۳:۱/۱:۰/۹ را در محدوده‌ی ۱۴۰۰-۱۲۰۰ به مدت ۱۵ دقیقه نشان می‌دهد، می‌توان گفت که پیک اصلی در تمام نمونه‌ها، Ti_3SiC_2 بوده و فاز ثانویه‌ی TiC، شدت نسبتاً کمی داشته است. همچنین پیک‌های $TiSi_2$ با شدت کم‌تر در نمونه‌های سینتر شده در محدوده‌ی دمایی ۱۳۰۰-۱۲۰۰، در $2\theta = 39^\circ$ و $43/3^\circ$ مشاهده شده‌اند. الگوهای XRD نمونه‌ی سینتر شده با نسبت مولی ۵:۲:۱ در محدوده‌ی دمایی ۱۴۰۰-۱۲۰۰ به مدت ۱۵ دقیقه، ویژگی‌هایی مانند نمونه با نسبت مولی ۳:۱/۱:۰/۹ دارد (شکل ۴ (ب)). با توجه به شکل ۴ (پ) که مقدار TiC را در نمونه‌های سینتر شده در ۱۴۰۰-۱۲۰۰ به مدت ۱۵ دقیقه نشان می‌دهد، می‌توان گفت که با افزایش دمای سینتر، مقدار TiC در نمونه‌ها کاهش یافته و به کم‌ترین مقدار خود، حدود ۷ درصد وزنی، در دماهای ۱۲۵۰ و ۱۳۰۰°C به ترتیب برای نمونه‌ها با نسبت مولی ۳:۱/۱:۰/۹ و ۵:۲:۱ رسیده است. با افزایش بیشتر دمای سینتر، مقدار TiC افزایش یافته است.

۲-۴- Ti:Si:TiC

ژانگ و همکارانش [۲۴] با انتخاب نسبت مولی ۴:۲:۱ برای ترکیب پودری Ti:Si:TiC که مطابق با نسبت مولی ۲:۲:۳ برای ترکیب Ti:Si:TiC و ۵:۲:۳ برای ترکیب Ti:Si:C بود، سنتز Ti_3SiC_2 را انجام دادند. با توجه به الگوهای XRD پودر و نمونه‌های سینتر شده در ۱۴۵۰-۱۲۵۰ به مدت ۱۵ دقیقه که در شکل ۵ (الف) نشان داده شده‌اند، می‌توان گفت که با انجام سینتر، پیک‌های Ti و SiC ناپدید شده و پیک‌های TiC در $2\theta = 36^\circ$ و $41/8^\circ$ با شدت‌های کم پدیدار شده و مابقی پیک‌ها به Ti_3SiC_2 نسبت داده می‌شوند. با سینتر ترکیب پودری در ۱۳۵۰°C، پیک‌های TiC به کم‌ترین مقدار خود در تمامی نمونه‌ها رسیده‌اند. شکل ۵ (ب) نشان‌دهنده‌ی خلوص Ti_3SiC_2 در نمونه‌های سینتر شده در دما و زمان‌های مختلف است. مقدار TiC با افزایش دمای سینتر، کاهش یافته و به کم‌ترین مقدار خود، حدود ۸ درصد حجمی، در ۱۳۵۰°C رسیده و با افزایش بیشتر زمان سینتر، مقدار TiC کاهش یافته است. زمانی که سینتر نمونه‌ها به مدت ۳۰ دقیقه انجام شد، مقدار TiC کم‌تر از نمونه‌های سینتر شده به مدت ۱۵ دقیقه در دماهای پایین بود.



شکل ۴- الگوهای XRD نمونه‌ها با نسبت مولی الف) ۳:۱:۱ و ب) ۵:۲:۱ مقدار TiC در این نمونه‌ها؛ سینتر شده در ۱۲۰۰-۱۴۰۰°C به مدت ۱۵ دقیقه [۲۲].

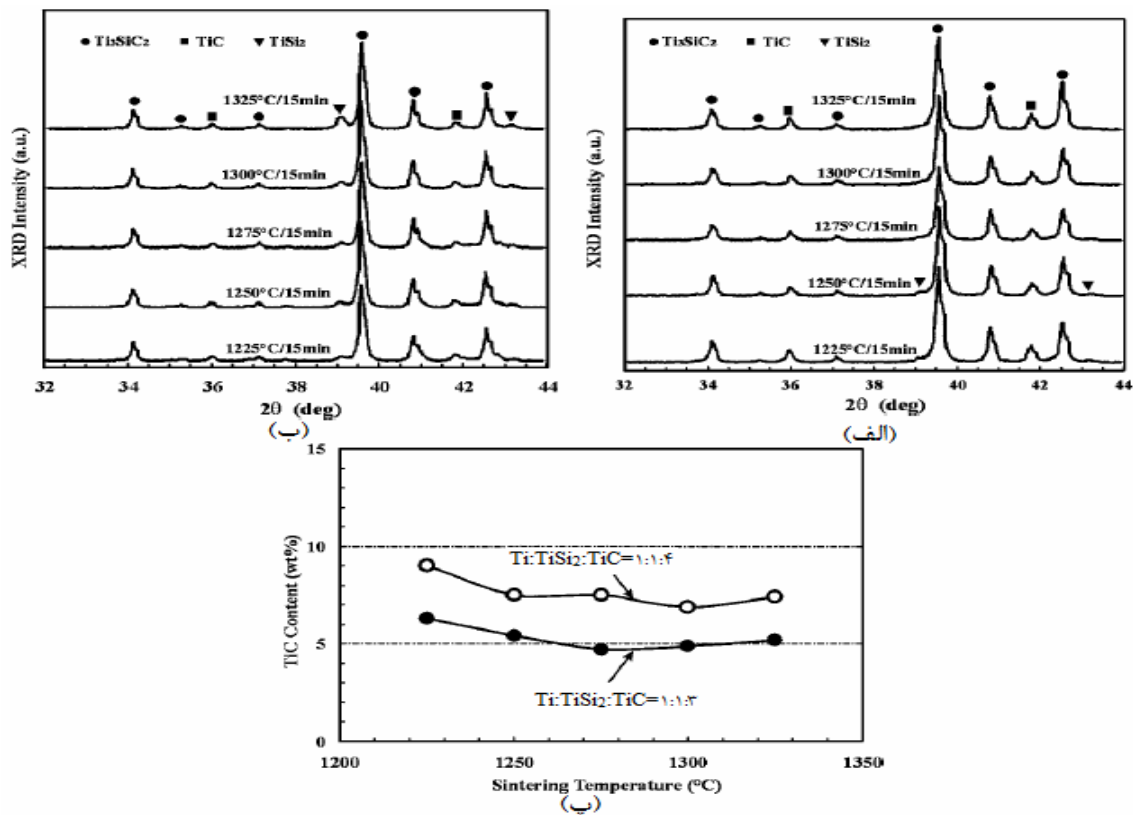


شکل ۵- الف) الگوهای XRD و ب) مقدار TiC پودر و نمونه‌ها با ترکیب پودری Ti:SiC:TiC و نسبت مولی ۲:۱:۴ سینتر شده در ۱۲۵۰-۱۴۵۰°C [۲۴].

۲-۵- Ti:TiSi₂:TiC

ژانگ و همکارانش [۲۵] با توجه به حضور فاز TiSi₂ به همراه TiC در طول سنتز Ti₃SiC₂ و انجام واکنش جامد-مذاب بین ذرات TiC و فاز مذاب یوتکتیک Ti-TiSi₂ برای تشکیل Ti₃SiC₂، از این ترکیب پودری با دو نسبت مولی مختلف، ۱:۱:۳ و ۱:۱:۴، برای سنتز Ti₃SiC₂ استفاده کردند. شکل ۶ الگوهای XRD این نمونه‌ها را در دماهای مختلف نشان می‌دهد. با توجه به الگوهای XRD نمونه‌های سینتر شده در ۱۳۲۵-۱۲۲۵°C به مدت ۱۵ دقیقه که در شکل‌های ۶ (الف) و (ب) نشان داده شده، می‌توان گفت که Ti₃SiC₂ همواره فاز اصلی بوده است. در نمونه‌های دارای نسبت مولی ۱:۱:۴، پیک TiSi₂ تنها در دماهای ۱۲۲۵°C و ۱۲۵۰°C مشاهده شده اما در نمونه‌ها با نسبت مولی ۱:۱:۳ همواره در الگوهای پراش وجود داشته و شدت پیک‌های TiC در نمونه‌های

۱:۱:۳ تا حدی کم‌تر از نمونه‌های ۱:۱:۴ بوده است. مقدار TiC هم بر حسب دمای سینتر برای این نمونه‌ها در شکل ۶ (پ) آورده شده است. طبق این شکل می‌توان گفت که مقدار TiC در نمونه‌های ۱:۱:۴ در محدوده‌ی دمای سینتر ۱۳۲۵-۱۲۲۵°C، تقریباً ثابت، ۹-۷ درصد وزنی، بوده اما در نمونه‌های ۱:۱:۳ - که از فاز ناخالصی $TiSi_2$ در این محدوده‌ی دمای صرف‌نظر شده است - مقدار TiC وابستگی کمی به دمای سینتر داشته و از ۵ تا ۷ درصد وزنی تغییر کرده است. در صورت در نظر گرفتن $TiSi_2$ در نمونه‌های ۱:۱:۳، خلوص Ti_3SiC_2 در دو نمونه تقریباً برابر خواهد بود.



شکل ۶- الگوهای XRD نمونه‌ها با ترکیب پودری $Ti:TiSi_2:TiC$ و نسبت‌های مولی الف) ۱:۱:۴، ب) ۱:۱:۳ و پ) مقدار TiC در این نمونه‌ها؛ سینتر شده در ۱۳۲۵-۱۲۲۵°C به مدت ۱۵ دقیقه [۲۵].

۳- نتیجه‌گیری

تاکنون از ترکیب‌های پودری مختلفی برای سنتز Ti_3SiC_2 با استفاده از روش سینتر پلاسمای جرقه‌ای استفاده شده که هر کدام منتج به محصولی با مقادیر مختلف Ti_3SiC_2 شده است. این مطالب بیانگر حساسیت زیاد خلوص Ti_3SiC_2 به ترکیب اولیه و نسبت مولی پودرهای مورد استفاده در این روش می‌باشد. محققین بسیاری از ترکیب‌های پودری مختلف برای سنتز مکس‌فاز نانولایه‌ای Ti_3SiC_2 استفاده کرده‌اند که در میان آن‌ها ترکیب پودری $Ti:Si:TiC$ با نسبت مولی ۲:۲:۳ سینتر شده در ۱۳۰۰°C منجر به سنتز محصولی با کمترین ناخالصی، ۰/۸ درصد وزنی TiC، شده است. در این ترکیب پودری، فاز مذاب بوتکتیکی Ti-Si تشکیل شده که سبب انگیزش فرآیند واکنشی کنترل شده با نفوذ در مقایسه با دیگر پودرهای اولیه شده است.

مراجع

- [1] Michel W. Barsoum, "The $Mn+1AX_n$ Phases: A New Class of Solids," Progress in Solid State Chemistry, vol. 28, pp. 201-281, 2000.
- [2] X.K. Qian, "Methods of MAX-phase synthesis and densification - I," in Advances in science and technology of $Mn+1AX_n$ Phases, Xi'an University of Architecture and Technology, P.R. China, Woodhead Publishing, 2012, pp. 1-19.
- [3] Barsoum M W, El-Raghy T, "Synthesis and characterization of a remarkable ceramic: Ti_3SiC_2 ," Journal of

- the American Ceramic Society, vol. 79, pp. 1953- 1956, 1996.
- [4] J. Morgiel, J. Lis and R. Pampuch, "Microstructure of Ti₃SiC₂-based Ceramics," Materials Letters, vol. 27, pp. 85- 89, 1996.
- [5] Michel W. Barsoum, Tamer El-Raghy, "The MAX Phases: Unique New Carbide and Nitride Materials," American Scientist, vol. 89, pp. 334-343, 2001.
- [6] H. Nowotny, W. Jeitsdhko, "Die Kristallstruktur von Ti₃SiC₂ - Ein Neuer Komplexcarbide- Typ," Monatshefte fuer Chemie, vol. 98, pp. 329- 337, 1967.
- [7] N.F. Gao, Y. Miyamoto and K. Tanihata, "Dense Ti₃SiC₂ prepared by reactive HIP," Journal of Materials Science, vol. 34, p. 4385- 4392, 1999.
- [8] Zhou Y, Sun Z, Chen S, Zhang Y, "In-situ hot pressing/solid-liquid reaction synthesis of dense titanium silicon carbide bulk ceramics," Materials Research Innovations, vol. 2, pp. 142-146, 1998.
- [9] T. El-Raghy and M.W. Barsoum, "Processing and Mechanical Properties of Ti₃SiC₂. Part I: Reaction Path and Microstructure Evolution," Journal of the American Ceramic Society, vol. 82, pp. 2849- 2854, 1999.
- [10] Z. M. Sun and Y. C. Zhou, "Synthesis of Ti₃SiC₂ powders by a solid-liquid method," Scripta Materialia, vol. 41, pp. 61- 66, 1999.
- [11] Y. L. Bai, X. D. He, C. C. Zhu, X. K. Qian, "Preparation of ternary layered Ti₃SiC₂ ceramic by SHS/PHIP," Key Engineering Materials, Vols. 368- 372, pp. 1851- 1854, 2008.
- [12] LU Cui-Ying, YIN Xiao-Wei, LI Xiang-Ming, "A Novel in-situ Synthesis Route of Ti₃SiC₂-SiC Composite by Liquid Silicon Infiltration," Journal of Inorganic Materials, vol. 25, pp. 1003-1008, 2010.
- [13] Sung Sic Hwang, JaeHo Han, Dongyun Lee, Sang-Whan Park, "Synthesis of Ti₃SiC₂ by infiltration of molten Si," Journal of Alloys and Compounds, vol. 509, pp. 336- 339, 2011.
- [14] Li H, Peng LM, Gong M, Zhao JH, He LH, Guo CY, "Preparation and characterization of Ti₃SiC₂ powder," Ceramics International, vol. 30, pp. 2289- 2294, 2004.
- [15] Gao N F, Li J T, Zhang D, Miyamoto Y, "Rapid synthesis of dense Ti₃SiC₂ by spark plasma sintering," Journal of the European Ceramic Society, vol. 22, pp. 2365- 2370, 2002.
- [16] Zhu J Q, Mei B C, "Effect of aluminum on synthesis of Ti₃SiC₂ by spark plasma sintering (SPS) from elemental powders," Journal of Materials Synthesis and Processing, vol. 10, pp. 353- 358, 2002.
- [17] C. F. Hu, Y. Sakka, S. Grasso, H. Tanaka, T. Nishimura, "Spark Plasma Sintering (SPS), or Pulse Discharge Sintering (PDS) of MAX PHASES," in MAX phases: microstructure, properties, and applications, New York, Nova Science Publishers, Inc., 2012.
- [18] N. C. Ghosh and S. P. Harimkar, "Consolidation and synthesis of MAX-phases by Spark Plasma Sintering (SPS): a review," in Advances in science and technology of Mn+1AX_n Phases, Oklahoma State University, USA, Woodhead Publishing, 2012, pp. 47- 80.
- [19] Z. F. Zhang, Z. M. Sun, H. Hashimoto, and T. Abe, "Application of Pulse Discharge Sintering (PDS) Technique to Rapid Synthesis of Ti₃SiC₂ from Ti/Si/C Powders," Journal of the European Ceramic Society, vol. 22, p. 2957- 2961, 2002.
- [20] Z. F. Zhang, Z. M. Sun, and H. Hashimoto, "Rapid Synthesis of Ternary Carbide Ti₃SiC₂ Through Pulse-Discharge Sintering Technique from Ti/Si/TiC Powders," Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 33, p. 3321- 3328, 2002.
- [21] Z. F. Zhang, Z. M. Sun, H. Hashimoto, and T. Abe, "Effects of Sintering Temperature and Si Content on the Purity of Ti₃SiC₂ Synthesized from Ti/Si/TiC Powders," Journal of Alloys and Compounds, vol. 352, p. 283- 289, 2003.
- [22] Z. F. Zhang, Z. M. Sun, and H. Hashimoto, "Low Temperature Synthesis of Ti₃SiC₂ from Ti/Si/C Powders," Materials Science and Technology, vol. 20, pp. 1252- 1256, 2004.
- [23] Z. M. Sun, Z. F. Zhang, H. Hashimoto, and T. Abe, "Ternary Compound Ti₃SiC₂ : Part I. Pulse Discharge Sintering Synthesis," Materials Transactions, vol. 43, pp. 428- 431, 2002.
- [24] Z. F. Zhang, Z. M. Sun, H. Hashimoto, and T. Abe, "A New Synthesis Reaction of Ti₃SiC₂ Through Pulse Discharge Sintering Ti/SiC/TiC Powder," Scripta Materialia, vol. 45, pp. 1461- 1467, 2001.
- [25] Z. F. Zhang, Z. M. Sun, H. Hashimoto, and T. Abe, "A New Synthesis Reaction of Ti₃SiC₂ from Ti/TiSi₂/TiC Powder Mixtures Through Pulse Discharge Sintering (PDS) Technique," Materials Research Innovations, vol. 5, pp. 185- 189, 2002.
- [26] Z. M. Sun, H. Hashimoto , Z. F. Zhang, S. L. Yang and S. Tada, "Synthesis and Characterization of a Metallic Ceramic Material-Ti₃SiC₂," Materials Transactions, vol. 47, pp. 170- 174, 2006.

مروری بر کنترل شکل نانو ذرات معدنی در محلول

اعظم پیرکرمی^۱، مهدی قهاری^{۲*}، امیر مسعود اعرابی^۳

^۱ دانشجوی دکتری گروه پژوهشی نانو مواد، موسسه علوم و فناوری رنگ و پوشش

^۲ استادیار گروه پژوهشی نانو مواد، موسسه پژوهشی موسسه علوم و فناوری رنگ و پوشش

^۳ استادیار گروه رنگهای سرامیکی و لعاب، موسسه علوم و فناوری رنگ و پوشش



maghahari@icrc.ac.ir

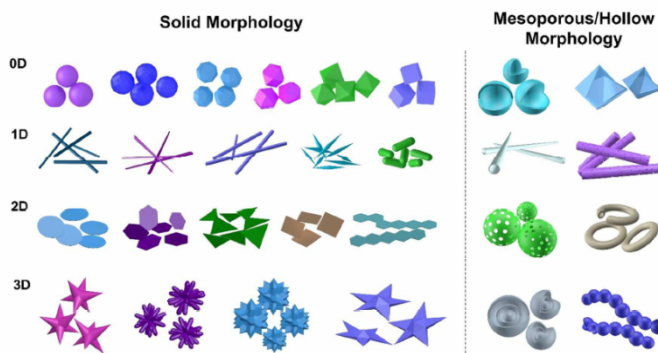
دکتر مهدی قهاری، نویسنده
مسئول مقاله، استادیار گروه
پژوهشی نانو مواد موسسه
علوم و فناوری رنگ و پوشش

چکیده: در چند دهه اخیر، مواد معدنی با شکل قابل کنترل به شدت در حوزه علوم نانو مورد توجه بوده است. کنترل شکل ناهمسانگرد و جدید نانو مواد معدنی متفاوت از مواد توده‌ای می‌باشد که باعث می‌شود خواص منحصر به فرد و قابل تنظیم آن‌ها کاربردهای گسترده‌ای در زیست پزشکی، کاتالیز، سوخت و سلول خورشیدی و ذخیره سازی داده‌های مغناطیسی داشته باشد. این مقاله مروری بررسی جامعی از نانو مواد معدنی با شکل قابل کنترل از طریق نظریه جوانه‌زنی و رشد و شرایط آزمایشگاهی کنترل شامل: فوق اشباع، سورفاکتانت و هسته ثانویه با ارائه گزارشی مختصر از کنترل شکل نانو مواد معدنی در طی فرآیند سنتز شیمی تر ارائه می‌نماید. پس از آن مکانیزم‌های معمول برای نانو مواد معدنی با شکل قابل کنترل و شکل کلی تشکیل نانو مواد برای هر مکانیزم به تفصیل شرح داده شده است. علاوه بر این مکانیزم‌های مشابه برای کنترل شکل نانو مواد معدنی نیز به وضوح شرح داده شد.

کلمات کلیدی: نانوذرات، سنتز، مورفولوژی، مکانیزم کنترل شکل

۱- مقدمه

نانو مواد به ویژه نانو مواد معدنی مانند: فلز، اکسید فلز، سولفات فلز، نقاط کوانتومی و غیره با خواص اساسی قابل توجهی را در توسعه زیست پزشکی، کاتالیز، سلول سوختی، حسگرها و ذخیره سازی داده‌های مغناطیسی به خود جلب نمودند [۱]. در بیش از دو یا سه دهه گذشته بیشتر پیشرفت‌ها در زمینه سنتز انواع نانو مواد معدنی و کاوش در کاربردهای متحول کننده آن‌ها صورت گرفته است. شرایط عمومی برای سنتز نانو مواد معدنی نشان می‌دهد که سنتز به وسیله دو رویکرد اساسی پایین به بالا و بالا به پایین انجام می‌گیرد [۲]. در محدوده ابعادی نانو ذرات معدنی، شکل آن‌ها را می‌توان به صورت صفر بعدی (ساختار همسانگرد)، یک بعدی، دو بعدی و سه بعدی (ساختار ناهمسانگرد) طبقه‌بندی نمود. نمونه جامد و شکل مزوپور / توخالی نانو ذرات معدنی بر اساس ابعاد در شکل ۱ نشان داده شده است. در مورد نانو ذرات معدنی صفر بعدی شکل‌های معمول شامل: کروی، شبه کروی، چهار ضلعی، هشت وجهی، مکعب و مورفولوژی با ساختار توخالی مربوطه می‌باشند. مورفولوژی یک بعدی نانو ذرات معدنی شامل: نانو لوله، نانو میله با نانو سیم، نانو شاتل، نانو کپسول‌ها، ساختارهای توخالی و غیره می‌باشد [۳]. دیسک حلقوی، صفحات شش ضلعی / مثلثی / چهار گوش، ورق‌ها، تسمه‌ها، نانو کره‌های مزوپور-توخالی، حلقه‌های توخالی و غیره مربوط به ابعاد دو بعدی می‌باشند [۴]. مورفولوژی سه بعدی نانو ذرات معدنی پیچیده است که شامل: نانو ساختارهای سوزنی شکل، نانو گل، نانو ستاره، نانو فریم، نانو ذرات چند پوسته‌ای توخالی، خوشه‌های توخالی و غیره می‌باشند [۵].



شکل ۱- مورفولوژی نانوذرات معدنی مزوپور/ توخالی و جامد با شکل‌هایی با ساختارهای صفر، یک، دو بعدی و سایر ساختارهای سه بعدی پیچیده [۵].

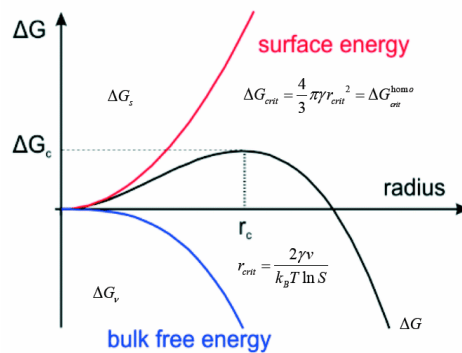
در مقایسه با مورفولوژی همسانگرد ساده نانو ذرات معدنی، مورفولوژی‌های ناهمسانگرد نانو ذرات معدنی ویژگی‌های جدید و خواص فیزیکی شیمیایی منحصر به فردی به دلیل لبه‌های پله‌ای و مکان‌های پیچ خورده در سطح و نسبت سطح به حجم بالا در مقیاس نانو متری دارد. به عنوان مثال نانو ذرات چند وجهی طلا با وجوه با شاخص بالا خواص نوری و کاتالیزوری فوق العاده‌ای نشان می‌دهند [۶] نانو میله‌های طلا با نسبت طول و عرض متفاوت باندهای پلاسمون طولی و عرضی متفاوتی برای پراکندگی رامن سطحی بهبود یافته و زیست پزشکی از خود نشان می‌دهند [۷]. و نانو ذرات طلای شاخه‌ای با شکل‌های متفاوت (مانند ستاره و گل) [۷] توجه زیادی را در کاربردهایی مانند کاتالیز، پراکندگی رامن سطحی بهبود یافته و حسگرها به خود اختصاص دادند [۸]. در دهه‌های اخیر بیشتر تلاش‌ها صرف کنترل شکل نانو ذرات معدنی و بیشتر پیشرفت‌ها در سنتز نانو ذرات معدنی با شکل قابل کنترل و خواص وابسته به شکل انجام گرفته است [۹]. به طور کلی شکل‌گیری شکل نانو ذرات معدنی را می‌توان با کنترل رفتار سینتیکی یا ترمودینامیکی در حالت محلول تغییر یا کنترل نمود. به طور طبیعی کنترل ترمودینامیکی مورفولوژی نانو ذرات معدنی زمانی انجام می‌شود که واکنش با پتانسیل شیمیایی محلول واکنش به جلو می‌رود که به طور مستقیم به دما و درجه فوق اشباع محلول وابسته است. کنترل سینتیکی مورفولوژی ابعاد مختلف را می‌توان با تغییر شرایط واکنش تغییر داد که زمانی رخ می‌دهد که اتم‌های به تازگی تولید شده برخورد سریعی با تعداد کمتری از اتم‌ها در مناطق محلی با فوق اشباع بالا برای تشکیل هسته مطابق با نظریه جوانه‌زنی دارند. و سپس رشد هسته با فرآیند کنترل شده سینتیکی مربوط به تشکیل نانو ذرات با شکل ناهمسانگرد می‌باشد. بنابراین اثر هم افزایی جنبه‌های ترمودینامیک و سینتیکی نقشی مهم در تعیین شکل نهایی نانو ذرات معدنی دارند [۸]. اخیراً بیشتر تلاش‌ها و دیدگاه‌ها در مقالات معطوف به اثر تنظیم پارامترهای واکنش بر اندازه و شکل تکامل در به دام انداختن سنتز به کمک مولکول و سایر رویکردهای سنتزی جدید دارد [۱۰].

۲- جوانه‌زنی کلاسیک

تعریف و طبقه بندی جوانه‌زنی به وسیله مولین از سال ۱۹۶۱ شرح داده شده است به طوری که جوانه‌زنی فرآیندی است که به موجب آن فاز دوم از یک فاز ایجاد می‌شود [۱۱]. در حالت محلول ذرات جامد به عنوان فاز دوم در نظر گرفته می‌شوند که از فاز محلول پیش ماده‌ها به وسیله فرآیند جوانه‌زنی ایجاد شده‌اند. در اینجا اگر هسته جامد تولید شده از محلول توده‌ای فوق اشباع همگن، به عنوان هسته اولیه در نظر گرفته شود. در مقابل اگر هسته جدید تولید شده در محلول توده‌ای فوق اشباع در حضور سایر مواد یا ذرات با اجزای یکسان و متفاوت (مانند: ظرف، سطوح، ناخالصی و مرز دانه) به ترتیب به عنوان هسته ثانویه و هسته ناهمگن نامیده شود. علاوه بر این وقوع جوانه‌زنی ناهمگن و جوانه‌زنی ثانویه بسیار راحت‌تر از جوانه‌زنی اولیه است زیرا به دلیل وجود مکان‌های جوانه‌زنی پایدار در سیستم سد انرژی پایین است. همانطور که توسط مالین [۱۲]. و سایر محققین [۱۳] ارائه شده است، تشکیل هسته یکنواخت به عنوان یک فرآیند ترمودینامیکی با استفاده از درجه فوق اشباع محلول توده‌ای و انرژی آزاد کل (ΔG) نانو ذرات اکسید آهن به صورت مجموع انرژی آزاد سطح و انرژی آزاد توده (ΔG_V) مدنظر قرار دارد. همانطور که در معادله ۱ نشان داده شده است.

$$\Delta G = 4\pi r^2 \gamma \frac{4}{3} \pi r^3 \Delta G_V \quad (1)$$

که در آن r و γ به ترتیب شعاع ذره و انرژی سطح می‌باشند. با توجه به این که انرژی آزاد بلور توده‌ای ΔG_V به صورت تغییر انرژی آزاد انتقال به واحد حجم ذرات می‌باشد و وابسته به دمای T ، ثابت بولتزمن k_B ، حجم مولی آن v و نسبت فوق اشباع محلول توده S می‌باشد. که به صورت معادله $\Delta G_V = \frac{-2\gamma}{r} = \frac{-2k_B T \ln(S)}{v}$ می‌باشد. علی‌الخصوص S به صورت نسبت غلظت مونومر در محلول C به غلظت مونومر تعادل C^* در بلورها می‌باشد ($S=C/C^*$). در محلول همگن فرآیند جوانه‌زنی با صرف هزینه انرژی آزاد افزایش یافته برای تشکیل سطح مشترک بین محلول توده‌ای و هسته جامد سطحی انجام می‌گیرد. هسته با شعاع تشکیل شده به مقدار زیاد به سطح فوق اشباع بستگی دارد و به سرعت افزایش و توزیع باریک فوق اشباع، منجر به ایجاد اندازه کوچک ذرات به صورت انرژی آزاد توده ΔG_V تعریف می‌شود. مقدار بحرانی ΔG و شعاع بحرانی هسته که در محلول توده وجود دارد با استفاده از دیفرانسیل گیری از ΔG با توجه به شعاع r زمانی که ΔG در صفر تنظیم می‌شود $d(\Delta G_{crit})/dr=0$ که انرژی آزاد بحرانی در معادله ۲ $\Delta G_{crit}^{hom o}$ را می‌دهد. به صورت مشخص برای به دست آوردن شعاع پایدار در محلول لازم است (شکل ۲) [۱۴].



شکل ۲- نمودار انرژی آزاد جوانه‌زنی

سپس شعاع بحرانی مربوط به حداقل اندازه هسته باقی مانده در محلول بدون اینکه دوباره حل شود در معادله ۳ تعریف شده است.

$$\Delta G_{crit} = \frac{4}{3} \pi \gamma r_{crit}^2 = \Delta G_{crit}^{hom o} \quad (2)$$

$$r_{crit} = \frac{-2\gamma}{\Delta G_V} = \frac{2\gamma v}{k_B T \ln S} \quad (3)$$

سرعت جوانه‌زنی هسته N تشکیل شده به ازای واحد زمان که به صورت معادله سرعت واکنش آرنیوس نوشته شده معمولاً برای سرعت فرآیند ترمودینامیکی به کار می‌رود.

$$\frac{dN}{dt} = A \exp\left(-\frac{\Delta G_{crit}}{K_B T}\right) = A \exp\left(\frac{-16\pi\gamma^3 v^3}{3k_B^3 T^3 (\ln S)^2}\right) \quad (4)$$

که در آن A یک عامل پیش‌نمایی است. مطابق معادله ۴ سرعت جوانه‌زنی می‌تواند با پارامترهای تجربی شامل: درجه فوق اشباع، دما و انرژی آزاد سطحی تغییر یابد و جزئیات این تاثیرات در بخش بعدی معرفی خواهند شد. غلظت بالاتر مونومر، دمای بالا و سطح انرژی بحرانی پایین‌تر برای سرعت جوانه‌زنی سریع مطلوب می‌باشند که منجر به جمعیت بالای هسته‌هایی با اندازه کوچک می‌شود همانطور که در تعداد زیادی از فرآیندهای سنتز نشان داده شده است [۱۵]. علاوه بر این برخی نظریه‌های جوانه‌زنی غیر کلاسیک مانند جوانه‌زنی دو مرحله‌ای بلورینه شدن پروتئین و تجمع آگلومره شده ذرات برای رسیدگی به فرآیندهای جوانه‌زنی مورد بررسی قرار گرفتند [۱۶].

۳- رشد کلاسیک و انحلال

بعد از جوانه زنی، رشد هسته به شدت شکل نانو ذرات را تعیین می‌کند که به طور ترمودینامیکی با کاهش انرژی آزاد سطحی توسط ذرات تولید شده انجام می‌شود. فرآیند رشد شامل نهشت ابتدایی (شامل اتم‌ها، مولکول‌ها، تجمعات یا ذرات) که با اتصال به نانو ذرات تشکیل شده در محیط رشد (پلازما، مذاب، محلول، ژل و غیره) می‌باشد. این اتصال در مکان‌های سطحی هسته رخ می‌دهند. چگالی مکان‌های موجود بر روی سطح هسته در حال تشکیل همراه با سینتیک شرکت‌ای مکان‌ها نقش مهمی در تعیین سرعت رشد نانو ذرات دارند [۱۷]. در نظریه رشد کلاسیک، دو مکانیزم رشد وجود دارد که شامل واکنش سطحی و نفوذ مونومر به سطح ذره می‌باشد. همانطور که در قانون اول نفوذ فیک شرح داده شده است، اگر شار مونومر از سطح کره نانو ذرات با شعاع x ، سرعت نفوذ مونومرها از طریق این سطوح بدین صورت نوشته می‌شود:

$$\frac{dm}{dt} = JA = -4\pi x^2 D \frac{dC}{dx} \quad (5)$$

که در آن J شار مونومر و D ثابت نفوذ می‌باشد. سرعت نفوذ مونومرها در نانو ذرات کره با شعاع r در حالت پایدار در معادله بالا بدین ترتیب نوشته می‌شود:

$$\frac{dm}{dt} = 4\pi r D (C_b - C_i) \quad (6)$$

که در آن C_b غلظت مونومرها در محلول توده، C_i غلظت مونومرها در فصل مشترک جامد/ مایع می‌باشد. به طور مشابه معادلات را می‌توان برای سرعت واکنش سطحی نوشت:

$$\frac{dm}{dt} = 4\pi r^2 k (C_b - C_i) \quad (7)$$

که در آن k ضریب انتقال جرم، C_r غلظت تعادلی نانو ذرات جامد می‌باشد. اگر نفوذ عاملی محدود کننده و اندازه ذره با زمان تغییر نماید، نفوذ مونومرها بر روی سطح نانو ذرات در معادله ۸ داده شده است. به طور مشابه اگر واکنش سطحی عاملی محدود کننده باشد معادله ۷ را می‌توان به صورت معادله ۹ نوشت.

$$\frac{dm}{dt} = \frac{Dv}{r(C_b - C_i)} \quad (8)$$

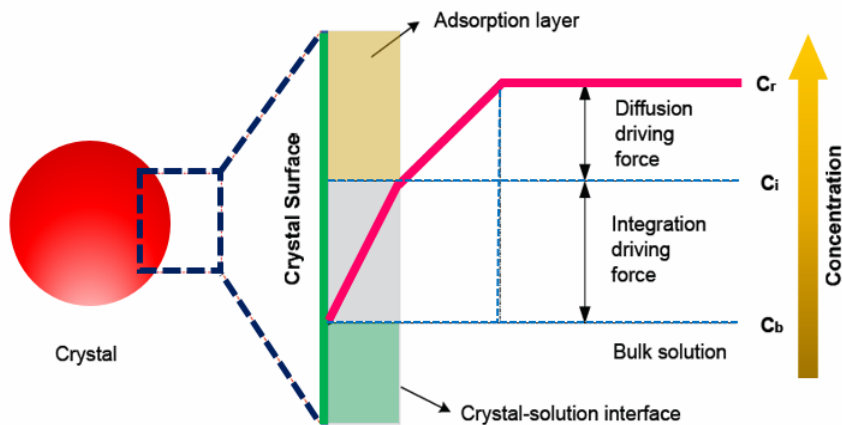
$$\frac{dm}{dt} = kv(C_b - C_i) \quad (9)$$

که در آن C_r حلالیت نانو ذرات و v حجم مولی توده نانو ذرات می‌باشد. رشد نانو ذرات دو عامل محدود کننده را به وسیله نفوذ و واکنش سطحی کنترل می‌کند و سپس افزایش اندازه ذرات با زمان در معادله ۱۰ نشان داده شده است:

$$\frac{dm}{dt} = \frac{Dv}{(r + D/k)} (C_b - C_i) \quad (10)$$

طرحی از غلظت به عنوان نیروی محرکه برای نفوذ و واکنش رشد بلور در شکل ۳ نشان داده شده است. فرآیند محدود به نفوذ و یا محدود به واکنش با غلظت‌های متفاوت پیش ماده مونومر، شکل نانو ذرات را با سرعت رشد تعیین می‌کند [۱۸]. در محلول با غلظت بالای پیش ماده مونومر محلول سرعت رشد با فرآیندهای محدود به نفوذ کنترل می‌شود. که نفوذ پیش ماده مونومر مرحله تعیین کننده سرعت می‌باشد. سپس پیش ماده مونومر بلافاصله بر روی سطح نانو ذرات از طریق واکنش توده محیط و حلال رسوب داده می‌شود. با این وجود در مورد فرآیندهای رشد محدود به واکنش وقتی غلظت پیش ماده مونومر پایین است و رشد به مقدار زیادی با واکنش سطحی مونومرها محدود شده است، سرعت رشد کل با استفاده از جوانه زنی نسبی و سرعت رشد مونومرها بر روی سطح نانو ذرات تعیین می‌شود. از معادلات ۸ و ۹ داریم که هر دو فرآیند رشد محدود به نفوذ و واکنش توسط

غلظت پیش ماده مونومر پیش می‌روند. سپس رشد محدود به نفوذ و واکنش عاملی تعیین کننده برای کنترل اندازه و شکل نانو ذرات می‌باشد.



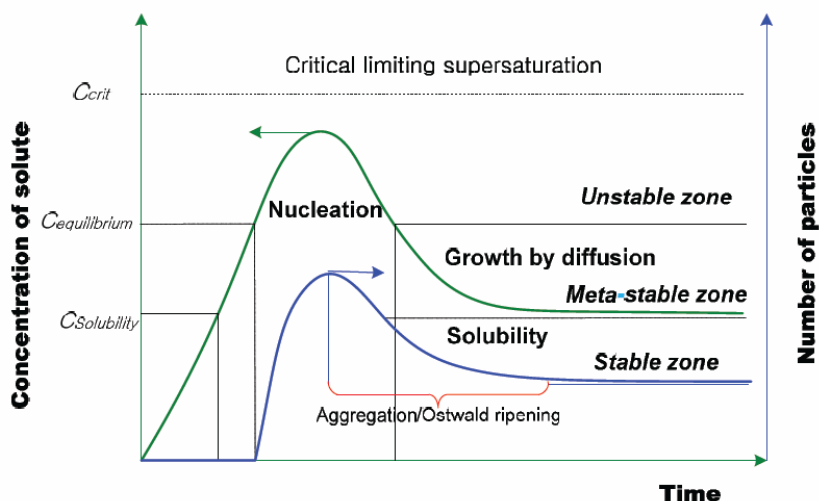
شکل ۳- مدل نفوذ - واکنش رشد بلورها با تاثیر غلظت در حالت محلول

به طور معمول رشد محدود به نفوذ فرآیندی مطلوب برای تولید نانو ذرات با پخش یکنواخت می‌باشد اما رشد محدود به واکنش شکل نهایی نانو ذرات را تعیین می‌کند. در طی فرآیندهای رشد محدود به نفوذ لیگندهای آلی یا سورفاکتانت‌های جذب شده بر روی سطوح نانو ذرات، وارد نمودن مانع نف روشی منقطع و موثر برای دست یابی به شکل کنترل شده با پخش یکنواخت اندازه می‌باشد. در اینجا لازم به ذکر است که وقوع رشد در شرایط گرادیان غلظت مثبت بین غلظت بالاتر توده محلول و غلظت تعادلی ذرات انجام می‌شود. درحالی که انحلال ذرات در مورد گرادیان غلظت منفی بین غلظت توده محلول و غلظت تعادلی بالاتر ذرات رخ می‌دهد. به طور معمول انحلال نانو ذرات توسط دما، pH، چند شکلی و اندازه القا می‌شود. اگرچه پارامتر ترمودینامیک دما اثر منفی بر انحلال نانو ذرات معدنی دارد. بنابراین پارامترهای معمول برای انحلال نانو ذرات معدنی چند شکلی و تغییرات pH در محلول می‌باشد. در عمل تغییر pH محلول مسیری موثر و مستقیم برای دست یابی به انحلال نانو ذرات معدنی (مانند افزودن یون هیدروژن، هیدروکسید و آمونیاک) [۱۹]. می‌باشد. و این اصول بر پایه توانایی ترکیب بین یون فلزی و هیدروکسید می‌باشد که منجر به افزایش غلظت محلول با انحلال ذرات جامد می‌شود. اخیرا مطالعات زیادی در زمینه کنترل شکل از طریق فرآیند رشد - انحلال - تبلور مجدد با تنظیم pH محلول توده انجام گرفته است [۲۰]. علاوه بر این فرآیند انحلال - تبلور مجدد برای انتقال فاز نانو ذرات معدنی چند شکلی با شکل‌های متفاوت و تولید ساختار توخالی توسعه یافته است [۲۱].

۴- عوامل معمول در کنترل شکل

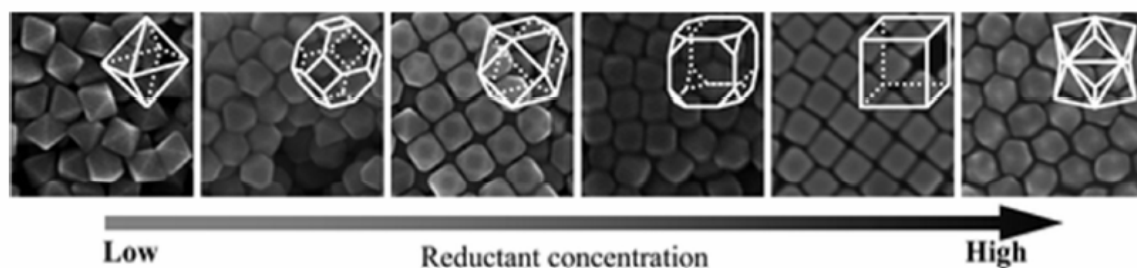
۴-۱- فوق اشباع

فوق اشباع معمولاً به صورت تفاوت غلظت $\Delta C = C_b - C_r$ بیان می‌شود. در فرآیند سنتز متداول نانو ذرات معدنی اگرچه محلول واکنش شامل پیش ماده مونومر، عوامل کاهنده، حلال و یا پایدار کننده و سایر افزودنی‌ها می‌باشد فوق اشباع به غلظت پیش ماده مونومر یا نسبت پیش ماده مونومر به ترتیب در سیستم پیش ماده مونومری تنها یا چندتایی می‌باشد. از نقطه نظر نظریه جوانه‌زنی و رشد کلاسیک، فوق اشباع نقش مستقیم و عمده در تعیین سرعت جوانه‌زنی و رشد ایفا می‌کند [۲۲]. برای سنتز نانو ذرات معدنی در حالت محلول نظریه لامار برای جوانه‌زنی و رشد مورد مقبولیت عام قرار گرفته است که در آن نظریه جوانه‌زنی و رشد را می‌توان به دو مرحله تقسیم نمود که در شکل ۴ نشان داده شده است [۲۳].



شکل ۴- نظریه لامار برای جوانه‌زنی و رشد و تغییر تعداد ذرات در طی فرآیند جوانه‌زنی و رشد

در مرحله نخست غلظت مونومرهای آزاد در محلول توده به سرعت افزایش یافته و منطقه شبه پایدار تا دست یابی به جوانه‌زنی پشت سرهم غلظت مونومرهای آزاد در محلول را به مقدار کافی مصرف می‌کند و افزایش تعداد ذرات جامد به سرعت رخ می‌دهد. در طی این فرآیند تعداد هسته و سرعت مصرف غلظت به طور عمده به سرعت جوانه‌زنی وابسته است. این یک جوانه‌زنی سریع است که قادر به کاهش تیز غلظت مونومر و تولید انبوه و سریع هسته‌ها می‌باشد. هسته‌ها تشکیل شده تحت کنترل نفوذ مونومرها همچنین باعث مصرف غلظت مونومرها در طی فرآیند رشد می‌شود که باعث کاهش پیوسته غلظت مونومرها در محلول می‌شود. علاوه بر این تراکم/تجمع یا کامل شدن استوالد و سایر مکانیزم‌ها ممکن است در میان تشکیل هسته رخ دهند که باعث کاهش تعداد ذرات جامد تا حالت تعادل توده محلول می‌شود [۲۴]. در طی فرآیند رشد اگر هسته‌های تولید شده تمایل به تشکیل نانو ذرات با انرژی پایین همراه با تامین انرژی کافی در محلول توده یا غلظت پایین پیش ماده مونومر تحت کنترل ترمودینامیک باشند معمولاً باعث تشکیل نانو ذرات کروی یک بعدی، شبه کروی و سایر نانو ذرات همسانگرد می‌شود. در غیر این صورت رشد هسته توسط کنترل سینتیکی شکل ناهمسانگرد را در غلظت‌های بالاتر پیش ماده مونومر تشکیل می‌دهد. به عبارت دیگر افزایش سرعت فوق اشباع یا سرعت مصرف به شدت بر جوانه‌زنی و رشد تاثیر می‌گذارد که می‌تواند به طور مستقیم به وسیله غلظت پیش ماده مونومر، کئوردیناسیون حلال، اثر کی لیت کننده گی pH تغییر کند [۲۵] غلظت پیش ماده مونومر و فوق اشباع افزودنی‌ها به طور مستقیم به میزان قابل توجهی با افزودن انواع پیش ماده مونومر (تزریق یا دامپینگ) غلظت کاهنده یا نسبت کئوردیناسیون با سایر یون‌ها یا عوامل و غیره تغییر می‌کند [۲۶]. در سنتز یک ظرفی یا مسیر با واسطه دانه [۲۷]. به خصوص عوامل کاهنده، نسبت بین پیش ماده و کاهنده پارامترهای مهمی برای کنترل سرعت تخلیه پیش ماده مونومر برای تشکیل نانو ذرات معدنی می‌باشند. مانند ترانیشی و همکارانش افزایش رو به رشد غلظت عامل کاهنده (آسکوربیک اسید) در محلول رشد، تکامل مورفولوژی چندوجهی نانو ذرات طلا از هشت وجهی به هشت وجهی کوتاه، هشت وجهی مکعبی، مکعبی کوتاه، مکعب و در نهایت ساختارهای تریس هشت وجهی تسهیل شده در مسیر به واسطه دانه را گزارش نمودند (شکل ۵). کنترل شکل نانو ذرات طلا به وسیله کاهنده آسکوربیک اسید به صورت اثر در معرض قرار گرفتن صفحات سطوح دانه‌های طلا در آسکوربیک اسید با غلظت‌های متفاوت توضیح داده شد.

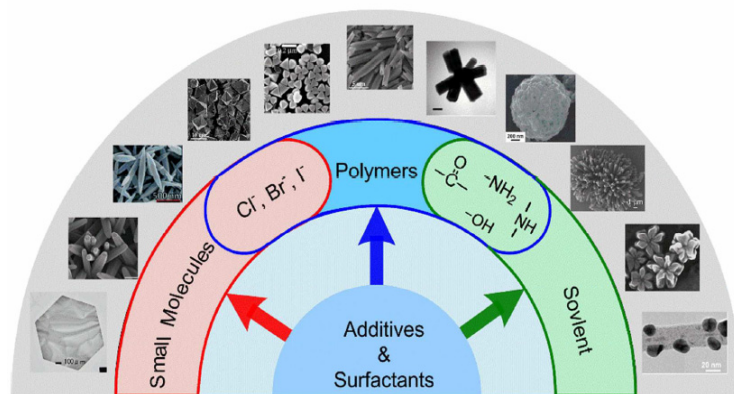


شکل ۵- تصاویر SEM نانوذرات طلا چند وجهی وابسته به غلظت کاهشنده

با غلظت‌های بالای آسکوربیک اسید در محلول رشد دانه‌های طلا با وجوه شبکه بالاتر برای ساختار مکعبی مرکز وجه پر به دلیل رشد سریع دانه‌ها ساختار ناپایدار ترمودینامیکی تولید می‌کند. در مقابل با افزودن غلظت پایین آسکوربیک اسید تشکیل پایدار ترمودینامیکی با رسوب مقدار کوچک اتم‌ها بر روی دانه‌های طلا مطلوب است [۲۸]. علاوه بر این مقدار دانه نانو ذرات تاثیر فوق العاده‌ای بر روی شکل نهایی نانو ذرات معدنی در فرآیند با واسطه دانه به دلیل مساحت سطح برای رشد دارد [۲۹].

۴-۲- سورفاکتانت‌ها و افزودنی‌ها

بیشتر نانو ذرات معدنی تمایل به تجمع و تشکیل ذرات بزرگ تر با مورفولوژی‌های بی قاعده و نامطلوب در طی فرآیند رشد در محلول توده به دلیل انرژی آزاد سطح بالای اندازه نانومقیاس آنها دارند. برای رسیدگی به این کمبودها سورفاکتانت‌ها و افزودنی‌ها گزینه‌های خوبی برای شکل مدولاتور محلول توده با این انتظار که سورفاکتانت و افزودنی‌ها بر برخی وجوه نانو ذرات در حال رشد دینامیکی برای کاهش انرژی سطح آن‌ها و سرعت رشد قابل کنترل وجوه خاص برای مورفولوژی دلخواه نانو ذرات معدنی می‌باشند. علاوه بر این لایه‌های پایدار شده و تشکیل شده به وسیله سورفاکتانت و افزودنی‌ها بر روی سطوح نانو ذرات می‌تواند از ذرات در برابر تجمع در برابر محلول محافظت نماید [۳۰]. به طور کلی سورفاکتانت و افزودنی از گروه‌های عاملی و کتوردینه تشکیل شده‌اند که نقش مهمی به عنوان عامل به دام انداز برای جذب بر روی سطح در حال رشد نانو ذرات دارند. بنابراین توانایی جذب و پایدارکنندگی گروه‌های عاملی یا کتوردینه کننده برای گزینش عوامل به دام انداز مورد توجه قرار بگیرد. بدین ترتیب عوامل به دام انداز معمولاً برای سنتز نانو ذرات معدنی با شکل قابل تنظیم مولکول‌های کوچک و پلیمرها هستند. گروه‌های عاملی یا کتوردینه کننده مولکول‌های کوچک یا پلیمرها مانند گروه‌های هیدروکسیل، آمین نوع اول، دوم و سوم [۳۱]، گروه‌های تیول و زنجیر آلکیل بزرگ به عنوان گروه‌های جذب شده انتخابی بر روی وجوه خاص نانو ذرات می‌باشند. پلیمرهای متداول شامل: پلی وینیل پیرولیدون [۳۲]، پلی آکرلیک اسید و پلی آلایل آمین هیدروکلرید [۳۳]، پلی اتر ایمید [۳۴]، پلی وینیل الکل [۳۵]، پلی اتیلن گلیکول و مثال‌هایی از پلیمرهای پلی اتیلن گلیکول دار می‌باشد [۳۶]. علاوه بر این برهمکنش قوی بین هالیدهای مولکول‌های کوچک و سطح نانو ذرات نقش کنترلی معمول دیگر برای تعدیل شکل نانوذره با رشد انتخابی مخصوصاً برای فلزات جدید می‌باشد [۳۷]. جذب گروه‌های عاملی یا کتوردینه به صفحات بلوری مختلف هنگامی که از مولکول‌های کوچک یا پلیمرهایی با زنجیره طولانی استفاده می‌شود محدودیت ندارد [۳۸]. در اینجا ارتباط مولکول‌های کوچک، پلیمرها و حلال‌ها برای مدولاسیون شکل نانو ذرات و شکل معمول مواد مختلف با جذب گروه‌های عاملی یا کتوردینه به وضوح و به طور خلاصه در شکل ۶ خلاصه شده است [۳۹]. علاوه بر به کاربرد سورفاکتانت‌ها و افزودنی به عنوان عامل به دام انداز مخلوط سورفاکتانت‌های مختلف همراه با هم باعث توانایی به دام انداختن در کنترل جوانه‌زنی و رشد نانو ذرات به دلیل برهم کنش هم افزایی گروه‌های عاملی یا کتوردینه چندگانه با یون‌های فلزی یا وجوه نانو ذرات می‌شود [۴۰].



شکل ۶- تصویری از افزودنی ها/ سورفاکتانت برای کنترل شکل نانوذرات معدنی با جذب انتخابی

سورفاکتانت دوتایی پلی وینیل پیرولیدون و نمک‌های هالید فلزی (مانند MCl_x , $x=1, 2, 3$ مانند $FeCl_3$, $CuCl_2$ و $NaCl$) برای سنتز نانوصفحات طلای دو بعدی با مورفولوژی مثلثی و شش وجهی در فرآیند پلی ال افزوده می‌شوند. اگرچه پلی وینیل پیرولیدون در وجه برای تولید نانوصفحات طلا جذب می‌شود، یک سوسپانسیون مخلوط با نانوصفحات و ذرات کروی در غلظت‌های بالای پلی وینیل پیرولیدون به دست می‌آید. با کمک جذب نمک‌های هالید فلزی تنها نانوصفحات به دست می‌آیند [۴۱]. علاوه بر این سورفاکتانت‌ها به عنوان قالب‌های نرم در فرآیند امولسیون یا برخی واکنش‌ها معمول به کار می‌روند [۴۲]. در فرآیند سنتز امولسیون ساختارهای قابل تغییر قطرات شامل وزیگول، میسل و میسل‌های معکوس به عنوان راکتورهای نرم یا قالب فرض می‌شوند. به طور طبیعی این قالب‌های نرم از مولکول‌های متنوع شامل کopolymerهای دسته‌ای، بلورهای مایع و مولکول‌های زیستی بزرگ مانند اسیدهای چرب تشکیل شده‌اند [۴۳]. با به کار بردن پلی وینیل پیرولیدون، CTAB و SDS به عنوان قالب‌های نرم، نانوسیم‌های کبالت، نانو مکعب‌ها و ساختار کروی توخالی سنتز شدند.

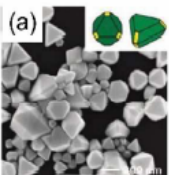
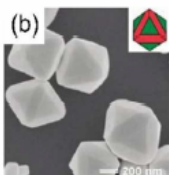
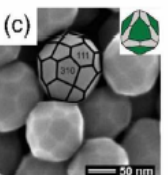
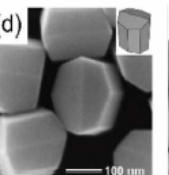
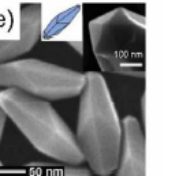
۴-۳- مکانیزم‌های کنترل شکل

در سه دهه گذشته بیشتر تلاش‌ها به کنترل انواع نانو ذرات معدنی با شکل قابل تغییر و چندین مکانیزم مختلف از طریق فرآیند جوانه زنی و رشد آن‌ها در سطح کریستالوگرافی مانند جذب انتخابی و رشد، رسوب تحت پتانسیل، جهت گیری اتصال، خود تجمعی و غیره مورد بررسی قرار گرفت. در اینجا قوانین اساسی هر مکانیزم برای کنترل شکل نانو ذرات معدنی بحث شده است. در نتیجه شکل کلی نانو ذرات معدنی به دست آمده با مکانیزم‌های مختلف توضیح داده شده است. در همین حال شباهت و تفاوت این مکانیزم‌ها تشریح شده است.

۴-۴- رشد جذب و رسوب تحت پتانسیل

طبق قانون وولف انرژی آزاد سطح به وسیله انرژی سطح و مساحت سطح تعیین می‌شود. به حداقل رساندن این انرژی سطح برای حجم معین باعث تشکیل شکل ناهمسانگرد نانو ذرات می‌شود. علاوه بر این بر اساس مدل دستورالعمل وولف سرعت رشد نانو ذرات به مقدار زیادی به انرژی آزاد سطح و پیچ خوردگی سطح نانو ذرات بستگی دارد [۴۴]. سطح ذرات با انرژی آزاد سطح بالا یا سطح با تعداد پیچ خوردگی بالا برای کاهش مساحت سطح سریع تر رشد می‌کند تا تعادل در سطح نانو ذرات برقرار شود. اما مورفولوژی نهایی نانو ذرات با کمترین سرعت رشد سطح بلورها تعیین می‌شود. تامین انرژی کافی به محلول توده باعث رشد سریع هسته تحت کنترل ترمودینامیک می‌شود که منجر به تشکیل نانو ذرات کروی شکل می‌شود. برای غلبه بر این مشکل اتصال انتخابی یا رشد در وجه خاص نانوذره با افزودن سورفاکتانت با افزودنی رایج و استراتژی موثری برای کاهش تنش سطحی و تغییر خواص سطح برای به دست آوردن شکل دلخواه نانو ذرات معدنی می‌شود. یک تئوری قابل قبول برای پیوند انتخابی بین سورفاکتانت و سطح نانوذره این است که وجه ذره با خواص متفاوت (وجه یونی با بارها، پیوند کئوردینه، پیوند دوقطبی خنثی یا بسیار قطبش پذیر همانند وجه بسیار آب گریز) باعث تشکیل بار الکتریکی که بارهای مخالف سورفاکتانت یا افزودنی را جذب یا کئوردینه می‌کند. اگرچه جذب یا کئوردیناسیون سورفاکتانت یا افزودنی در یک وجه خاص نانوذره به مقدار زیادی به غلظت و

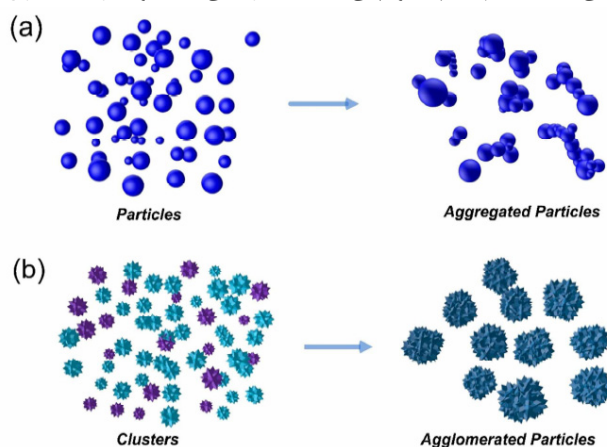
ماهیت سورفاکتانت یا افزودنی بستگی دارد [۴۵]. همانطور که در بالا ذکر شد بخش افزودنی و سورفاکتانت انواع مولکول‌های کوچک و پلیمرها و حلال‌هایی با گروه‌های عاملی مختلف برای جذب انتخابی بر روی وجهی خاص برای مدوله کردن شکل نانو ذرات معدنی در دسترس هستند که در شکل ۶ نیز نشان داده شده است. مطابق این شکل نه تنها نانو ذرات ناهمسانگرد جدید تک جزئی تشکیل می‌شود بلکه نانو ذرات هسته-پوسته یا سایر ساختارهای پیچیده از این نانو ذرات با اجزای چندگانه توسط مکانیزم رشد انتخابی با افزودن سورفاکتانت‌ها و افزودنی‌های مختلف یا تغییر غلظت سورفاکتانت‌ها و افزودنی‌ها قابل تولید هستند. به عنوان مثال نانوبلورهای هسته-پوسته $Au@Ag$ با مورفولوژی‌های مختلف با افزودن یون یدید به محلول رشد شامل اسکوربیک اسید، سود، CTAB و هسته نانوصفحات شش وجهی طلا سنتز شدند. تغییر قابل توجه مورفولوژی نانوبلورهای هسته-پوسته $Au@Ag$ با افزودن عامل به دام انداز همراه با یون یدید به محلول رشد به دست آمد. که ناشی از تبدیل هسته نانوصفحات شش وجهی طلا به نانوبلورهای هسته-پوسته $Au@Ag$ دو هرمی با افزایش مقدار یون یدید می‌باشد. در حالی که تغییرات محسوسی در مورفولوژی نانوصفحات شش وجهی هسته-پوسته $Au@Ag$ بدون افزودن یون یدید در محلول رشد مشاهده نشد. تغییر منطقی برای این تغییر مورفولوژی این است که افزودن یون یدید برای رسوب انتخابی و رشد نقره بر روی سطح نانوصفحات طلا با کاهش در پتانسیل اکسایش-کاهش سطح نانو بلورهای طلا مطلوب است [۴۶]. علاوه بر این پدیده دیگر رسوب تحت پتانسیل (UPD) که منجر به نشان کاتیون فلز در انواع سوبستراها (مانند سطح فلز و اکسید فلز ذرات) با محدوده پتانسیل مثبت تر در مدولاسیون شکل نانو ذرات معدنی در طی فرآیند رشد نانو ذرات می‌شود. وقوع UPD به میزان زیادی به برهمکنش بهبود یافته میان فلز رسوب شونده و سوبسترای خارجی در طی فرآیند رشد به دلیل جابجایی پتانسیل آنها بستگی دارد. اختلاف پتانسیل بین رسوب تک لایه و توده‌ای منجر به بار جزئی اتم جذب شده می‌شود [۴۶]. سپس پیوند شیمیایی ناشی از این انتقال بار الکترون جزئی مزیتی برای رسوب مطلوب اولین تک لایه می‌شود. تغییر کاتیون‌های فلزی رسوب شده با نوع و مقدار مختلف در طی فرآیند UPD رشد ترجیحی را در جهت محور و وجوه برای تشکیل انواع نانو ذرات ناهمسانگرد حتی با وجوه با شاخص بالا را امکان پذیر می‌کند [۴۷]. مانند نانو ذرات طلا با شکل‌های مختلف با به کار بردن دو یون فلز خارجی پالادیوم و نقره برای رسوب بر روی سطح چند وجهی نانوبلورهای طلا در سنتز در یک ظرف پلی ال تولید شدند. نانو بلورهای اولیه طلا به سایر شکل‌های ناهمسانگرد شامل تتراهگزاهدرال کوتاه احاطه شده با وجوه (۳۱۰) و (۱۱۱)، منشور دی تتراگونال کوتاه احاطه شده با وجه (۳۱۰) و دوهرمی چند جفت با تغییر نسبت غلظت نقره به پالادیوم در محلول رشد (شکل ۷) می‌باشد. قابل ذکر است که مورفولوژی نانوبلورهای طلا زمانی که نقره و پالادیوم به طور مجزا به کار رود متفاوت خواهد بود. طلای تتراهگزا هدرال احاطه شده با وجه (۱۱۰) تنها با نقره UPD تشکیل می‌شود در حالی که طلای اکتاهدرال کوتاه و صفحات مثلثی با وجوه (۱۰۰) با رسوب پالادیوم شکل می‌گیرند. علاوه بر این همانطور که توسط گروه مرکین تحقیق شد، یون نقره به عنوان عامل UPD برای ارزیابی انواع نانو ذرات طلا شکل قابل تنظیم با کنترل رشد نانو ذرات طلای موجود از طریق غیرفعال سازی سطحی (بیش از اثرات جنبشی) استفاده شد. کاهش پایداری لایه نقره رسوب شده تحت پتانسیل در حضور هالیدهای بزرگتر مربوط به تغییر شکل به دلیل قدرت نسبی Ag^+/AgO^- هالید و بر همکنش Ag^+/AgO^- هالید می‌باشد [۴۸].

Foreign ions	<i>Pd(II)</i> only	<i>Ag(II)</i> only	Low ratio of <i>Ag(I)/Pd(II)</i>	High ratio of <i>Ag(I)/Pd(II)</i>	Very high ratio of <i>Ag(I)/Pd(II)</i>
Shape of Au NPs & corresponding SEM images					
Main facets	{111}+{100}	{111}+{110}	{111}+{310}	{310}	

شکل ۷- (a-e) تکامل شکل نانوبلورهای طلا با حضور یون‌های خارجی نقره و پالادیوم (II) با فرآیند سنتز پلی ال

۴-۵- تجمع و تراکم

تجمع پدیده‌ای معمول و پیچیده برای برخورد نانو ذرات می‌باشد که باعث بروز شکل در بررسی خواص آن‌ها و کاربردهای مواد نانوساختار می‌شود. توضیحی منطقی و متداول برای تجمع میان نانو ذرات انرژی آزاد سطح بالای آن‌ها می‌باشد. دو پارامتر کلیدی برای وقوع تجمع لازم است که شامل جریان حرکت یا براونی که باعث می‌شود ذرات در مجاورت هم قرار گیرند و نیروی جاذبه بین ذره‌ای می‌باشد. بنابراین یک جاذبه مستقیم بین ذرات (مانند نیروهای واندروالس یا پیوند شیمیایی) برای تجمع نانو ذرات از طریق چنین جنبش و جاذبه‌ای شکل می‌گیرد. معمولاً تجمع در محلول واکنش با غلظت بالای نانو ذرات، دمای بالا و سرعت هم زدن کند رخ می‌دهد. اگرچه همیشه از تجمع در فرآیندهای علم کلوئید به دلیل مورفولوژی غیرقابل کنترل آن، خواص نامطلوب آن و کاربردهای ناکارآمد در دهه‌های گذشته ممانعت شده است [۴۹]. برای جلوگیری از تجمع، پوشش با عامل به دام انداز و یا تغییر در بار سطحی نانو ذرات مسیره‌های موثر و کارآمد هستند. اخیراً با کمک عامل به دام انداز خارجی یا سورفاکتانت‌ها شکل‌های ناهمسانگرد مختلف نانو ذرات معدنی مانند سیم‌ها، چند وجهی‌ها، شبه مرجانی [۴۹] و غیره با کنترل تجمع به دست آمدند.

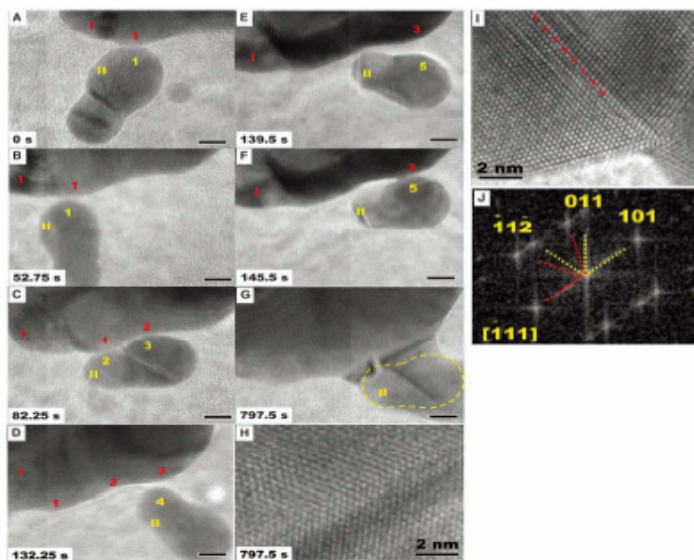


شکل ۸- تفاوت مکانیزم (a) تجمع و (b) تراکم

۴-۶- جهت گیری اتصال و خودتجمعی

در سال ۱۹۹۸ پن و بانفیلد مکانیزم رشد بلور مهمی را کشف کردند که جهت گیری اتصال نام نهادند (OA) [۵۰]، که شامل خودسازمان یافتگی خودبه خودی ذرات مجاور و رشد پیوسته ذرات خودسازمان یافته در مرحله ابتدایی است. سپس ذرات خودسازمان یافته جهت گیری کریستالوگرافی معمولی را با یکدیگر به اشتراک می‌گذارند و در سطح اشتراک مسطح به هم می‌پیوندند [۵۱]. در طی این فرآیند، همجوشی بین نانو ذرات از پیش تشکیل شده نیروی محرکه‌ای برای به اشتراک گذاری جهت گیری کریستالوگرافی می‌باشد. اگرچه این همجوشی که منجر به جهت گیری کریستالوگرافی می‌شود تحت تاثیر عوامل دیگر در محلول واکنش قرار می‌گیرد منجر به تشکیل بلورهای هیبرید با جهت گیری ایزو، مزو بلور و تک بلور از مسیره‌های متفاوت می‌شود [۵۲]. توضیح منطقی برای وقوع OA این است که اتصال ذرات به یکدیگر در وجوه با انرژی بالایشان برای حذف انرژی سطحی انجام می‌شود. بعد از چنین اتصالی، حذف این وجوه با انرژی بالا و همجوشی در کریستالوگرافی، ذرات ناهمسانگرد کامل ثانویه را می‌دهد. در طی فرآیند OA مراحل میانی ممکن است مربوط به اثر برخورد یا فرآیندهای تجمع و تراکم باشد. تحقیقات کنونی پیشنهاد می‌کند که OA ممکن است با برخورد نانو بلورهای جهت گیری شده در سوسپانسیون یا چرخش بی قاعده نانو ذرات در تماس با پیکربندی سطوح مشترک با انرژی پایین رخ دهد [۵۳]. بنابراین برخورد موفق یا تماس مستقیم عاملی کلیدی برای تشکیل ذرات ناهمسانگرد توسط OA در طی شرایط پخش یا تراکم می‌باشد. تا همین اواخر این گمانه رنی‌های فرآیند OA از طریق مشاهده مستقیم نانو ذرات آهن اکسی هیدروکسید تحت میکروسکوپ الکترونی عبوری با تفکیک بالا با استفاده از سلول مایع که در شکل ۹ نشان داده شده ثابت شد. با توجه به این مشاهدات ذرات تحت چرخش پیوسته و برهمکنش با یکدیگر قرار دارند تا زمانی که برخی ذرات به شبکه کاملی دست یابند. در فاصله کمتر از یک نانومتر پرش ناگهانی یک ذره بر روی ذره دیگر و تماس با یکدیگر، اتم جانبی با افزودن اتم در نقطه تماس اتصال ذرات با یکدیگر را

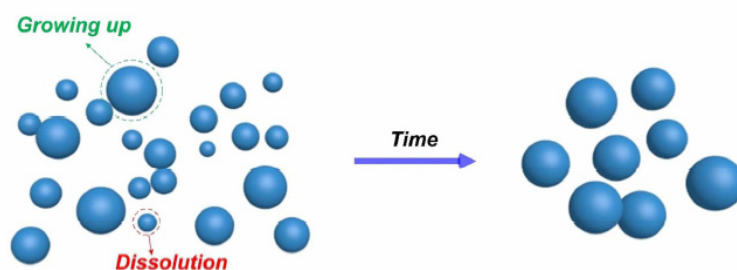
آغاز می‌کند، همانطور که در قسمت f و g شکل ۹ نشان داده شده است. این حذف سطح مشترک با سرعت ثابت با وابستگی پیچش انرژی آزاد گیبس ادامه می‌یابد. بر اساس شتاب‌های چرخشی و انتقالی محاسبه شده برهمکنش‌های قوی و مستقیم نیروی محرکه مستقیمی برای رشد ذرات به وسیله OA می‌باشد [۵۴]. علاوه بر این مشخص شده OA مکانیزمی عمده در کنترل رشد برای دست یابی به انواع نانوساختارهای ناهمسانگرد شامل: نانوساختارهای سه بعدی پیچیده با واحدهای سازنده هسته - پوسته می‌باشد [۵۵]. خودتجمعی مسیر متداول دیگری در طبیعت و در تکنولوژی برای پیکربندی مجدد شکل نانو ذرات معدنی می‌باشد که در آن سازمان‌های مستقلی از اجزاء در الگوها یا ساختارهایی بدون مداخله شکل می‌گیرند. روش خودتجمعی شامل خودتجمعی استاتیک و دینامیک است [۵۶]. در اینجا خودتجمعی از نوع استاتیک است که در سیستم‌های اتمی، یونی، مولکولی و بلورهای کلئیدی با تعادل جهانی یا موضعی به طور معمول رخ می‌دهد اما بدون اتلاف انرژی همانطور که توسط وایتسایدز و گریوسکی شرح داده شده است [۵۶]. در طی این فرآیند برهمکنش‌های کووالانسی ضعیف یا غیر کووالانسی تأثیر مهمی بر تشکیل خودتجمعی دارند. بنابراین انواع سورفاکتانت‌ها و لیگاندها پیکربندی مجدد انواع ساختارها را در طی خودتجمعی تسهیل می‌کنند [۵۷]. سان و همکارانش به طور موفقیت آمیزی شبکه نانوسیم پالادیم با طول چند نانومتر با افزودن سدیم سیترات در طی یک فرآیند خودتجمعی ذاتی اضافه نمودند که جذب الکترواستاتیک قوی بین نانو ذرات پالادیم و گروه‌های سیترات شکل گرفت [۵۸]. علاوه بر این لایه پوشش همچنین خودتجمعی را میان ذرات برای پیکربندی مجدد شکل ناهمسانگرد نانو ذرات القا می‌کند. کوچی و همکارانش نشان دادند که ساختار سه بعدی هسته - پوسته نانو حلقه‌های غیرقطبی هسته نانومیله‌ای طلا و پوسته مغناطیسی نیکل با خودتجمعی به طور موفقیت آمیزی سنتز شد. نخست دوقطبی مغناطیسی با کاهش انتخابی نیکل به درون نانو میله طلا به عنوان لایه پوششی القا شد سپس تجمع حلقه‌های حلقه‌های جامد نیکل با هسته نانو میل طلا در شار برای نانو حلقه هسته - پوسته سه بعدی انجام گرفت [۵۹]. اگرچه خودتجمعی نانو ذرات معدنی بر روی سوبسترای دو بعدی با چندین عامل تعیین می‌شوند که شامل: پخش تک جزئی، شکل و ویژگی‌های سطح - جذب نانو ذرات، انواع سوبستراها و شرایط واکنش (غلظت نانو ذرات، دمای محیط، رطوبت و غیره) می‌باشد [۶۰]. با این وجود شایان ذکر است که میان OA و خودتجمعی برای کنترل شکل نانو ذرات تفاوت وجود دارد که خودتجمعی در مقایسه با OA که فرآیندی غیر کنترل‌شده و به شدت به شرایط و فرآیند واکنش بستگی دارد فرآیندی قابل کنترل با مدیریت لیگاندها و اتصالات میات ذرات می‌باشد.



شکل ۹- توالی تصاویر فرآیند دینامیک‌های اتصال (A-G). سطح ذرات I و II باعث تماس گذرا در بسیاری از نقاط و جهات (نقاط ۱-۱، ۲-۲، ۳-۳ و ۴-۴) قبل از اتصال نهایی و رشد (نقطه ۵-۳). تصویر (H) با وضوح بالا سطح مشترک در G نشان دهنده ساختار مضاعف می‌باشد. خطوط زرد رنگ در G نشان دهنده مرزهای اصلی متصل شده است. (I) تصویر TEM با وضوح بالا و (J) تبدیل فوریه سریع فصل مشترک، نشان دهنده رخداد دیگر OA می‌باشد که تشکیل (۱۰۱) فصل مشترک مضاعف بعد از اتصال را نشان می‌دهد. مرز دانه توسط خطوط در انشان داده شده است [۵۴].

۴-۷- استوالد رایپنینگ

فرآیند استوالد رایپنینگ که زبر شدن نیز نامیده می‌شود مکانیزمی متداول برای رشد انواع نانو مواد می‌باشد که نخست توسط استوالد در سال ۱۹۰۰ ابداع شد [۶۱]. این مکانیزم با افزایش پتانسیل شیمیایی نانو ذرات بر اساس فرآیند انحلال ذرات و رسوب مجدد یونی انجام می‌شود که منجر به افزایش اندازه ذره اما کاهش تعداد ذره می‌شود. همانطور که توسط رابطه گیبس - تامسون بیان می‌شود حالت تعادل محلی غلظت حل شونده در سطح ذرات بزرگتر پایین تر از ذرات کوچک تر است که منجر می‌شود یون حل شونده از سطح ذرات کوچکتر به سطح ذرات بزرگتر به دلیل گرادیان غلظت جریان یابند. ذرات بزرگتر با صرف ذرات کوچک تر تا حالت تعادل محلول توده‌ای رشد می‌کنند. همانطور که در شکل ۱۰ نشان داده شده است [۶۲].



شکل ۱۰- فرآیند رسیدن استوالد

فرآیند رشد اغلب با نفوذ کنترل می‌شود اما معمولاً نانو ذرات ی با شکل کروی یا شبه کروی ایجاد می‌شود. زیرا این اشکال از نظر ترمودینامیکی پایدارتر هستند [۱۸]. مدل کلاسیک سینتیک برای مکانیزم استوالد رایپنینگ به مدل لیفشیتز - اسلیوزوف - واگنر بر اساس معادله گیبس - تامسون معروف است.

$$\overline{D^n} - \overline{D_0^n} = k(t - t_0) \quad (11)$$

که در آن D و D_0 به ترتیب اندازه متوسط ذره در زمان t و t_0 می‌باشند. k ثابت مواد وابسته به دما و n توان استوالد رایپنینگ می‌باشد. ظاهراً فرآیند استوالد رایپنینگ فرآیندی زمان بر است (۱۹۱). استوالد رایپنینگ به طور گسترده برای شرح و توضیح رشد ذره با اندازه نسبتاً بزرگ در محلول استفاده می‌شود. علاوه بر این فرآیند استوالد رایپنینگ شامل انحلال ذرات کوچک تر و رشد ذرات بزرگ تر می‌باشد که می‌تواند برای پیکربندی شکل‌های پیچیده استفاده شود [۶۳].

۵- نتیجه گیری

تلاش‌های بسیاری برای سنتز تعداد بیشتر نانو مواد معدنی با شکل یکنواخت و قابل تنظیم انجام گرفته است. شکل کنترل شده نانو ذرات معدنی علاوه بر تعیین خواص فیزیکوشیمیایی ذاتی آنها کاربردهای نانو فناوری جدیدی را در حوزه زیست پزشکی، کاتالیز، الکترونیک، نوری و غیره را معرفی می‌کند. این مقاله مروری بررسی مختصری از نظریه کلاسیک جوانه‌زنی و رشد و عوامل تحت تاثیر و مکانیزم‌های کلی قابل قبول برای کنترل شکل نانو ذرات معدنی در جهت نظریه جوانه‌زنی و رشد ارائه می‌کند. در ابتدا مفاهیم اولیه نظریه بلوری شدن کلاسیک و عوامل کلی جوانه‌زنی و رشد بر کنترل شکل توضیح داده شد. با وجود پارامترهای اثر گذار کلی که لیست شده است، فرآیند واکنش توسط عوامل مختلفی پیچیده شده و به راحتی تاثیر پذیر است که منجر به عواملی نامشخص در کنترل شکل نانو ذرات معدنی می‌شود. بنابراین فرآیند واکنش و پارامترهای آن باید به مناسبی کنترل شوند. علاوه بر این تغییر شکل نانو ذرات معدنی از یک فرآیند آزمایش با مکانیزم رشد دیگر به دلیل فرآیندهای پیچیده واکنش قابل کنترل باشد. فرآیند جوانه‌زنی و رشد بلورها زمینه‌ای جالب و به خوبی توسعه یافته در طی فرآیندهای خنک کردن و تبلور ضد حلال می‌باشد که می‌تواند با فرآیند شبیه سازی مطابق معادله تعادل جمعیت ثابت شود.

- [1] Xie, J. P.; Zhang, Q. B.; Lee, J. Y.; Wang, D. I. C., The synthesis of SERS-active gold nanoflower tags for in vivo applications. *ACS Nano* 2008, 2 (12), 2473-2480.
- [2] Wu, W.; Jiang, C. Z.; Roy, V. A. L., Recent progress in magnetic iron oxide–semiconductor composite nanomaterials as promising photocatalysts. *Nanoscale* 2015, 7, 38-58.
- [3] Lu, Z. X.; Huang, Y. F.; Zhang, L. M.; Xia, K.; Deng, Y.; He, N. Y., Preparation of gold nanorods using 1,2,4-Trihydroxybenzene as a reducing agent. *J. Nanosci. Nanotechnol.* 2015, 15 (8), 6230-6235.
- [4] Li, X. L.; Zhang, F. Q.; Ma, C.; Deng, Y.; Wang, Z. F.; Elingarami, S.; He, N. Y., Controllable synthesis of ZnO with various morphologies by hydrothermal method. *J. Nanosci. Nanotechnol.* 2012, 12 (3), 2028-2036.
- [5] Lv, H. L.; Ji, G. B.; Liu, W.; Zhang, H. Q.; Du, Y. W., Achieving hierarchical hollow carbon@Fe@Fe₃O₄ nanospheres with superior microwave absorption properties and lightweight features. *J. Mater. Chem. C* 2015, 3 (39), 10232-10241.
- [6] Jing, H.; Zhang, Q. F.; Large, N.; Yu, C. M.; Blom, D. A.; Nordlander, P.; Wang, H., Tunable plasmonic nanoparticles with catalytically active high-index facets. *Nano Lett.* 2014, 14 (6), 3674-3682.
- [7] Matefi-Tempfli, S.; Habouti, S.; Matefi-Tempfli, M.; Solterbeck, C. H.; Es-Souni, M.; Es-Souni, M., Self-standing corrugated Ag and Au-nanorods for plasmonic applications. *J. Mater. Chem.* 2011, 21 (17), 6269-6273.
- [8] Zhang, H.; Jin, M. S.; Xiong, Y. J.; Lim, B.; Xia, Y. N., Shape-controlled synthesis of Pd nanocrystals and their catalytic applications. *Acc. Chem. Res.* 2013, 46 (8), 1783-1794.
- [9] Ho, C. H.; Tsai, C. P.; Chung, C. C.; Tsai, C. Y.; Chen, F. R.; Lin, H. J.; Lai, C. H., Shape-controlled growth and shape-dependent cation site occupancy of monodisperse Fe₃O₄ nanoparticles. *Chem. Mater.* 2011, 23 (7), 1753-1760.
- [10] Wu, W.; Wu, Z. H.; Yu, T.; Jiang, C. Z.; Kim, W. S., Recent progress on magnetic iron oxide nanoparticles: synthesis, surface functional strategies and biomedical applications. *Sci. Technol. Adv. Mat.* 2015, 16 (2), 023501.
- [11] Wagle, D. V.; Zhao, H.; Baker, G. A., Deep eutectic solvents: Sustainable media for nanoscale and functional materials. *Acc. Chem. Res.* 2014, 47 (8), 2299-2308.
- [12] Mullin, J. W., *Crystallization*. 4th ed.; Butterworth-Heinemann: Oxford ; Boston, 2001, 594.
- [13] Thanh, N. T. K.; Maclean, N.; Mahiddine, S., Mechanisms of nucleation and growth of nanoparticles in solution. *Chem. Rev.* 2014, 114 (15), 7610-7630.
- [14] Sun, Y. G., Controlled synthesis of colloidal silver nanoparticles in organic solutions: empirical rules for nucleation engineering. *Chem. Soc. Rev.* 2013, 42 (7), 2497-2511.
- [15] Sun, W.; Liu, H.; Hu, J. C.; Li, J., Controllable synthesis and morphology-dependent photocatalytic performance of anatase TiO₂ nanoplates. *RSC Adv.* 2015, 5 (1), 513-520.
- [16] Yang, Y.; Wang, H.; Ji, Z.; Han, Y. S.; Li, J. H., A switch from classic crystallization to non-800 classic crystallization by controlling the diffusion of chemicals. *Cryst. Eng. Comm.* 2014, 16 (33), 8017-8037.
- [17] Ackerman, D. M.; Evans, J. W., Boundary conditions for burton-cabrera-frank type step-flow models: Coarse-graining of discrete 2d deposition-diffusion equations. *Multiscale Model. Sim.* 2011, 9 (1), 59-88.
- [18] Zong, R. L.; Wang, X. L.; Shi, S. K.; Zhu, Y. F., Kinetically controlled seed-mediated growth of narrow dispersed silver nanoparticles up to 120 nm: secondary nucleation, 807 size focusing, and Ostwald ripening. *Phys. Chem. Chem. Phys.* 2014, 16 (9), 4236-4241.
- [19] Luo, Y. S.; Li, S. Q.; Ren, Q. F.; Liu, J. P.; Xing, L. L.; Wang, Y.; Yu, Y.; Jia, Z. J.; Li, J. L., Facile synthesis of flowerlike Cu₂O nanoarchitectures by a solution phase route. *Cryst. Growth Des.* 2007, 7 (1), 87-92.
- [20] Wang, S. C.; Ray-Kuang, C. B.; Hu, P. J., Morphological and phase control of tin oxide single-crystals synthesized by dissolution and recrystallization of bulk SnO powders. *J. Eur. Ceram. Soc.* 2011, 31 (14), 2447-2451.
- [21] Obare, S. O.; Jana, N. R.; Murphy, C. J., Preparation of polystyrene- and silica-coated gold nanorods and their use as templates for the synthesis of hollow nanotubes. *Nano Lett.* 2001, 1 (11), 601-603.
- [22] Do, T. O.; Nguyen, T. D.; Dinh, C. T., A general procedure to synthesize highly crystalline metal oxide and mixed oxide nanocrystals in aqueous medium and photocatalytic activity of metal/oxide nanohybrids. *Nanoscale* 2011, 3 (4), 1861-1873.
- [23] Feigl, C. A.; Barnard, A. S.; Russo, S. P., Modelling polar wurtzite ZnS nanoparticles: the effect of sulphur supersaturation on size- and shape-dependent phase transformations. *J. Mater. Chem.* 2012, 22 (36), 18992-18998.
- [24] Huang, Y.; Pemberton, J. E., Synthesis of uniform, spherical sub-100 nm silica particles using a conceptual modification of the classic LaMer model. *Colloid Surf. A* 2010, 360 (1-3), 175-183.
- [25] Lin, H. X.; Lei, Z. C.; Jiang, Z. Y.; Hou, C. P.; Liu, D. Y.; Xu, M. M.; Tian, Z. Q.; Xie, Z. X., Supersaturation-dependent surface structure evolution: From ionic, molecular to metallic micro/nanocrystals. *J. Am. Chem. Soc.* 2013, 135 (25), 9311-9314.
- [26] Wang, X. G., Ammonium mediated hydrothermal synthesis of nanostructured hematite (α -Fe₂O₃) particles. *Mater. Res. Bull.* 2012, 47 (9), 2513-2517.
- [27] Lee, J. Y.; Yu, Y.; Zhang, Q. B.; Lu, X. M., Seed-mediated synthesis of monodisperse concave trisoctahedral gold nanocrystals with controllable sizes. *J. Phys. Chem. C* 2010, 114 (25), 11119-11126.
- [28] Eguchi, M.; Mitsui, D.; Wu, H. L.; Sato, R.; Teranishi, T., Simple reductant concentration dependent shape

- control of polyhedral gold nanoparticles and their plasmonic properties. *Langmuir* 2012, 28 (24), 9021-9026.
- [29] Wan, Y.; Guo, Z. R.; Jiang, X. L.; Fang, K.; Lu, X.; Zhang, Y.; Gu, N., Quasi-spherical silver nanoparticles: Aqueous synthesis and size control by the seed-mediated Lee-Meisel method. *J. Colloid Interf. Sci.* 2013, 394, 263-268.
- [30] Xing, R. M.; Xu, F. L.; Liu, S. H.; Niu, J. Y., Surfactant-free fabrication of Fe₃O₄ nanospheres with selective shape. *Mater. Lett.* 2014, 134, 71-74.
- [31] Jeong, Y. I.; Kim, D. H.; Chung, K. D.; Kim, Y. H.; Lee, Y. S.; Choi, K. C., Antitumor activity of trigonelline-incorporated chitosan nanoparticles. *J. Nanosci. Nanotechnol.* 2014, 14 (8), 5633-5637.
- [32] Liu, L.; Wei, T.; Guan, X.; Zi, X.; He, H.; Dai, H., Size and morphology adjustment of PVP988 stabilized silver and gold nanocrystals synthesized by hydrodynamic assisted self-assembly. *J. Phys. Chem. C* 2009, 113, 8595-8600.
- [33] Kim, K.; Park, H. K.; Kim, N. H., Silver-particle-based surface-enhanced Raman scattering spectroscopy for biomolecular sensing and recognition. *Langmuir* 2006, 22 (7), 3421-3427.
- [34] Kuo, P. L.; Chen, C. C.; Jao, M. W., Effects of polymer micelles of alkylated polyethylenimines on generation of gold nanoparticles. *J. Phys. Chem. B* 2005, 109 (19), 9445-9450.
- [35] Khan, Z.; Al-Nowaiser, F. M., Effect of poly(vinyl alcohol) on the size, shape, and rate of silver nanoparticles formation. *J. Disper. Sci. Technol.* 2011, 32 (11), 1655-1660.
- [36] Yeap, S. P.; Toh, P. Y.; Ahmad, A. L.; Low, S. C.; Majetich, S. A.; Lim, J., Colloidal stability and magnetophoresis of gold-coated iron oxide nanorods in biological media. *J. Phys. Chem. C* 2012, 116 (42), 22561-22569.
- [37] Tsuji, M.; Miyamae, N.; Hashimoto, M.; Nishio, M.; Hikino, S.; Ishigami, N.; Tanaka, I., Shape and size controlled synthesis of gold nanocrystals using oxidative etching by AuCl₄⁻ and Cl⁻ 1020 anions in microwave-polyol process. *Colloid Surf. A* 2007, 302 (1-3), 587-598.
- [38] Seo, D.; Park, J. C.; Song, H., Polyhedral gold nanocrystals with Oh symmetry: From octahedra to cubes. *J. Am. Chem. Soc.* 2006, 128 (46), 14863-14870.
- [39] Sayed, S. Y.; Wang, F.; Malac, M.; Li, P.; Wang, D.; Buriak, J., Preferential face deposition of gold nanoparticles on silicon nanowires by galvanic displacement. *Cryst. Eng. Comm.* 2012, 14 (16), 5230-5234.
- [40] Wang, G. Z.; Shen, X. S.; Hong, X.; Zhu, W., Nanospheres of silver nanoparticles: agglomeration, surface morphology control and application as SERS substrates. *Phys. Chem. Chem. Phys.* 2009, 11 (34), 7450-7454.
- [41] Jiu, J. T.; Sukanuma, K.; Nogi, M., Effect of additives on the morphology of single-crystal Au nanosheet synthesized using the polyol process. *J. Mater. Sci.* 2011, 46 (14), 4964-4970.
- [42] Wang, W.; Howe, J. Y.; Li, Y. A.; Qiu, X. F.; Joy, D. C.; Paranthaman, M. P.; Doktycz, M. J.; Gu, B. H., A surfactant and template-free route for synthesizing ceria nanocrystals with tunable morphologies. *J. Mater. Chem.* 2010, 20 (36), 7776-7781.
- [43] Chang, W. G.; Shen, Y. H.; Xie, A. J.; Liu, X., Facile controlled synthesis of micro/nanostructure MCrO₄ (M = Ba, Pb) by using Gemini surfactant C12-PEG-C12 as a soft template. *Appl. Surf. Sci.* 2010, 256 (13), 4292-4298.
- [44] Ringe, E.; Van Duyne, R. P.; Marks, L. D., Wulff construction for alloy nanoparticles. *Nano Lett.* 2011, 11 (8), 3399-3403.
- [45] Si, S.; Leduc, C.; Delville, M. H.; Lounis, B., Short gold nanorod growth revisited: The critical role of the bromide counterion. *Chem. Phys. Chem.* 2012, 13 (1), 193-202.
- [46] Kim, J.; Hong, S.; Jang, H. J.; Choi, Y.; Park, S., Influence of iodide ions on morphology of 1018 silver growth on gold hexagonal nanoplates. *J. Colloid Interf. Sci.* 2013, 389, 71-76.
- [47] Yu, Y.; Zhang, Q. B.; Xie, J. P.; Lee, J. Y., Engineering the architectural diversity of heterogeneous metallic nanocrystals. *Nat. Commun.* 2013, 4, 1454.
- [48] Langille, M. R.; Personick, M. L.; Zhang, J.; Mirkin, C. A., Defining rules for the shape evolution of gold nanoparticles. *J. Am. Chem. Soc.* 2012, 134 (35), 14542-14554.
- [49] Li, D.; Kaner, R. B., Shape and aggregation control of nanoparticles: Not shaken, not stirred. *J. Am. Chem. Soc.* 2006, 128 (3), 968-975.
- [50] Penn, R. L.; Banfield, J. F., Imperfect oriented attachment: Dislocation generation in defect-free nanocrystals. *Science* 1998, 281 (5379), 969-971.
- [51] Zhang, J.; Huang, F.; Lin, Z., Progress of nanocrystalline growth kinetics based on oriented attachment. *Nanoscale* 2010, 2 (1), 18-34.
- [52] Munoz-Rojas, D.; Oro-Sole, J.; Gomez-Romero, P., From nanosnakes to nanosheets: A matrix-mediated shape evolution. *J. Phys. Chem. C* 2008, 112 (51), 20312-20318.
- [53] Lee, E. J. H.; Ribeiro, C.; Longo, E.; Leite, E. R., Oriented attachment: An effective mechanism in the formation of anisotropic nanocrystals. *J. Phys. Chem. B* 2005, 109 (44), 20842-20846.
- [54] Li, D.; Nielsen, M. H.; Lee, J. R.; Frandsen, C.; Banfield, J. F.; De Yoreo, J. J., Direction-specific interactions control crystal growth by oriented attachment. *Science* 2012, 336 (6084), 1014-1018.
- [55] Zhou, W. W.; Yan, B.; Cheng, C. W.; Cong, C. X.; Hu, H. L.; Fan, H. J.; Yu, T., Facile synthesis and shape evolution of highly symmetric 26-facet polyhedral microcrystals of Cu₂O. *Cryst. Eng. Comm.* 2009, 11 (11), 2291-2296.
- [56] Whitesides, G. M.; Grzybowski, B., Self-assembly at all scales. *Science* 2002, 295 (5564), 2418-2421.
- [57] Lee, J. Y.; Zhang, Q. B.; Xie, J. P.; Yang, J. H., Monodisperse icosahedral Ag, Au, and Pd nanoparticles:

- Size control strategy and superlattice formation. ACS Nano 2009, 3 (1), 139-148.
- [58] Wang, J. J.; Chen, Y. G.; Liu, H.; Li, R. Y.; Sun, X. L., Synthesis of Pd nanowire networks by a simple template-free and surfactant-free method and their application in formic acid electrooxidation. Electrochem. Commun. 2010, 12 (2), 219-222.
- [59] Kooij, E. S.; Ahmed, W.; Laarman, R. P. B.; Hellenthal, C.; van Silfhout, A.; Poelsema, B., Dipole directed ring assembly of Ni-coated Au-nanorods. Chem. Commun. 2010, 46 (36), 6711-6713.
- [60] Kumacheva, E.; Zhao, N.; Liu, K.; Greener, J.; Nie, Z. H., Close-packed superlattices of side-by-side assembled Au-CdSe nanorods. Nano Lett. 2009, 9 (8), 3077-3081.
- [61] Ostwald, W., Über die vermeintliche Isomerie des roten und gelben Quecksilberoxyds und die Oberflächenspannung fester Körper. Z. Phys. Chem. 1900, 34, 495.
- [62] Noorduyn, W. L.; Vlieg, E.; Kellogg, R. M.; Kaptein, B., From Ostwald ripening to single chirality. Angew. Chem. Int. Ed. 2009, 48 (51), 9600-9606.
- [63] Lin, M.; Tan, H. R.; Tan, J. P. Y.; Bai, S. Q., Understanding the growth mechanism of α -Fe₂O₃ nanoparticles through a controlled shape transformation. J. Phys. Chem. C 2013, 117 (21), 11242-11250.

معرفی پایان نامه‌های دانشجویی

پایان نامه دکترا

اثر افزودن RE^{3+} بر ساختار و خواص فوتولومینسانس نانوذرات Y_2O_3 سنتز شده به کمک مایکروویو



دانشجو: آدرینه ملک خاچاطوریان

اساتید راهنما: دکتر فرهاد گلستانی فرد، دکتر حسین سرپولکی

دانشگاه علم و صنعت ایران

چکیده: امروزه از نانوذرات معدنی با خواص لومینسانس مناسب در طیف وسیعی از کاربردها استفاده می‌شود. در این پروژه نانوذرات $Y_2O_3:RE^{3+}$ ($RE: Eu^{3+}; Tb^{3+}; Tb^{3+}/Yb^{3+}; Tm^{3+}/Yb^{3+}$) با خواص فوتولومینسانس رو به پایین (DC) و رو به بالا (UC) با روش ترکیبی مایکروویو - هم‌رسوبی بدون استفاده از سورفکتانت و تنها با استفاده از اوره به عنوان عامل رسوب دهنده در مدت زمان کمتر از ۱۰ دقیقه سنتز شد. گرمایش سریع مایکروویو و تجزیه کنترل شده اوره منجر به سنتز ذرات کروی غیر آگلومره شد. با تغییر پارامترهای موثر هنگام سنتز از جمله غلظت اوره، غلظت یون‌های فلزی، دمای واکنش و مدت زمان سنتز، اندازه و توزیع اندازه ذرات کنترل و ذرات کروی در اندازه‌های مختلف از ۶۰ nm تا ۵۵۰ nm سنتز شد. ذرات سنتز شده اولیه دارای فاز بلوری $(Y, RE)(OH)(CO_3)$ است که پس از کلسیناسیون در دماهای بالاتر از $500^\circ C$ به فاز مکعبی $Y_2O_3:RE^{3+}$ تبدیل می‌شود. تاثیر دمای کلسیناسیون، اندازه ذره، غلظت و نوع دوپنت (RE^{3+}) مورد استفاده بر خواص نوری، ساختاری و ریزساختاری $Y_2O_3:RE^{3+}$ مطالعه شد. مشاهده شد که نانوذرات کروی کلسینه شده چندبلوری بوده و اندازه بلورک‌ها مستقل از غلظت و نوع دوپنت می‌باشد ولی با تغییر دمای کلسیناسیون از $700^\circ C$ به $1050^\circ C$ ، اندازه بلورک‌ها از ۱۵ nm به ۲۵ nm افزایش یافت. از نظر خواص نوری نانوذرات $Y_2O_3:Eu^{3+}$ و $Y_2O_3:Tb^{3+}$ تحت تهییج UV، به ترتیب دارای نشر فلورسانس قرمز در طول موج ۶۱۳ nm و نشر فلورسانس سبز در طول موج ۴۸۹ nm بود. شدت نشر DC با افزایش دمای کلسیناسیون و درصد مولی دوپنت افزایش پیدا کرد. در نانوذرات $Y_2O_3:Eu^{3+}$ پدیده خاموشی لومینسانس تا ۱۳٪ مولی Eu^{3+} و در $Y_2O_3:Tb^{3+}$ تا ۳٪ مولی Tb^{3+} مشاهده نشد. نانوذرات $Y_2O_3:Tb^{3+}, Yb^{3+}$ و $Y_2O_3:Tm^{3+}, Yb^{3+}$ به ترتیب دارای نشر UC سبز و آبی تحت تهییج NIR بودند. مکانیزم اصلی نشر UC در این ذرات، مکانیزم انتقال انرژی مشارکتی (CET) میان دوپنت‌های Yb^{3+} با دوپنت Tb^{3+} و یا Tm^{3+} ارائه شد. خاصیت نشر فلورسانس در طیف مرئی، مورفولوژی کروی با توزیع اندازه باریک و عدم آگلومراسیون نانوذرات $Y_2O_3:RE^{3+}$ ، آن‌ها را کاندیدای مناسبی برای کاربردهای پزشکی به عنوان نشانگرهای تصویربرداری پزشکی می‌نماید.

پایان نامه کارشناسی ارشد

بهینه سازی خواص سطحی ذرات سرامیک تقویت کننده در کامپوزیت‌های تولیدشده به روش ریخته گری تلاطمی



دانشجو: علی طالع زاری
استاد راهنما: دکتر علیرضا سوری
دانشگاه ملاپیر

چکیده: کامپوزیت‌های زمینه فلزی دارای خواصی همچون استحکام بالا، مدول ویژه ی بالا، ضریب انبساط حرارتی پایین، مقاومت پوششی بالا و خواص دما بالای قابل توجهی هستند. کامپوزیت آلومینیوم تقویت شده با SiC در سالیان اخیر توجه زیادی را به خود جلب کرده است چون که توانایی زیادی در افزایش خواص مکانیکی در مقایسه با ترکیبات تکی، در هر دو حالت دمای اتاق و دمای بالا دارد. در این تحقیق کامپوزیت پایه آلومینیوم با تقویت کننده‌ی SiC به روش ریخته‌گری تلاطمی با استفاده از همزن مغناطیسی ساخته شده است. برای توزیع بهتر ذرات SiC در مذاب آلومینیوم ذرات اچ شیمیایی شده‌اند، سپس برای بررسی و مطالعه خواص مکانیکی آن آزمون کششی و سختی سنجی برینل انجام گرفت و برای مطالعه‌ی آنالیز فازی و ریزساختار آن‌ها از آنالیز فازی اشعه‌ی ایکس (XRD)، میکروسکوپ نوری (OM) و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) استفاده شد.

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 فخام 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	مغناسرامیک	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	تزیین زیرلعابی	۲۷	-۴۱
enamel	لعاب، لعاب فلز	۲۸	-۴۲
glass enamel	مینای شیشه	۲۸-۱	-۴۳
enamel firing	پخت تزیین	۲۸-۲	-۴۴
frit ¹	فریت	۲۹	-۴۵
frit ²	فریت سازی	۳۰	-۴۶
fritted glaze	لعاب فریت شده	۳۱	-۴۷
biscuit	بیسکویت	۳۲	-۴۸
biscuit firing	پخت بیسکویت	۳۲-۱	-۴۹
furnace	کوره	۳۳	-۵۰
annealing furnace	کوره تاب کاری	۳۳-۱	-۵۱
electric furnace	کوره برقی	۳۳-۲	-۵۲
glass furnace	کوره شیشه	۳۳-۳	-۵۳
tank furnace	کوره محفظه ای	۳۳-۴	-۵۴
box furnace	کوره اتاقکی	۳۳-۵	-۵۵
kiln	کوره پخت، پزازه	۳۴	-۵۶
kiln furniture	پخت اسباب	۳۴-۱	-۵۷
sagger (sagger)	جعبه کوره	۳۵	-۵۸
sagger 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 تقه‌ای	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



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



تهیه و تولید مواد نسوز کشور
مدیر عامل: مهندس باقری
آدرس دفتر مرکزی: تهران، یوسف‌آباد، خیابان ابن سینا، نبش خیابان ۳۱، شماره ۸۲
تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۷۱۲۵۶۲
نشانی سایت: www.irrep.com



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



شرکت پویا همراه سرام
(بازرگانی و مهندسی مشاور)
مدیر عامل: 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

اعضای حقوقی ممتاز انجمن سرامیک ایران

تهیه و تولید مواد اولیه آریاکانی اسپادانا
مدیر عامل: دکتر پویامهر
آدرس دفتر مرکزی: اصفهان، خیابان ملاصدرا، خیابان پانزدهم، پلاک ۳۴، واحد ۳
تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۱۱-۶۶۱۷۵۳۷-۸



پارس اپال
مدیر عامل: مهندس احمد دهقان
آدرس دفتر مرکزی: تهران، میدان آرژانتین، خیابان احمد قصیر، کوچه چهاردهم غربی، پلاک ۲۶، طبقه سوم
تلفن دفتر مرکزی: ۸۸۵۱۵۰۱۵

دانشگاه آزاد اسلامی واحد دزفول
مدیریت: دکتر متین
آدرس: دزفول، کوی آزادگان، دانشگاه آزاد اسلامی
تلفن: ۰۶۱۳۴۴۵۷۱۷۴
نشانی سایت: www.iaud.ac.ir



چینی بهداشتی آر میتاژ
مدیر عامل: مهندس محمدحسین وکیلی مقدم
آدرس دفتر مرکزی: تهران، میدان ونک، خیابان ونک، پاساژ تک، طبقه دوم، آپارتمان شماره ۷
تلفن دفتر مرکزی: ۸۸۷۹۰۲۲۷

دانشگاه آزاد اسلامی واحد دزفول

مدیریت: دکتر متین

آدرس: دزفول، کوی آزادگان، دانشگاه آزاد اسلامی

تلفن دفتر مرکزی: ۰۶۱۳۴۴۵۷۱۷۴

نشانی سایت: www.iaud.ac.ir**دانشگاه آزاد اسلامی واحد علوم و تحقیقات خوزستان**

مدیریت: دکتر لک

آدرس: اهواز، سه‌راه فرودگاه، دانشگاه آزاد واحد علوم و تحقیقات

تلفن دفتر مرکزی: ۰۶۱۳۴۴۵۷۱۷۴

نشانی سایت: www.khouzestan.srbiau.ac.ir**شایراد تجارت پارس**

مدیرعامل: محمد رضا آجرلو

آدرس دفتر مرکزی: تهران،

خیابان آفریقا، خیابان فرزنان غربی،

پلاک ۸۰، واحد ۱۱

تلفن دفتر مرکزی: ۸۸۶۴۸۳۱۰

نشانی سایت: www.shyrad.com**فرآورده‌های نسوز آذر**

مدیرعامل: 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**کاشی کسری**

مدیرعامل: 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**کاشی گرانبیت و کاشی لعاب زهره**

مدیرعامل: مهندس خیاط

آدرس دفتر مرکزی: خراسان رضوی، کاشمر، کیلومتر ۱۲ محور

کاشمر به مشهد، جنب

شهرک صنعتی، شرکت کاشی

زهره کاشمر

تلفن دفتر مرکزی: ۰۵۱۵۵۳۸۳۵۹۱

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

مدیرعامل: دکتر نوزاد

آدرس دفتر مرکزی: اصفهان، ۱۵ کیلومتری جنوب شرقی، منطقه

هسته‌ای پژوهشکده مواد

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۱۳-۸۹۱۲۰۸۲

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

مدیرعامل: 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**آریا تهران سرام**

مدیرعامل: محمد علی سلیمانی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان ملاصدرا، خیابان شیرازی

جنوبی، خیابان اتحاد، پلاک ۴، واحد ۱

تلفن دفتر مرکزی: ۸۸۰۵۹۶۱۰

اشکان پارت آفرین

مدیر عامل: مهندس غفاری

آدرس دفتر مرکزی: کرج، گلشهر ویلا رودکی

غربی، پلاک ۲۷۱

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۶۳-۶۶۷۰۸۳۶

**ایران ایمدی**

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**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

وفامنش، 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

نشانی سایت: www.merc.ac.irپژوهشگاه
مواد و انرژی**پیشرو ذوب اتور**

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 سرمایه‌گذار برسام**

مدیر عامل: مهندس سرجهانی

آدرس دفتر مرکزی: شیراز، بلوار امیرکبیر برج صنعت

ورودی ۳، طبقه ۴، واحد ۴۱۷

تلفن دفتر مرکزی: ۰۷۱۳۲۸۵۴۴۴

نشانی سایت: www.barsamceram.com

شرکت پخشکننده برسام

ترمه سرمایه‌گذار

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.termes.com**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.comسامان کاشی
SAMAN TILE**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**تهیه و تولید خاک نسوز استقلال آباده**

مدیر عامل: مهندس صفری

آدرس دفتر مرکزی: آباده، چهارراه جوادیه

تلفن دفتر مرکزی: ۰۷۱۴۴۳۷۹۹۷

چینی اصفهان

مدیر عامل: مهندس جهانبانی

آدرس: اصفهان، جاده دولت‌آباد، خیابان بهارستان، اولین فرعی سمت

چپ، خیابان خبوشانی

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۱۴۵۸۳۶۲۰۰

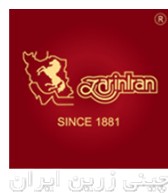


خاک چینی ایران

مدیر عامل: مهندس

نوروزی

آدرس دفتر مرکزی: خیابان ولیعصر، نرسیده به پل پارک وی، کوچه خاکزاد، پلاک ۲۱، طبقه اول
تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۱۸۱۰۷



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

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

دانشگاه آزاد اسلامی واحد شهرضا

معاون پژوهشی: دکتر فقیهیان

آدرس: شهرضا، کیلومتر ۲ جاده بروجن

تلفن: ۰۳۲۱-۳۲۴۳۰۰۱-۵



رنگدانه‌های سرامیکی گهرفام

مدیر عامل: مهندس مهینی

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

خیابان زیتون

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۵۳-۷۲۷۲۴۴۸



درسا سرام ایستایس

مدیر عامل: مهندس ندافیان

آدرس دفتر مرکزی: سعادت آباد،

بلوار فرهنگ، نبش خیابان ۲۰ شرقی، پلاک ۲، طبقه ۴ شمالی

تلفن: ۰۲۱-۲۳۳۸۳۱۶۰

نشانی سایت: www.Doramic.com

سارا لعاب میبد

مدیر عامل: مهندس جعفری پور میبیدی

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

انتهای بلوار سمت راست

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۵۲-۷۷۷۲۲۲۸

نشانی سایت: www.saralaab.com

سارا کاشی سپاهان

مدیر عامل: مهندس مجنون

آدرس دفتر مرکزی: اصفهان، خیابان سجاده، ابتدای خیابان ارباب،

جنب بانک صادرات، مجتمع کسری، واحد ۱

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۱۳-۶۶۲۷۱۱۷

نشانی سایت: www.saratile.com

سرامیک البرز

مدیر عامل: مهندس نظیفی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان ملاصدرا، خیابان شیراز جنوبی،

کوچه اتحاد، شماره ۱۹/۲

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۵۵۸۹۰-۳

نشانی سایت: www.alborzceramic.com



ساگار و قطعات نسوز

مدیر عامل: مهندس معرفتی

آدرس: مرند، کیلومتر ۵ جاده قدیم جلفا،

شهرک صنعتی سرامیکی

تلفن: ۰۴۱۴۲۲۲۳۸۲

نشانی سایت: www.saggarmfg.com

سیماب رزین

مدیر عامل: 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



سرامیک‌های صنعتی اردکان

مدیر عامل: مهندس برهانی

آدرس دفتر مرکزی: اصفهان،

میدان آزادی، ابتدای خیابان

سعادت آباد، پلاک ۱، طبقه ۴، واحد ۸

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۱۳-۶۶۸۷۷۷۲

نشانی سایت: www.aic.ir

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 سرمایه گذاری صدرتامین**

مدیرعامل: دکتر آیت اللهی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، میدان آرژانتین، خیابان احمد قصبیر، 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 خواجو، جنب بانک ملی، ساختمان چاپ اندیشه، طبقه سوم

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۱۳-۲۲۱۵۷۳۳

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 شقاقی، میدان سلماس، پلاک ۳، طبقه ۳

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۳۳۷۳۶۶-۸

نشانی سایت: www.sarirco.com

شرکت مهندسی بازرگانی
درداران سریر
واردات-صادرات مصالح کاشی غیرفخزی
تلفن: ۱۳۷۷

**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: 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: ۰۲۱-۸۸۰۸۹۴۵-۷

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: 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: ۰۵۱۳-۷۶۲۳۳۳۶

نشانی سایت: www.niloofartile.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: ۲۲۰۵۷۸۱۱

نشانی سایت: www.alvancer.com**صنایع کاشی و سرامیک سینا**

مدیرعامل: مهندس عزیزیان

آدرس دفتر مرکزی: تهران، بلوار میرداماد، بعد از میدان مادر، پلاک ۲۳

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۲۷۲۳۰۱

نشانی سایت: www.Sinatile.ir

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: ۰۴۱۳۵۵۱۸۴۴۱
نشانی سایت: www.azarshahab.com

فرآورده‌های نسوز ایران

مدیرعامل: مهندس لقمانی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان بهار شیراز، خیابان سلیمان خاطر، بعد از ملایری پور، پلاک ۵۱ واحد ۳
تلفن دفتر مرکزی: ۸۸۳۴۳۴۰۸
نشانی سایت: www.irefco.ir



فرآورده‌های نسوز پارس

مدیرعامل: مهندس حیدرپور

آدرس دفتر مرکزی: تهران، میدان ونک، خیابان ونک، برج آیین ونک، طبقه ۷، واحد ۷۱
تلفن دفتر مرکزی: ۸۸۷۸۶۶۹۲
نشانی سایت: www.pars-ref.ir

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

کائولین و خاک‌های نسوز

خراسان

مدیرعامل: مهندس زیارت نیا

آدرس دفتر مرکزی: مشهد، بلوار فلسطین، فلسطین ۱۴، پلاک ۲۸
تلفن دفتر مرکزی: ۰۵۱۳-۷۶۷۳۰۳۴-۵
نشانی سایت: www.kaolin-co.com



کاشی ایرانا

مدیرعامل: مهندس طلوعی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، کیلومتر ۱۳ جاده مخصوص کرج، روبروی ایران خودرو
تلفن دفتر مرکزی: ۴۴۹۰۵۰۰۱-۵
نشانی سایت: www.irana-tile.com



کاشی تیما

مدیرعامل: دکتر ناصر

آدرس دفتر مرکزی: مشهد، شهرک صنعتی توس، فاز ۲، اندیشه ۲، انتهای دانش ۲
تلفن دفتر مرکزی: ۰۵۱۳-۵۴۱۳۹۹۰
نشانی سایت: www.tima-tile.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: ۸۸۰۴۴۷۴۴
نشانی سایت: www.setarehtile.com



کاشی طوس

مدیرعامل: مهندس توکلی فرد

آدرس دفتر مرکزی: مشهد، خیابان سناباد، جنب داروخانه سناباد، ساختمان ۴۶۵، طبقه ۳
تلفن دفتر مرکزی: ۰۵۱۳۸۴۱۶۴۱۸
نشانی سایت: www.toostileco.com

کاشی فیروزه مشهد

مدیرعامل: مهندس سقاء رضوی

آدرس دفتر مرکزی: مشهد، بلوار سجاد، خیابان بیستون ۲، مجتمع تجاری طوس، طبقه ۵ و ۶
صندوق پستی: ۹۱۳۷۵-۴۴۳۷
تلفن دفتر مرکزی: ۰۵۱۳-۷۶۷۰۰۰۱
نشانی سایت: www.firoozehtile.com

کاشی کرد

مدیرعامل: مهندس مرادی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، سهروردی شمالی، هویزه شرقی، پلاک ۳۴
تلفن دفتر مرکزی: ۸۳۵۲۳۳۳۳
نشانی سایت: www.cordgroup.com

کاشی مرجان

مدیر عامل: مهندس معصومی

آدرس دفتر مرکزی: اصفهان، خیابان

چهار باغ بالا، کوچه کاویان، پلاک ۴۱

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۱۳-۶۲۴۸۰۱۹

نشانی سایت: www.marjantileco.com**کاشی مسعود ایران**

مدیر عامل: مهندس فرشادپور

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان آفریقای شمالی، ساختمان مرکز

تجارت ایران، طبقه ۹، واحد ۶

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۶۲۱۲۶۳۵-۳۷

نشانی سایت: www.masoudtile.com**کاشی نوآوران**

مدیر عامل: مهندس کهدوئی

آدرس دفتر مرکزی: یزد، میبد،

شهرک صنعتی جهان آباد، بلوار مریم

تلفن: ۰۳۵۳۳۳۷۲۱۹۳

نشانی سایت: www.noavaranceramics.ir**کسری لعاب میبد**

مدیر عامل: دکتر قهرمانی

آدرس: یزد، شهرک صنعتی جهان آباد، بلوار مریم، فرعی سمت راست

تلفن: ۰۳۵۳۳۳۷۲۹۳۱

لعاب مشهد

مدیر عامل: دکتر یوسفی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان

ملاصدرا، خیابان شیراز جنوبی، کوچه اتحاد، پلاک ۱۴، طبقه ۲

تلفن دفتر مرکزی: ۸۸۰۴۳۶۹۶

**گلزار فارس**

مدیر عامل: مهندس تازش

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان

کریم‌خان زند، خیابان سپهبد قرنی، خیابان

برادران شاداب، پلاک ۳۳، طبقه ۲

تلفن دفتر مرکزی: ۸۸۹۰۸۰۴۴

نشانی سایت: www.golsarfars.com**لعاب یاس فارس**

مدیر عامل: مهندس کریمی علویجه

آدرس: شیراز، کیلومتر ۳ جاده شیراز بوشهر، بعد از پل شهید علیپور،

جاده ایستگاه شماره ۱ گاز

تلفکس: ۰۷۱۳-۸۳۰۱۹۹۰

**لعابیران**

مدیر عامل: مهندس رجایی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، میدان ونک، خیابان

گاندی شمالی، کوی شهید صانعی، شماره ۲۵

تلفن دفتر مرکزی: ۸۸۷۹۵۱۴۱-۲

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

مدیریت: مهندس میرحسینی

آدرس دفتر مرکزی: یزد، خیابان مهدی، جهاد دانشگاهی استان یزد

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۵۱-۸۲۱۲۷۳۰

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 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: ۸۸۸۶۹۸۵

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

مدیر عامل: مهندس ضرابیه

آدرس دفتر مرکزی: یزد، چهارراه یزد باف، ساختمان یزدباف، طبقه ۲

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۵۳۵۲۲۹۷۶۰

نشانی سایت: www.chinirose.com



معذنی 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: ۲۲۰۸۱۳۷۳
 نشانی سایت: www.iranclay.com



مجتمع کارخانجات تولیدی

توس چینی
 مدیر عامل: مهدی کاملان نجار
 آدرس دفتر مرکزی: مشهد،
 ضلع غربی میدان احمدآباد، پلاک
 ۱۲
 تلفن دفتر مرکزی: ۰۵۱۳-۸۴۱۶۸۸۰
 نشانی سایت: www.toosporcelain.com

مقره سازی ایران

مدیر عامل: دکتر کورنگی
 آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان بهار جنوبی، کوچه نیلوفر،
 شماره ۴
 تلفن دفتر مرکزی: ۷۷۵۲۸۶۴۲
 نشانی سایت: www.iraninsulator.com



مفید شیشه

مدیر عامل: مهندس موسوی کریمی
 آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان
 ولیعصر، پایین تر از میدان ونک، شماره
 ۲۵۴۰، طبقه ۷
 تلفن دفتر مرکزی: ۸۸۶۶۴۸۱۱
 نشانی سایت: www.mofidglass.com

مهندسین مشاور کاوشگران

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

تقویم رویدادهای سرامیک

یازدهمین کنگره دوسالانه و دومین همایش بین‌المللی انجمن سرامیک ایران

پژوهشگاه نیرو، تهران

۲۶-۲۸ اردیبهشت ۱۳۹۶

Congress2017@icers.ir

سومین همایش و نمایشگاه صنعت دیرگداز ایران

هتل المپیک، تهران

۱-۳ آبان ۱۳۹۶

info@imico.org

ششمین کنفرانس بین‌المللی مواد فوق ریزدانه و نانوساختار

جزیره کیش

۲۱-۲۲ آبان ۱۳۹۶

ufgmsm17@ut.ac.ir

ACTSEA 2017

Kaohsiung, Taiwan

November, 5-8 2017

<http://actsea2017.web2.ncku.edu.tw>

15th Conference of ECerS

Budapest, Hungary

July, 9-13 2017

www.ecers2017.eu

Young Ceramists Additive Manufacturing Forum (yCAM)

TU Berlin, Germany

March, 23-24 2017

<http://www.ycam.dkg.de/info/home/en>

ACPM EXPO 2017

Yuejiangzhong Road, Haizhu District, Guangzhou China

June, 1-4 2017

<http://www.acpmexpo.com/>

Ceramics Expo 2017

United States

April, 25-27 2017

<http://www.ceramicsexpousa.com/>

Ceramitec 2018
Munich Germany
April, 10-13 2018
<http://www.ceramitec.de>

Glass Association of North America (GANA) BEC Conference
Las Vegas, NV United States
February, 5-7 2017
<http://www.glasswebsite.com/>

Indian Ceramics 2017
Ahmedabad, Gujarat India
March, 1-3 2017
<http://www.indian-ceramics.com>

Keramika 2017
Jakarta Indonesia
March, 16-19 2017
<http://www.keramika.co.id/>

