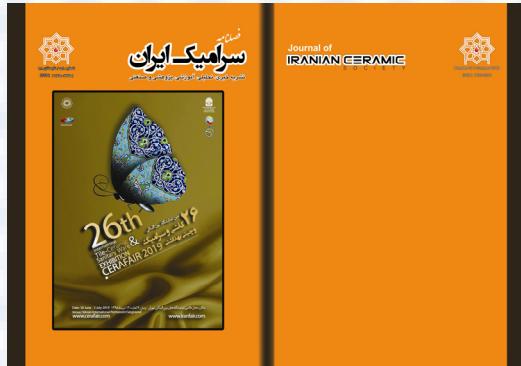


هیأت تحریریہ:

دانشگاه تهران	دکتر علیرضا اقایی
دانشگاه ایران	دکتر محمد رضوانی
دانشگاه صنعت ایران	دکتر رسول صراف ماموری
دانشگاه تربیت مدرس	دکتر پروین علیزاده
دانشگاه تربیت مدرس	دکتر حسین مولایی
دانشگاه علم و صنعت ایران	دکتر علیرضا میرحبیبی
دانشگاه علم و صنعت ایران	دکتر رحیم نقی زاده
دانشگاه آزاد اسلامی واحد مشهد	دکتر علی محمد هادیان
دانشگاه آزاد اسلامی واحد تبریز	دکتر عباس یوسفی

گروہ مشاوران:

دکتر علی اصغر بهنام قادر	پژوهشگاه مواد و انرژی
مهندس نادر خلیلی	فرآوردهای دیرگذار مهر آریان فارس
مهندس سیروس روشنفکر فلاخ	شرکت تجهیز مواد پیشگام
مهندس محمد روشنفکر فلاخ	انجمان تولید کنندگان کاشی و سرامیک کشور
مهندس میر حسام الدین داعی نیاکی	شرکت گل سرخ گستر آمل
مهندس علی زاویه	انجمان صنفی کارفرمایی صنعت مواد سوزو
مهندس حسین زجاجی	انحمن صنفی صنعت شیشه
مهندس محمود سالاریه	شرکت آرمیتاچ
دکتر آرمان صدقی	دانشگاه بین الملل امام خمینی
دکتر احمد صفری	دانشگاه ایالتی نیوجرسی
مهندس حسین عزیزیان	صنعت سیمان
دکتر مهران غفاری	شرکت اشکان پارت آفرین
دکتر عباس فاضلی	سازمان زمین شناسی کشور
دکتر کاووس فلامکی	دانشگاه امیرکبیر
مهندس عیاسی قصاعی	شرکت چینی زرین ایران
مهندس حسین قصاعی	دانشگاه علم و صنعت ایران
دکتر ابراهیم قاسمی	پژوهشگاه علوم و فناوری رنگ
دکتر کاظم قنبری	دانشگاه شفیلد انگلستان
دکتر مهرداد کشمیری	دانشگاه بریتیش کلمبیا
دکتر علیرضا گنجی	شرکت معدنی و صنعتی سوراوجین عقیق
دکتر حمیدرضا نعمتی	شرکت لاعلایران
دکتر امیر عباس نوربخش	دانشگاه آزاد



سال دهم، شماره پنجم و هشتم

تاپستان ۱۳۹۸

ISSN: 1735-3351

«با درجه علمی ترویجی»

صاحب امتیاز: انجمن سرامیک ایران

مدیر مسئول: دکتر مسعود محبی

سُرديّر: دكتور علي مصطفى سوري

مدیر اجرایی: سعیده علیشاھی

گردآوری مطالب: محبوبہ پیریا

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

مهندسی، مواد و متالورژی، دفتر انجمان سلامک ایران

۱۶۸۴۵-۱۱۱؛ تهران، صندوق پستی

٧٧٨٩٩٣٩٩ تلفون

۷۷۸۹۹۳۹۹

بست الکترونیک : info@jicers.jr

نیسان، سایت اینترنتی : www.jicers.ir

اصلاح و خلاصه کردن مطالب با نظر مترجمان و نویسنده‌گان انجام می‌شود. مسئولیت محتوای مقالات به عهده نویسنده‌گان و مترجمان است. مطالب با لایحه این شد.

فهرست مطالب:

۱	تازه‌ها
۱	خبر انجمن سرامیک ایران
۱	گزارش بیست و ششمین نمایشگاه بین‌المللی کاشی و سرامیک
۷	مصاحبه
۱۱	اولین جلسه هیات مدیره انجمن سرامیک ایران
۱۲	اخبار شرکت‌ها و مراکز پژوهشی
۱۲	جبران رشد قیمت کاشی و سرامیک با افزایش نرخ فروش ساختمان
۱۲	افزایش مزیت رقابتی کاشی و سرامیک ایرانی با نانو سیلیس محققان کشور
۱۴	موفقیت کاشی و سرامیک لئون با اتکا سیستم بازاریابی مدرن
۱۶	عرضه تجاری ایمپلنت نخاعی حاوی نانولوله‌های سرامیکی زیستی
۱۷	خبر خوش برای تولیدکنندگان کاشی یزد؛ ملاک صادرات کاشی پیشنهاد انجمن ...
۱۸	کاشی‌های شیشه‌ای نانویی به بازار رسید.
۱۹	تولید رنگ‌های سرامیکی پودری توسط محققان کشور
۲۰	اخبار علمی
۲۰	جوش دادن سرامیک با لیزرهای فوق سریع در دمای اتاق
۲۱	ساخت لعب شیشه سرامیکی ضدسایش بر روی فولاد
۲۱	نقش سرامیک و شیشه در صنعت خودرو ۴ تریلیون دلاری
۲۲	پیشرفت‌های شگفت‌انگیز سرامیک در صنایع هوافضا
۲۳	مقالات پژوهشی
۲۳	تأثیر pH بر میکروساختار و رفتار خوردگی پوشش کامپوزیتی Co-P-nanoAl ₂ O ₃
۳۱	مقالات مروری
۳۱	دستگاه SPS و تاثیر پارامترهای آن بر ویژگی‌های نهایی قطعات
۴۷	تأثیرات اضافه شدن عنصر سوم بر ریز ساختار و سختی پوشش‌های سرامیکی نانوساختار ...
۵۹	کامپوزیت‌های برپایه ZrC تقویت شده با الیاف کربنی
۶۶	مروری بر خواص و ساختار سرامیک نیترید سیلیسیم به عنوان ماده‌ی مهندسی آینده
۷۳	بررسی انواع مکانیزم‌های زینترینگ روی خواص دیرگدازهای دولومیتی
۸۴	معرفی پایان‌نامه‌های تحصیلات تکمیلی
۸۷	لیست اعضای حقوقی انجمن سرامیک ایران
۹۵	تقویم رویدادهای سرامیک

اخبار انجمن سرامیک ایران

گزارش بیست و ششمین نمایشگاه بین المللی کاشی و سرامیک

۱۳۹۸ تیر ماه ۱۲



بیست و ششمین نمایشگاه بین المللی کاشی، سرامیک و چینی بهداشتی ایران در تاریخ ۹ الی ۱۲ تیرماه با حضور جعفر سرقینی، معاون وزیر صمت، بهمن حسینزاده، مدیرعامل شرکت سهامی نمایشگاهی ایران، روسای انجمن‌های مرتبط، فعالان صنعتی در محل دائمی نمایشگاه‌های بین المللی تهران افتتاح شد.

این نمایشگاه با نام "CERAFAIR" که یکی از سه نمایشگاه بزرگ و معتبر این حوزه در منطقه به شمار رود با حضور بیش از ۱۵۵ شرکت و واحد صنعتی داخلی و ۱۱ شرکت خارجی از کشورهای ایتالیا، سوریه، اسپانیا، هند و چین در فضایی به مساحت ۲۹۶۰۰ مترمربع در گروه کالایی کاشی و سرامیک، ماشین آلات و تجهیزات چینی بهداشتی، رنگ و لاعب، مواد اولیه، شیرآلات، سرویس‌های بهداشتی، پخش کاشی و نشریات مرتبط برگزار شد.



افتتاح بیست و ششمین نمایشگاه بین المللی کاشی و سرامیک با حضور اقای دکتر جعفر سرقینی، معاون وزیر صمت



شرکت‌های حاضر در بیست و ششمین نمایشگاه بین‌المللی کاشی، سرامیک و چینی بهداشتی



شرکت‌های حاضر در بیست و ششمین نمایشگاه بین‌المللی کاشی، سرامیک و چینی بهداشتی

از جمله اهداف برگزاری این نمایشگاه می‌توان به شناسایی بازارهای جدید صادراتی، افزایش صادرات، معرفی ظرفیت‌های بالقوه و بالفعل این صنعت، برنامه ریزی به منظور حل مشکلات، موانع و نقاط ضعف موجود، ایجاد بسترها مناسب برای سرمایه‌گذاری‌های داخلی و خارجی، ایجاد زمینه اشتغال و کارآفرینی، آشنایی دست اندر کاران با محصولات، نوآوری‌ها و ظرفیت‌های موجود، ایجاد فضای رقابتی سالم میان تولیدکنندگان خارجی و ایجاد ارتباط مستقیم میان تولیدکنندگان و مصرف کنندگان این صنعت اشاره کرد.

مهندس محمد روشنفکر، رئیس انجمن صنفی کاشی و سرامیک ایران در حاشیه بیست و ششمین نمایشگاه بین‌المللی کاشی و سرامیک ایران گفت: کاشی و سرامیک ایران با کیفیت و استاندارد روز جهان تولید می‌شود و به دلیل قیمت مناسبی که دارد می‌تواند در بازارهای جهانی این صنعت در اروپا، مکزیک، کانادا و استرالیا راه یابد. مهندس روشنفکر افزود: تولیدات کاشی و سرامیک ایران با کیفیت‌ترین محصول منطقه است و با مشخصه گرید A پیش‌بینی می‌شود در حاشیه این نمایشگاه قراردادهای خوبی با طرف خارجی امضا شود.

رئیس انجمن صنفی کاشی و سرامیک ایران با بیان اینکه تولیدکنندگان ایرانی سال گذشته نزدیک به ۴۰۰ میلیون متر مربع تولید کاشی و سرامیک داشتند، گفت: در این نمایشگاه حدود ۱۶۰ شرکت داخلی حضور دارند و آخرین دستاوردهای صنعت کاشی و سرامیک کشورمان را در معرض ارزیابی و سنجش قرار می‌دهند.

انجمن سرامیک ایران نیز در این نمایشگاه با ارائه فعالیت‌ها و انتشارات و عضوگیری، حضوری فعال در این نمایشگاه داشت. اعضای هیئت مدیره انجمن سرامیک ایران و اعضای حقیقی و حقوقی نیز ضمن بازدید از نمایشگاه، با حضور در غرفه انجمن، در مورد فعالیت‌های انجمن نظراتی را ارایه نمودند.



حضور آقای مهندس محمد روشنفکر، رئیس هیات مدیره انجمن سرامیک ایران و انجمن تولیدکنندگان کاشی و سرامیک در بیست و ششمین نمایشگاه بینالمللی کاشی، سرامیک و چینی بهداشتی



حضور آقای دکتر یوسفی، مدیرعامل شرکت لعب مشهد در غرفه انجمن سرامیک ایران



حضور آقای مهندس زجاجی، مدیر اصناف صنعت شیشه در غرفه انجمن سرامیک ایران

تعدادی از اعضای حقوقی انجمن سرامیک ایران از جمله شرکت‌های صنایع کاشی و سرامیک الوند، شرکت کاتولین و خاکهای نسوز خراسان، شرکت درامیک، صنایع خاک چینی ایران، شرکت لعب مشهد، شرکت لعب ایران، شرکت لعب یاس فارس، شرکت نوین سرام کویر، شرکت رنگدانه‌های سرامیکی گوهر فام، شرکت اشکان پارت آفرین، شرکت چینی بهداشتی گلسران فارس و شرکت معدنی و صنعتی سوراوجین عقیق نیز در نمایشگاه حضور داشتند که با مدیران برخی از این شرکت‌ها مصاحبه‌هایی صورت گرفت که در ادامه آورده می‌شود.



حضور عضو حقوقی انجمن سرامیک در نمایشگاه -
شرکت لعابیرن



حضور عضو حقوقی انجمن سرامیک در نمایشگاه -
شرکت نوین سرام کویر



حضور عضو حقوقی انجمن سرامیک در نمایشگاه -
شرکت رنگدانه‌های سرامیکی گهرفام



حضور عضو حقوقی انجمن سرامیک در نمایشگاه -
شرکت لاب‌یاس فارس



حضور عضو حقوقی انجمن سرامیک در نمایشگاه - شرکت معدنی و صنعتی سوراوجین عقیق



حضور عضو حقوقی انجمن سرامیک در نمایشگاه- شرکت کائولین و خاکهای نسوز خراسان



حضور عضو حقوقی انجمن سرامیک در نمایشگاه- شرکت گلسار فارس



حضور عضو حقوقی انجمن سرامیک در نمایشگاه- شرکت صنایع خاک چینی ایران

مصاحبه

مصاحبه با دکتر یوسفی (شرکت یافته‌های سرامیکی پیشرفته)

جایگاه صنعت سرامیک در وضعیت فعلی کشور از نظر واردات و صادرات چگونه است؟

واردات که عمدتاً به مواد اولیه‌ای که در کشور کم است مربوط می‌شود، شدیداً کاهش یافته است. در نتیجه محصولات نهایی مثل سرامیک، کاشی و چینی نیز به شدت کاهش یافته‌اند و هم اکنون فرصت مناسبی برای کارخانجات تولیدکننده کاشی و سرامیک ایجاد شده است که بتوانند بازارهای خوبی را در داخل و خارج از کشور داشته باشند. متاسفانه مسائل سیاسی در کشور، صادرات را به کشورهای دورتر (غیر از کشورهای همسایه) مشکل کرده است. در گذشته و زمان قبل از تحریم، به کشورهای اروپایی (اسپانیا، ایتالیا و ...) نیز صادرات انجام می‌گرفت اما در حال حاضر به ویژه در سال گذشته و امسال، صادرات به این مناطق به شدت کاهش یافته است. بیشترین صادرات ما به کشورهای عراق و افغانستان و در آینده نزدیک به کشور سوریه صورت خواهد گرفت. در سال‌های اخیر میزان صادرات افزایش چشمگیری نداشته است چرا که صادرات کاشی به صورت مداوم میسر نبوده است. همان طور که گفته شد مسائل سیاسی و روابط بین کشورها باعث جلوگیری از صادرات کاشی در مقاطع زمانی خاصی شده است اما با توجه به کیفیت و تنوع بالای محصولات در این زمینه امید است حتی در شرایط فعلی بتوانیم به بازارهای منطقه عمدتاً عراق و افغانستان و بخشی از روسیه صادرات داشته باشیم. به عنوان مثال ما در گذشته، در شرکت لاعب مشهد انواع لاعب را به اروپا صادر می‌کردیم اما عمدتاً در ۵ سال گذشته به علت تحریم، هیچ صادراتی نداشتیم. اگر مشکلات سیاسی به نوعی کاهش یابد، بازار صادرات کاشی و سرامیک حداقل برای مدت کوتاهی تا زمانی که شرکت‌ها اقدام به راه اندازی واحدهای تولیدی بکنند افزایش خواهد یافت.

نقش انجمن‌های علمی در ارتقاء این جایگاه چیست؟

خوبی‌خانه در سال‌های اخیر شاهد شکل گیری پژوهشگاه‌ها و مراکز پژوهشی بوده‌ایم. ایجاد چنین مراکزی می‌تواند جهت رشد و نوآوری و فناوری این صنعت یا سایر صنایع وابسته کمک خوبی محسوب شود. نقش انجمن‌ها می‌تواند مفید باشد به شرطی که بتوانند باعث شکل گیری ارتباط بین صنعت و دانشگاه شوند اما عوامل زیادی باعث ایجاد مشکل در تحقق این مهم می‌شوند. به عنوان مثال در دانشگاه‌ها امکان حضور افراد علمی صنعتی در هیات مدیره و هیأت امنا وجود ندارد و این امر باعث می‌شود در دانشگاه‌ها تنها دید علمی و آموزشی وجود داشته باشد. البته اساتید در برخی از دانشگاه‌ها، ارتباطاتی با صنایع ایجاد کرده و همچنین پژوهش‌های دانشجویی را به سمت پژوهش‌هایی که می‌توانند مشکلات صنعت را رفع کنند سوق داده‌اند. امید است این ارتباط به صورت برگزاری ورکشاپ‌ها، دوره‌های آموزشی و... شکل گرفته و ادامه یابد. در چند سال اخیر که انجمن سرامیک با انجمن صنفی ارتباط نزدیکی داشته است توائسته بازدهی خوبی برای صنعت و برای بخش علمی دانشگاه‌ها داشته باشد.

توصیه‌ای که به صنایع و دانشگاه‌ها دارم، ایجاد مراکز تحقیق و توسعه در کارخانجات است که متاسفانه در چند سال اخیر کمرنگ شده است. حضور این واحدها در کار صنایع سرامیک، منجر به تولید محصولات داشن بنیانی می‌شود که می‌تواند ارزش افزوده خوبی داشته باشد.



شرکت شما در چه سالی و در کجا تاسیس شد و با توجه به اهمیت صنعت کاشی و سرامیک، نقش شرکت شما در این صنعت چگونه است؟

شرکت یافته‌های سرامیکی پیشرفته با دیدگاه ارتباط صنعت با دانشگاه شکل گرفته است. این شرکت در ابتدا با مشکلات زیادی روبه رو بود اما با وجود یک واحد R&D قوی توانست به عنوان مثال محصولاتی با آلومینیم بالا که جهت مصارف مختلف و متنوعی ساخته می‌شوند و می‌تواند در آمدهای بالایی داشته باشند تولید کند. اما شناسایی این مواد اولیه نیاز به ابزار و اطلاعات تخصصی دارد و در غیر این صورت نمی‌توان این مواد دانش بنیان را تولید کرد. بنابراین ایجاد چنین واحدهایی نیاز به ارتباط صنعت و دانشگاه و همچنین ابزارهای تحقیقاتی قوی دارد. در این شرکت سعی شده است با همکاری با موسسه تحقیقاتی پرطلاووس و ارتباط با دانشگاهها و پژوهشگاهها به ویژه دانشگاه فردوسی، در زمینه تولید محصولات دانش بنیان، کاتالیست‌ها، فیلترها و نانوفیلترها فعالیت‌هایی را داشته باشیم.

وضعیت استقبال از نمایشگاه در مقایسه با سال‌های گذشته چگونه بوده است؟

استقبال از نمایشگاه امسال در روز اول خیلی خوب نبود اما در روزهای بعد بهتر شد. نمایشگاه محل خوبی برای مراودات تجاری، بازرگانی، تحقیقاتی و پژوهشی است. حضور انجمن علمی سرامیک در این نمایشگاه با گرفتن جایگاه بزرگ و مخصوص در کنار واحدهای سرامیکی و حضور اساتید و روسای انجمن و هیات مدیره می‌تواند امری مفید باشد.

صاحبہ با آقای مهندس اورنگ (شرکت تکسرام)



جایگاه صنعت سرامیک در وضعیت فعلی کشور از نظر واردات و صادرات چگونه است؟

جایگاه فعلی صنعت سرامیک در کشور خوب است زیرا در چند سال اخیر شاهد پیشرفت‌های چشمگیری به ویژه در کارخانجات پیشرفته تولید کاشی از جمله تکسرام، مهسرام، مرجان، تبریز و ... بوده‌ایم. امروزه شاهد این هستیم که بسیاری از سازندها و پیمانکارها از محصولات داخلی استفاده می‌کنند زیرا حرفة‌ای تر و فنی تر بوده و از نظر کیفیت و تنوع با محصولات اروپایی برابری می‌کنند. وضعیت واردات کاشی به علت شرایط فعلی منع شده است اما صادرات وضعیت خوبی دارد و علاوه بر صادرات به کشورهای عراق، افغانستان و پاکستان کارخانه‌هایی که محصولات حرفه‌ای‌تری دارند بازار صادرات خوبی به کشورهای اروپایی نیز دارند.

نقش انجمن‌های علمی در ارتقاء این جایگاه چیست؟

متاسفانه تاثیر انجمن‌های علمی در این زمینه مشهود نیست. به طور مثال اگر کارخانه‌ای مشکلی داشته باشد نمی‌تواند در حد نیاز از کمک انجمن‌های علمی بهره‌مند شود. شرکت تکسرام تمایل زیادی به ایجاد ارتباط با انجمن علمی سرامیک و ایجاد تعامل دو جانبه دارد.

وضعیت استقبال از نمایشگاه در مقایسه با سال‌های گذشته چگونه بوده است؟

امسال با اینکه فضای نمایشگاه در مقایسه با سال گذشته کوچک‌تر بود و شرکت‌های کمتری حضور داشتند اما استقبال از نمایشگاه بسیار خوب بود. امسال ما شاهد استقبال بیشتری از جانب متخصصین این صنعت در مقایسه با عموم مردم بودیم و این موضوع بسیار امیدوارکننده است چرا که هدف از برگزاری این گونه نمایشگاه‌ها ایجاد محیطه تخصصی و حرفه‌ای جهت بهره‌برداری تولیدکنندگان، سازندهان و تجار می‌باشد.

مصاحبه با خانم مهندس کربلایی محمدی (شرکت سوراوجین عقیق)



و ضعیت استقبال از نمایشگاه در مقایسه با سالهای گذشته چگونه بوده است؟

نمایشگاه امسال در مقایسه با سالهای قبل، تقریباً با عدم حضور شرکت‌های غیر ایرانی و همچنین تعداد کمتر تولید کنندگان کاشی و سرامیک روپرو بود و سالن ۱۴-۱۵ (که غرفه شرکت معدنی و صنعتی سوراوجین عقیق در آن واقع بود) با کمترین ظرفیت آن برپا شده بودند. از جمله شرکت‌های آپادانا سرام، مهسرام، ایفاسرام، کوروش، مرجان، فیروزه و سیننا که از تولید کنندگان مطرح و بنام این صنعت می‌باشند، در این دوره نمایشگاه شرکت نکردند. بیشتر حاضرین در بخش کاشی و سرامیک متشکل از بازرگانی‌ها و برندهای بودند. روزهای برگزاری این نمایشگاه از لحاظ امکان حضور بازدید کنندگان تخصصی، مصادف با روزهای کاری بود (از یکشنبه تا چهارشنبه) و به هیچ وجه مناسب انتخاب نشده بود که این مسئله در ریزش تعداد بازدید کنندگان بسیار بارز بود.

فضای بسیار گرم و تهويه نامناسب سالن‌ها یکی دیگر از نقاط ضعف اجرای این دوره بود که تنها در روز پایانی نمایشگاه سیستم‌های تهويه بطور نیمه کامل تعمیر و راهاندازی شدند.

برنامه‌ریزی ضعیف تیم اجرایی و تخصیص نامناسب غرفه‌ها که کمافی سابق برای غرفه‌های متراژ کمتر از ۱۰۰ مترمربع به هفته قبل از برپائی نمایشگاه موقول گردید، از دیگر نکات ضعف این نمایشگاه بود.

جایگاه صنعت سرامیک در وضعیت فعلی کشور از نظر واردات و صادرات چگونه است؟

با توجه به موضوع مشکلات ناشی از تحریم اقتصادی ایران و عدم روابط تجاری و اقتصادی روان و استاندارد با کشورهای دنیا، قطعاً تاثیرات منفی بر روند صادرات کاشی ایجاد گردیده است. ضمن اینکه صنعت ساخت و ساز کشور که اولین خریدار محصولات کارخانجات داخلی هستند نیز چار رکود و کمبود نقدینگی گردیده‌اند، لذا آینده‌ای نا مطمئن در پیش روی تولید کنندگان قرار دارد، مگر اینکه در شرایط بحران با تدبیر و برنامه‌ریزی‌های خلاقانه مدیران بتوانند از این بحران و تهدید به سمت ثبات و فرصت گذار نمایند.

نقش انجمن‌های علمی در ارتقاء این جایگاه چیست؟

در این میان نقش انجمن علمی سرامیک ایران می‌تواند در مسیر گذار به سمت فرصت‌های تولید محصولات با کیفیت بالاتر و نیز محصولات ویژه با ارزش افزوده بیشتر بخوبی نمایانده شود که مستلزم تعامل بیشتر و موثرتر این انجمن با تولید کنندگان داخلی می‌باشد. و این بدست نخواهد آمد مگر با برنامه‌ریزی و عزم جدی مدیران انجمن سرامیک برای تحقق و برقراری ارتباط نزدیک با تولید کنندگان ایرانی.

اولین جلسه هیات مدیره انجمن سرامیک ایران

در اولین جلسه هیات مدیره انجمن سرامیک ایران که پس از انتخابات هیات مدیره انجمن در تاریخ ۲۲ خرداد ۱۳۹۸ برگزار شد، تقسیم وظایف بین اعضاء هیات مدیره به شرح ذیل صورت گرفت:

اعضاء هیئت مدیره:

نام نام خانوادگی	سمت
دکتر رحیم نقی زاده	رئيس
مهندس حسین زجاجی	نایب رئيس
دکتر علیرضا آقایی	خزانه دار
دکتر جعفر جوادپور	عضو
دکتر مسعود محبی	عضو
دکتر عباس یوسفی	عضو
دکتر امیر مقصودی پور	عضو

اعضاء علی البدل هیأت مدیره:

- دکتر محمد باوند وندچالی
- دکتر مهری مشهدی

بازرسان:

- مهندس رضا محسنی طارمسری
- دکتر ادرینه خاچاطوریان
- دکتر فاطمه سادات ترک نیک

اعضای دوره دوازدهم هیات مدیره انجمن سرامیک ایران



اخبار شرکت‌ها و مراکز پژوهشی

جبان رشد قیمت کاشی و سرامیک با افزایش نرخ فروش ساختمان



رئیس اتحادیه کاشی‌ساز و کاشی‌فروش با بیان این که بازار داخلی از طریق تولیدات داخلی تأمین است و حجم قابل توجهی از محصولات داخلی به بازارهای هدف صادر می‌شود، گفت: با رفع برخی از مشکلات سامانه نیما، تا حدودی موانع تأمین مواد اولیه تولید برطرف شده است.

مصطفی گودرزی در گفت‌وگو با ایسنا، اظهار کرد: از سال گذشته شرایط تأمین مواد اولیه تولید کاشی و سرامیک با مشکلاتی همراه شد

که این مشکلات تا حدودی حل شده اما همچنان سختی‌هایی در مسیر خرید و تأمین مواد اولیه پیش روی تولیدکنندگان است. رئیس اتحادیه کاشی‌ساز و کاشی‌فروش تصريح کرد: کاهش مشکلات تأمین مواد اولیه و حل برخی مشکلات، به واسطه ثبات نرخ ارز و امکان ثبت سفارش در سامانه نیماست.

وی خاطرنشان کرد: در تأمین مواد اولیه، به بازار داخلی نیز رجوع می‌شود اما تولید لعب و رنگ در داخل نیاز به خرید و تأمین ماده اولیه وارداتی دارد که در این زمینه باید به بازارهای دیگر رجوع شود.

گودرزی عمدۀ بازارهای مبدأ خرید و تأمین مواد اولیه تولید کاشی و سرامیک را ترکیه، اسپانیا و هندوستان بیان کرد و گفت: محصولات تولیدی به کشورهایی همچون کشورهای همسایه و آسیای میانه صادر می‌شود که حجم قابل توجهی از تولید در مسیر صادرات مورد استفاده قرار می‌گیرد.

رئیس اتحادیه کاشی‌ساز و کاشی‌فروش تأکید کرد: در تأمین نیاز بازار داخلی هیچ کمبودی وجود ندارد و نیازی به واردات قابل توجه در این زمینه نیست و تنها برخی از محصولات خاص که در داخل کشور توان تولید آن‌ها وجود ندارد، باید از طریق واردات تأمین شود.

وی یادآور شد: در تأمین محصولات سفارشی و خاص خرید عموماً از کشورهای چین، ترکیه، ایتالیا و اسپانیا انجام می‌شود. گودرزی در پاسخ به این سوال که آیا افزایش قیمت مواد اولیه در خرید مصرف کننده داخلی تأثیرگذار بوده است؟ گفت: به دلیل رشد قیمت مسکن، رشد قیمت محصولاتی همچون کاشی و سرامیک که در ساختمان استفاده می‌شود، طبیعی بوده و هزینه خرید این محصولات در دل هزینه‌های ساختمان و فروش آن پوشش داده می‌شود.

منبع: <https://www.isna.ir/news/9>

افزایش مزیت وقابلیت کاشی و سرامیک ایرانی با نانو سیلیس محققان گشور

یکی از شرکت‌های فناوری در حوزه نانو، "نانو سیلیس" تولیدی خود را با همکاری شرکت‌های تولیدکننده در صنعت کاشی و سرامیک وارد کرده است که استفاده از این محصول موجب برآق شدن، خد لک شدن و آنتی‌باکتریال شدن کاشی و سرامیک

می‌شود و از آنجایی که ایران در جایگاه چهارم تولیدکننده کاشی و سرامیک جهان قرار گرفته است، این محصول می‌تواند مزیت رقابتی این محصول را افزایش دهد.



به گزارش ایستا، یکی از شرکت‌های فعال در حوزه نانو از سال ۱۳۹۱ فعالیت خود را در زمینه تولید محصولات نانو سیلیکا آغاز کرده است و موفق به تولید ۴ نوع محصول ژل نانو سیلیس، پودر نانو سیلیس، نانو سیلیس مزوپور، سیلیس آمورف ستزی و کود پتاسیم سیلیکات شده است.

ژل نانو سیلیس کلوئیدی، با اندازه ذرات ۲۰ تا ۳۰ نانو متر از دستاوردهای دانش بنیان این شرکت است که در صنایع ساختمان، فیبر و پوشک قابل استفاده است. این ژل عامل چسباننده برای

موارد ضد آتش با قدرت پیوند بالا و کارایی مقاومت گرمایی بالا است و قابل استفاده در پوشش‌های صنعتی به ویژه کارخانجات رنگ‌سازی که تمایل به ساخت پوشش‌های ضد آلودگی- ضد گرد و غبار و کهنه‌گی و ضد آتش دارند، است.

این ژل همچنین در ریخته‌گری دقیق برای ساخت پوشش‌های نازک جهت افزایش قدرت پوشش، بهبود سطح صاف قطعه ریخته‌گری با کیفیتی بهتر از آب شیشه کاربرد دارد و به دلیل داشتن مساحت سطح ویژه بالا می‌تواند برای ساختن کاتالیت و حامل کاتالیت به کار رود. در صنعت کاغذ‌سازی به عنوان عامل ضد چسبندگی سلونان، عامل پیش درمان کاغذ عکاسی، عامل ضد آب کردن کیسه‌های سیمانی، تولید لاستیک کف کفش و شلنگ و تولید خوارک دام از دیگر کاربردهای این محصول به شمار می‌رود.

روش اختراعی تولید نانو سیلیس کلوئیدی این شرکت هیچ‌گونه پسابی را تولید نمی‌کند و بسیار ارزان قیمت و مقوون به صرفه است. پودر نانو سیلیس، دیگر محصول این شرکت است که برای اجرای بتن در سواحل دریا، اسکله‌ها و پل‌ها، ساخت بتن با مقاومت بالا برای سدها، کانال‌ها و تونل‌ها، مخازن و منابع آب، کفسازی و نماسازی و همچنین ساخت بتن‌های در معرض خوردگی کاربرد دارد.

محلول نانویی سیلیس تولید شده شامل دی‌اکسید سیلیس (SiO_2) و اندازه ذرات آن در ابعاد نانومتر است. نتایج آزمایشات انجام شده نشان می‌دهد که واکنش محلول نانو سیلیس (Colloidal silica) با هیدرو‌اکسید کلسیم در مقایسه با میکرو‌سیلیکا بسیار سریع‌تر انجام گرفته و مقدار بسیار کم این مواد همان تأثیر پوزولانی مقدار بسیار بالای میکرو‌سیلیکا را دارد.

استفاده از نانو‌سیلیس در کاشی و سرامیک موجب برآق شدن و ایجاد خاصیت ضدلک در محصولات می‌شود که در بازار به آن کاشی نانو‌پولیش گفته می‌شود. این شرکت ماهانه ۱۵ تا ۲۰ تن مواد نانو‌سیلیس تولید می‌کند که بیش از ۸۰ درصد از آن در صنعت کاشی و سرامیک استفاده می‌شود که این رقم نشان از نفوذ این نانومواد در صنعت کاشی و سرامیک دارد. در حال حاضر ۳ شرکت بزرگ سرامیک سازی با همکاری این شرکت، نانو‌سیلیس را برای استفاده در محصولات سرامیکی خود استفاده کردن.

دو مزیت مهم موجب رسوخ نانو‌سیلیس در صنعت کاشی و سرامیک شده است. مزیت آن این است که این شرکت امکان فرموله کردن نانو سیلیس برای شرکت‌های مختلف را دارد و بر حسب شرایط و نیاز هر تولیدکننده، می‌توان فرمولاسیون نانو‌سیلیس را تغییر داد و متناسب با درخواست مشتری محصول را ارائه کرد. دومین مزیت این محصول قیمت کم و کارایی بالای نانو است که موجب رقابت‌پذیر شدن در بازار شده است.

در حال حاضر فناوری نانو مزیت زیادی در صنعت کاشی و سرامیک ایجاد کرده، به طوری که در حال حاضر علاوه بر تولید کاشی‌های نانویی برآق و ضدلک، کاشی و سرامیک آنتی‌باکتریال نیز توسط تولیدکنندگان به بازار عرضه شده است. این صنعت پتانسیل‌های بالایی برای صادرات دارد. ایران با طرفیت تولید ۷۰۰ میلیون مترمربع، عنوان چهارمین تولیدکننده کاشی و سرامیک جهان را یدک می‌کشد. در سال ۱۳۹۶ ایران بیش از ۱۴۷ میلیون مترمربع کاشی به ارزش ۳۹۵ میلیون دلار به ۵۲ کشور صادر کرده است. استفاده از فناوری نانو برای ارتقای کیفیت کاشی و سرامیک ایرانی به صورت ایجاد خواص آنتی‌باکتریال و پوشش‌های تزئینی نانویی می‌تواند ارزش افزوده‌این محصولات را بهبود داده و شرایط بهتری برای فروش در داخل کشور و صادرات فراهم کند.

منبع: <https://www.isna.ir/news/98051205672>

موفقیت کاشی و سرامیک لئون با اتکا سیستم بازاریابی مدرن



مدیرعامل جوان و موفق شرکت کاشی و سرامیک لئون و یکی از پیشتازان صادرات کاشی و سرامیک ایرانی در حاشیه بیست و ششمین نمایشگاه بین‌المللی کاشی و سرامیک، رمز موفقیت این برنده اتکا به سیستم بازاریابی مدرن داشت.

به گزارش ایسنا، امیر ملکی، مدیرعامل شرکت کاشی و سرامیک لئون با بیان اینکه این شرکت با وجود جدیدالورود بودن در بازار کاشی و سرامیک- و سابقه فعالیت حدود ۵ ساله - از موفقیت و وجه خوبی در این بازار برخوردار است،

اظهار کرد: رمز موفقیت برنده لئون طی مدت نسبتاً کوتاه حضور در بازار کاشی و سرامیک، اعتماد به قدرت خلاقیت و انگیزه بالای مدیران جوانی است که در این شرکت گرد هم آمده‌اند و با تمام توان در جهت اعلای برنده کاشی و سرامیک لئون تلاش می‌کنند.

وی با بیان اینکه تولید محصولات کاشی و سرامیک در کشور از کیفیت مطلوب برخوردار است، افزود: برخلاف بخش تولید صنعت کاشی و سرامیک که طی سال‌های اخیر گام‌های بلند رو به جلویی برداشته و تولیدات ایرانی استانداردهای کیفی لازم را کسب کرده‌اند، بخش مارکتینگ این صنعت نتوانسته به رشد قابل قبول دست یابد.

ملکی تصريح کرد: برنده لئون با استفاده از متخصصان جوان توانست از این خلاصه استفاده کند و با ارائه یک سیستم بازاریابی قوی و مدرن جایگاه خود را در بازار محکم کند.

ضرورت تفکیک حوزه تولید و فروش در صنعت کاشی و سرامیک

مدیرعامل کاشی و سرامیک لئون با بیان این که معتقدم در صنعت کاشی و سرامیک حوزه تولید باید از حوزه تجارت جدا باشد، اظهار کرد: صنعت‌گر تولیدکننده کاشی و سرامیک لزوماً تاجر و فروشنده و صادرکننده موفق و هوشمندی نیست اما متخصصان دو حوزه تولید و تجارت کاشی و سرامیک می‌توانند دست به دست هم داده و از توانمندی‌های یکدیگر بهره لازم را ببرند.

وی افزود: اگر برنده لئون امروز یکی از پیشتازان صادرات کاشی و سرامیک در کشور است به دلیل کار تخصصی در حوزه بازرگانی داخلی و خارجی است که به موفقیت انجامیده و ما تاکنون در حوزه تولید ورود نکرده‌ایم اما در حال بررسی و تحقیق در حوزه تولید نیز هستیم و امیدواریم در آینده نزدیک با راهاندازی کارخانه و اتکا به فرآیندهای تولید محور حضور پرقدرتتری در بازارهای جهانی داشته باشیم.

حمایت برنده لئون از تولیدکنندگان کاشی و سرامیک با کیفیت

ملکی ارتباط شرکت کاشی و سرامیک لئون با تولیدکنندگان برتر کاشی و سرامیک را ارتباطی مثبت و نزدیک توصیف کرد و افزود: ما در شرکت لئون خود را حامی تولیدکنندگان کاشی و سرامیک مرغوب ایرانی می‌دانیم و این حمایت را در قالب ارائه مواد اولیه، ارائه ماشین‌آلات و تجهیزات مدرن، تأمین نقدینگی مورد نیاز تولیدکنندگان و ایجاد یک شبکه قدرتمند بازاریابی و فروش داخلی و بین‌المللی تحت برنده لئون که در خدمت تولیدکنندگان است، انجام می‌دهیم.

بازاریابی سنتی؛ پاشنه آشیل صنعت کاشی و سرامیک

وی با اشاره به نقطه ضعف بخش بازاریابی و فروش صنعت کاشی و سرامیک تصريح کرد: بازاریابی در جهان طی سال‌های اخیر پیشرفت‌های شگرفی کرده ولی صنعتگران کاشی و سرامیک ایران عمده‌تاً به روش‌های بازاریابی سنتی که در آن خلاقیتی در دیزاین و ارائه محصول به مشتری دیده نمی‌شود و همچنین از خدمات پس از فروش و تضمین کیفیت محصول خبری نیست، متکی هستند.

مدیرعامل شرکت کاشی و سرامیک لئون ادامه داد: من همیشه به مدیران و پرسنل شرکت لئون تأکید می‌کنم ما علاوه بر محصول، سلیقه و احساس خوب را نیز به مشتری می‌فروشیم بنابراین باید در زیبایی‌شناسی و سلیقه هم پیشرو باشیم. موضوع دیگری که در شرکت کاشی و سرامیک لئون همیشه در اولویت قرار دارد خدمات پس از فروش است.

ملکی با تأکید بر اینکه ما هرگز قائل به این نیستیم که به مشتری خود فقط کالا بفروشیم، تصریح کرد: در بازاریابی مدرن، خیال مشتری باید در هنگام خرید محصول از بابت تضمین کیفیت و خدمات پس از فروش آسوده باشد، بر این اساس ما در شرکت کاشی و سرامیک لئون سیستم کنترل کیفیت مضاعف بر محصولاتی که بازاریابی و فروش آن را به عهده می‌گیریم، برقرار کرده‌ایم و محصولی که به مشتری ارائه می‌دهیم با عبور از فیلتر کنترل کیفیت داخلی شرکت لئون، قطعاً دارای تضمین کیفیت است.

استفاده از فناوری و بازاریابی مدرن؛ شرط تداوم فعالیت

وی با اشاره به تغییرات بازار کاشی و سرامیک در ایران افزود: معتقدم بازار کاشی و سرامیک با وجود رکودی که چند سال در صنعت ساختمان وجود داشت، توان و ظرفیت فوق العاده خود را حفظ کرده است و اگر تولیدکنندگان با علم روزبه نیازهای مشتریان پاسخ بدهند و کالای با کیفیت تولید کنند رکود تأثیر چندانی بر آن‌ها نخواهد داشت.

مهندس ملکی با بیان اینکه بازار کاشی و سرامیک تا يك دهه پيش غالباً به محصولات ارزان قيمتى که با فناوري قديمى و با كييفيت نازل توليد می شد گرایش داشت، اظهار کرد: اكنون بازار دچار تحول اساسی شده و فقط شركت هايی که بتوانند محصول با كييفيت با فناوري مدرن توليد کنند در اين بازار امكان فعالیت و رقابت دارند، ضمن آنکه پيش از اين محصولات وارداتي ايتاليا و اسپانيا و كشورهای ديگر اروپائي حرف اول را در كييفيت می زندند اما در حال حاضر توليدکنندگان ما محصولاتی توليد می کنند که در كييفيت چيزی از رقبا اروپائي کم ندارد و بازارهای صادراتی نیز به چنین محصولات با كييفتي روی خوش نشان می دهد.

تغییر ماهیت کاشی و سرامیک از کالای مصرفی به کالای تزئینی

وی در مورد سلیقه و گرایش حاکم بر طرح‌های کاشی و سرامیک در بازار داخل و خارج کشور گفت: کاشی و سرامیک طی سیر تحولی که در بازار و سلیقه متقاضیان اتفاق افتاده از يك کالای مصرفی به يك کالای تزئینی تغيير ماهیت داده و فعالان صنعت سرامیک باید به این موضوع توجه لازم را داشته باشند. بر اساس بازخوردهای که از بازار داخل در سراسر کشور دریافت کرده‌ایم حدود ۷۰ درصد تقاضای بازار به کاشی و سرامیک با طرح‌های مدرن گرایش دارد و حدود ۳۰ درصد تقاضای بازار نیز به محصولات با نقش و نگارهای برگرفته از هنر اصیل ایرانی گرایش دارد.

ملکی ادامه داد: در مورد بازار صادراتی خصوصاً بازار کشورهای عربی مثل عراق و قطر وضعیت متفاوت است و در بازار صادراتی ۵۰ درصد مشتریان متقاضی محصولات کاشی و سرامیک با طرح‌های مدرن و ۵۰ درصد دیگر متقاضی محصولات با طرح‌های ایرانی هستند.

ارزآوری مناسب صادرات کاشی و سرامیک در صورت حمایت دولت

مهندس ملکی در پاسخ به این پرسش که ارزیابی شما از وضعیت بازارهای صادراتی کاشی و سرامیک ایرانی چیست، اظهار کرد: طبق ارزیابی‌هایی که انجام دادیم بازارهای صادراتی که شرکت لئون در آن‌ها فعالیت کرده از جمله بازار عراق، قطر، عمان، سوریه، پاکستان، افغانستان، کشورهای حوزه cis و ... همه از پتانسیل بالایی برخوردارند و این پتانسیل به‌گونه‌ای است که اگر دولت در کنار صادرکنندگانی مثل شرکت کاشی و سرامیک لئون قرار بگیرد و از ما حمایت کند، ارزآوری بسیار خوبی در شرایط تحریمی برای کشور ایجاد می‌شود.

وی افزود: مشکلی که در بازارهای صادراتی مشاهده می‌شود این است که بسیاری از صادرکنندگان ایرانی مدل کسب و کار جامعی برای ورود و فعالیت در بازارهای صادراتی ندارند و با صادرات کالاهای فاقد گارانتی کیفی و همچنین کالاهای فاقد خدمات پس از فروش، به اعتبار و خوش نامی محصولات ایرانی صدمه می‌زنند.

ملکی تصریح کرد: البته همان‌طور که پیشتر ذکر کرد مدل جامع در بازارهای صادراتی حضور داریم و با ارائه کالای دارای گارانتی و خدمات پس از فروش، در این بازارها وجه مطلوبی کسب کرده‌ایم.

وی با بیان اینکه دولت باید با ارائه تسهیلات به صادرکنندگان موفق، زنجیره تولید را به صورت هدفمند تقویت کند، یادآور شد: صادرکنندگان موفق با تولیدکنندگان برتر آشنایی تخصصی دارند و توانمندی‌های شرکت‌های تولیدکننده را می‌شناسند و

تسهیلات دریافتی را صرف حمایت و تأمین مالی و تقویت تولیدکننده محصول با کیفیت می‌کنند اما اگر این تسهیلات بدون توجه به ظرفیت و توانمندی تولیدکنندگان پرداخت شود، خطر انحراف این تسهیلات و از بین رفتن منابع کشور وجود دارد. ملکی با اشاره به بیست و ششمین نمایشگاه بین‌المللی کاشی و سرامیک خاطرنشان کرد: شرکت‌های برتر کشور در حوزه کاشی و سرامیک در این نمایشگاه حضور دارند و طرف‌های تجاری داخلی و خارجی نیز از نمایشگاه استقبال خوبی کردند. مدیر عامل کاشی و سرامیک لئون خاطرنشان کرد: این رویداد فرصت مناسبی برای ایجاد شبکه بین فعالان صنعت کاشی و سرامیک و هم‌افزایی و شناخت بازارها و نیازهای بازار است و مجموعه کاشی و سرامیک لئون نیز از این فرصت در جهت برقراری ارتباط مؤثر با مشتریان داخلی و خارجی به خوبی بهره‌برداری می‌کند.

بیست و ششمین نمایشگاه بین‌المللی کاشی و سرامیک در محل دائمی نمایشگاه‌های بین‌المللی تهران در حال برگزاری است و علاقه‌مندان می‌توانند تا تاریخ ۱۲ تیرماه ۱۳۹۸ از غرفه شرکت کاشی و سرامیک لئون واقع در سالن ۸ و ۹ بازدید کنند.

منبع: <https://www.isna.ir/news/9>

عرضه تجاری ایمپلنت نخاعی حاوی نanolوله‌های سرامیکی زیستی

چند پژوهش که از نانومحصولات شرکت نانوویس (Nanovis) استفاده کرده‌اند در مصاحبه‌ای نظرات خود را پیرامون استفاده از این ایمپلنت نخاعی حاوی نanolوله‌های سرامیکی زیستی ارائه کردند.

شرکت نانوویس (Nanovis) یکی از شرکت‌های فعال در حوزه نانومحصولات زیستی است. این شرکت از عرضه تجاری اتصالات بین بدنی FortiCore با نanolوله‌های سرامیک زیستی تقویت شده خبر داد. اتصالات ایمپلنت FortiCore منحصر به فرد و اختصاصی طراحی شده‌اند و دارای ثبت اختراع در زمینه سطح نanolوله تیتانیوم تقویت شده سرامیک زیستی هستند. این نanolوله‌ها به یک داربست تیتانیومی کاملاً بهم پیوسته بسیار متخلخل، با هسته PEEK برای مدول ترجیحی و تجسم پرتو X ساده اعمال می‌شوند. چند پژوهش بر جسته از مناطق منتخب در سراسر ایالات متحده، اولین کسانی بودند که در جهان از این فناوری جدید استفاده کردند که در ادامه نظرات آن‌ها را می‌خوانید.

دکتر Todd Bonvallet و دکتر Douglas Pahl، کلینیک هاگستون، کلمبیوس

دکتر Pahl می‌گوید: «فناوری‌های سطح ایمپلنت بسیار پیشرفته‌ترین فناوری‌های نانو، از منافذ عمیق بهم‌پیوسته و تجسم عالی اتصالات بین بدنی استفاده کنند. امروز نسبت به جایگاه فنی در این حوزه در مقایسه با جایی که حتی یک سال پیش بودیم، هیجان‌زده هستم. استفاده از این فناوری‌ها در مجموعه کل ستون فقرات، این امکان را به ما می‌دهد که پس از جراحی‌های فیوژن درمان و تثبیت بهتری برای بیماران ارائه دهیم».

دکتر John Gorup، مرکز ستون فقرات ایندیانا، لا فایت غربی

«داربست FortiCore برای بیماران من در اتصالات کمر و گردن عملکرد خوبی داشته است و منطقه بزرگی با تخلخل بسیار زیاد و سطحی تقویت شده با نanolوله را برای اتصال به استخوان قبل از زمان رشد ایمپلنت فراهم می‌کند. از آنجاکه هسته PEEK به من اجازه می‌دهد تا فیوژن ستی را بدون نیاز به استفاده از اسکن‌های گران‌قیمت که بیمار را در معرض اشعه بیشتر قرار می‌دهند، ارزیابی نمایم، قدردانی می‌کنم».

دکتر Jerome Kolavo، مرکز ارتوپدی پزشکی نورت‌وسترن، شیکاگو

«من به این موضوع که چطور نانوفناوری می‌تواند به بیماران من کمک کند، علاقمند هستم. ترکیب نانوفناوری لبه برش بر روی یک داربست تیتانیوم بسیار متخلخل با تجسم عالی از محفظه پیوند (graft chamber) بهبود قابل توجهی را نسبت به پیوندهای PEEK ستی برای بیماران من نشان می‌دهد. من علاقمند هستم بدانم نانوویس با پیچ‌های پایه نانوسطح و سطح رشد استخوان ضدباکتری چه کاری انجام خواهد داد».

دکتر Alan McGee، مرکز ارتوپدی نورت‌وسترن، فورت‌وین

«این مجموعه نانوفناوری را مدت کوتاهی پس از اختراق مشاهده کردم. من از نحوه عملکرد اتصالات بین بدنی این نانوفناوری برای بیمارانم بسیار خوشحال هستم. اکنون که سطحی برای رشد استخوان طراحی شده است، پیش از آن که باکتری باعث شل

شدن ایمپلنت و یا عفونت بیماری‌زا شود، باید تحقیقات را برای از بین بردن هر باکتری‌ای که تلاش می‌کند در طول عمل جراحی و التیام زخم در ایمپلنت ساکن شود ادامه دهیم.

Matt Hedrick مدیر عامل شرکت نانوویس گفت: «نانوویس از عرضه موفقیت‌آمیز‌میز آلفا خوشحال است. بازخورد این جراحان خلاق و فهمیده، مثبت و دلگرم‌کننده بود و ما را برای عرضه کامل تجاری اتصالات بین بدنی نanololle تقویت‌شده FortiCore تحریک کرد. ما متعهد به کاهش درد و رنج ناشی از شل شدن ایمپلنت هستیم و قصد داریم فناوری سطح نanololle خود را در کل مجموعه ایمپلنت‌های نخاع به منظور رفع چالش‌های تثبیت در کاربرد ایمپلنت‌ها اعمال نماییم».

نانوویس یک شرکت رشد فناوری محور است. این شرکت متعهد است تا با استفاده از پلتفرم‌های نانوفناوری پیشرفته برای دستیابی به نتایج عالی در زمینه رفع عفونت و تثبیت درمان به جراحان و بیمارستان‌ها کمک کند. فناوری‌های تثبیت صنعتی پیشرو آن، بهترین جنبه‌های تثبیت، تجسم و پایداری را برای جراحان و بیمارستان‌ها ارائه می‌دهد. پلتفرم‌های فناوری توسعه رفع عفونت نانوویس قول می‌دهد راه حل‌های خدباکتریایی مورد نیاز جراحان و بیمارستان‌ها را ارائه نماید. نانوویس به طور فعال در حال آماده‌سازی جراحان و توزیع کنندگان جدید برای توسعه اتصالات بین بدنی نanololle تقویت‌شده FortiCore است.

www.nano.ir

خبر خوش برای تولیدکنندگان کاشی یزد؛ ملاک صادرات کاشی پیشنهاد انجمن کاشی و سرامیک شد

مدیر کل صنعت، معدن و تجارت استان یزد از تدبیر صورت گرفته برای صادرات کاشی و سرامیک بر اساس پیشنهاد این اتحادیه خبر داد.



به گزارش خبرگزاری تسنیم از یزد، محمدرضا علمدار یزدی در پیش از ظهر امروز در نشست ستاد راهبری و مدیریت اقتصاد مقاومتی استان یزد که با حضور وزیر نیرو برگزار شد اظهار داشت: به ازای هر نفر اشتغال در استان یزد در بخش صنعت، معدن و خدمات، ۷۰ برابر کمتر از سایر بخش‌ها آب مصرف می‌شود.

وی افزود: این در حالی است که ارزش افزوده این بخش ۹۴ برابر سایر بخش‌ها است و در نهایت ۴

و ۴۹ صدم از آب استان یزد توسط این حوزه مصرف می‌شود و این نشان می‌دهد که بهترین راه صرفه‌جویی آب در یزد استفاده در این حوزه است.

وی در ارتباط با اخذ دوباره مالیات بر ارزش افزوده در صنعت آجر و مسائل مترقب بر آن اظهار داشت: این مسئله در اصل با توجه به اینکه مربوط به ابتدای سال ۹۷ بوده حل شده و در حال حاضر واحد آجری که نفت کوره و نفت گاز مصرف کند نداریم.

مدیر کل صنعت، معدن و تجارت استان یزد ادامه داد: پیشنهادشان این است که در ارتباط با پرداختی از سال ۸۷ تا زمانی که انجام شده، مصوبه‌ای داشته باشیم که هزینه‌های پرداختی به آنها بازگشت داده شود و به نوعی بستانکار شوند.

علمدار یزدی ادامه داد: اصلاح دستورالعمل‌ها و بخشنامه‌های صادراتی در راستای رفع مسائل و مشکلات صادراتی پیش روی واحدهای تولیدی سنگ، کاشی و سرامیک و سایر عرصه‌های این حوزه یکی دیگر از پیشنهاداتی است که توسط بخش خصوصی فعال در این حوزه مطرح شده است.

مدیر کل صنعت، معدن و تجارت استان یزد ادامه داد: یکی از کارهای خوبی که وزارت صمت انجام داد این بود که پیشنهاد انجمان کاشی و سرامیک برای صادرات، ملاک صادرات شود.

وی با بیان اینکه بانک عامل به ماشین آلات دست دوم وام نمی‌دهد گفت: در مجموع این کار اقدام درستی است ولی در شرایط خاص اگر کمیته‌ای با حضور خانه صنعت، انجمان‌های تخصصی، سازمان صمت و بانک عامل باشد و با نظر این کمیته اگر ماشین آلات دست دوم خاص به نفع توسعه استان است، تسهیلات دریافت کند.

منبع: <https://www.tasnimnews.com/fa/news/1398/>

کاشی‌های شیشه‌ای نانویی به بازار رسید.

حقوقان توانستند با فناوری نانو کاشی‌های شیشه‌ای تولید کنند که این محصول به تایید ستاد توسعه فناوری نانو رسید.



به گزارش خبرنگار مهر، امروزه روش‌های مختلفی مانند اعمال رنگ، استفاده از انواع دیوارکوب‌های چوبی و یا ساخته شده از مصنوعات چوبی مانند MDF، همچنین انواع کاشی‌های تزئینی سنتی و مدرن سرامیکی به منظور ایجاد نمای زیبا در ساختمان‌ها به کار می‌رود.

نوع جدیدی از این مصالح، کاشی‌های شیشه‌ای هستند که جایگزین مناسبی برای کاشی‌های قدیمی بوده و در کنار نورپردازی مناسب، به علت رنگ‌بندی

متنوع باعث ایجاد شفافیت مثال‌زدنی در محیط شده و در طرح‌های مختلف تولید می‌شوند.

کاشی شیشه‌ای یکی از مصالح و کالاهای تزئینی مورد استفاده در گوشه و کنار خانه‌ها است که جایگزینی بسیار زیبا برای کاشی‌های سنتی و قدیمی در فضای بین کابینت آشپزخانه، دیوار حمام، سرویس بهداشتی، فضای استخر و نیز دیوارهای ورودی ساختمان‌ها است.

یک شرکت ایرانی با استفاده از توان حقوقان کشور توانسته کاشی‌های شیشه‌ای نانویی را برای اولین بار در کشور تولید کند. در فرآیند ساخت این محصول پس از تولید و برش شیشه، لایه‌ای از مواد نانویی، شامل چند فلز گران‌بها، بر روی شیشه به صورت لمینیت قرار می‌گیرد.

تفاوت این محصول با دیگر محصولات مشابه در لمینیت ایجاد شده روی شیشه با استفاده از فناوری است و به همین دلیل این محصول دارای کیفیتی بالاتر از نمونه خارجی است.

در حالی که نمونه‌های متداول در بازار در برابر خش و اسید آسیب‌پذیر هستند، کاشی‌های شیشه‌ای این شرکت ضد خط و خش و دارای استحکام مناسب هستند، شفافیت به همراه بازتاب نور و ایجاد جذابیت‌های بصری، ضدآکسید و ضدآسید بودن، ماندگاری رنگ مادام‌العمر و مقاومت حرارتی تا دمای ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد مزیت‌های دیگر کاشی‌های شیشه‌ای نانویی است.

این کاشی‌ها در رنگ‌ها و طرح‌های متفاوت به تولید می‌رسند و قابلیت اجرا در ابعاد مختلف را دارا هستند، نصب آسان و سریع از دیگر ویژگی‌های این کاشی‌های شیشه‌ای به شمار می‌رود. اجرای این کاشی‌ها همانند نصب سایر کاشی و سرامیک‌های موجود در بازار با چسب کاشی و پودر بندکشی آنتی‌باتکریال و ضدآب انجام می‌شود.

از جمله موارد مصرف این کاشی‌ها نیز می‌توان به سرویس‌های بهداشتی، دکور آینه‌ها، بین کابینت و فضاهای داخل آشپزخانه، ورودی در ساختمان‌های تجاری، اداری و مسکونی، پشت تلویزیون، دکوراتیو ستون‌ها، تک دیوارهای، داخل آسانسور، دکور اتاق کار، سالن پذیرایی، سالن کنفرانس و فروشگاه‌های تجاری اشاره کرد.

تا چندی پیش بازار این کالای لوکس در ایران تماماً در اختیار محصولات چینی قرار داشت اما هم اینک این محصول توسط این شرکت بومی‌سازی و با کیفیتی مناسب در داخل کشور تولید می‌شود و گواهینامه نانومقیاس را از واحد ارزیابی محصولات ستاب توسعه فناوری نانو دریافت کرده است.

منبع: mehrnews.com/news/4710449

تولید رنگ‌های سرامیکی پودری توسط محققان کشور

یک شرکت دانش بنیان داخلی با حمایت صندوق نوآوری و شکوفایی موفق به تولید رنگ‌های سرامیکی پودری شد.



به گزارش خبرگزاری مهر به نقل از صندوق نوآوری و شکوفایی حسین ستوده، مدیر عامل شرکت دانش بنیان تولید کننده رنگ‌های پودری با اشاره به محصول تولیدی این شرکت اظهار کرد: محصول تولیدی ما رنگ سرامیکی پودری است که به صورت درون لعابی و رو لعابی باعث نقش‌آفرینی انواع کاشی و سرامیک می‌شود.

وی افزود: رنگ سرامیکی همراه با پودر چاپ به صورت اسپری یا چاپ سیلک روی قطعات اعمال می‌شود و پس از پخت به مشخصات مطلوب می‌رسد.

ستوده با بیان اینکه محصول تولیدی ما در صنعت سرامیک کشور کاربرد دارد، گفت: تولیدمان در حد نیاز داخلی است زیرا بازار داخل خیلی بزرگ است. البته به جز ما چند شرکت دیگر نیز در این زمینه فعالیت می‌کنند اما با توجه به اینکه شرکت ما کار R&D می‌کند و دایم در حال تحقیق و توسعه هستیم، دانش بنیان به شمار می‌آییم.

مدیر عامل شرکت دانش بنیان با اشاره به دریافت تسهیلات از صندوق نوآوری و شکوفایی به عنوان سرمایه در گردش، گفت: با وامی که گرفتیم تولیدمان بیشتر شده است، البته اگر مبلغ تسهیلات بیشتر بود، بهتر بود.

وی افزود: سیستم کار و وام دادن صندوق نوآوری و شکوفایی از همه ارگان‌های دولتی دیگر منظم‌تر است و من از روال کار راضی بودم.

ستوده درباره میزان اشتغالزایی این محصول نیز گفت: بعد از دریافت تسهیلات و بیشتر شدن تولید، حدود سه نفر به نیروی کار شرکت اضافه شدند.

ستوده با تأکید بر اینکه محصول تولیدی ما کاملاً با مشابه خارجی رقابت‌پذیر است، درباره صادرات این محصول نیز گفت: هنوز برای صادرات اقدام نکرده‌ایم. البته اقدامات اولیه برای صادرات به کشور ترکیه صورت گرفته است اما هنوز به صورت جدی آن را پیگیری نکرده‌ایم.

منبع: mehrnews.com/news/4696937

اخبار علمی

جوش دادن سرامیک با لیزر های فوق سریع در دمای اتاق

محققان دانشگاه سن دیگو و ریور ساید با استفاده از پالس های فوق سریع لیزر موفق به جوشکاری سرامیک در دمای اتاق شدند.



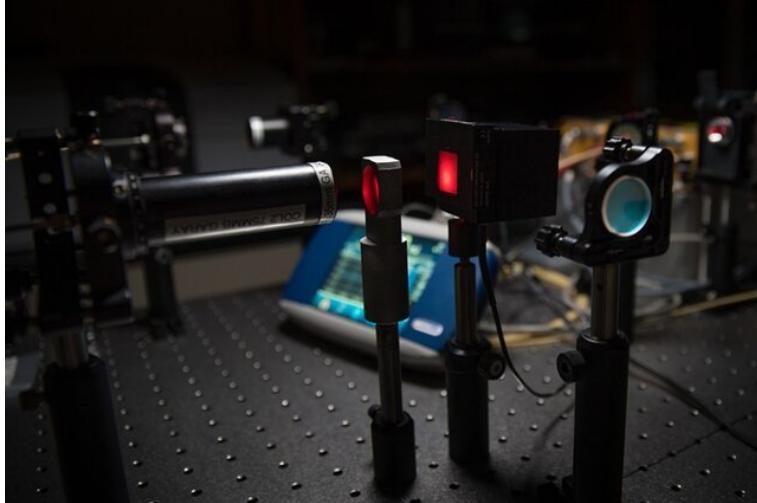
به گزارش ایسنا و به نقل از گیزمنگ، از نظر تئوری، سرامیک ها مواد بسیار خوبی برای استحکام بخشیدن به قطعات الکترونیکی و روکش کردن آنها هستند.

سرامیک ها سخت هستند، در برابر الکتریسیته عایق هستند، در مقابل گرمای مقاومت بالای دارند و در صورت تعییه در بدن، زیست ساز گار هستند. مشکل اینجاست که ترکیب و به هم چسباندن سرامیک ها نیاز به گرمای بالایی دارند که این میزان گرمای باعث از بین رفتن اجزای الکترونیکی می شود.

اکنون محققان دانشگاه سن دیگو (San Diego) و ریور ساید (Riverside) با استفاده از پالس های فوق سریع لیزر، روش جدیدی برای جوشکاری سرامیک در دمای اتاق ایجاد کردند.

برای جوش دادن آنها به شکل مورد نیاز و محکم کردن آنها، اشیای سرامیکی ابتدا باید در یک کوره گذاشته شوند. این کار در بسیاری از موارد خوب است، اما اگر به عنوان محافظ برای قطعات الکترونیک ساخته شده باشند، روش چندان مناسبی نیست.

"خاویر گارای" نویسنده ارشد این مطالعه می گوید: در حال حاضر هیچ راهی برای پوشاندن یا مهر و موم کردن قطعات الکترونیکی در سرامیک وجود ندارد، زیرا شما مجبورید کل مونتاژ را در یک کوره انجام دهید که منجر به سوختن اجزای الکترونیکی می شود.



بنابراین دانشمندان یک راه حل ارائه کردند. گرمای هنوز یک ضرورت برای جوش دادن سرامیک است، اما محققان به جای استفاده از آن برای کل شیء، روی فرآیند جوش لیزر با پالس های فوق سریع روی درزها تمرکز کردند.

گارای افزود: با تمرکز کردن انرژی درست روی جایی که می خواهیم، از ایجاد شیب دمایی در سرامیک جلوگیری می کنیم، می توانیم مواد حساس به دما را بدون آسیب رساندن به آنها روکش کنیم.

از این روش پیش از این برای جوشکاری موادی که به طور معمول به خوبی به هم متصل نمی شوند مانند پلاستیک های شفاف یا فلز به شیشه استفاده شده بود.

محققان برای این پروژه با استفاده از لیزر و مواد سرامیکی، مجموعه پارامترهایی را که به بهترین وجه کار می کنند، پیدا کردند.

سرامیک فقط باید از شفافیت مناسب برخوردار می‌بود و تیم می‌بایست زمان دقیق و درست در معرض لیزر قرار دادن و تعداد و مدت زمان پالس‌های لیزر را برای حصول بهترین نتیجه می‌یافتد.

"گیلرمو آگیلار" نویسنده اصلی این تحقیق می‌گوید: پالس‌های فوق سریع با سرعت دو پیکوثانیه با نرخ تکرار یک مگا هرتز شلیک می‌شند. این برای به حداقل رساندن فرسایش مواد و خنک شدن به موقع برای بهترین جوشکاری عالی بود.

طی آزمایش، محققان با موفقیت توانستند یک کلاهک استوانه‌ای شفاف را به داخل یک لوله سرامیکی جوش دهند. سپس برای سنجش قدرت در خلاء آزمایش شد و مشخص شد که قادر به مقاومت در شرایط خلاء است.

تاکنون این تکنیک فقط در قسمت‌های کوچک سرامیکی زیر دو سانتی متر استفاده شده است، اما این تیم قصد دارد تا مقیاس بندی آن را افزایش دهد و با مواد در شکل‌های مختلف آزمایش کند.

منبع: <https://www.isna.ir/news/98060200741>

ساخت لعب شیشه سرامیکی ضدسایش بر روی فولاد

لوب شیشه سرامیکی ضدسایش بر روی فولاد برای اولین بار بر اساس روش ریخته‌گری دوغابی لعب نانو آلومینیادار، توسط محققان پژوهشگاه مواد و انرژی ساخته شد.



به گزارش ایسنا، دکتر آیدا فائقی‌نیا، عضو هیات علمی پژوهشکده سرامیک پژوهشگاه مواد و انرژی با بیان این که لعب شیشه سرامیکی با همکاری دکتر علی زمانیان و مهندس نفیسه شاهقلی ساخته شده است، گفت: این لعب در صنایع پتروشیمی، خطوط لوله‌های فاضلاب، پمپ‌های گاز، قالب‌های پرس شیشه، صنایع توربین و امثال‌هم کاربرد دارد.

وی با اشاره به اینکه پروژه لعب شیشه سرامیکی ضدسایش بر روی فولاد، با این روش ساخت، برای اولین بار صورت گرفته است و بسیار ارزان قیمت است، افزود: پیش از این، این پروژه به روش پلاسما اسپری و با آلومینای در ابعاد میکرونی ساخته شده بود. این پژوهشگر اظهار کرد: انمول‌ها یا لعب فلزهای شیشه سرامیکی اخیراً در حوزه پوشش‌های پیشرفته که خواص فیزیکی قابل قبولی از لحاظ صنعتی دارند، مطرح شده است. این پوشش‌ها از نظر خواص فیزیکی حدواسط بین پوشش‌های سخت و گران قیمت سرامیکی نظیر کاربیدها و لعب‌های سنتی شیشه‌ای هستند.

وی ادامه داد: انمول‌های شیشه سرامیکی اگرچه محدوده دمایی کارکردشان پایین است، اما به لحاظ مقاومت به خوردگی در برابر اسید و مقاومت به اکسیداسیون، قابل رقابت با پوشش‌های آلیاژی هستند.

دکتر فائقی‌نیا ضمن تشریح روند انجام این پروژه، گفت: در این تحقیق سعی شده از تلفیق خاصیت ضدسایشی آلومینا و خاصیت پوشانندگی قوی شیشه سرامیک بر روی فولاد، خواص منحصر به فردی از لحاظ سایشی ایجاد شود که در این تحقیق، خاصیت سایشی فولاد تا ۱۰ برابر افزایش پیدا کرده است.

وی تصویر کرد: این شیشه سرامیک از یک سو، یک پوشش کاملاً متراکم و بدون تخلخل را روی فولاد ایجاد می‌کند و از سوی دیگر با پخش ذرات نانو آلومینا در زمینه شیشه‌ای، خاصیت ضدخراش و خش انمول نیز افزایش می‌یابد.

منبع: <https://www.isna.ir/news/98050502464>

نقش سرامیک و شیشه در صنعت خودرو ۴ تریلیون دلاری

در طول قرن گذشته، صنعت خودرو در سراسر جهان در حال تغییر است. فروش خودرو بیش از ۹۴ میلیون دستگاه در سال ۲۰۱۶ است که این رقم، که شامل خودروهای تجاری مانند وسایل نقلیه، کامیون‌های سنگین و اتوبوس است و انتظار می‌رود این رقم در سال ۲۰۱۷ فراتر از ۹۶ میلیون واحد باشد.

کارشناسان تخمین می‌زنند که درآمد ناشی از تولید جهانی خودرو تقریباً ۲ تریلیون دلار در سال باشد که این عدد با در نظر گرفتن قطعات یدکی و خدمات نزدیک به ۴ تریلیون دلار باشد. پیش‌بینی‌ها حکایت از سال ۲۰۳۰ توسعه و همچنین رشد اقتصاد خودرو تا سال ۲۰۳۰ اشاره دارد. از جمله برخی پیش‌بینی‌ها اذعان دارند که حدود ۳۰٪ افزایش در صنعت خودرو وجود دارد که منجر به افزایش یک و نیم تریلیون دلاری در این صنعت خواهد شد.

نگاهی به تاثیر صنعت خودرو بر روی چشم انداز هر دو جهان و ایلات متعدد است. اقتصاد یک بازیکن مشهور یعنی صنعت سرامیک و شیشه را در این راستا نشان می‌دهد.

سرامیک و شیشه در خودرو

تولید جهانی سالانه ۷۲/۱ میلیون وسیله نقلیه است این به معنای عرضه ۷۲/۱ میلیون شیشه به جلو و عقب خود را است همچنین تعداد زیادی پنجره‌ها، آینه‌ها و مبدل کاتالیزوری بسترها و همچنین چراغ‌های جلو، حسگرها، ترمزها، الکترونیک و رنگ‌های رنگی. به عبارت دیگر یک صنعت خودرو سالم برای صنعت شیشه سرامیک مناسب است.

با توجه به تحقیقات بازار انتظار می‌رود بازار جهانی سرامیک خودرو بسرعت رشد کند. نرخ رشد سالانه حدود ۸/۵٪ در سال‌های ۲۰۱۷ تا ۲۰۲۰ خواهد بود.

اگرچه آمریکای شمالی بزرگترین بازیکن در است اما در بازار سرامیک، ژاپن، هند و چین نیز رشد زیادی پیش‌بینی می‌شود.

منبع: www.t.me/IrCeC

پیشرفت‌های شکفت انگیز سرامیک در صنایع هوا فضا

چقدر سرامیک در طراحی هوا فضا مهم است؟

مواد سرامیکی پیشرفت‌های متعدد و قابل اجرا در طراحی تولید هوا فضا بکار گرفته شده است. ارزش آنها همچنان در حال رشد خواهد کرد. مقاومت در برابر حرارت، و بسیاری از خواص با اهمیت دیگر.

اگرچه بعضی از مصرف کنندگان ممکن است کمتر اهمیت بدهند اما، مواد سرامیکی مدرن و پیشرفت‌های متعدد و قابل اجرا در طراحی و ساخت هواپیما ایجاد شده است. در واقع، توسعه گرایان سرامیک از اویل دهه ۱۹۸۰ بیش از ۸۰۰ ثبت اختراع مربوط به سرامیک در کاربرد هوا فضا را به دست آورده‌اند منابع گسترده‌ای که در تحقیق، طراحی و اجرا مواد و محصولات سرامیکی سرمایه گذاری شده، این نشان دهنده‌ی خیلی چیزهای دیگری است.

بازیگران اصلی، با هزاران اختراق فعلی در زمینه سرامیک برای صنعت هوا فضا، رقابت برای نوآوری بعدی، بسیار شدید است. جنرال الکتریک منحصر به فرد را هدایت می‌کند، نزدیکترین رقبای خود، از جمله یونایتد تکنولوژیز، سفران، زیمنس و لانگسайд تکنولوژی، در حال حاضر حدود ۸۰۰ پتنت دارند. رولز رویس و بوینگ حدود ۲۰۰ پتنت دارند، در حالیکه نوثاب گروم و اسپیتار حتی کمتر از آن هستند. این نامه‌ها غول‌های صنعت هوانوردی در جهان هستند.

استفاده‌های اولیه سرامیک صرفاً یک مسئله پیشرفت آینده نیست، آنها برای صنعت هوا فضای فعلی حیاتی هستند. در حالی که می‌توان آنها را به روش مختلفی مورد استفاده قرار داد و برای رسیدن به اهداف طراحی و کارایی، سه برنامه کاربردی اولیه برای سرامیک هوا فضایی امروز وجود دارد.

مقاومت در برابر حرارت: سرامیک‌ها برای رسیدن به مقاومت در برابر حرارت استفاده می‌شود خواص حرارتی سرامیک برای قرن‌ها شناخته شده است و مواد برای کنترل حرارتی در همه چیز از جمله باتری‌ها، آهنرباها و نیمه هادی‌ها برای کاشی‌های داخل هواپیما استفاده می‌شود. سرامیک‌ها برای طراحی‌های مختلف از وسایل نقلیه فضایی، شامل حفاظت حرارتی از اگزوز بیرونی و حفاظت داخلی در قالب عایق، به کار گرفته شده‌اند.

منبع: www.t.me/IrCeC

تأثیر pH بر میکروساختار و رفتار خوردگی پوشش کامپوزیتی Co-P-nanoAl₂O₃

ارغوان نوروزیان کرمانی^۱، مرتضی زند رحیمی^{۱*}، هادی ابراهیمی فر^۲

^۱ بخش مهندسی مواد، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه شهید باهنر، کرمان، ایران

^۲ بخش مهندسی مواد، دانشکده مهندسی مکانیک و مواد، دانشگاه تحصیلات تکمیلی صنعتی و
فناوری پیشرفت، کرمان، ایران

چکیده: با استفاده از ذرات سخت سرامیکی در ابعاد نانو در زمینه پوشش‌های کپالت-فسفر خواص خوردگی را می‌توان بهبود بخشد. در این تحقیق پوشش کامپوزیتی Co-P-nanoAl₂O₃ با استفاده از تکنیک رسوب‌دهی الکتریکی به روش جریان مستقیم بر روی زیر لایه AISI 430 پوشش داده شد. کیفیت پوشش و مقاومت به خوردگی آن با pH محلول آبکاری (۴، ۳، ۲ و ۵) در حمام مورد مطالعه قرار گرفت. به منظور بررسی مورفولوژی پوشش و آنالیز پوشش تشکیل شده به ترتیب از دستگاه میکروسکوپ الکترونی رویشی (SEM) و میکرو آنالیز EDS استفاده شد. نتایج نشان داد که بیشترین نشست ذرات سرامیکی آلمینا در pH برابر با ۴ است و پوشش تشکیل شده در pH برابر با ۴ کاملاً یکنواخت و پیوسته است. به منظور بررسی مقاومت به خوردگی، آزمون‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک در محلول آبی ۳/۵ درصدوزنی NaCl بر روی نمونه‌های پوشش دار و بدون پوشش اعمال گردید. نتایج آزمون‌های پلاریزاسیون تا福 و الکتروشیمیایی نیز با تصاویر میکروسکوپی مطابقت داشت و نشان دادند که پوشش تشکیل شده در حمام با pH برابر با ۴ بیشترین مقاومت به خوردگی را دارد.

کلمات کلیدی: پوشش کامپوزیتی، نانو آلمینا، pH، خوردگی، پلاریزاسیون پتانسیودینامیک.

۱ - مقدمه

از فولاد در تمام صنایع به صورت گوناگون استفاده می‌شود و طول عمر واحدهای صنعتی تا حد زیادی به خواص این فولادها بستگی دارد. پوشش دادن از روش‌های تکمیل سطح مواد است که به منظورهای مختلفی از جمله مسائل تزئینی، بهداشتی و مکانیکی اعمال می‌شود و با استفاده از آن می‌توان خواص خوردگی، سایشی، اصطکاکی فلزات را بهبود بخشد و هزینه تولید را با توجه به عمر نهایی کاهش داد. برای تولید پوشش‌های کامپوزیتی از روش آبکاری الکتریکی استفاده می‌شود. آبکاری الکتریکی فرآیندی است که در آن با استفاده از جریان برق لایه نازکی از یک فلز روی سطح فلزی دیگر رسوب داده می‌شود. جریان برق و عوامل احیا کننده که در این فرآیند مصرف می‌شوند ارزان هستند. این امر توجیه اقتصادی خوبی برای توسعه این روش است. آبکاری یکی از بیشترین تکنیک‌های اقتصادی عالی و عملی برای تولید کامپوزیت‌های زمینه فلزی است. آبکاری الکتریکی یک راه نسبتاً آسان و ارزان از رسوب فیلم‌های نازک و ضخیم روی سطوح رسانا بدون آسیب زیر لایه‌ها است. یک سلول آبکاری شامل آند (ورق نیکل)، کاتد (زیر لایه فولادی)، محلول‌های فلزی آبی (محلول آبکاری نیکل مانند سولفات نیکل که شامل یون‌های Ni²⁺ و SO₄²⁻ است) و یک منبع تغذیه می‌باشد [۱ و ۲].

با توجه به اینکه در پوشش‌های کامپوزیتی خواص فاز زمینه و ذرات ثانویه با هم ترکیب می‌شوند، خواص ویژه از قبیل استحکام خوب در دمای بالا، هدایت حرارتی بالا و ضریب انبساط حرارتی پایین حاصل می‌شوند. اگرچه ممکن است ذرات منجر به ترک یا خلل و فرج و یا تنش‌های درونی به ویژه در فصل مشترک و در نتیجه منجر به خوردگی تنشی و موضعی و تردی پوشش شوند [۳]. آبکاری الکتریکی ذرات سخت ساخت ثانویه در زمینه فلزی دارای مزایایی از قبیل دمای کاری پایین،

هزینه پایین و ایجاد پوشش‌هایی با خواص مختلف با تغییر شرایط الکتروشیمیایی می‌باشد. ذرات سخت ثانویه باعث تقویت در خواص مکانیکی، تریبولوژیکی، ضد خوردگی و ضد اکسیداسیون پوشش می‌شوند [۴ و ۵]. اخیراً تلاش زیادی در ساخت پوشش‌های کامپوزیتی زمینه فلزی با استفاده از ذرات نانو و میکرو به لحاظ تکنولوژیکی به منظور افزایش خواص این پوشش‌ها شده است، با این حال آکلومره شدن ذرات بسیار ریز به دلیل سطح انرژی بالای ذرات نمی‌تواند به طور کامل برطرف شود [۶ و ۷].

حساسیت ریزساختار و خواص نهایی پوشش به پارامترهای زیادی وابسته است. عواملی از جمله میزان غلظت ذرات در حمام آبکاری، دانسیته جریان اعمالی و pH محلول آبکاری بر روی مقدار نشست ذرات در پوشش، مورفولوژی و خواص مکانیکی پوشش از جمله میکروسختی تأثیرگذار می‌باشند. از دیگر پارامترهای مؤثر در آبکاری می‌توان به دمای حمام آبکاری، مدت زمان آبکاری، سرعت همزنی و حضور انواع افزودنی‌ها اشاره کرد [۸]. پوشش‌های حاوی کبالت و فسفر برای چندین دهه با توجه به خواص منحصر به فرد خود از قبیل استحکام بالا، مقاومت به سایش خوب، مقاومت در برابر خوردگی مطلوب و خواص مغناطیسی خاص مورد بررسی قرار گرفته و به طور گسترده در دستگاه‌های الکترونیکی استفاده می‌شوند [۹ و ۱۰].

هدف از تحقیق حاضر ساخت پوشش‌های نانو کامپوزیتی زمینه فلزی کبالت-فسفر-اکسیدآلومینیوم به روش رسوب دهی الکتریکی با استفاده از جریان مستقیم و بررسی تاثیر pH بر مقدار نشست نانو ذرات آلومینا و رفتار خوردگی پوشش کامپوزیتی Co-P-nanoAl₂O₃ است.

۲- مواد و روش تحقیق

در این تحقیق از فولاد زنگ نزن AISI 430 به عنوان زیر لایه برای فرآیند آبکاری الکتریکی استفاده شد. ترکیب شیمیایی زیر لایه فولادی با استفاده از روش طیف سنج تفکیک انرژی در جدول ۱ آمده است.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی زیر لایه فولادی AISI 430

عنصر	آهن	کروم	منگنز	سیلیسیم	کربن
درصد وزنی	۸۱/۳۶	۱۷/۱۰	۰/۹۲	۰/۵	۰/۱۲

زیر لایه فولادی AISI 430 در ابعاد $1 \times 1 \times 2 \text{ cm}^3$ به عنوان کاتد و از کبالت خالص در ابعاد $2 \times 2 \times 2 \text{ cm}^3$ به عنوان آند استفاده شد. سطح آند، دو برابر کاتد لحاظ گردید تا از بروز مشکلات پلاریزاسیون آندی، جلوگیری شود. از سیم مسی به طول ۱۲cm لحیم شده در پشت نمونه‌ها برای اتصال بین کاتد و آند با منبع تغذیه استفاده شد. زیر لایه با کاغذهای ۴۰۰ تا ۲۵۰۰ به منظور دستیابی به سطحی صاف و صیقلی سمباده زنی شد. برای عملیات چربی زدایی، نمونه به مدت ۱ دقیقه در محلول اسیدسولفوریک ۱۰ درصد الکتروپولیش شد و سپس در استون به مدت ۳۰ ثانیه قرارداده شد، در نهایت نمونه با آب مقطر شسته شد و به منظور جلوگیری از تشکیل لایه اکسیدی، بلا فاصله درون محلول برای انجام فرآیند آبکاری نهایی قرار گرفت.

ترکیب شیمیایی مورد استفاده به عنوان الکتروولیت برای ایجاد پوشش کامپوزیتی Co-P-nanoAl₂O₃ در جدول ۲ آورده شده است. در ابتدا با استفاده از ترازوی دیجیتالی جرم ترکیب شیمیایی حمام الکتروولیت طبق جدول ۲ اندازه گیری شد، مواد مورد نظر برای آبکاری در بشر ۱۰۰ میلی لیتری مخلوط گردید و با اضافه شدن آب مقطر دوار تقطیر، سپس بشر به حجم ۱۰۰ میلی لیتر رسانده شد. این محلول درون دستگاه آلتراسونیک قرارداده شد و به مدت ۱۰ دقیقه همzedه شد، سپس با استفاده از همزن مغناطیسی برای ایجاد یک محلول همگن به مدت ۱ ساعت همzedه شد. با پی اچ متر، pH محلول کنترل شد. سپس کاتد به قطب منفی و آند به قطب مثبت منبع تغذیه متصل شد و فرآیند آبکاری به مدت ۲۰ دقیقه انجام شد. فرآیند آبکاری در شرایط دما، زمان، سرعت هم زدن، غلظت Al₂O₃ و چگالی جریان ثابت، مطابق جدول ۳ و تغییر pH انجام شد. پس از پایان یافتن فرآیند پوشش دهی نمونه‌ها از محلول آبکاری خارج و با آب مقطر شسته شدند.

به منظور بررسی نحوه توزیع ذرات Al₂O₃ و میکروساختار نمونه‌های پوشش داده از میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل Cam Scan MV 2300 مجهز به طیف سنج تفکیک انرژی استفاده شد.

جدول ۲- ترکیب شیمیایی محلول آبکاری پوشش کامپوزیتی $\text{Co-P-nanoAl}_2\text{O}_3$ بر حسب گرم بر لیتر

سولفات کربالت	۲۵۰
سدیم هیپوفسفینات	۴۰
اسیدبوریک	۴۰
نانوآلومینا	۵

جدول ۳- شرایط ثابت آزمایش

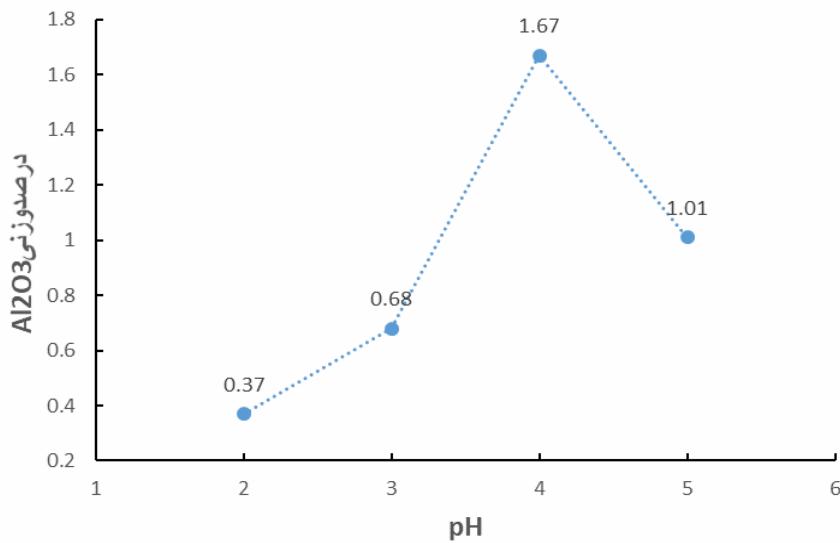
آزمایش (درجه سانتی گراد)	زمان آبکاری (دقیقه)	سرعت چرخش (rpm)	چگالی جریان (mA/cm^2)
۱۵	۷۰۰	۲۰	۵۵

آزمایش‌های پلاریزاسیون مقاومتی و طیف نگاری امپدانس الکتروشیمیایی به منظور بررسی رفتار الکتروشیمیایی پوشش در محلول $۳/۵$ درصدوزنی NaCl توسط دستگاه EG&G انجام شد و داده‌ها با استفاده از نرم افزار Power Suit رسم شدند. در این آزمایش‌ها از سلولی با ۳ الکترود شامل؛ الکترود اشباع کالومل SCE به عنوان الکترود مرجع، پلاتین به عنوان الکترود کمکی و نمونه‌ها به عنوان الکترود کاری استفاده شد. قبل از آغاز آزمایش، نمونه‌ها با سطحی معادل ۱cm^2 آماده شدند و بقیه قسمت‌های آن کاملاً با اپوکسی پوشانده شدند. همچنین نمونه‌ها به مدت ۳۰ دقیقه در محلول $۳/۵$ درصدوزنی NaCl غوطه‌ور شدند تا به حالت پایداری برسند. تغییرات کمتر از ۵ در ۵ دقیقه به عنوان حالت پایداری در نظر گرفته شد. طیف نگاری امپدانس الکتروشیمیایی در محدوده فرکانس $۱-۱۰^۵$ انجام گردید. آزمایش‌های پلاریزاسیون مقاومتی در محدوده ولتاژ مورد نظر با سرعت جاروب ۱ mv/s و در دمای ثابت 25°C انجام شدند.

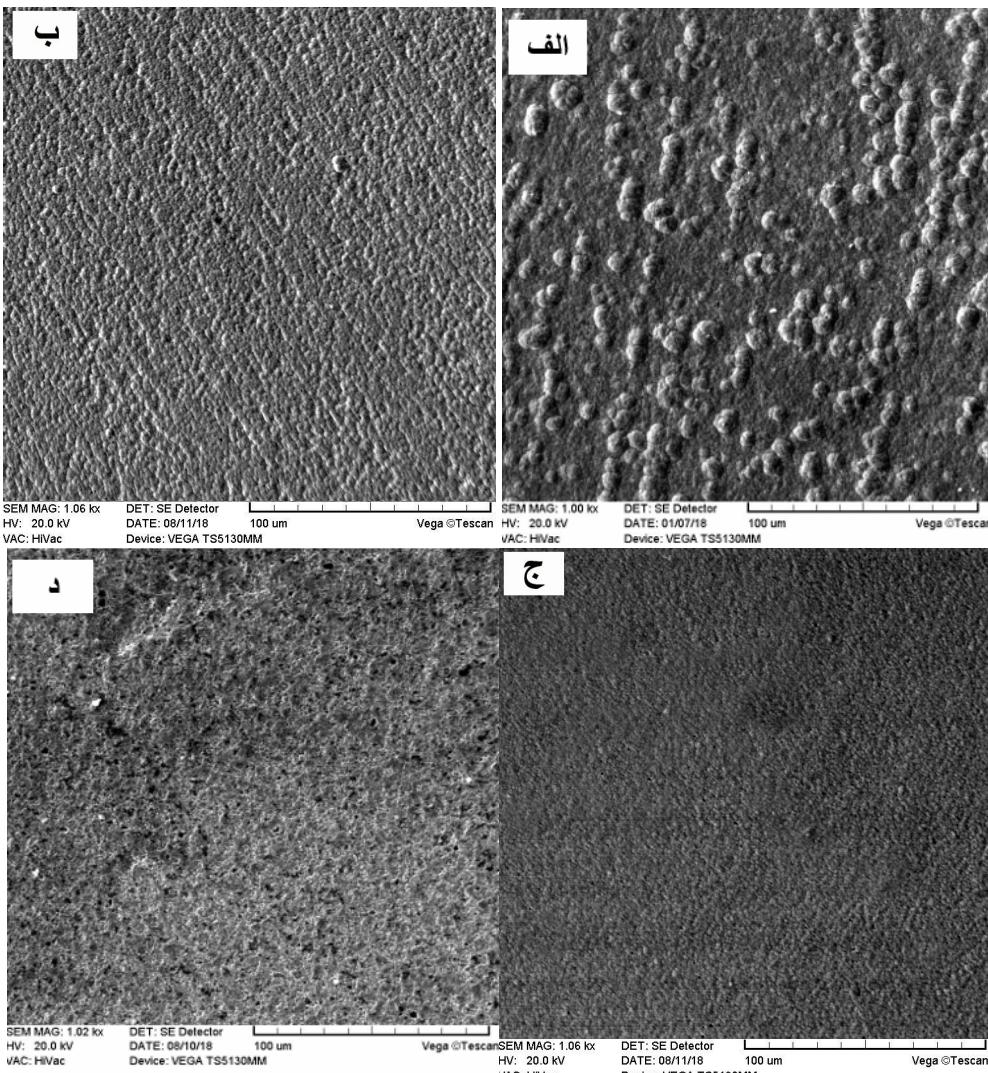
۳- نتایج و بحث

۳-۱- تاثیر pH بر میزان نشست Al_2O_3

شکل ۱ نمودار تغییر درصد وزنی ذرات سرامیکی Al_2O_3 در پوشش بر حسب pH را نشان می‌دهد. همان طور که مشاهده می‌شود با افزایش pH از ۲ به ۴ با روند افزایش ۱ واحدی درصد وزنی ذرات سرامیکی Al_2O_3 در پوشش افزایش می‌یابد و پس از آن با افزایش بیشتر pH درصد وزنی ذرات سرامیکی Al_2O_3 در پوشش کاهش می‌یابد.

شکل ۱- نمودار میزان تغییرات درصد وزنی ذرات Al_2O_3 در پوشش بر حسب pH

شکل ۲ ساختار میکروسکوپی نمونه‌ها (تصاویر SEM) را نشان می‌دهد با توجه به این شکل با افزایش pH پوشش یکنواخت تر و دارای حباب و حفره‌ی کمتری می‌باشد و در pH برابر با ۴ پوشش یکنواخت و عاری از حفره می‌باشد. با افزایش بیشتر pH پوشش دارای حفره می‌شود.

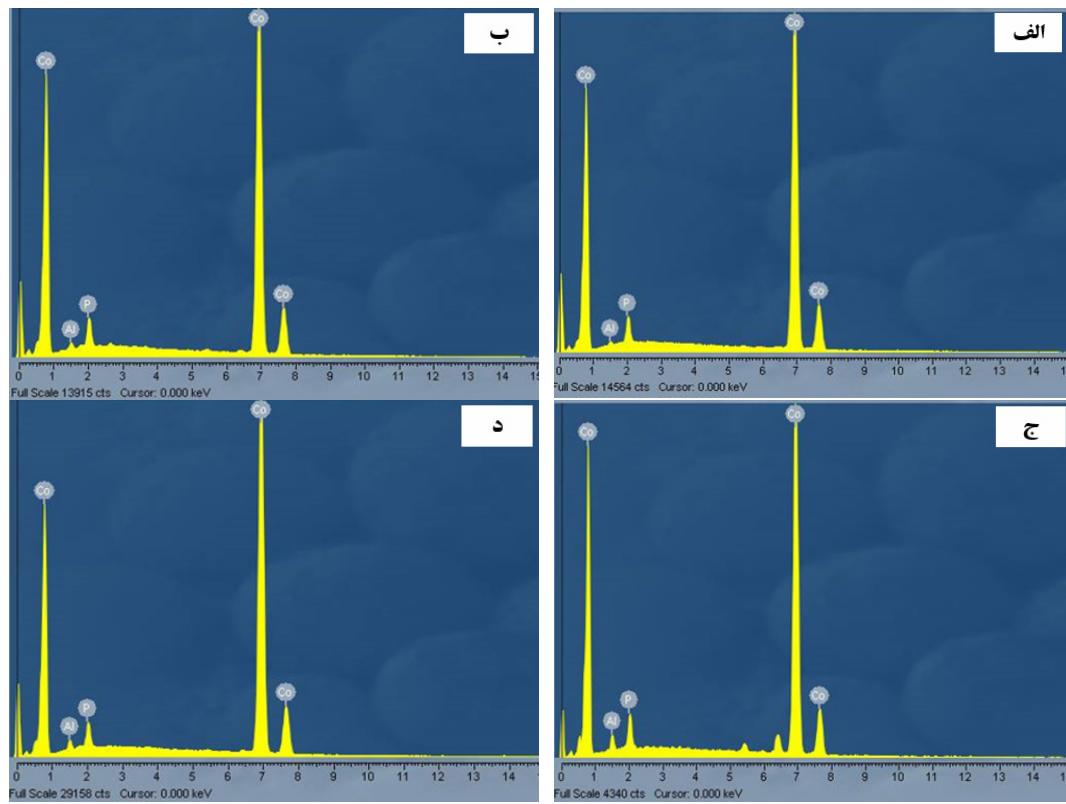


شکل ۲- تصاویر SEM از رسوب الکتریکی $\text{Co-P-nanoAl}_2\text{O}_3$ در pH های (الف) ۲ و (ب) ۴ و (ج) ۳ و (د) ۵

شکل ۳ آنالیز حاصل از پوشش $\text{Co-P-nanoAl}_2\text{O}_3$ و جدول ۴ درصد وزنی ذرات تشکیل دهنده پوشش در pH های ۲ و ۳ و ۴ و ۵ را نشان می‌دهند. همانطور که مشاهده می‌شود درصد وزنی ذرات Al_2O_3 با افزایش pH زیاد می‌شود و بیشترین درصد وزنی ذرات سرامیکی Al_2O_3 در pH برابر با ۴ می‌باشد و بیشتر از pH برابر با ۴ درصد وزنی ذرات Al_2O_3 کاهش می‌یابد.

جدول ۴- تغییرات درصد وزنی ذرات نانوآلومینا، فسفر و کبالت در پوشش بر حسب تغییر pH با شرایط چگالی جریان برابر با 15mA/cm^2 و غلظت ذرات نانوآلومینا در محلول برابر با 5g/L ، دما برابر با 55°C درجه سانتی گراد و سرعت چرخش برابر با 700 rpm

pH	درصد وزنی ذرات آلومینا در پوشش	درصد وزنی ذرات فسفر در پوشش	درصد وزنی ذرات کبالت در پوشش
۹۸/۶۳	۱		۰/۳۷
۹۷/۶۲	۱/۷		۰/۶۸
۹۴/۵۳	۳/۸		۱/۶۷
۹۶/۸۹	۲/۱		۱/۰۱



شکل ۳- آنالیز حاصل از پوشش $\text{Co-P-nanoAl}_2\text{O}_3$ در pH های (الف) ۲ و (ب) ۳ و (ج) ۴ و (د) ۵

با افزایش pH از ۲ با روند افزایش ۱ واحدی به ۴ درصد وزنی ذرات سرامیکی Al_2O_3 در پوشش افزایش می‌یابد و پس از آن با افزایش pH درصد وزنی ذرات Al_2O_3 در پوشش کاهش می‌یابد (شکل ۱).

کاهش pH محلول گرادیان نفوذی را افزایش و pH سطحی را کاهش می‌دهد، اما همچنین احیای هیدروژن را افزایش و بازده رسوب گذاری را کاهش می‌دهد. برای ترویج ترکیب ذرات آلومینا در رسوب، جاذب یون‌های فلزی روی سطح ذرات بیشتر از یون‌های هیدروژنی مفید است، کاهش غلظت یون H^+ در الکتروولیت موجب جذب یون‌های فلزی بر روی سطح از ذرات سرامیکی Al_2O_3 می‌شوند که منجر به افزایش رسوب ذرات آلومینا می‌شود [۱۳]. مقدار pH کاتد همیشه با مقدار pH محلول آبکاری یکسان نیست. یون‌های هیدروژن در برقراری جریان الکتریکی شرکت می‌کنند و حضور آن‌ها در فرآیند آبکاری pH الکتروود را تغییر می‌دهد. مقدار pH فیلم کاتدی معمولاً بالاتر از pH محلول است، اگر جابجاگایی یون‌های هیدروژن کمتر از یون‌های هیدروژن احیا شده باشد، تغییر در مقدار pH بازده جریان کاتدی و ساختار رسوب را تحت تاثیر قرار می‌دهد [۱۴].

نانو ذرات Al_2O_3 در حمام‌های قلیایی بار سطحی منفی و در حمام سولفات‌اسیدی بار سطحی مثبت دارند. بار سطحی سطوح اکسیدی تابع پیچیده‌ای از pH و مقاومت یونی محلول می‌باشد. در pH های پایین بار سطحی ذرات در مقایسه با pH های بالا مثبت تراست [۱۵].

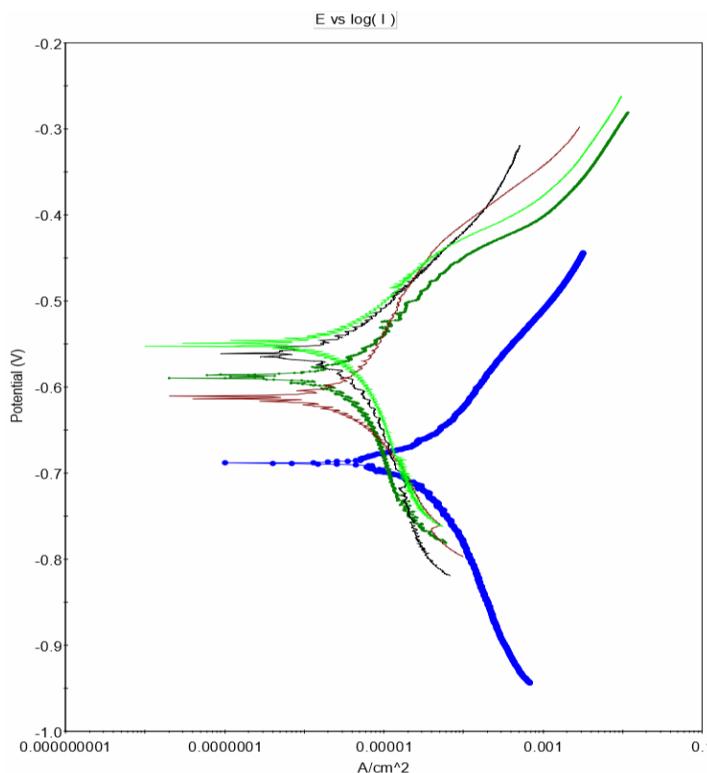
pH بر نحوه بارگیری ذرات سرامیکی در حمام آبکاری اثر دارد در حمام‌های قلیایی، ذرات آلومینا بار منفی می‌گیرند در حالی که در حمام‌های اسیدی همین ذرات دارای بار مثبت می‌شوند.

از نتایج حاصل و مطالعات صورت گرفته می‌توان گفت که pH بر مقدار ذرات سرامیکی و ترکیب پوشش تاثیرگذار است [۱۶، ۱۷]. می‌توان این تغییر در مقدار ذرات سرامیکی در پوشش به پتانسیل زتا ذرات نسبت داد. چرا که یکی از مهم‌ترین پارامترهایی که بر پتانسیل زتا ذرات اثر دارد pH است. در pH های اسیدی کاتیون‌های کجالت روی سطح ذرات آلومینا قرار می‌گیرند. لذا ذرات آلومینا دارای بار مثبت شده و به راحتی جذب سطح کاتد که دارای بار منفی هست، می‌شوند. در مقابل، در pH های بازی ذرات اکسیدی بارهای منفی را به خود می‌گیرند و لذا مقدار آنها در پوشش کاهش می‌یابد [۱۶]. با افزایش pH پوشش یکنواخت تر و میزان حباب و حفره‌ی آن کمتر می‌شود و در pH برابر با ۴ پوشش یکنواخت و عاری از حفره می‌باشد. از pH برابر با ۴ با افزایش

pH در پوشش حفره ایجاد می‌شود (شکل ۲). با افزایش pH ساختار ریزدانه‌تر و یکنواخت‌تر می‌شود. در pH های کمتر سطح پوشش زبرتر و بی‌کیفیت‌تر می‌شود و دارای حفره می‌باشد [۱۶].

۲-۳- تأثیر pH بر رفتار خوردگی پوشش کامپوزیتی Co-P-nanoAl₂O₃

شکل ۴ منحنی‌های تافل بدست آمده از آزمایش‌های مربوط به تغییر pH را نشان می‌دهد، با توجه به این شکل و با رسم مماس‌های این منحنی‌ها و بدست آوردن محل تلاقی این مماس‌ها و معادله استرن گری مشاهده می‌شود که با افزایش pH جریان خوردگی کاهش، مقاومت به خوردگی و پتانسیل خوردگی افزایش می‌یابد و کمترین جریان خوردگی و بیشترین مقاومت به خوردگی و پتانسیل در pH برابر با ۴ می‌باشد و در pH بیشتر از ۴ جریان خوردگی افزایش و مقاومت به خوردگی و پتانسیل خوردگی کاهش می‌یابد.



شکل ۴- مقایسه نتایج آزمون پلاریزاسیون پوشش‌های کامپوزیتی Co-P-nanoAl₂O₃ در pH های نمونه بدون پوشش ۵ ۴ ۳ ۲

جدول ۵- جریان خوردگی و مقاومت به خوردگی پوشش در pH های مختلف آبکاری

شماره آزمایش	pH	جریان خوردگی (μA)	مقاومت به خوردگی پوشش (Ω)
۱۰/۳۶	۲	۲/۷۴۲	۱
۱۱/۷۶	۳	۱/۹۱۰	۲
۱۳/۹۴	۴	۱/۰۰۱	۳
۱۰/۸۳	۵	۲/۰۸	۴
۷/۰۶	-	۵/۰۳۰	نمونه بدون پوشش

مقادیر بدست آمده از نمودارهای تافل شامل جریان خوردگی و مقاومت به خوردگی پوشش پوشش‌های Co-P-nanoAl₂O₃ در جدول ۵ نشان می‌دهد که با افزایش pH در هنگام پوشش دهی، جریان خوردگی کاهش می‌یابد و متناسب با آن مقاومت

- [1] T. Borkar, "Electrodeposition of nickel composite coatings", Mumbai India, (2010). p. 111.
- [2] R.S.Pai, "Nickel Electroplating using Shipley Megaposit SPR 220 Positive Resist as a Mold", (2011).
- [3] B.Szczygiel, and M. Kolodziej, "composite Ni/Al₂O₃ coating and their corrosion resistance, Electrochimica Acta", (2005). 50(20): p. 4188-4195.
- [4] N. padhy, et al., "corrosion performance of TiO₂ coated type 304L stainless steel in nitric acid medium". Surface and Coating Technology, (2010). 204 (16-17): p. 2782-2788.
- [5] K. Arunsunai Kumar, G. paruthimal Kalaignan, and V .S. Muralidharan, "Direct and pulse current electrodeposition of Ni-W-TiO₂ nanocomposite coatings". Ceramics International, (2013). 39(3): p. 2827-2834.
- [6] Y. Tsuru, M.N.Foulkes, F.R., "Effects of chloride, bromide and iodide ions on internal stress in films deposited during high speed nickel electroplating from a nickel sulfamate bath", Journal of Applied

مراجع

(۱) فولاد زنگ نزن AISI 430 توسط پوشش Co-P-nanoAl₂O₃ تحت چهار pH برابر با ۲ و ۳ و ۴ و ۵ پوشش داده شد و تاثیر pH بر مقدار نشست نانو الومینا، مورفولوژی و میکروساختار و مقاومت به خوردگی بررسی شد. نتایج نشان داد رسوب Co-P-nanoAl₂O₃ بدست آمده در حمام با چگالی جریان برابر با ۱۵ mA/cm² و pH=۴، دما برابر با ۵۵ درجه سانتی گراد و سرعت چرخش برابر با ۷۰۰ rpm و غلظت ذرات نانوآلومینا برابر با g/L ۵ یکنواخت بوده و هیچ گونه ترک و تخلخلی در آن وجود نداشت. نتایج آزمون پلاریزاسیون پتانسیوبدینامیک در محلول آبی ۳/۵ درصد وزنی NaCl نشان داد که نمونه پوشش داده شده در حمام با pH=۴ بیشترین مقاومت در برابر خوردگی (۱۳/۹۷ Ω.cm²) را در مقایسه با نمونه بدون پوشش (۷/۰۶ Ω.cm²) و نمونه پوشش داده شده در حمام با pH=۲ (۱۰/۳۶ Ω.cm²)، نمونه پوشش داده شده در حمام با pH=۳ (۱۱/۷۶ Ω.cm²) و نمونه پوشش داده شده در حمام با pH=۵ (۱۰/۸۳ Ω.cm²) دارد.

۴- نتیجه‌گیری

نانو ذرات تقویت کننده در زمینه کامپوزیتی پوشش و در مرز دانه‌ها به عنوان مواد فیزیکی خنثی جلوی هجوم و پیشرفت محیط خورنده به پوشش را می‌گیرند و از گسترش خوردگی جلوگیری می‌کنند و تا حدودی باعث کاهش خوردگی موضعی می‌شود [۲۰، ۲۱].

هم رسوی نانو ذرات تقویت کننده در زمینه پوشش با اصلاح و تغییر ریزساختار زمینه پوشش می‌توانند باعث بهبود مقاومت به خوردگی شوند [۲۰، ۲۱]. در حضور نانو ذرات تقویت کننده در پوشش‌های نانو کامپوزیتی، ساختاری نامنظم و پیچیده مشاهده می‌شود که برای پیشرفت خوردگی باید مسیری پر پیچ و خم مت Shank از مسیرهای متعددی طی شود که همین طولانی تر شدن مسیر می‌تواند منجر به افزایش مقاومت به خوردگی شود [۲۰، ۲۳].

خوردگی پوشش کامپوزیتی افزایش می‌یابد، این روند تا pH برابر با ۴ ادامه دارد سپس با افزایش pH بیشتر از ۴ جریان خوردگی افزایش و مقاومت به خوردگی کاهش می‌یابد.

افزایش pH تا مقدار ۴ باعث افزایش نشست نانو ذرات الومینا در پوشش شد. حضور ذرات فاز تقویت کننده مقاومت به خوردگی پوشش کامپوزیتی کمالت-فسفر را بهتر می‌کند در پوشش‌های نانو کامپوزیتی حضور نانو ذرات در ساختار پوشش از طریق مکانیزم‌هایی همچون: تشکیل میکروسل‌های گالوانیک بین ذره و زمینه و انسداد مسیرهای خوردگی توسط نانو ذرات و تغییر در ریزساختار پوشش خوردگی را بهبود می‌دهند [۱۸، ۱۹].

نانو ذرات سرامیکی Al₂O₃ به کار رفته در مرزهای کربستالی و همچنین در داخل کربستال‌ها می‌توانند به جلوگیری از خوردگی موضعی کمک کنند. مکانیزم آن به این صورت است که در حضور ذرات فاز ثانویه و توزیع یکنواخت آنها در پوشش، تعداد زیادی میکروسل‌های گالوانیک ایجاد می‌شود [۲۰، ۲۱].

چون این ذرات، پتانسیل خوردگی نجیب تر و مقاومت به خوردگی بیشتری نسبت به زمینه دارند در نتیجه این ذرات نقش کاتد را ایفا می‌کنند و زمینه اطراف آنها نقش آند را دارد. تشکیل این میکروسل‌های گالوانیک، توزیع خوردگی را در سطح پوشش یکنواخت‌تر می‌کند و باعث کاهش خوردگی موضعی می‌شود و به طور کلی خوردگی یکنواخت و همگنی رخ می‌دهد در نتیجه مقاومت به خوردگی افزایش می‌یابد [۲۰، ۲۱].

نانو ذرات تقویت کننده در زمینه کامپوزیتی پوشش و در مرز دانه‌ها به عنوان مواد فیزیکی خنثی جلوی هجوم و پیشرفت محیط خورنده به پوشش را می‌گیرند و از گسترش خوردگی جلوگیری می‌کنند و تا حدودی باعث کاهش خوردگی موضعی می‌شود [۲۰، ۲۱، ۲۲].

هم رسوی نانو ذرات تقویت کننده در زمینه پوشش با اصلاح و تغییر ریزساختار زمینه پوشش می‌توانند باعث بهبود مقاومت به خوردگی شوند [۲۰، ۲۱]. در حضور نانو ذرات تقویت کننده در پوشش‌های نانو کامپوزیتی، ساختاری نامنظم و پیچیده مشاهده می‌شود که برای پیشرفت خوردگی باید مسیری پر پیچ و خم مت Shank از مسیرهای متعددی طی شود که همین طولانی تر شدن مسیر می‌تواند منجر به افزایش مقاومت به خوردگی شود [۲۰، ۲۳].

- [7] Electrochemistry, (2000). 30: p. 231-238.
- [8] G. BARI, A.D., "Modern Electroplating-Electroplating of nickel". (2010). p. 79-114.
- [8] L. Ma, , Zhou, K. C., Li, Z. Y., and Wei, Q. P., "Electrodeposition of Ni-Co-Fe₂O₃ composite coatings" , J. Cent . South Univ. Technol, (2010). 17: p. 708-714.
- [9] Y. Lin, -C. and J.-G. Duh, "Effect of surfactant on electrodeposited Ni-P layer as an under bump metallization". Journal of Alloys and Compounds, (2007). 439(1-2): p. 74-80.
- [10] Y. Wang, X. Shu, and W. Gao, "Microstructure and properties of Ni Co TiO₂ composite coatings fabricated by electroplating". International Journal of Modern Physics B, (2015). 29:p. 7.
- [11] سیاوش ایمانیان قازانلو، علی شکوهفر و حامد بخشی، تولید پوشش نانوکامپوزیتی Ni-Co/SiO₂ به روش رسوب الکتروشیمیایی جریان مستقیم. فصلنامه علمی پژوهشی فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، ۱۳۹۵.
- [12] Lin, Y . C., and Duh, J. G., "Effect of surfactant on electrodeposited Ni-P layer as an under bump metallization": , ournal of alloys and Compounds, (2007). 439: P. 74-80.
- [13] M. Holm, T.J. O'Keefe, "Evaluation of nickel deposition by electrochemical impedance spectroscopy", Journal of Applied Electrochemistry, Vol.30, (2000),1125-1132.
- [14] C. Siah, N. Aziz, Z. Samad, MN. Idris, MA. Miskam , "A Review Of The Fundamental Studies For The Electroplating Process." University Sains Malaysia, unpublished (2002).
- [15] D. Thiemig, A. Bund, "Characterization of electrodeposited Ni-TiO₂ nanocomposite coatings", Surf. Coat. Technol, 202, (2008), 2976-2984.
- [16] A. Bund and D. Thiemig, "Influence of bath composition and pH on the electrocodeposition of alumina nanoparticles and nickel," Surface and Coatings Technology, vol. 201, (2007), 7092-7099.
- [17] Q. Li, X. Yang, L. Zhang, J. Wang, and B. Chen, "Corrosion resistance and mechanical properties of pulse electrodeposited Ni-TiO₂ composite coating for sintered NdFeB magnet," Journal of Alloys and Compounds, vol. 482, (2009), 339-344.
- [18] T. Borkar and S. P. Harimkar, "Effect of electrodeposition conditions and reinforcement content on microstructure and tribological properties of nickel composite coatings," Surface and coatings Technology, vol. 205, (2011), 4124-4134.
- [19] Y. Yao, S. Yao, and L. Zhang, "Preparation, mechanical properties and wear resistance of Ni- W/SiC nanocomposite coatings," Materials Science and Technology, vol. 24, (2008), 237-240.
- [20] Y. Yao, S. Yao, L. Zhang, and H. Wang, "Electrodeposition and mechanical and corrosion resistance properties of Ni-W/SiC nanocomposite coatings," Materials Letters, vol. 61, (2007), 67-70.
- [21] M. Haciismailoglu and M. Alper, "Effect of electrolyte pH and Cu concentration on microstructure of electrodeposited Ni-Cu alloy films," Surface and Coatings Technology, vol. 206, (2011), 1430-1438.
- [22] M. Allahyarzadeh, M. Aliofkhazraei, A. S. Rouhaghdam, and V. Torabinejad, "Electrodeposition of Ni-W-Al₂O₃ nanocomposite coating with functionally graded microstructure," Journal of Alloys and Compounds, vol. 666, (2016), 217-226.
- [23] F. Ebrahimi, G. Bourne, M. S. Kelly, and T. Matthews, "Mechanical properties of nanocrystalline nickel produced by electrodeposition," Nanostructured Materials, vol. 11, (1999), 343-350.

دستگاه SPS و تاثیر پارامترهای آن بر ویژگی‌های نهایی قطعات

علی صداقت آهنگری حسین زاده^{*}، مائدۀ عسکرزاده، آرش فرجی
گروه مهندسی مواد، پژوهشکده سرامیک، پژوهشگاه مواد و انرژی

چکیده: زیترینگ به کمک قوس پلاسمایا SPS یک فرآیند زیترینگ سریع است که قابلیت زینتر کردن انواع پودرهای رسانا و نارسانا را دارد. مکانیزم‌های متعددی برای فرآیند SPS پیشنهاد شده است اما متداول‌ترین تئوری، تئوری میکرو اسپارک / پلاسمایی باشد که بر اساس پدیده تخلیه الکتریکی و تولید لحظه‌ای جرقه پلاسمایا با دمای بسیار زیاد در کسر کوچکی از ثانیه در یک ناحیه موضعی کوچک بین ذرات پودر استوار می‌باشد. فرآیند SPS و مکانیزم آن تفاوت‌های زیادی با روش‌های معمولی زیترینگ دارد. برخی از مزايا و ویژگی‌های این فرآیند نسبت به روش‌های زیترینگ معمولی عبارتند از: قابلیت کاربرد برای مواد مختلف، تولید قطعات با دانسیته بالا، زمان زیترینگ بسیار کوتاه و تولید قطعات با ساختارهای دانه ریز. در این مقاله، اصول فرآیند SPS، ویژگی‌ها، مزايا و عوامل موثر بر ویژگی‌های نهایی قطعات و برخی از کاربردهای آن معرفی شده است.

کلمات کلیدی: SPS، پارامتر موثر بر SPS، ویژگی قطعات SPS.

۱- مقدمه

تف‌جوشی یا زیترینگ فرآیندی است که طی آن یک قطعه از پودر ساخته می‌شود. این فرآیند با حرارت دادن مواد پودری در داخل کوره و در زیر نقطه ذوب انجام می‌شود که در اثر آن اتم‌ها حرکت (نفوذ) کرده و پیوند بین ذرات پودر برقرار می‌شود. فرآیند زیترینگ برای انواع پودرهای فلزی، سرامیکی و کامپوزیتی کاربرد دارد. زیترینگ می‌تواند به روش‌های مختلفی مثل زیترینگ معمولی (داخل کوره)، زیترینگ با امواج مکروویو، پرس داغ (HP)، پرس داغ ایزواستاتیک (HIP) و ... انجام شود. در میان روش‌های مختلف تف‌جوشی، روش SPS یک تکنولوژی جدید و سریع زیترینگ است که قابلیت اتصال ذرات را در مواد هادی و غیرهادی دارا می‌باشد. تئوری‌های مختلفی برای فرآیند SPS پیشنهاد شده است اما متداول‌ترین تئوری پذیرفته شده، تئوری میکرو اسپارک / پلاسمایی باشد. این تئوری بر پدیده تخلیه الکتریکی و تولید جرقه استوار است که در آن پالس‌های جریان با آمپر بالا و ولتاژ پایین، بطور آنی (لحظه‌ای) جرقه پلاسمایا با دمای زیاد (بیش از 1000°C) را در یک ناحیه موضعی کوچک بین ذرات پودر ایجاد می‌کند [2,16]. در روش SPS از قطع و وصل پالس‌های جریان DC (برای تولید اسپارک و حرارت موضعی) و یک نیروی فشاری تک محوری استفاده می‌شود. به عبارت بهتر، در این روش برای انجام عملیات زیترینگ، بطور همزمان از فشار محوری و پالس‌های جریان DC (برای تولید حرارت) استفاده می‌شود. بنابراین SPS را می‌توان یک روش زیترینگ تحت فشار به حساب آورد [5-1].

فرآیند SPS یک روش آسان و مقرن به صرفه ایست که استفاده از آن نیازمند هیچگونه تجربه خاص یا مهارت در زمینه زیترینگ نمی‌باشد. امکان استفاده از مواد گوناگون، در برگرفتن دامنه وسیعی از مواد و سرعت بالای فرآیند امکان ساخت مواد و قطعاتی از فلزها، سرامیک‌ها، پلیمرها و کامپوزیت‌ها تا FGM های بسیار پیشرفته و نیمه رساناهای ترمومالتکتریکی را فراهم می‌کند [16-17]. ویژگی افزایش سریع دما بوسیله خودگرمایی این امکان را می‌دهد که فرآیند فشرده سازی و ساخت قطعه بدون از دست دادن ویژگی‌های اصلی ماده اتفاق بیفتاد، که در زیترینگ هموفتی به سختی امکان پذیر می‌باشد [16].

سیستم SPS مزیت‌های بسیاری نسبت به سیستم‌های همرفتی مانند زینترینگ توسط پرس داغ یا پرس همگن داغ (HIP) یا کوره‌های خلاء دارد که از آن جمله می‌توان از راحتی در استفاده، کنترل دقیق میزان انرژی زینترینگ، قابلیت تولید مجدد مواد، سرعت بالای زینترینگ، ایمنی و قابلیت اطمینان را نام برد. همچنین مصرف انرژی در این روش نسبت به روش پرس داغ همرفتی ۳۰-۴۰٪ کاهش پیدا می‌کند[17].

SPS در زمینه ترکیب محدوده وسیعی از مواد سرامیکی، فلز - سرامیک و فلزی و همچنین در زینترینگ موادی چون آمورف‌ها و مواد سازنده قطعات الکترونیکی که به آسانی در دماهای بالا تنزل خواص پیدا می‌کنند به نتاج مطلوبی دست یافته است. فلزات بسیار فعال مثل تیتانیوم و آلومینیم، FRC(fiber reinforced ceramics) های مختلف مانند زیرکونیا و آلومینا که شامل الیاف و Whisker های فلزی، مواد مغناطیسی، آلیاژ‌های سخت و دیگر مواد FRM(fiber reinforced materials) هاستند سوپر هادی‌ها و (

پیشرفتی نیز فرایندهای موققیت آمیزی را در SPS سپری کرده‌اند.

SPS با تجربه سنتز FGM(Functionally graded materials) ها، مواد شبه فلزی و اتصال ذوبی مواد غیر مشابه مانند فلز و شیشه به شهرت بسیار خوبی دست یافته است SPS . همچنین در زمینه پیمانه بندی بیسموت تلوراید (BiTe) برای ماژول پلتیر و تراشه‌های نیمه هادی ترمومالتريکی سیبیک و همچنن سیلیکون- ژرمانیم(SiGe)، آهن - سیلیکون (FeSi) و منگنز - سیلیکون (MnSi) موفق بوده است.

SPS همچنین در زینترینگ و یکپارچه سازی سریع AISI پودرهای آلومینیومی که به خاطر میکرو استراکچر نرم‌شان در سطح نانومتریک سخت زینتر می‌شوند نیز موفق بوده است. با SPS فشرده سازی اینگونه مواد و رسیدن به چگالی تقریباً ۱۰۰٪ از فاز پودری و در عین حال حفظ استراکچر نانو متريک در چند دقیقه امکان پذیر است و موقعی که پس این فرم دهی اولیه به سرعت فورج شود خاصیت سوپر پلاستیسیته آن ۱۰۰ بار سریع‌تر از سرعت‌هایی است که قبلاً به دست آمده و بنابراین این روش برای تولید حجم‌هایی با اجزای سه‌بعدی مناسب می‌باشد.

SPS همچنین در کامپوزیت‌های ماتریسی فلزی (MMC) و مواد نانو کریستالی که زینترینگ آنها در روش‌های همرفتی سخت است، بسیار مورد استفاده قرار می‌گیرد. تکنولوژی SPS به دلیل موثر بودن در بسیاری از نوآوری‌ها در زمینه توسعه مواد جدید و همچنین عاملیت در پیشرفت‌های عمده در زمینه عمل آوری مواد توجه زیادی را به خود جلب کرده است.

در سال‌های گذشته نانوپودرها کاربرد صنعتی و تجاری زیادی نداشتند؛ زیرا روش‌های زینترینگ معمولی باعث تخرب ذرات و همچنین رشد آنها می‌شد. اما از زمانی که تکنولوژی SPS برای زینترینگ مواد نانوکریستال با کمترین میزان رشد دانه و کمترین تأثیر منفی بر ذرات معرفی شد، افق تازه‌ای برای مطالعه و بررسی ایده‌های جدید در زمینه کاربرد مواد پودری گشوده شده است[2].

۲- مروری بر منابع مطالعاتی

۱- تاریخچه

تحقیقات اولیه در زمینه تکنولوژی SPS در اوخر سال ۱۹۳۰ میلادی، یعنی زمانی که فرآیند زینترینگ با استفاده از انرژی الکتریکی در امریکا ابداع گردید، آغاز شد. در سال ۱۹۶۰ فرآیند مشابهی که بر پایه تولید پالس‌های جریان برای عملیات زینترینگ استوار بود، به نام تفجوشی جرقه‌ای، در ژاپن معرفی شد؛ اما به دلیل عدم کاربرد تکنولوژیکی در آن زمان، قیمت بالای تجهیزات، عدم توجیه اقتصادی، محدودیت صنایع نیازمند به این روش و ... چندان گسترش نیافت. تا اوخر سال ۱۹۷۰ تحقیقات کمی در زمینه این فرآیند انجام شد اما چند سال بعد یعنی از اواسط سال ۱۹۸۰ تا اویل سال ۱۹۹۰ نسل دوم دستگاه‌های SPS توسعه یافتند. این دستگاه‌ها سیستم‌های آزمایشگاهی بسیار کوچک به نام تفجوشی فعال شده با پلاسما (PAS)^{۱۰} بودند که در آن‌ها از مولد پالس ۸۰۰ آمپر یا بیشتر و ماکریم فشار اعمالی در حدود ۵ تن برای انجام فرآیند زینترینگ استفاده می‌شد. با این وجود، نسل سوم این تکنولوژی پیشرفته، دستگاه‌های SPS با مولداتی پالس DC با آمپر بالا (۲۰۰۰ تا ۲۰۰۰۰ آمپر)، فشار ۱۰-۱۰۰ تن و ولتاژ پایین (۳-۳۰ ولت) هستند که به دلیل داشتن مزایای زیاد به عنوان یک تکنولوژی جدید

در تولید سرامیک‌های پیشرفته، مواد کامپوزیتی، قطعات متالورژی، پودر فلزی و شهرت یافته است. لازم به ذکر است که به این گروه از تکنولوژی‌های زینترینگ که در آن‌ها از پالس‌های جریان استفاده می‌شود، EPAC یا PECS یا FAST نیز گفته می‌شود. در سال‌های اخیر، این تکنولوژی به دلیل داشتن مزایای بسیار زیاد، توجه زیادی را در بین مهندسان و تولیدکنندگان به خود جلب کرده است [5-6].

۲-۲-مبانی تئوری شیمی فیزیک دستگاه [16,17]

SPS یک فرایند جدید برای ساخت و عمل آوری مواد است که زینتر کردن و ذوب‌های اتصالی را در دمای پایین و زمان کوتاه به وسیله پرکردن فواصل بین ذرات پودرها با انرژی الکتریکی و ایجاد پلاسمای جرقه‌ای با دمای بالا به طور لحظه‌ای امکان پذیر می‌سازد.

این روش به عنوان یک روش زینترینگ سریع، با استفاده از عملیات خود گرمایی از درون پودرها مشابه به ترکیب خود پخش شونده با دمای بالا (SHS) و زینترینگ مایکروویو عمل می‌کند. فرایند SPS بر پایه پدیده تخیله جرقه الکتریکی انجام می‌پذیرد. انرژی بالا و ولتاژ پایین جریان پالسی جرقه‌ای به صورت لحظه‌ای یک دمای بالای متتمرکز تا ده هزار درجه سانتیگراد بین ذرات ایجاد می‌کند که منجر به یک گرمایش بهینه و نفوذ الکتروولیتی می‌گردد. محدوده دمای زینترینگ SPS از کمترین تا بیشترین ۲۰۰۰ درجه سانتیگراد است که ۲۰۰ تا ۵۰۰ درجه سانتیگراد کمتر از زینترینگ هم رفتی است.

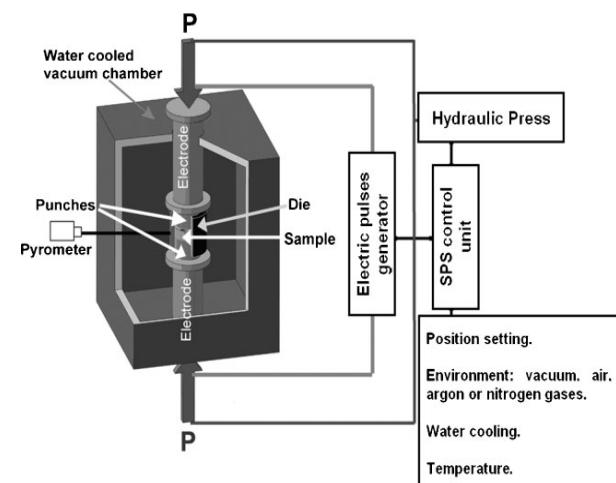
تبخیر، ذوب و زینترینگ در یک پریود کوتاه ۵ تا ۱۰ دقیقه‌ای کامل می‌شود که شامل بالا رفتن دما و تحت فشار قرار گرفتن می‌باشد.

فرایند SPS که انرژی زیاد پالس‌ها را در نقطه اتصال دانه‌ها متتمرکز می‌کند یک پیشرفته در زینترینگ نسبت به پرس داغ هم رفتی و HIP محسوب می‌شود.

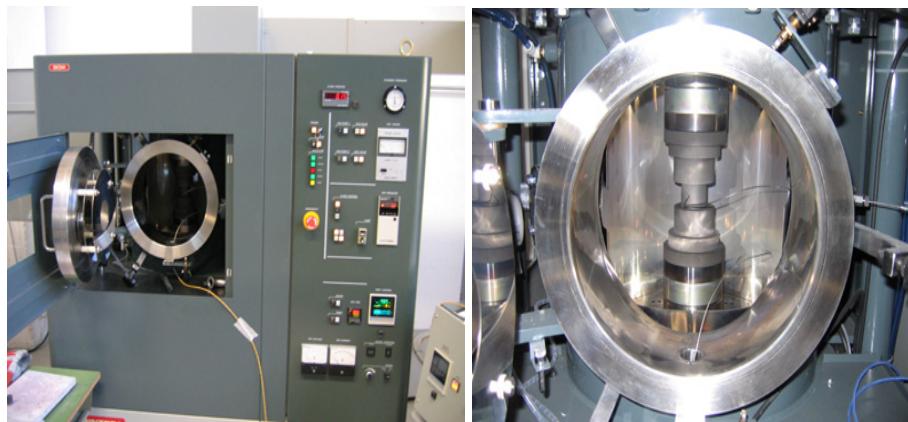
حال نگاهی داریم به مکانیزم شکل گیری نخی (neck formation) در فرایند SPS. همانطور که توضیح داده شد هنگامی که تخیله جرقه‌ای بین فواصل موجود میان ذرات مواد در فرایند SPS رخ می‌دهد در آن محل یک دمای بالا تا ده هزار درجه سانتیگراد به طور لحظه‌ای ایجاد می‌شود که باعث تبخیر و جوش خوردن سطح ذرات پودر در فرایند SPS می‌شود شکل‌های به هم فشرده یا neck ها به شکل اطراف ناجیه اتصال ذرات در می‌آیند این neck ها بتدریج پیشرفته می‌کنند و در طول زینترینگ به حالت پلاستیکی تغییر شکل پیدا می‌نمایند. در نتیجه ما یک قطعه زینترشده با چگالی بالای ۹۹٪ خواهیم داشت. از آنجایی که فقط دمای سطح ذرات بوسیله خود گرمایی به سرعت بالا می‌رود رشد دانه‌های پودر کنترل می‌شود. از این‌رو در این روش به یک فشرده سازی و زینترینگ صحیح در زمان کوتاهتری دست یافته‌ایم. به طور همزمان در این روش امکان تولید یک حجم از ذرات با ساختار آمورفی و نانو کریستالی بدون تغییر در خواص خواهیم داشت.

۲-۳-اجزای اصلی دستگاه [6,17]

شکل ۱ قسمت‌های اصلی یک سیستم SPS معمولی را نشان می‌دهد. این سیستم شامل قسمت‌های زیر می‌باشد: محفظه خلا (شکل ۲)، دستگاه فشار تک محوری شامل پانچ‌های آبگرد که به عنوان الکتروند نیز عمل می‌کنند (شکل ۲)، دستگاه کنترل اتمسفر (خلا، هوا یا گاز خنثی مثل آرگون)، مولد پالس‌های جریان DC، واحد کنترل سیستم خنک‌کننده آبگرد؛ سیستم کنترل و تنظیم فشار اعمالی و دما؛ قفل اینمی داخلی دستگاه؛ قالب گرافیتی (شکل ۳). در روش‌های زینترینگ معمولی، ابتدا می‌باشد پودر با استفاده از دستگاه پرس هیدرولیک و یک قالب مناسب، تحت فشار لازم قرار گرفته و قطعه خام تولید شود و سپس برای زینترینگ داخل کوره قرار گیرد. اما در روش SPS مقدار مشخص و اندازه‌گیری شده از پودر موردنظر که قبلًا آسیاب و خشک شده است مستقیماً به داخل قالب‌های گرافیتی تعذیه شده و سپس به وسیله پانچ‌ها قالب بسته می‌شود. برای اینکه قطعه زینتر شده در پایان فرآیند به راحتی از قالب جدا شود، سطح بین قالب و پانچ را به وسیله ورقه‌های گرافیتی پوشش می‌دهند. پس از قرار گیری قالب محتوی نمونه پودری داخل محفظه زینترینگ، درب محفظه بسته شده و اتمسفر مناسب (خلا یا گاز خنثی مثل آرگون) درون آن ایجاد می‌گردد. در نهایت با دادن پارامترهای فرآیند یعنی دما، زمان، فشار قالب و فرکانس پالس‌های جریان (زمان قطع و وصل شدن پالس‌ها) به سیستم کنترل دستگاه، دکمه استارت زده شده و عملیات زینترینگ آغاز می‌شود.



شکل ۱- قسمت‌های اصلی ماشین [9]



شکل ۲- محفظه خلا و محور اعمال فشار [9]

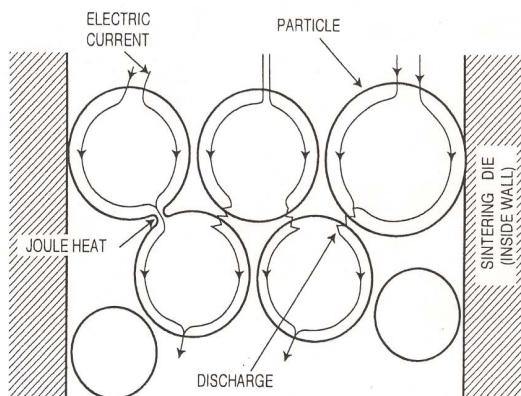


شکل ۳- قالب گرافیتی [10]

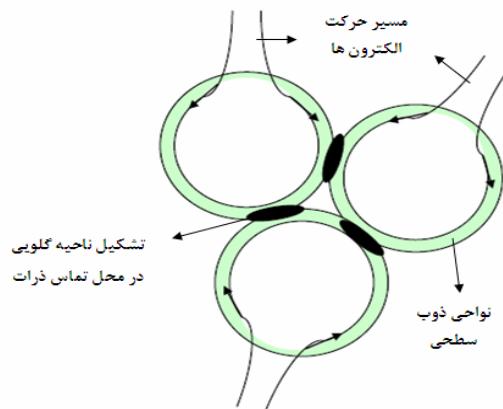
با شروع عملیات زینترینگ، پالس‌های جریان DC از الکتروودها (پانچ‌ها)ی گرافیتی عبور کرده و بطور همزمان فشار محوری نیز اعمال می‌شود. اسپارک‌هایی که بین ذرات پودر ایجاد می‌شود دمای نمونه را به سرعت افزایش داده و منجر به انتقال جرم (نفوذ) آنی اتم‌ها می‌گردد. پس از اتمام فرآیند، دستگاه به صورت اتوماتیک خاموش شده و نمونه به تدریج سرد می‌شود. لازم به ذکر است که فشار محوری در روش SPS می‌تواند تا ۵۰۰ MPa در قالب‌های خاص افزایش یابد. اما در قالب‌های معمولی، ماکزیمم مقدار ممکن برای فشار اعمالی بسته به اندازه قالب و خواص مکانیکی آن در محدوده بین ۱۵۰-۲۰۰ MPa می‌باشد. با این همه باز هم این فشار از فشار اعمالی در روش پرس داغ بیشتر است.

۴-۲-مکانیزم فرآیند SPS

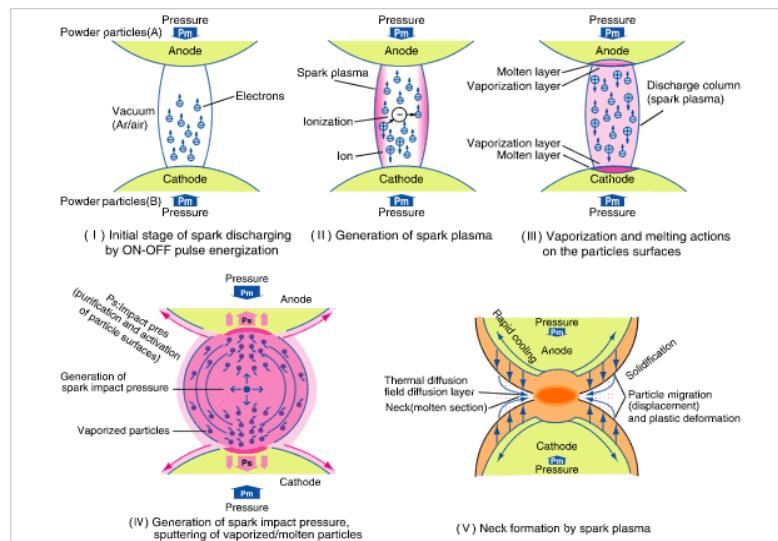
همانطور که گفته شد SPS یک روش ریترینگ تحت فشار است که بر اساس تخلیه الکتریکی پالس‌های جریان در فاصله بین ذرات پودر و تولید اسپارک (جرقه) عمل می‌کند. در شکل ۴ نحوه انتشار و عبور پالس‌های جریان از بین ذرات پودر نشان داده شده است [6]. زمانی که اسپارک ناشی از تخلیه الکتریکی در محل اتصال یا فاصله بین ذرات پودر ایجاد می‌شود، حرارت موضعی ایجاد شده در ستون تخلیه باعث افزایش آنی دما تا بیش از 1000°C می‌شود. این حرارت بالا باعث تبخیر ناخالصی‌ها و همچنین تبخیر سطحی ذرات پودر در محدوده اسپارک می‌شود. بالافاصله پس از این ناحیه تبخیر، یک ناحیه ذوب سطحی ایجاد می‌گردد. این نواحی ذوب سطحی از طریق جریان الکترون‌ها (در طی زمان وصل جریان) و ایجاد خلا (در طی زمان قطع جریان) به سمت هم کشیده شده و ناحیه گلوبی را تشکیل می‌دهند (شکل ۵). شکل ۶ مراحل تشکیل گلوبی را نشان می‌دهد. لازم به ذکر است که ذرات ریز ناخالصی و گازهای موجود بین ذرات پودر، به شروع تخلیه الکتریکی و تولید اسپارک در فضای خالی بین ذرات کمک می‌کنند [17, 20]. مطابق این شکل تشکیل ناحیه گلوبی شامل ۵ مرحله است: ۱- مرحله ابتدایی: تولید اسپارک ناشی از تخلیه الکتریکی، به وسیله قطع و وصل پالس‌های جریان؛ ۲- تولید پلاسمای (یونیزه شدن گازهای موجود در فضاهای خالی بین ذرات در اثر تخلیه الکتریکی)؛ ۳- تبخیر و ذوب سطحی ذرات پودر؛ ۴- تولید فشار ناشی از ضربه اسپارک و پراکنده شدن ذرات ذوب یا تبخیر شده؛ برخورد شدید الکترون‌های آزاد (که در اثر تخلیه الکتریکی ایجاد شده‌اند) و یون‌ها (که در اثر یونیزه شدن گاز تولید شده‌اند) با سطح ذرات، منجر به حذف ناخالصی‌های موجود در سطح ذرات و در نتیجه پاکسازی و فعال‌سازی سطحی ذرات پودر می‌شود. این مسئله باعث برقراری پیوند قوی‌تر بین ذرات شده و فرآیند چگالش نمونه را سرعت می‌بخشد؛ ۵- کشیده شدن نواحی ذوب سطحی به طرف یکدیگر و تشکیل ناحیه گلوبی [12, 15].



شکل ۴- تصویر شماتیک عبور پالس‌های جریان از میان ذرات پودر و تولید حرارت (تشکیل ناحیه گلوبی) [5, 7]

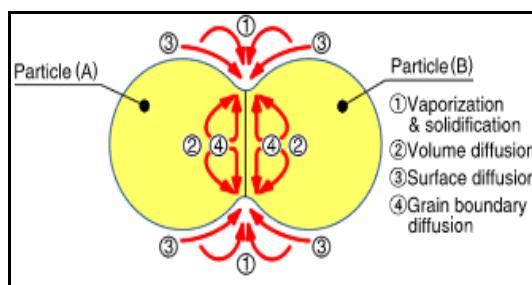


شکل ۵- حرارت موضعی ایجاد شده در محل تماس ذرات پودر بر اثر تخلیه الکتریکی (ذوب سطحی) و تشکیل ناحیه گلوبی [11]



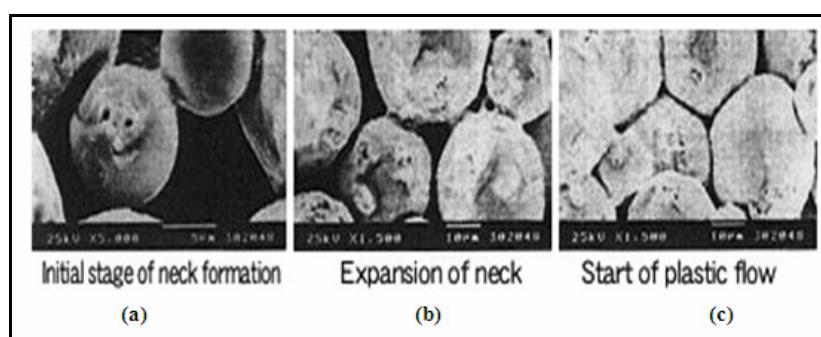
شکل ۶- مراحل تشکیل ناحیه گلوبی [5]

افزایش مداوم تشعشعات حرارتی و فشار باعث می‌شود که این ناحیه گلوبی به تدریج رشد کرده و گسترش یابد. تشعشعات حرارتی همچنین باعث تغییر فرم پلاستیک در سطح ذرات پودر می‌شود که این مسئله باعث رسیدن به دانسیته‌های بالا می‌شود [6,17]. شکل ۷ مکانیزم‌های متداول انتقال جرم شامل تبخیر، انجماد، نفوذ حجمی، نفوذ سطحی و نفوذ مرزدانه‌ای را در ناحیه گلوبی نشان می‌دهد [6].



شکل ۷- مکانیزم‌های انتقال جرم در فرآیند تشکیل ناحیه گلوبی [7]

تصاویر SEM نشان داده شده در شکل ۸ مراحل رشد گلوبی در ذرات کروی پودر برنز در حین فرآیند SPS را نشان می‌دهد [6]. شکل ۸a مرحله ابتدایی شکل‌گیری گلوبی را به دلیل ایجاد اسپارک و تولید حرارت موضعی، نشان می‌دهد. انرژی پالس‌های جریان باعث تولید اسپارک، یکی پس از دیگری (به دلیل تخلیه الکتریکی) بین ذرات پودر می‌شود. حتی در یک ذره از پودر، با تکرار فرآیند تخلیه الکتریکی، تعداد مناطق گلوبی (بین ذره مورد نظر و ذرات مجاور) افزایش می‌یابد (شکل ۸b) [5].



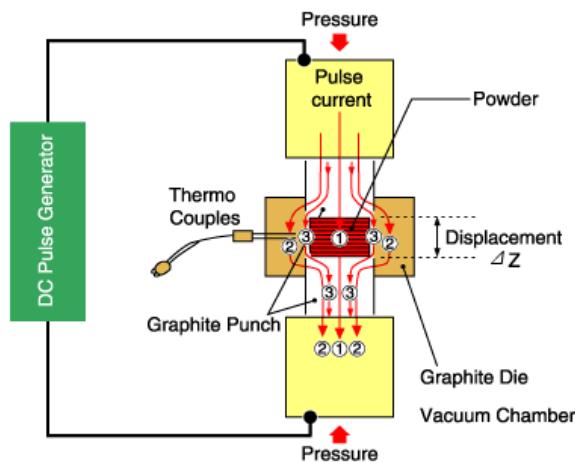
شکل ۸- مراحل رشد گلوبی در ذرات کروی پودر برنز: (a) مرحله ابتدایی تشکیل گلوبی؛ (b) پیشرفت گلوبی؛ (c) شروع جریان پلاستیک [5]

از آنجایی که در فرآیند SPS حرارت فقط روی سطح ذرات متمرکز می‌شود، بنابراین رشد ذرات به شدت محدود می‌شود. بنابراین کل فرآیند (یعنی از زمانی که نمونه به صورت پودر است تا زمانی که نمونه به صورت یکپارچه در می‌آید) با سرعت بالا، یکنواختی عالی و بدون تغییر مشخصه‌های پودر انجام می‌شود [5].

علاوه بر این، نیرو (فسار) نیز نقش بسیار مهمی را در جلوگیری از رشد دانه‌ها و نیز در تعیین دانسیته ایفا می‌کند. در فرآیند SPS تعیین صحیح و دقیق نیرو عملاً می‌تواند به پیشرفت فرآیند کمک کند. بدین ترتیب که عامل فشار باعث انتقال جرم به ویژه در مرحله خروج گاز می‌شود. اما افزایش یا کاهش بیش از حد فشار می‌تواند تأثیر منفی بر پیشرفت فرآیند داشته باشد. در نمونه‌های بزرگ، زمانی که دانسیته بالا مورد نیاز است، فشار معمولاً منجر به افزایش خروج گاز و نفوذ الکتریکی می‌شود [2]. بنابراین با ترکیب مقادیر بهینه نیروی تغییر فرم پلاستیک (فسار) و حرارت (دمای اندازه‌گیری شده روی دیواره بیرونی قالب) می‌توان یک قطعه زینتر شده با پیوندهای بین دانه‌ای مناسب تهیه کرد. چنانچه فشار و دمای فرآیند بیش از حد پایین باشد، پیوندهای بین دانه‌ای ایجاد شده متخلخل خواهند بود؛ از طرف دیگر دمای فشارهای بالاتر نیز منجر به کاهش مرزدانه‌ها (به دلیل رشد دانه‌ها) می‌شود [2,5].

۲-۵-تأثیرات پالس‌های جریان DC

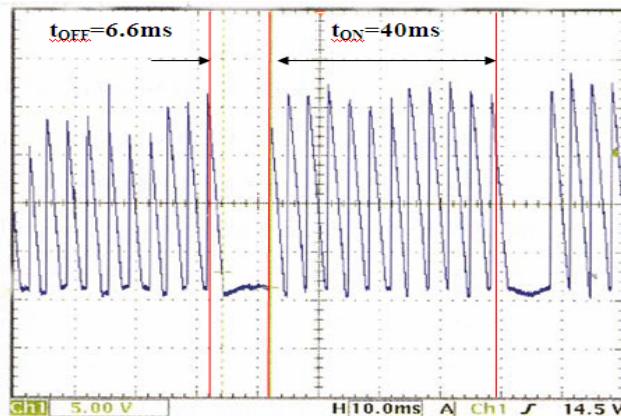
در شکل ۹ مسیر عبور پالس‌های جریان DC در ماشین SPS نشان داده شده است [2,17]. در فرآیندهای معمولی زینترینگ مثل پرس داغ الکتریکی که در آن از جریان‌های DC یا AC استفاده می‌شود، فاکتورهای اصلی برای پیشرفت عملیات تفجوشی، حرارت تولید شده توسط منبع نیرو (R^2) و سیلان پلاستیک مواد به علت استفاده از فشار می‌باشد. اما در روش SPS علاوه بر دو فاکتور فوق، تخلیه الکتریکی بین ذرات پودر نیز به صورت چشمگیری بر پیشرفت عملیات تفجوشی تأثیرگذار است [5]. عملیات قطع و وصل شدن پالس‌های جریان DC چهار نتیجه مهم را به دنبال دارد: ۱- تولید جرقه پلاسمای ۲- فشار ناشی از ضربه اسپارک؛ ۳- تولید حرارت و ۴- ایجاد میدان الکتریکی.



شکل ۹- تصویر شماتیک مسیر عبور پالس‌های جریان DC در ماشین SPS [2,5]

حرارت بالای تولید شده توسط جرقه پلاسما و فشار ناشی از ضربه اسپارک، گازهای جذب شده و ناخالصی‌های موجود روی سطح ذرات پودر را از بین می‌برد. میدان الکتریکی نیز باعث افزایش سرعت نفوذ و انتقال جرم به دلیل افزایش حرکت یون‌ها می‌شود.

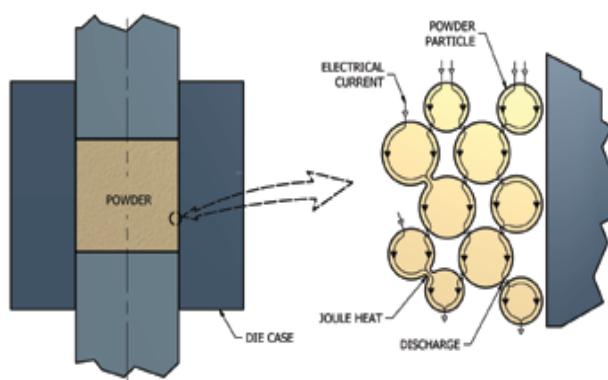
تعداد پالس‌ها در واحد زمان و فاصله زمانی بین پالس‌ها بسته به نوع پودر می‌تواند تغییر کند. بر این اساس فاصله زمانی بین پالس‌ها در محدوده ۱-۳۰۰ ms متغیر است. اما زمان استاندار قطع و وصل شدن پالس‌های جریان که معمولاً توسط سازنده دستگاه توصیه می‌شود، ترتیب زمانی ۱۲.۲ ms می‌باشد (شکل ۱۰). یعنی در هر ۴۰ ms دوازده پالس از پودر و قالب عبور کرده و سپس به اندازه دو پالس (یعنی مدت زمان $6/6$ ms)، جریان قطع می‌شود. به عبارت دیگر در حالت استاندارد فاصله زمانی بین هر پالس $3/3$ ms در نظر گرفته می‌شود [6,7].



شکل ۱۰- زمان استاندارد قطع و وصل شدن پالس‌های جریان در فرآیند SPS [7]

فرآیند SPS در برخی موارد شباهت‌هایی به روش پرس داغ دارد؛ مثلاً در هر دو روش پور می‌گیرد و یا در هر دو فرآیند، اعمال فشار محوری بر روی نمونه در تمام طول مدت انجام عملیات زینترینگ ادامه داشته و می‌تواند تغییر کند. با این وجود، در روش SPS به جای منبع حرارت خارجی، با عبور پالس‌های جریان مستقیم از پانچها (الکترودها)، قالب و پور، حرارت داخل نمونه تولید می‌شود. بدینهی است که عبور جریان از قالب باعث گرم شدن آن می‌شود، بنابراین قالب به عنوان یک منبع حرارت خارجی عمل کرده و پور هم به صورت داخلی و هم به صورت خارجی تحت حرارت‌دهی قرار می‌گیرد. علاوه بر این، استفاده از پالس‌های جریان مستقیم باعث می‌شود تا نمونه داخل یک میدان الکتریکی قرار گرفته و سرعت انتقال جرم افزایش یابد [7, 16].

باید به این نکته توجه داشت که پالس‌های جریان فقط از پورهای هادی جریان الکتریسیته عبور می‌کنند. مثلاً در فرآیند تفجوشی Si_3N_4 به روش SPS، چون این پور سرامیکی نه رسانا و نه نیمه رساناست، بنابراین مکانیزم عبور پالس‌های جریان از سطح ذرات پور (شکل ۱۱) قابلیت اجرایی ندارد. علاوه بر این، در تشکیل جرقه پلاسمما و تولید فشار ناشی از ضربه پلاسمما در فرآیند زینترینگ Si_3N_4 تردیدهایی وجود دارد. بنابراین می‌توان نتیجه گرفت که اصلی‌ترین و مهمترین مکانیزم فعال در فرآیند SPS برای Si_3N_4 ، تولید میدان الکتریکی قوی در اثر قطع و وصل شدن پالس‌های جریان است. این میدان الکتریکی از طریق افزایش سرعت نفوذ و انتقال جرم باعث پیشرفت فرآیند زینترینگ می‌شود. بر این اساس میزان چگالش در روش SPS بستگی به مسیر عبور پالس‌های جریان (از قالب یا نمونه) دارد. به عبارت دیگر هدایت الکتریکی پور تعیین کننده میزان چگالش نمونه خواهد بود. بسته به هندسه قالب و نمونه و مقاومت الکتریکی ویژه آن‌ها، مسیر عبور پالس‌های جریان می‌تواند متفاوت باشد که باعث تولید یک شیب حرارتی در حین انجام فرآیند SPS به ویژه در قسمت‌های مختلف پور می‌شود. چنانچه حجم پور زیاد باشد یا نمونه مخلوطی از چند پور مختلف باشد، این شیب حرارتی بیشتر خواهد بود (به دلیل متفاوت بودن مقاومت الکتریکی پورها) [11].



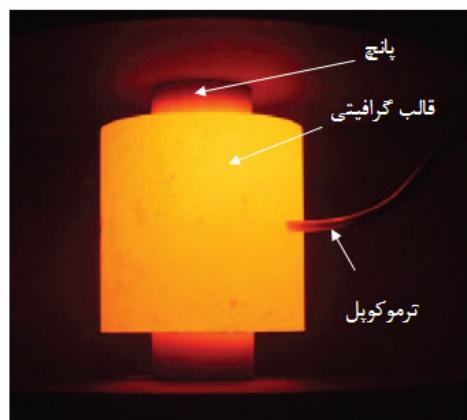
شکل ۱۱- مسیر عبور جریان در پورهای هادی جریان الکتریسیته [2]

یکی از مهمترین تأثیرات پالس های جریان DC در فرآیند SPS، فعال سازی سطح ذرات پودر می باشد. به این ترتیب که تخلیه الکتریکی ایجاد شده در فاصله بین ذرات پودر باعث شکسته شدن لایه های اکسید سطحی شده و با شکسته شدن این فیلم های سطحی، قوس الکتریکی (جرقه) ایجاد می شود. علاوه بر این پدیده تخلیه الکتریکی می تواند باعث یونیزه شده گاز موجود در فواصل بین ذرات پودر شده و بنابراین منجر به تولید پلاسمای شود. مجموع عوامل فوق، فعال سازی فیزیکی سطح ذرات پودر را موجب می شود [11,16]. با توجه به مطالب گفته شده در بالا تأثیرات پالس های جریان را می توان به صورت زیر خلاصه کرد:

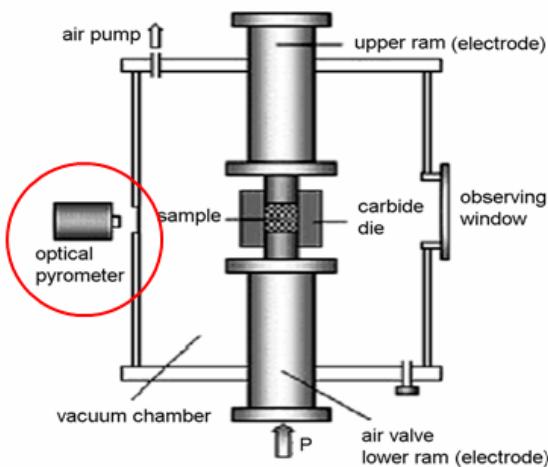
- ۱- تولید حرارت موضعی روی سطح ذرات پودر، ۲- شکستن فیلم های سطحی عایق ایجاد شده روی ذرات پودر (فعال سازی سطی)، ۳- افزایش سرعت نفوذ (افزایش سرعت زینترینگ)، ۴- تمیز کردن فصل مشترک و ایجاد پیوند قوی بین ذرات، ۵- تخلیه الکتریکی در فاصله بین ذرات پودر که می تواند منجر به تولید پلاسمای شود، ۶- تولید جرقه (اسپارک) در اثر تخلیه الکتریکی؛ ۷- تجمع بارهای الکتریکی در فیلم های سطحی عایق ایجاد شده روی ذرات پودر.

۲-۶- اندازه گیری دما در روش SPS

برای اندازه گیری دما در ماشین SPS از دو روش استفاده می شود: ۱- استفاده از ترموموکوپل برای دماهای زینترینگ پایین تر از 1000°C و ۲- استفاده از پیرومتر برای دماهای زینترینگ بالاتر از 1000°C . با قرار دادن ترموموکوپل در داخل حفراتی با عمق های مختلف (۱-۲mm) دمای قسمت های درونی قالب را می توان اندازه گرفت (شکل ۱۲). برای اندازه گیری دمای دیواره خارجی قالب نیز از پیرومتر استفاده می شود (شکل ۱۳). البته دمای اندازه گیری شده معمولاً کمتر از دمای واقعی نمونه است. مقدار تفاوت بین این دو دما به فاکتورهایی مثل هدایت حرارتی قالب و نمونه، نرخ حرارت دهی، میزان فشار اعمالی، نحوه عایق بندی قالب و ... بستگی دارد. با این وجود اندازه گیری دمای داخل نمونه با مشکلاتی روبه روست. به عنوان مثال، استفاده از ترموموکوپل برای اندازه گیری دمای نیازمند تخریب نمونه است. علاوه بر این ترموموکوپل دما را به صورت موضعی اندازه گیری می کند. یکی از روش های مورد استفاده برای اندازه گیری دمای نمونه، مشاهده استحاله های فازی داخل نمونه است (روش غیر مستقیم). این روش نیز دارای مشکلاتی است از جمله: ۱- استحاله های فازی فقط در وضعیت تعادل سیستم رخ می دهند این در حالیست که روش SPS یک فرآیند بسیار سریع است که خارج از حالت تعادل رخ می دهد؛ ۲- این روش مختص موادی است که در آن ها استحاله فازی رخ می دهد؛ ۳- همانند استفاده از ترموموکوپل، این روش نیز یک روش مخرب است؛ ۴- این روش فقط برای موادی قابل استفاده است که استحاله های فازی و دمای استحاله در آن ها مشخص باشند؛ ۵- این روش از دقت مناسبی برخوردار نیست. مولنات و همکارانش [13] با استفاده از مدل المان محدود (FEM) روشی را برای پیش بینی و کنترل دما در ماشین SPS پیشنهاد کرده اند.



شکل ۱۲- استفاده از ترموموکوپل برای اندازه گیری دما در روش SPS [10]



شکل ۱۳- استفاده از پیرومتر برای اندازه‌گیری دما در روش [10] SPS

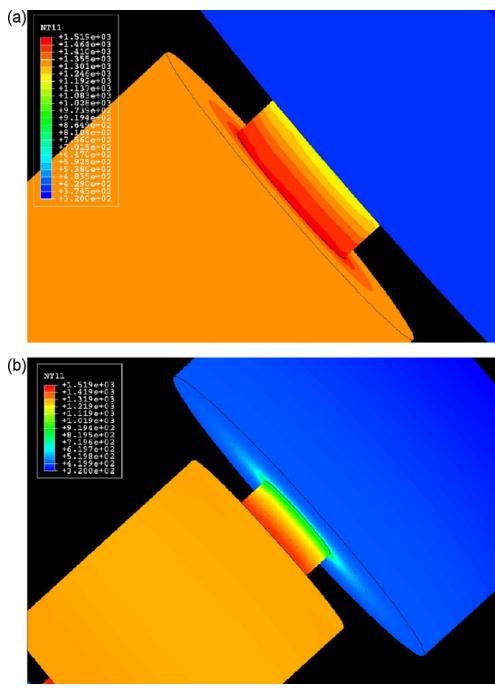
۷-۲- شبیه‌سازی تغییرات میدان حرارتی و میدان الکتریکی در فرآیند SPS

به طور کلی سه عامل اصلی که باعث پیشرفت فرآیند SPS می‌شوند عبارتند از: ۱- پالس‌های جریان، ۲- حرارت ایجاده شده در اثر تخلیه الکتریکی و ۳- فشار اعمالی. از آنجایی که نرخ حرارت‌دهی و افزایش دما در روش SPS بسیار بالاست بنابراین بررسی میدان دمایی در حین انجام فرآیند زینترینگ مهم به نظر می‌رسد. به عنوان نمونه زمانیکه پودر نیکل در محفظه SPS در حال زینتر شدن است، اختلاف دمایی بین مرکز نمونه با سطح قالب بیشتر از 130°C می‌باشد. بنابراین پی بردن به نحوه توزیع دما و فاکتورهای مؤثر بر آن به منظور بهینه‌سازی پارامترهای فرآیند (مثل دما و فشار) و کنترل آن‌ها بسیار مهم خواهد بود[14,16].

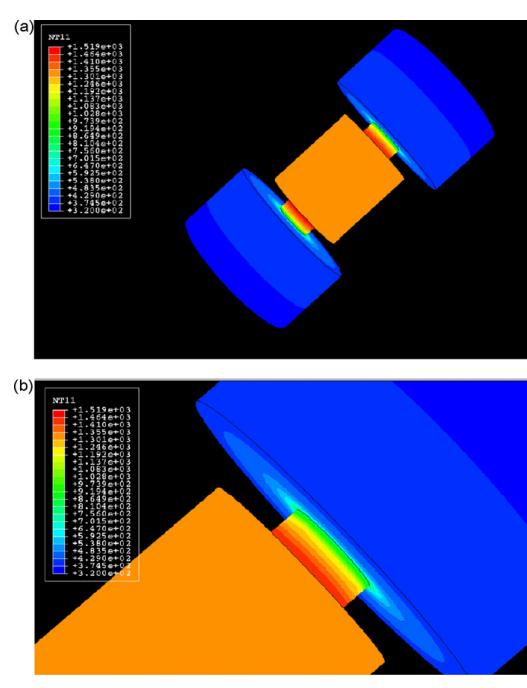
تغییرات میدان دمایی در فرآیند SPS تاکنون توسط افراد زیادی مورد بررسی قرار گرفته است. این بررسی‌ها که عموماً در حالت دوبعدی و به وسیله مدل المان محدود (FEM) انجام شده است، یکی از مهمترین پارامترهای مؤثر بر میدان دمایی را نرخ حرارت‌دهی معرفی می‌کند. اخیراً تحقیقات مشابهی نیز به منظور شبیه‌سازی میدان الکتریکی و دانسیته جریان در طی فرآیند SPS انجام شده است. در این تحقیقات مشخص شده است که غیریکنواختی توزیع دما در نمونه‌های هادی جریان (مانند پودر مس) بسیار بیشتر از نمونه‌های عایق است که این غیریکنواختی توزیع دما در پودرهای هادی جریان اغلب منجر به تبخیر سطحی آن‌ها می‌شود. با شبیه‌سازی تغییرات میدان الکتریکی در حین فرآیند تفجوشی می‌توان تأثیرات پالس‌های جریان و دانسیته جریان را بر ریزساختار نمونه و رشد گلوبی مشخص کرد. در تحقیقاتی که توسط تیواری و همکارانش انجام شده است نتایج شبیه‌سازی میدان دمایی و میدان الکتریکی (دانسیته جریان الکتریکی) به صورت زیر گزارش شده است:

۷-۲-۱- میدان دما

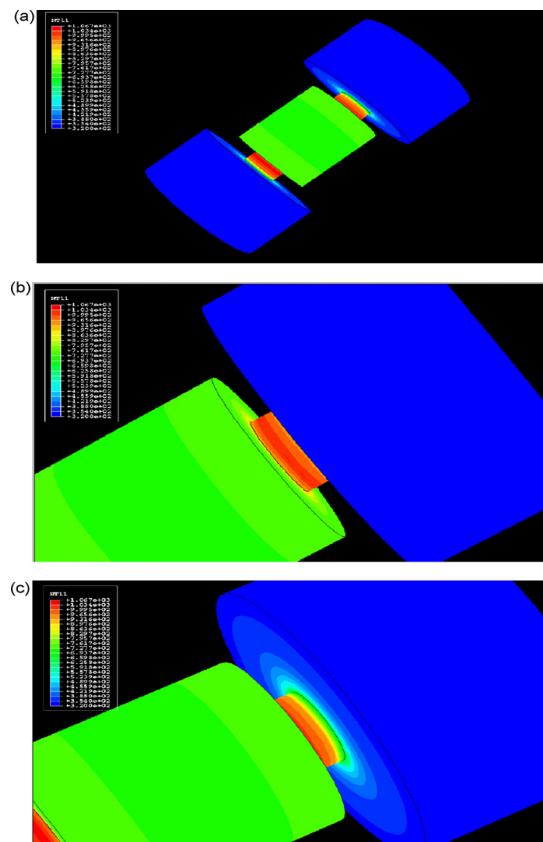
شکل‌های ۱۴ و ۱۵ تغییرات میدان دمایی در قسمت‌های مختلف قالب گرافیتی و سنبه‌ها را پس از گذشت ۴۵۰ ثانیه از فرآیند SPS نشان می‌دهد. شکل ۱۶ نیز تغییرات میدان دمایی را پس از ۹۰ ثانیه نشان می‌دهد. با توجه به این تصاویر می‌توان گفت، بیشترین افزایش دما در طی مراحل اولیه فرآیند، در سنبه‌ها مشاهده می‌شود. مقداری از حرارت تولید شده به داخل نمونه نفوذ کرده و قسمتی از آن نیز در قسمت بالایی و پایینی سنبه‌ها توسط سیستم آبگرد تلف می‌شود. با پیشرفت فرآیند، دمای نمونه به دلیل هدایت حرارتی پانچ‌ها افزایش می‌یابد. علاوه بر این، تنششعش حرارتی سطحی نیز باعث تلف شدن بخش دیگری از گرمای مجموعه قالب / نمونه می‌شود. این الگوی حرارتی بیان کننده یک شب حرارتی بین سطح قالب و مرکز نمونه است بطوریکه این شب از مرکز نمونه به طرف سطح قالب کاهش می‌یابد.[12]



شکل ۱۵- شبیه‌سازی توزیع دما در سطح قالب و پانچ‌ها پس از گذشت ۴۵۰ ثانیه از فرآیند SPS: (a) سطح قالب گرافیتی و (b) محل اتصال پانچ/صفحه گرافیتی [12]



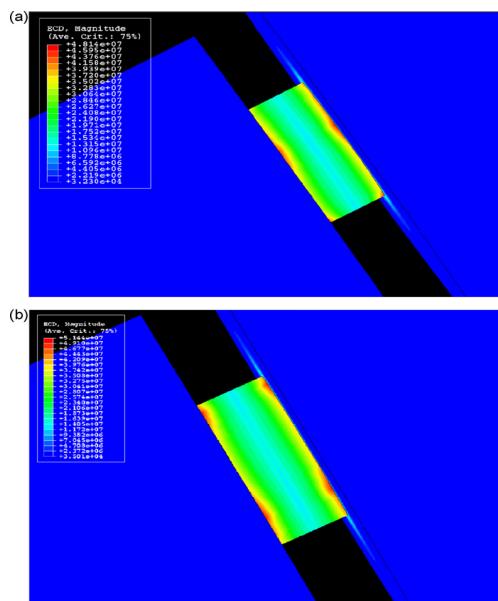
شکل ۱۴- شبیه‌سازی توزیع دما در سطح قالب و پانچ‌ها پس از گذشت ۴۵۰ ثانیه از فرآیند SPS: (a) شمای کلی مجموعه قالب/پانچ/صفحه گرافیتی و (b) قسمت بالایی پانچ و محل اتصال پانچ/صفحه گرافیتی [12]



شکل ۱۶- شبیه‌سازی توزیع دما در سطح قالب و پانچ پس از گذشت ۹۰ ثانیه از فرآیند SPS: (a) شمای کلی مجموعه قالب/پانچ/صفحه گرافیتی؛ (b),(c) محل اتصال پانچ/صفحه گرافیتی [13]

۲-۷-۲- میدان الکتریکی

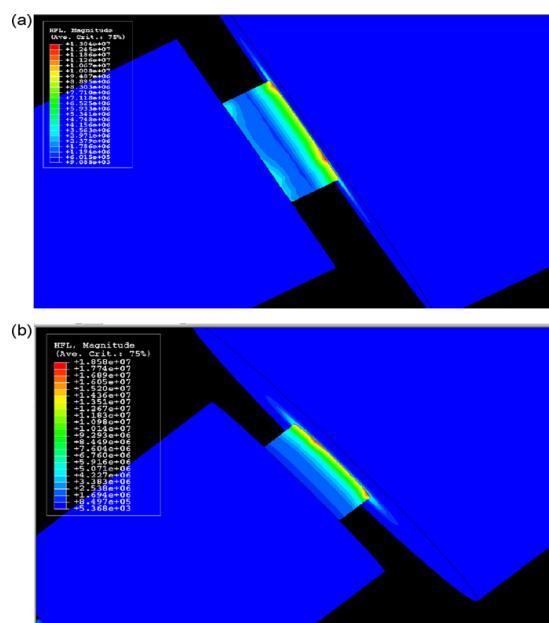
شکل ۱۷ تفاوت توزیع چگالی جریان (ECD) را در سطح پانچ و قالب نشان می‌دهد. همانطور که دیده می‌شود جریان الکتریکی در قسمتی از پانچ که خارج از قالب قرار دارد، به دلیل داشتن کوچکترین سطح مقطع، مازکیم است (قسمت قرمز رنگ). اگرچه بزرگی مقدار جریان در طول فرآیند زینترینگ متغیر است اما الگوی دانسیته جریان عملاً مستقل از زمان فرآیند است. بنابراین پانچ‌ها بیشترین مقدار ECD را تجربه کرده و از آنجایی که حرارت‌دهی با ECD رابطه مستقیم دارد، پس حرارت‌دهی در این قسمت پانچ بیشترین مقدار است. به هر حال، این شبیه‌سازی نشان‌دهنده وجود کمترین مقدار ECD در سطح قالب و یک حد متوسط ECD در پانچ می‌باشد.



شکل ۱۷- شبیه‌سازی توزیع دما در سطح قالب و پانچ در فرآیند SPS پس از گذشت (a) ۴۵۰ ثانیه و (b) ۹۰ ثانیه [13]

۳-۷-۲- شار حرارتی

نتایج شبیه‌سازی شار حرارتی در دو حالت قبلی در شکل ۱۸ نشان داده شده است.

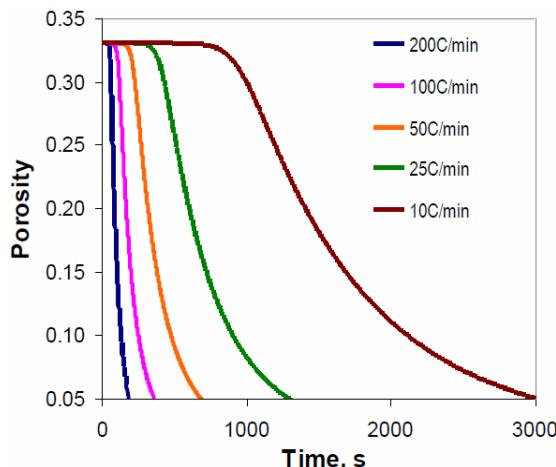


شکل ۱۸- شبیه‌سازی توزیع حرارت روی سطح قالب و پانچ در فرآیند SPS پس از گذشت: (a) ۹۰ ثانیه و (b) ۴۵۰ ثانیه [۱۳].

از آنجایی که پانچها بیشترین مقدار دما را با کمترین سطح مقطع دارا می باشند، بنابراین یک شیب حرارتی مشخص را در پانچها برای هر دو حالت فوق می توان مشاهده کرد. برای مثال، غیریکنواختی شار حرارتی در محل اتصال قالب/پانچ در زمان نگهداری ۹۰ ثانیه بیشتر از زمان نگهداری ۴۵۰ ثانیه می باشد. در هر دو حالت، فصل مشترک بالایی پانچ شار حرارتی بیشتری دارد که در شکل توسط ناحیه قرمز رنگ نشان داده شده است. گرادیان شار حرارتی می تواند به دلیل تولید حرارت غیریکنواخت در مجموعه قالب/نمونه باشد [16].

۸-۲- مزایا و ویژگی های فرآیند SPS

- ۱- از آنجایی که دمای مورد استفاده در روش SPS (یعنی 200°C - 2400°C) معمولاً 1000°C - 2000°C کمتر از روش های زینترینگ معمولی است، بنابراین این روش را جزء روش های زینترینگ دما پایین طبقه بندی می کنند. مراحل فرآیند SPS (اعمال فشار، افزایش دما و زمان نگهداری) در یک دوره زمانی کوتاه (۵-۲۵min) انجام می شود. دمای نسبتاً پایین و انجام سریع پروسه (زمان کم)، امکان کنترل میکروساختر و رشد ذانهها را به ویژه در مواد نانوساختار فراهم می کند [2-4].
- ۲- همانطور که قبلاً ذکر شد، در فرآیند SPS از پالس های جریان DC با آمپر بالا برای تولید جرقه پلاسمای بین ذرات استفاده می شود. فشار می تواند تا ۳۰۰ تن افزایش یابد و محفظه نیز تحت فشار اتمسفری منفی (خلأ) در حضور گاز خنثی یا بدون گاز خنثی قرار دارد. پس از تولید جرقه در فضای بین ذرات پودر، حرارت در سطح ذرات متتمرکز شده و هر ذره به طور کامل و یکسان با ذرات اطراف خود پیوند برقرار می کند. در فشارهای زیاد، تغییر شکل پلاستیک ملایم در ذرات پودر، رسیدن به دانسیته های بسیار بالا را تضمین می کند. این درحالیست که در فشارها و دمای پایین و زمان کم می توان قطعاتی با تخلخل زیاد تولید کرد (شکل ۱۹).



شکل ۱۹- تأثیرات نرخ حرارت دهی بر درصد تخلخل [15]

- ۳- فرآیند SPS قابلیت زینترینگ مواد غیرمشابه را بدون ورود به منطقه فاز مذاب (در مواد دما پایین)، دارا می باشد. استفاده از این روش برای تولید مواد کامپوزیتی احتمال یکنواختی ساختار حتی در دانسیته های پایین تر را افزایش می دهد. همچنین در مواد لایه ای یا FGMها، لایه های پیش ساخته ^۳، از لحظه دانسیته و شکل کاملاً ثابت باقی می مانند؛ حتی اگر این مواد خواص زینترینگ کاملاً متفاوتی داشته باشند [2].
- ۴- در روش های زینترینگ سریع مثل SPS، SHS، ماکروویو و ... افزایش دمای سیستم به وسیله خود گرمایی از داخل ذرات پودر اتفاق می افتد. البته در بعضی از دستگاه های SPS از یک منبع حرارتی خارجی نیز برای گرم کردن پانچها و قالب استفاده می شود [3,4,12].
- ۵- در روش SPS فقط چند دقیقه برای تکمیل فرآیند زینترینگ در مقایسه با روش های معمولی تفجوشی (که چندین ساعت یا حتی چند روز طول می کشند) لازم است. به چند دلیل: اولاً از آنجایی که در روش SPS دمای نمونه از داخل آن افزایش می یابد، بنابراین نرخ حرارت دهی بالا بوده که این امر منجر به کاهش زمان لازم برای زینترینگ و افزایش سرعت تولید می شود (در

روش‌های زینترینگ معمولی، حرارت‌دهی به نمونه از خارج آن صورت می‌گیرد؛ ثانیاً زمان تف‌جوشی در روش SPS به علت زمان کوتاه نگهداری نمونه در دمای زینترینگ، به ۵ تا ۱۰ دقیقه کاهش می‌یابد. این در حالیست که در روش‌های زینترینگ معمولی این زمان تا ساعتها به طول می‌انجامد؛ ثالثاً نرخ حرارت‌دهی در کوره‌های معمولی، غالباً $5\text{--}8^{\circ}\text{C}/\text{min}$ است که می‌تواند تا $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ افزایش یابد. بنابراین رسیدن به دمای 1200°C در این کوره‌ها به زمانی نزدیک به ۲ تا ۴ ساعت نیاز دارد. اما در روش SPS نرخ حرارت‌دهی حتی از $300^{\circ}\text{C}/\text{min}$ تجاوز می‌کند؛ بنابراین در این روش برای رسیدن به دمای 1200°C فقط به ۴ دقیقه زمان نیاز است.

۶- از لحاظ اقتصادی، هزینه‌های روش SPS به دلیل سرعت بالای تولید (زمان کم)، $50\text{--}80\%$ کمتر از روش‌های زینترینگ معمولی است. در برخی از کاربردها، تکنولوژی SPS حدود ۲۰ برابر سریعتر از روش‌های زینترینگ معمولی می‌باشد، بطوری که زمان زینتر در روش SPS فقط چند دقیقه است اما در روش‌های معمولی زمان زینترینگ حتی ممکن است به چند ساعت نیز برسد[16].

۷- استفاده همزمان از دما و فشار در روش SPS منجر به چگالش بالا شده و بنابراین دمای زینترینگ برای رسیدن به قطعه متراکم نسبت به روش‌های زینترینگ معمولی؛ $200\text{--}250^{\circ}\text{C}$ کمتر است. از طرف دیگر نرخ حرارت‌دهی بسیار بالا (در حدود $400^{\circ}\text{C}/\text{min}$) باعث افزایش سرعت تف‌جوشی شده و قطعات با دانسیته نزدیک به 100% در عرض چند دقیقه تولید می‌شوند، (در روش SPS چون درشت شدن و رشد دانه رخ نمی‌دهد، رسیدن به دانسیته نسبتاً بالا در زمان بسیار کوتاهی انجام می‌شود). علاوه براین، زینترینگ نانوپودرها که به روش‌های معمولی قابل انجام نیست را می‌توان به روش SPS و بدون رشد دانه انجام داد. پس با استفاده از این روش، می‌توان سرامیک‌های نانوساختار و نانوکامپوزیت‌ها را با عیوب کمتر و دانسیته بالاتر تولید کرد. این نانوکامپوزیت‌ها خواص مکانیکی بسیار عالی نظیر استحکام و سختی بالایی از خود نشان می‌دهند[1,7].

۸- به علت نرخ بالای حرارت‌دهی و زمان نگهداری کم، در روش SPS، می‌توان واکنش‌های ناخواسته را محدود کرده و بنابراین از تشكیل فازها و محصولات نامطلوب جلوگیری کرد.

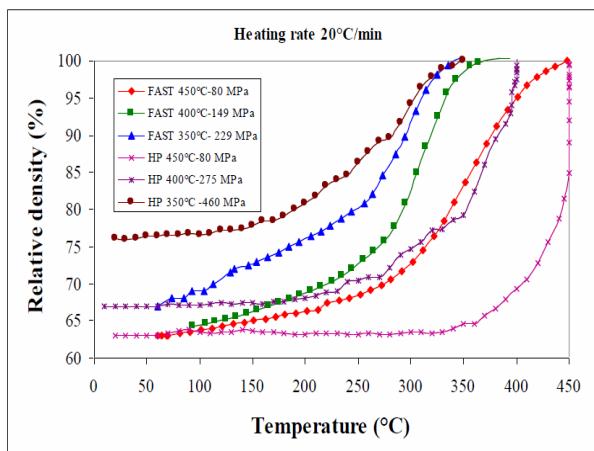
۹- پلاسمای ایجاد شده بین ذرات پور علاوه بر تسهیل فرآیند زینترینگ، به حذف ناخالصی‌ها از سطح ذرات (به دلیل برخورد شدید یون‌های ایجاد شده در ناحیه پلاسما به سطح ذرات پودر) کمک کرده و منجر به اتصال مستقیم ذره/ذره می‌شود. در نتیجه نفوذ مرزدانه‌ای افزایش یافته و پیوندی قوی بین ذرات برقرار می‌شود. به عنوان مثال پودر آلومینیوم به دلیل وجود یک لایه سطحی از اکسید آلومینیوم بر روی ذرات پودر، یکی از انواع پودرهایی است که به سختی زینتر می‌شود. برای ایجاد اتصال قوی بین ذرات پودر آلومینیوم و رسیدن به دانسیته‌های بالا باید این لایه اکسیدی به نحوی شکسته شود. با استفاده از روش SPS به راحتی می‌توان این لایه اکسیدی را حذف کرده و به دانسیته‌های بالا دست یافت[16].

۱۰- فرآیند SPS راندمان حرارتی بسیار بالایی دارد. زیرا قالب گرافیتی و ذرات پودر مستقیماً به وسیله اسپارک ایجاد شده توسط پالس‌های جریان، گرم می‌شوند.

۱۱- یکی از تفاوت‌های اساسی روش SPS با سایر روش‌های زینترینگ، فعال‌سازی فیزیکی سطح ذرات پودر است. این فعالیت سطحی به همراه چگالش سریع در دماهای پایین تر، رشد دانه و انقباض را به شدت محدود کرده و بنابراین ساختار ریزدانه‌تر با خواص مکانیکی و فیزیکی بهتر حاصل می‌شود.

۱۲- چهار فاکتور اصلی که به افزایش چگالش در فرآیند SPS کمک می‌کنند عبارتند از: سرعت بالای حرارت‌دهی و سرد شدن؛ انتقال حرارت سریع (زیرا خود قالب به عنوان یک منبع حرارتی عمل می‌کند)؛ استفاده از فشار مکانیکی (چون باعث حذف تخلخل‌ها و افزایش نفوذ می‌شود؛ استفاده از پالس‌های جریان DC (پالس‌های جریان علاوه بر گرم کردن پودر، با تولید میدان الکتریکی، سرعت نفوذ را افزایش می‌دهند). به نظر می‌رسد از بین این چهار فاکتور، استفاده از پالس‌های پرانرژی جریان DC بیشترین تأثیر را بر افزایش چگالش دارد.

۱۳- در روش SPS می‌توان از فشارهای بیشتری نسبت به روش‌های معمولی استفاده کرد که این مسئله باعث دستیابی به دانسیته‌های بالا در زمان‌ها و دماهای کمتر می‌شود (شکل ۲۰)[15].



شکل ۲۰- مقایسه دانسیته نسبی به دست آمده در روش های HP و SPS برای پودر [15] Al-Si-Fe

۱۴- نفوذ سریع اسپارک و حرارت یکنواخت در سرتاسر نمونه باعث تولید قطعه ای با کمترین میزان تنش داخلی می شود. شکست بسیاری از قطعات به دلیل تنش های داخلی و ترک های ریز رخ می دهد که در اثر انتقال حرارت در روش های زیترینگ معمولی به وجود می آیند. اما در تکنولوژی SPS دما در خارج و مرکز نمونه تقریباً یکسان بوده و بنابراین ذرات پودر به طور یکنواخت در سرتاسر قطعه بهم متصل می شوند. علاوه بر این، سرعت نسبتاً زیاد فرآیند SPS، مقداری زیادی از تنش های داخلی را که در قطعات تولید شده به روش های زیترینگ معمولی وجود دارند، کاهش می دهد.

۹-۲- برخی از کاربردهای فرآیند SPS

فرآیند SPS را تقریباً می توان برای تمام مواد پودری به کار برد؛ به گونه ای که خواص و مشخصه های نهایی به دست آمده در این روش با خواص به دست آمده در روش های پرس داغ معمولی (HP) و HIP متفاوت باشد. برخی مواد سرامیکی را که می توان با این روش زیتر کرد و به دانسیته های بالا دست یافت عبارتند از: ۱- اکسیدها مثل: مولایت، Al_2O_3 , ZrO_2 , MgO , HfO_2 , SiO_2 ; ۲- کاربیدها مثل: SiC , TiC , TaC , B_4C , Si_3N_4 ; ۳- بورایدها مثل: TiB_2 ; ۴- نیتریدها مثل: AlN , TaN , Si_3N_4 ; ۵- آلیاژ های SiO_2 به ویژه برای زیترینگ نانو پودرها بسیار مناسب است. بطور کلی یک ماده بسیار ریز نسبت سطح به حجم بیشتری نسبت به همان ماده اما با ذرات درشت تر دارد. این مسئله به همراه فعل و انفعالات رخ داده بین ذرات در اثر متراکم شدن (فشار)، منجر به تقویت مشخصه ها و خواص مواد می شود.

علاوه بر موارد فوق، با استفاده از روش SPS می توان پودرهایی را که تفجیشی آنها به روش های معمولی بسیار مشکل است، زیتر کرد. از جمله این مواد می توان به کامپوزیت های پایه فلزی (MMCs)، سرامیک های تقویت شده توسط الیاف (FRC)، مواد FGM، آلیاژ های پیشرفته، سرامیک های سیالون مواد آمورف، سرامیک های فوق دما بالا، مواد ترمومالتزیک و ترکیبات بین فلزی اشاره کرد. جدول ۱ برخی از موادی که به روش SPS زینتر می شوند را نشان می دهد.

جدول ۱- برخی از موادی که به روش SPS زینتر می شوند [15]

Classification	Materials for SPS processing
Metals	Fe, Cu, Al, Au, Ag, Ni Virtually any Cr, Mo, Sn, Ti, W, Be metal possible
Oxides	Al_2O_3 , Mullite, ZrO_2 , MgO , SiO_2 , TiO_2 , HfO_2
Carbides	SiC , B_4C , TaC , TiC , WC , ZrC , VC
Nitrides	Si_3N_4 , TaN , TIN , AlN , ZrN , VN
Borides	TiB_2 , HfB_2 , LaB_6 , ZrB_2 , VB_2
Flourides	LiF , CaF_2 , MgF_2
Cermets	$\text{Si}_3\text{N}_4 + \text{Ni}$, $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{Ni}$, $\text{ZrO}_2 + \text{Ni}$ $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TIC}$, SUS + ZrO_2 , $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{SUS}$ SUS + WC/Co, BN + Fe, WC + Co + Fe
Intermetallic compounds	TAI, MoSi ₂ , Si_3Zr_5 , NiAl, NbCo, NbAl, LaBaCuSO ₄ , Sm ₂ Co ₁₇
Other materials	Organic materials (polyimide, etc.), composite materials

۳- نتیجه‌گیری

فرآیند SPS به دلیل ویژگی‌های منحصر به فردی که دارد می‌تواند در صنایع مختلف مانند صنعت هواپیما، خودروسازی و به ویژه در صنایع نظامی کاربردهای بسیاری داشته باشد. از آنجاییکه مدت زمان زیترینگ مواد در این روش حداقل تا ۲۰ دقیقه طول می‌کشد بنابراین علاوه بر صرفه‌جویی در زمان، هزینه و مصرف انرژی، مشخصه‌ها و خواص مواد نیز تقویت می‌شود؛ یعنی مواد استحکام بالا، استحکام بیشتر؛ مواد مقاوم به سایش، مقاومت به سایش بیشتر؛ مواد مغناطیسی، خواص مغناطیسی قوی‌تر و ... از خود نشان می‌دهند. بنابراین این روش برای کاربردهایی مثل تسلیحات پیشرفته سبک، صنایع اپتیکی، ابزارهای با استحکام بسیار بالا و ... بسیار مناسب به نظر می‌رسد.

مراجع

- [1] Aalund, R., "spark plasma sintering", Ceramic Industry magazine, 2008.
- [2] Hungria, T., Galy, J., Castro, A., "Spark Plasma Sintering as a Useful Technique to the Nanostructuration of Piezo-Ferroelectric Materials", Advanced Engineering Materials, vol. 11, No. 8, pp 615-631, 2009.
- [3] Kubota, M., "Solid-state reaction in mechanically milled and spark plasma sintered Al-B₄C composite materials", Journal of Alloys and Compounds, vol. 504, pp. 319–322, 2010.
- [4] Kubota, M., Cizek, P., "Synthesis of Al₃BC from mechanically milled and spark plasma sintered Al-MgB₂ composite materials", Journal of Alloys and Compounds, vol. 475, pp. 209-215, 2008.
- [5] Tokita, M., "Mechanism of Spark Plasma Sintering", Japanese Society of Powder and Powder Metallurgy, Kyoto, Japan, pp. 729–732, 2001.
- [6] Eriksson, M., "Spark plasma sintering and deformation behaviour of Titanium and Titanium/TiB₂ composites", Licentiate Thesis Division of Inorganic Chemistry, Stockholm University, 2007.
- [7] Peng, Hong, "Spark Plasma Sintering of Si₃N₄-Based Ceramics-Sintering mechanism-Tailoring microstructure-Evaluating properties", Doctoral Dissertation Department of Inorganic Chemistry, Stockholm University, 2004.
- [8] Liu, G., Shen, Z., Guillard, F., Jancar, B., Mari, D., Schaller, R., "Spark plasma sintering of metal matrix composites", international Conference on Safe production and use of nanomaterials, NANOSAFE, 2010.
- [9] Amunir, Z., Tamburini, U. Anselmi, "The effect of electric field and pressure on the synthesis and consolidation of materials: A review of the spark plasma sintering method", Journal of Materials science, vol. 41, pp. 763–777, 2006.
- [10] Chakravarty, D., Sundararajan, G., "Spark Plasma Sintering-an emerging sintering tool for industrial applications", International Advanced Research Center for Powder Metallurgy and New Materials (ARCI), BalapurP.O, A.P. INDIA.
- [11] Basu, B., "Some fundamentals on Spark Plasma Sintering as a processing tool to fabricate Biomaterials", Department of Materials Science and Engineering, Indian Institute of Technology Kanpur.
- [12] Tiwari, D., Basu, B., Biswas, K., "Simulation of thermal and electric field evolution during spark plasma sintering", Ceramics International, vol. 35, pp. 699–708, 2009.
- [13] Molenat, G., Durand, L., Galy, J., Couret, A., "Temperature Control in Spark Plasma Sintering:An FEM Approach", Journal of Metallurgy, vol. 2010, pp 1-9, 2010.
- [14] Li, J., Chen, F., Shen Q., Jiang, H., Zhang, L., "Fabrication and dielectric properties of Si₃N₄-MgO-Al₂O₃ by spark plasma sintering technique", Materials Science-Poland, Vol. 25, No. 3, pp. 699-707, 2007.
- [15] Olevsly, E.A., "Sintering Theory", San Diego State University, California, USA, 2011.
- [16] G.Franceschin, N.Flores-Martinez, "Sintering and Reactive Sintering by Spark Plasma Sintering", 2018, <http://dx.doi.org/10.5772/intechopen.68871>
- [17] O. Guillón,* J. Gonzalez-Julian, "Field-Assisted Sintering Technology/ Spark Plasma Sintering: Mechanisms, Materials, andTechnologyDevelopments",2014.



دکتر سارا خمسه، نویسنده اول
مقاله، عضو هیئت علمی
پژوهشگاه رنگ*

khamseh-sa@jirc.ac.ir

تأثیرات اضافه شدن عنصر سوم بر ریز ساختار و سختی پوشش‌های سرامیکی نانوساختار نیتریدی

*سارا خمسه

گروه پژوهشی نانومواد و نانوفناوری، پژوهشگاه رنگ، تهران، ایران

چکیده: پوشش‌های سرامیکی نیتریدی، به طور گستردۀ به عنوان پوشش‌هایی سخت با مقاومت سایشی بالا بر سطح قطعات متنوعی نظیر ابزارهای برشی و شکل‌دهی مورد استفاده قرار گرفته‌اند. شاخص ترین عضو این گروه از پوشش‌ها TiN می‌باشد. گزارشات اولیه از تهیه و ارزیابی این پوشش، خواص فوق العاده‌ای را نشان داد که شامل خواص مکانیکی خوب، مقاومت به خوردگی خوب و پایداری حرارتی مناسب بود. پس از آن، تحقیقات بسیار زیادی در زمینه‌ی بهبود عملکرد این پوشش‌ها انجام پذیرفت. نتایج تحقیقات متعدد نشان داد، قطعات پوشش داده با این پوشش دارای طول عمر و کارایی بسیار بالاتر از قطعات بدون پوشش هستند. در مرحله‌ی بعدی سایر پوشش‌های سرامیکی نیتریدی نظیر CrN، AlN و ZrN مورد توجه قرار گرفتند و نتایج حاصل نشان دهنده مقاومت اکسایش بالاتر، چرمگی بالاتر و خواص مکانیکی بهتر آن‌ها، در مقایسه با پوشش TiN بود. سپس به منظور عملکرد بهتر این پوشش‌های سرامیکی نیتریدی، عناصر آبیاری مختلف به این پوشش‌ها اضافه شدند که نتایج قابل ملاحظه‌ای در بهبود عملکرد این پوشش‌ها در برداشت، این پوشش‌ها، پوشش‌های نیتریدی چندگانه نامیده می‌شوند. هدف از مقاله‌ی حاضر بررسی پیشینه‌ی تهیه‌ی انواع پوشش‌های سرامیکی نیتریدی و تأثیرات اضافه کردن عناصر مختلف بر ریزساختار و سختی این پوشش‌های نانو ساختار می‌باشد.

کلمات کلیدی: پوشش‌های سرامیکی نیتریدی، نیتریدهای چندگانه، ریز ساختار، سختی.

۱- مقدمه

در حوزه‌ی استفاده از پوشش‌های سخت به منظور بهبود عملکرد قطعات مکانیکی، پوشش‌های سرامیکی نیتریدی نقش پیشگاهی را ایفا می‌کنند و به محض معرفی آنها به صنعت، این گروه از پوشش‌های محافظت توجه زیادی را به خود جلب کردند. در ابتدا گزارشات مهمی در مورد تهیه و خواص فوق العاده‌ی پوشش‌های TiN منتشر شد و متعاقب آن سیل تحقیقات بر روی بهبود هر چه بیشتر عملکرد این پوشش‌ها انجام پذیرفت [1-10]. در حقیقت موضوعی که موجب تشویق محققان به گسترش تحقیقات در این حوزه شد این بود که قطعات پوشش داده شده با پوشش‌های TiN، دارای طول عمر و کارایی بسیار بالاتر از قطعات بدون پوشش بودند. در نتیجه کاربرد پوشش‌های نانوساختار سرامیکی TiN، در تمامی کاربردهایی که فرآیند سایش موجب کاهش طول عمر و کارایی قطعات مکانیکی می‌شد به صورت گستردۀ در کل جهان گسترش یافت. اما علیرغم این که پوشش‌های سرامیکی TiN، بسیاری از مشکلات مهندسین مکانیک را حل کردند، اما هنوز مشکلاتی وجود داشت که این پوشش‌ها توانایی حل کردن آنها را نداشتند.

در تحقیقات بعدی که در جهت توسعه‌ی پوشش‌های سرامیکی نیتریدی سخت انجام پذیرفت، از دانش محققان حوزه‌ی مهندسی و علم مواد، جهت طراحی نسل بعدی پوشش‌ها استفاده شد. در ابتدا، پوشش‌هایی از سایر نیتریدهای فلزات واسطه نظیر CrN، AlN و ZrN مورد توجه قرار گرفتند که علت آن مقاومت اکسایش بالاتر، چرمگی شکست بالاتر و خواص مکانیکی بهتر آن‌ها در دماهای بالا، در مقایسه با پوشش TiN بود. سپس، به منظور بهبود خواص و عملکرد این پوشش‌ها، عناصر دیگری به پوشش‌های نیتریدی موجود اضافه شدند. انگیزه‌ی انجام این کار، نظریه‌ی موجود در حوزه‌ی مواد کامپوزیتی بود که می‌گوید تجمیع دو ماده متفاوت، منجر به

دستیابی به ماده‌ای می‌شود که بهترین خواص از هر ماده را خواهد داشت در حالی که خواص نامناسب هر دو حذف خواهد شد. این نظریه در همان ابتدا به خوبی برای سیستم پوششی $Ti(C,N)$ جواب داد. پوشش سرامیکی TiC برای سال‌های طولانی، به عنوان ترکیبی بسیار سخت و در عین حال بسیار ترد شناخته می‌شد. در مقابل پوشش سرامیکی TiN به عنوان پوششی نرم تر شناخته می‌شد که چقمرمگی شکست فوق العاده داشته و چسبندگی بسیار خوبی بر سطح زیرلایه‌های فولادی دارد. در نهایت سیستم کامپوزیتی حاصل از ترکیب آنها یعنی (N,C,Ti) پوششی سخت با چقمرمگی شکست فوق العاده و چسبندگی بسیار خوب بر سطح فولاد است [11]. در ادامه این بهبود قابل ملاحظه خواص، انگیزه‌ی بالایی را جهت آلیاژ کردن پوشش‌های TiN با Al و Zr بوجود آورد [12-21]. به عنوان مثال پوشش TiN دارای مقاومت اکسایش خیلی کم است و در نتیجه استفاده از آن در مواردی که دمای کارکرد قطعه به چند صد درجه سانتیگراد می‌رسد (مثل ابزارهای برشی سرعت بالا) مناسب نیست. آلیاژ کردن این پوشش با Al و Zr باعث افزایش مقاومت اکسایش آن تا ۲۰۰ درجه سانتی گراد گردید. به علاوه محققین دریافتند که فرآیند آلیاژ کردن TiN با Al و Zr ، باعث بهبود چسبندگی و خواص مکانیکی این پوشش، نظیر سختی و چقمرمگی شکست می‌شود. در مقاله‌ی حاضر ریز ساختار و خواص پوشش‌های نانوساختار سرامیکی نیتریدی مورد بررسی قرار خواهد گرفت. تاثیرات عناصر آلیاژی مختلف بر ریزساختار و خواص مکانیکی این پوشش‌ها مورد بررسی قرار خواهد گرفت. بنابر منابع مطالعاتی موجود، مهمترین عناصری که به منظور بهبود خواص، به پوشش‌های سرامیکی نیتریدی اضافه شده‌اند عناصر واسطه از گروه‌های V ، VI ، Si ، Cu ، Ag و Al می‌باشند که در ادامه مورد بررسی قرار می‌گیرند.

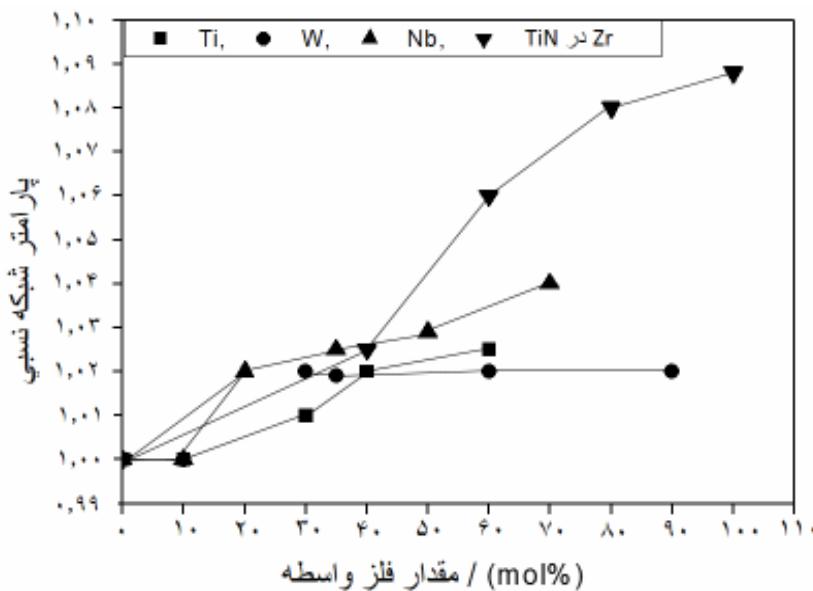
۲- بررسی تاثیرات اضافه کردن عناصر واسطه از گروه‌های IV ، V ، VI به پوشش‌های سرامیکی نیتریدی

نتایج تحقیقات مختلف در زمینه‌ی اضافه کردن عناصر آلیاژی از گروه‌های IV ، V و VI به نیتریدهای هم گروهشان نشان می‌دهد که مقادیر تنفس پسماند، نیتروژن موجود در پوشش‌ها و پارامتر شبکه‌ی پوشش‌ها تعییر می‌کند. زمانی که نیتریدهای فلزی از گروه‌های IV و VI با ساختار بلوری fcc ، در حین لایه نشانی با یکی از عناصر هم گروه خود (IV ، V و VI) آلیاژ می‌شوند، پارامتر شبکه‌ی نیترید میزبان یک تعییر خطی را نشان می‌دهد. تعییرات پارامتر شبکه‌ی CrN آلیاژ شده با عناصر مختلف از این گروه‌ها و تعییرات پارامتر شبکه‌ی TiN آلیاژ شده با Zr در شکل ۱ نشان داده شده است [22-25]. این نتایج تایید می‌کند که با اضافه کردن فلزات گروه‌های IV ، V و VI به سیستم‌های پوششی CrN و TiN ، فلزات اضافه شده جایگزین فلز واسطه‌ی میزبان موجود در ترکیب شده و پارامتر شبکه را تعییر می‌دهند. عوامل دیگری که باعث تعییر پارامتر شبکه‌ی پوشش‌های آلیاژ شده می‌شوند عبارتند از وجود تنفس پسماند در پوشش‌ها و تعییر مقدار نیتروژن آن‌ها، که خود این عوامل وابسته به نوع فلز واسطه‌ی اضافه شده هستند. با توجه به اینکه واکنش پذیری فلزات واسطه با نیتروژن متفاوت است، میزان نیتروژن موجود در آن‌ها با توجه به نوع فلز دومی که به سیستم اضافه می‌شود تعییر می‌کند. بنابراین به عنوان مثال اگر پوشش‌ها به روش کندوپاش تهیه شوند و فشار نسبی نیتروژن در محفظه کندوپاش تعییر نکند و فلزی با واکنش پذیری کمتر با نیتروژن، به نیترید مورد نظر اضافه شود (به عنوان مثال W را به TiN اضافه کنیم) مقدار نیتروژن موجود در پوشش کاهش خواهد یافت. به علاوه، در پوشش‌های $TiWN$ با افزایش W/Ti از 0.047 ، نسبت W/Ti از $0.9/1$ به $1/1$ یافته، تشن کششی در سیستم افزایش یافته و دانسیته‌ی پوشش نهایی افزایش یافته است. در نهایت می‌توان گفت که تعییر در مقادیر تنفس پسماند و نیتروژن موجود در پوشش‌ها در اثر جایگزینی فلز واسطه‌ی میزبان با عناصر آلیاژی، باعث تعییر پارامتر شبکه‌ی پوشش‌ها می‌شود [26].

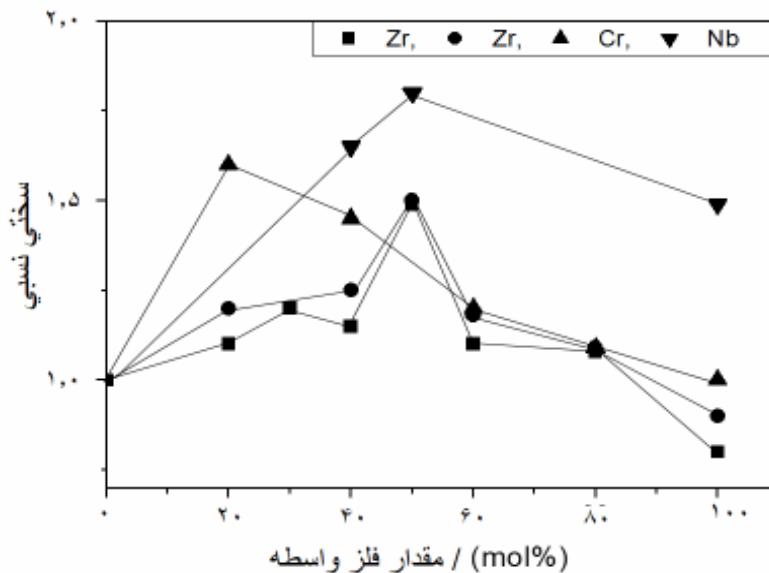
عامل دیگری که باعث تعییر پارامتر شبکه‌ی سرامیکی نیتریدی در اثر اضافه شدن عناصر فلزی از گروه‌های IV ، V و VI به ساختار آنها می‌شود شاعع اتمی عنصر فلزی اضافه شده است. همان‌طور که در شکل ۱ قابل مشاهده است رابطه‌ای منطقی بین تعییر پارامتر شبکه و شاعع اتمی عنصر فلزی میزبان و عنصر آلیاژی وجود دارد و میزان اعوجاج شبکه با تعییر مقدار عنصر آلیاژی، به شدت به میزان تفاوت شاعع اتمی فلز میزبان و فلز آلیاژی وابسته است.

در ادامه تاثیر اضافه کردن عنصر سوم از گروه‌های IV ، V و VI بر سختی پوشش‌های نیتریدی سه گانه را مورد بررسی قرار می‌دهیم. همان‌طور که در بالا نشان داده شد اضافه شدن عنصر فلزی جدید به سیستم پوششی سرامیک نیتریدی اولیه، منجر به

شکل ۲ گیری محلول جامد و تغییرات پارامتر شبکه می‌شود. شکل ۲ تغییرات سختی پوشش‌های TiN در اثر اضافه کردن عناصر آلیاژی مختلف را نشان می‌دهد. همان طور که از شکل پیداست، جایگزینی Ti با عناصر فلزی مختلف از گروههای IV، V و VI که شعاع انمی متفاوتی دارند باعث افزایش سختی پوشش TiN می‌شود [25, 27-29]. در سیستم‌های نیتریدی شامل Ti می‌توان گفت، صرف نظر از نوع عنصر آلیاژی، مقادیر سختی نیتریدهای سه گانه همواره بالاتر از نیتریدهای دوگانه است.

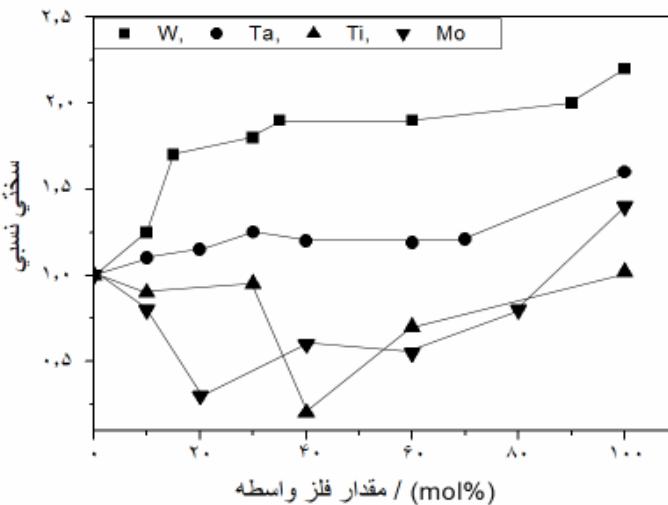


شکل ۱- تغییرات پارامتر شبکه‌ی پوشش CrN آلیاژ شده با عناصر مختلف و تغییرات پارامتر شبکه‌ی TiN آلیاژ شده با Zr [25-29].



شکل ۲- تغییرات سختی پوشش‌های Ti-T_M-N با تغییر مقدار T_M موجود در آن‌ها [25-29].

در مورد سیستم Cr-T_M-N، علیرغم اینکه تغییرات پارامتر شبکه بر اثر اضافه شدن عناصر آلیاژی مختلف، تابع قانون کلی بحث شده در بخش قبل است، تغییرات سختی پوشش‌ها به شدت به نوع عنصر آلیاژی (T_M) وابسته است. شکل ۳ تاثیر عناصر مختلف آلیاژی از گروههای IV، V و VI بر سختی پوشش‌های Cr-T_M-N را نشان می‌دهد [30-35]. همان طور که مشاهده می‌شود رابطه‌ی مشخص و قابل تعریفی وجود نداشته و سختی پوشش‌ها بسته به نوع عنصر آلیاژی تغییر می‌کند. در مورد T_M=W,Ta، با افزایش مقدار T_M، سختی بطور پیوسته افزایش یافته و به سختی T_MN می‌رسد. در مقابل گزارش‌هایی وجود دارد که نشان می‌دهد وقتی T_M و Ti باشد سختی پوشش افزایش یافته و به سختی (CrN) خواهد بود [36].



شکل ۳- تغییرات سختی پوشش‌های Cr-T_M-N با تغییر مقدار T_M موجود در آن‌ها [33-37].

با توجه به نتایج بررسی شده در بالا، به نظر می‌رسد که مکانیزم تغییر سختی این گروه از پوشش نیتریدی وابسته به نوع عنصر آلیاژی اضافه شده به ساختار آن می‌تواند متفاوت باشد. خلاصه‌ای از مکانیزم‌های مختلف ارایه شده در مقالات مختلف، در زیر آمده است:

۱- اضافه کردن Ta به CrN، باعث پهن تر شدن پیک‌های پراش اشعه ایکس می‌شود که می‌تواند دلیلی بر کاهش اندازه‌ی دانه‌ی پوشش‌ها باشد و منجر به افزایش سختی پوشش‌ها بر مبنای رابطه‌ی هال- پچ شود [33].

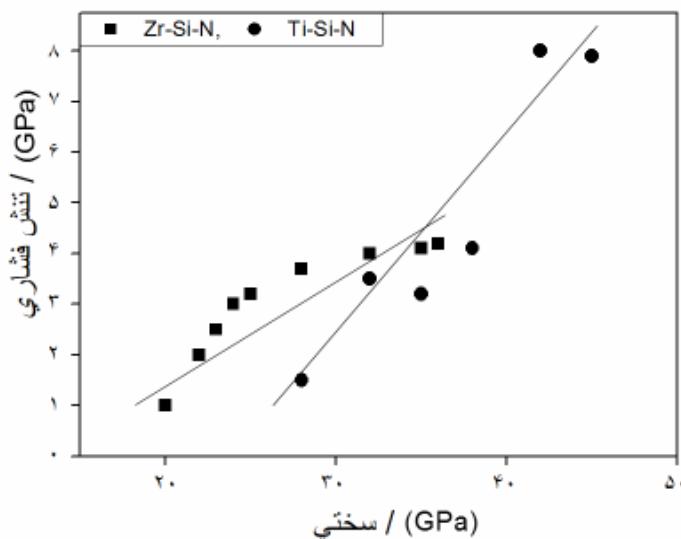
۲- در سیستم پوششی Cr-W-N، به نظر می‌رسد که چندین فاکتور بر افزایش سختی پوشش‌ها با افزایش مقدار W به سیستم پوششی CrN تاثیر داشته باشد [34,35]. اولین عامل موثر می‌تواند پارامترهای ساختاری باشد. با افزایش W به سیستم، چندین عامل ساختاری تغییر کرده است. اندازه‌ی دانه کاهش، تنش فشاری افزایش و دانسیته‌ی پوشش‌ها در اثر تبدیل مورفولوژی از حالت ستونی به ریزدانه افزایش یافته است و همه‌ی این عوامل در بهبود سختی پوشش‌ها موثر دانسته شده‌اند. برای پوشش‌های غنی از Cr به طور ویژه، عامل بهبود سختی در اثر افزایش W، تغییر ماهیت پیوندها اعلام شده است. به عبارت دیگر مکانیزم افزایش سختی را افزایش سطح پیوندهای کووالانسی موجود در ساختار پوشش‌ها در اثر وجود W در آنها دانسته‌اند.

۳- در مورد سایر سیستم‌های پوششی شامل Cr، مکانیزم‌های قابلی که بر پایه ماهیت کووالانسی پیوندها می‌باشند تا حدودی قابل پذیرش به نظر می‌رسند. به عنوان مثال در سیستم‌های Cr-Ti-N, Cr-Mo-N و Cr-Nb-N, رابطه‌ای مشخص بین مقادیر سختی و تفاوت انرژی پیوندی اربیتال‌های d فلز و s نیتروژن بدست آمده است. این تفاوت به انتقال بار از عنصر فلزی به نیتروژن در ساختار نوع B1 و افزایش ماهیت یونی پیوندها نسبت داده شده است. به دلیل این که خواص نیتریدها به شدت به ماهیت کووالانسی پیوندها بستگی دارد، افزایش ماهیت یونی پیوندها باعث کاهش نیروهای بین اتمی و کاهش استحکام مکانیکی مواد می‌شود [37].

۳- بررسی تاثیرات اضافه کردن Si به سرامیک‌های نیتریدی فلزات واسطه

عنصر دیگری که به وفور به نیتریدهای فلزات واسطه اضافه شده است Si می‌باشد و تاثیرات اضافه شدن آن بر خواص مکانیکی سیستم‌های T_M-Si-N به کرات مورد بررسی قرار گرفته است. به جهت اهمیت بالای سیستم‌های پوششی از T_M-Si-N، خلاصه‌ای از مطالعات انجام شده در این زمینه، در ادامه مورد بررسی قرار می‌گیرند. Si دارای واکنش پذیری بالا با نیتروژن بوده و شعاع اتمی آن بسیار کوچکتر از فلزات واسطه (T_M) می‌باشد. گزارشات مختلف، تاثیرات مثبت اضافه شدن Si به سیستم T_M-Si-N را بر خواص مکانیکی پوشش‌ها نشان داده‌اند [38-44]. بر اساس همین گزارشات، حداقل سختی پوشش‌ها زمانی بدست می‌آید که مقدار Si موجود، در محدوده‌ی ۶-۱۰ درصد اتمی باشد [41]. مکانیزم‌های مختلفی به منظور توضیح این بهبود ارایه شده است که

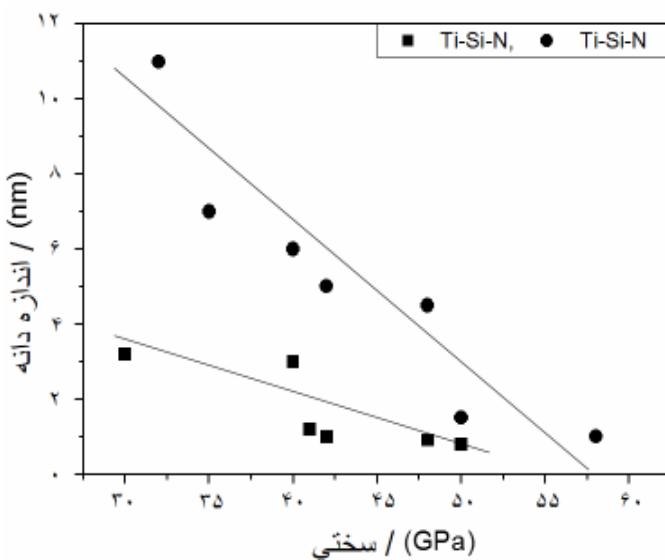
قابل قبول ترین آنها تشکیل ساختار نانو کامپوزیتی در سیستم پوششی است. بر مبنای این مکانیزم، در مقدار خاصی از Si، فاز آمورف Si_3N_4 شکل می‌گیرد و نانوکربیستال‌های فاز N-T_M-Si-N در داخل این فاز آمورف قرار می‌گیرند بطوری که مرزدانه‌ها توسط این فاز آمورف احاطه می‌شوند. اما گزارشات دیگری نیز وجود دارند که ساختار نانو کامپوزیتی در آنها شکل نگرفته و افزایش سختی پوشش‌های T_M-Si-N بر مبنای تغییر پارامترهای ساختاری نظیر تغییرات اندازه دانه و تنفس داخلی توضیح داده شده است [40, 43, 45-47]. همان طور که در شکل ۴ مشاهده می‌شود، برای دو فلز واسطه‌ی مختلف (T_M های مختلف)، رابطه‌ی مستقیمی بین تغییرات تنفس داخلی و سختی پوشش‌های T_M-Si-N وجود دارد. گزارشات بسیاری وجود دارند که بر اهمیت نقش تنفس داخلی بر افزایش سختی پوشش‌های سخت تاکید کرده‌اند. گزارشات مختلف نشان داده‌اند که وجود تنفس کششی بیشتر در این پوشش‌ها منجر به سختی کمتر آنها وجود تنفس فشاری بیشتر منجر به سختی بالاتر آنها می‌شود [45-47].



شکل ۴- رابطه‌ی بین سختی و تنفس داخلی پوشش‌ها [40-47].

در پوشش‌های Ti-Si-N، افزایش سختی به کاهش اندازه‌ی دانه نسبت داده شده است (رابطه‌ی هال-پچ) (شکل ۵). اما وپچک و همکاران [48] گزارشی را در مورد پوشش‌های W-Si-N ارائه کرده‌اند که نشان می‌دهد رابطه‌ی هال-پچ برای تغییرات سختی پوشش‌های دارای اندازه‌ی دانه بزرگتر از ۱۰ نانومتر صادق است و در مقادیر کمتر از این مقدار به علت افزایش دانسیتی مرزدانه‌ها عوامل دیگری بر تغییرات سختی این پوشش‌ها موثرند که تغییرات کرنش شبکه در اثر ورود Si به سیستم پوشش یکی از آنها است [48, 49].

علاوه بر تغییرات تنفس داخلی و اندازه‌ی دانه پوشش‌ها، که بر کرنش شبکه‌ی شکل گرفته در سیستم دخیل هستند، ورود عنصر سوم به شبکه‌ی یک محلول جامد، هم می‌تواند باعث اعوجاج شبکه و تغییر تنفس داخلی سیستم شود. در سیستم‌های پوششی-TM-Si-N، مطالعات XRD و EXAFS نشان دادند که اتم‌های Si اضافه شده به سیستم، می‌توانند جایگزین اتم‌های TM در TM-N شوند و احتمال وقوع این حالت در شرایط لایه نشانی که قابلیت حرکت ادامه‌ها (adatom mobility) کمتر است محتمل‌تر می‌باشد [49]. منظور از قابلیت حرکت ادامه‌ها (adatom mobility)، انرژی و قابلیت حرکت ادامه‌ها (adatom mobility) بر سطح پوشش در حین لایه نشانی می‌باشد. به منظور بررسی تأثیرات قابلیت حرکت ادامه‌ها (adatom mobility) بر ریزساختار و خواص این پوشش‌ها، پوشش‌های Ti-Si-N که در سیستم کندوپاش، تحت ولتاژ‌های معکوس (bias) مختلف تهیه شده‌اند مورد بررسی قرار گرفته‌اند [49]. نتایج حاصل نشان داد که در ولتاژ‌های معکوس بالاتر که به معنای قابلیت حرکت ادامه‌ها است، فاز N-Si-N به صورت فازی جداگانه در کنار فاز TiN تشکیل می‌شود. در این حالت پارامتر شبکه‌ی فاز TiN تغییر زیادی نداشته نزدیک به مقادیر استاندارد بود. در ولتاژ‌های معکوس کم که به معنای قابلیت حرکت پایین‌تر ادامه‌ها می‌باشد، هیچ جدایش فازی مشاهده نشد که به این معنا می‌باشد که اتم‌های Si جایگزین اتم‌های Ti در ساختار TiN شده‌اند و نتیجه‌ی آن کاهش پارامتر شبکه به دلیل شعاع اتمی کوچکتر Si در مقایسه با Ti بود. این نظریه با مشاهده‌ی پیوندهای XAFS در Ti-Si مورد تایید قرار گرفته است.



شکل ۵- رابطه‌ی بین سختی و اندازه دانه پوشش‌های [48] TM-Si-N

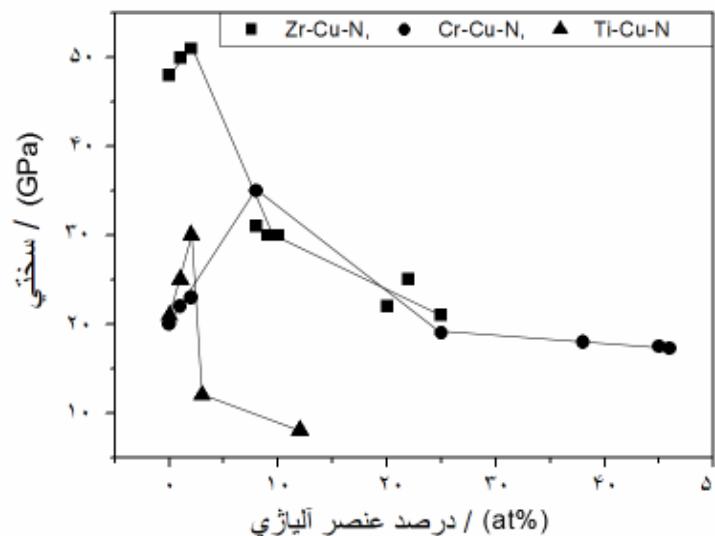
مارتینز و همکاران گزارش کردند که علت افزایش سختی در سیستم TiN با Si کم، اعوجاج شبکه‌ی TiN در اثر ورود اتم‌های Si به شبکه‌ی TiN و جایگیری آنها در موقعیت‌های بین نشین شبکه است [50]. همان طور که می‌دانیم، نیتریدهای فلزات واسطه به تعداد مشخصی از اتم‌های فلز آلیاژی، اجازه‌ی قرار گرفتن در موقعیت‌های بین نشین در شبکه‌ی کریستالی را می‌دهند و پس از آن به حالت اشباع در می‌آیند [51]. اعوجاج ناشی از ورود Si به شبکه‌ی نیتریدهای فلزات واسطه می‌تواند در رابطه با این حقیقت در سیستم پوشش‌های TM-Si-N باشد که ورود Si به میزانی بالاتر از یک حد بحرانی، منجر به اشباع سیستم و جدایش و شکل گیری یک فاز آمورف از Si_3N_4 می‌شود. اعوجاج ناشی از ورود Si به ساختار کریستالی TM-Si-N، منجر به ناپایداری مکانیکی شبکه می‌شود که به صورت پیوسته باعث کاهش نظم کریستالی و شکل گیری ساختار آمورف می‌گردد. این پدیده در سیستم‌های متعددی از TM-Si-N با TM های مختلف گزارش شده است [38-47].

خلاصه‌ای از مکانیزم‌های مختلف ارایه شده در مقالات مختلف، جهت تعییرات مقادیر سختی پوشش‌های سرامیکی نیتریدی در اثر اضافه کردن عنصر Si، در ادامه آمده است:

- ۱- تشکیل ساختار نانوکامپوزیتی در سیستم پوششی است. بر مبنای این مکانیزم، در مقدار خاصی از Si، جدایش فازی اتفاق افتاده و فاز آمورف Si_3N_4 شکل می‌گیرد و نانوکریستال‌های فاز TM-N در داخل این فاز آمورف قرار می‌گیرند بطوری که مرزدانه‌ها توسط این فاز آمورف احاطه می‌شوند. این ساختار ویژه دانسیته‌ی مرزدانه‌ای را کاهش و منجر به افزایش مقادیر سختی پوشش‌ها می‌شود. یکی از عواملی که به ایجاد این جدایش فازی کمک می‌کند افزایش قابلیت حرکت اتم‌ها در سیستم لایه نشانی می‌باشد.
- ۲- رابطه‌ی مستقیمی بین تعییرات تنفس داخلی و سختی پوشش‌های TM-Si-N گزارش شده است.
- ۳- ورود Si با ساختار بلوری پوشش سرامیکی نیتریدی (به عنوان مثال TiN) منجر به اعوجاج شبکه و کرنش شبکه‌ای در اثر شکل گیری محلول جامد می‌شود که در نهایت بر مقدار تنفس داخلی سیستم پوششی تأثیر گذاشته و سختی آنرا تعییر می‌دهد.

۴- بررسی تاثیرات اضافه کردن عناصر با واکنش پذیری کم با نیتروژن به پوشش‌های سرامیکی نیتریدی

در اینجا منظور از عناصر با واکنش پذیری کم با نیتروژن، عنصری نظیر مس می‌باشد که نیترید ناپایدار دارند. گزارشات محدودی در مورد تاثیرات اضافه کردن عناصر با واکنش پذیری کم با نیتروژن به نیتریدهای فلزات واسطه وجود دارد [52-58]. شکل ۶ نتایج ارزیابی سختی این پوشش‌ها را نشان می‌دهد.



شکل ۶- رابطه‌ی بین سختی و مقدار عنصر آلیاژی (مس) در پوشش‌های T_{M-N} [52-58]

همان طور که مشاهده می‌شود رابطه‌ی بین مقدار عنصر آلیاژی و سختی پوشش‌ها، مشابه سایر موارد مطالعه شده در مقاله حاضر است. با افزایش مقدار عنصر آلیاژی، سختی در ابتدا افزایش می‌باید. اما در مقادیر بالای عنصر آلیاژی، سختی پوشش‌ها کم می‌شود. اما تفاوت این سیستم‌ها با سیستم‌های قبلی این است که حداقل سختی در مقادیر کمتر از عنصر آلیاژی (کمتر از ۴ درصد اتمی) قابل دستیابی است. مراجع مختلف این تغییرات را با مکانیزم‌های مختلفی توضیح داده‌اند. به عنوان مثال هی و همکاران [59]، ادعا کردند که این افزایش سختی نتیجه‌ی اعوجاج شبکه در اثر ورود Cu به سیستم نیترید فلز واسطه است. آن‌ها این ادعا را با نشان دادن یک جابجایی قابل ملاحظه‌ی پیک XRD در اثر ورود مقادیر کم Cu به سیستم، اثبات کردند در حالی که این جابجایی پیک، در پوشش‌های دارای مقادیر بالای Cu وجود نداشت. نقطه‌ی تغییر اعوجاج شبکه در اثر ورود Cu به سیستم، مطابق با نقطه‌ی آغاز کاهش سختی پوشش‌ها بود. هان و همکاران هم [52] اعوجاج شبکه‌ی پوشش‌های T_{M-N} را، علت ایجاد تنفس داخلی در سیستم و افزایش سختی پوشش‌ها دانستند ولی ادعا کردند که این اعوجاج می‌تواند در اثر ورود Cu به سیستم و تشکیل محلول جامد باشد. لازم به ذکر است که اندازه‌ی دانه‌ی پوشش‌های حاوی مقادیر کم از Cu تغییر چندانی نداشت در حالی که در مقادیر بالای Cu، اندازه‌ی دانه‌ی پوشش‌ها به شدت کاهش یافت. در تعدادی از مطالعات هم، علت افزایش سختی را تشکیل ساختار نانوکامپوزیتی دانسته‌اند [56-58]. در نهایت در ادعایی که کاملاً در تنافض با پدیده‌ی هال-پچ بود زمان و همکاران [60] نشان دادند که در سیستم $Zr-Cu-N$ پوشش دارای بزرگترین اندازه‌ی دانه که فاز ZrN آن دارای جهت گیری ترجیحی (111) می‌باشد بالاترین سختی را دارد.

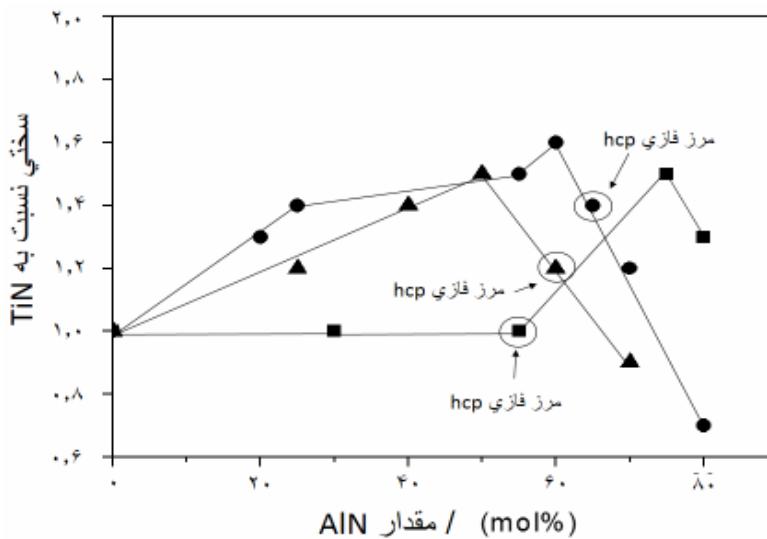
خلاصه‌ای از مکانیزم‌های مختلف ارایه شده در مقالات مختلف، جهت تغییرات مقادیر سختی پوشش‌های سرامیکی نیتریدی در اثر اضافه کردن عناصر با واکنش پذیری کم با نیتروژن، در ادامه آمده است:

- ۱- اعوجاج شبکه در اثر ورود عنصر با واکنش پذیری کم با نیتروژن، به سیستم نیترید فلز واسطه و ایجاد تنفس داخلی در سیستم پوششی.
- ۲- ورود عنصر آلیاژی با واکنش پذیری کم با نیتروژن به ساختار بلوری نیترید میزان و تشکیل محلول جامد.
- ۳- تشکیل ساختار نانو کامپوزیتی شامل نانوبلورهای نیتریدی که در بستری آمورف از فلز اضافه شونده قرار دارند.
- ۴- تغییر جهت گیری ترجیحی در اثر ورود عنصر آلیاژی به سیستم پوششی.

۵- بررسی تاثیرات اضافه کردن آلومینیم به پوشش‌های سرامیکی نیتریدی

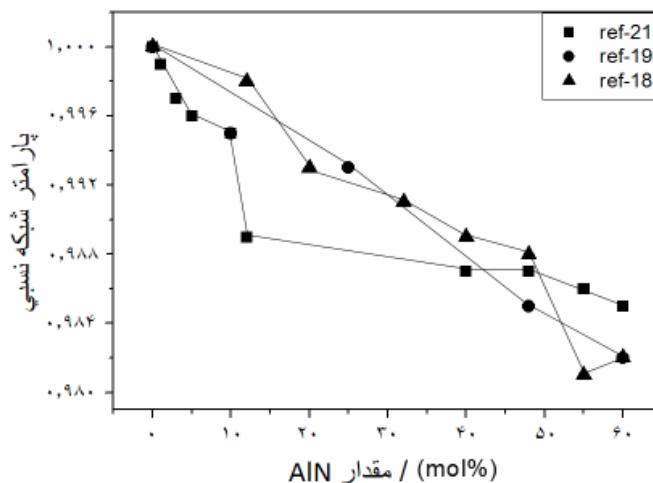
آلومینیم عنصر مهم دیگری است که به وفور به نیتریدهای فلزات واسطه اضافه شده است. در بین نیتریدهای سه گانه، سیستم‌های پوششی $Ti-Al-N$ و $Cr-Al-N$ دارای خواص مکانیکی خوب، خواص تریبولوژی خوب و مقاومت به سایش، اکسایش و

خوردگی خوبی می‌باشد و از اهمیت صنعتی بالایی برخوردارند [61,62]. مطالعه‌ی تغییرات مقادیر سختی پوشش‌های Ti-Al-N با تغییر مقدار Al نشان داده است که با افزایش مقدار Al، سختی پوشش‌ها تا مقدار مشخصی افزایش یافته و پس از آن کاهش می‌یابد (شکل ۷) [61,62]. روند مشابهی در مورد تغییرات سختی پوشش‌های Cr-Al-N گزارش شده است [62, 63]. همان طور که می‌دانیم عوامل متعددی چه به شکل مستقل و یا هم زمان، می‌توانند مقادیر سختی پوشش‌های نانوساختار را تغییر دهند. به عنوان مثال می‌توان به ساختار کریستالی و جهت گیری بلوری پوشش‌ها، تنش داخلی شکل گرفته در پوشش‌ها، اندازه دانه پوشش‌ها و تشکیل محلول جامد در اثر ورود عناصر آلیاژی به پوشش‌ها اشاره کرد. نتایج تحقیقات متعدد نشان داده است که کاهش سختی سیستم‌های پوششی Ti-Al-N و Cr-Al-N با مقادیر بالای Al، همراه با تغییر فاز کریستالی آنها می‌باشد. این پوشش‌ها در مقادیر کم از Al دارای ساختار کریستالی CrAIN هستند. در مقادیر بالای Al، پوشش‌ها از Al اشباع شده و این ساختار کریستالی از بین می‌رود و Al موجود در آن‌ها تشکیل فاز hcp-wurtzite- AlN می‌دهد. بنا بر تحقیقات نویسنده بر روی پوشش‌های نانوساختار سخت CrAIN که تحت شرایط مختلف لایه نشانی در سیستم کندوپاش پالسی (فشار محفظه، فرکانس و پهنهای پالس) تهیه شده بودند، در مقادیر مناسب از Al، فاز fcc-NaCl-CrN شکل می‌گیرد در حالی که در مقادیر بالاتر از Al، ساختار کریستالی از Al اشباع شده و فاز ثانویه جدا می‌شود و سختی پوشش‌ها افت شدیدی پیدا می‌کند [62, 63].



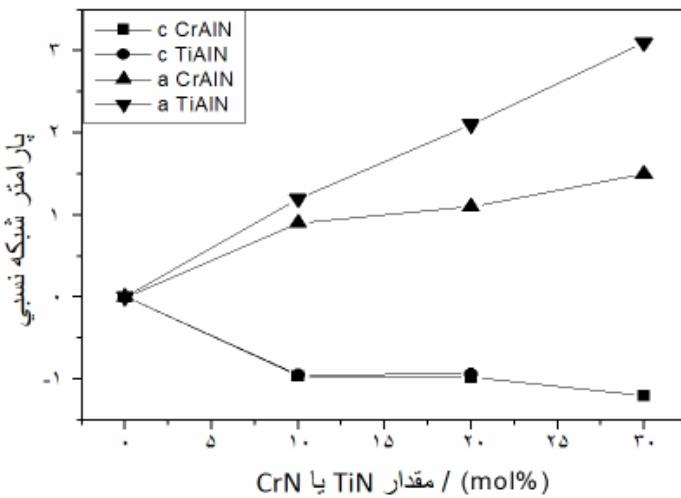
شکل ۷- سختی پوشش‌های Ti-Al-N بر اساس تغییر مقدار AlN موجود در پوشش‌ها [61-63].

اثر دیگری که Al بر ریزساختار پوشش‌های (Ti / Cr)-Al-N دارد تغییر پارامتر شبکه است. پارامتر شبکه‌ی این پوشش‌ها با افزایش مقدار Al کاهش می‌یابد که علت آن جایگزینی موقعیت‌های Ti و Cr در شبکه fcc با اتم‌های کوچکتر Al و تشکیل محلول جامد می‌آشد (شکل ۸) [8, 19, 20, 61-68]. هیرای و همکارانش تأثیر مقدار Al را بر روی تنش داخلی، اندازه دانه و سختی پوشش‌های (Ti or Cr)-Al-N (بررسی کردند [63]). همه پوشش‌ها دارای تنش داخلی کم بودند (بالاترین مقدار آن $0.5/0.5$ گیگاپاسکال و از نوع تنش فشاری بود) و هیچ رابطه‌ی مشخصی بین مقدار Al و تنش داخلی پوشش‌ها یافت نشد. بنابراین، تغییرات تنش داخلی پوشش‌ها نمی‌توانست معیار خوبی برای توضیح افزایش سختی پوشش‌ها باشد. از نظر اندازه دانه هم، فیلم‌های دوپ شده با Al در مقایسه با N-(Ti / Cr)، دارای اندازه دانه‌ی بزرگتری بودند که در تضاد با رابطه‌ی هال-پچ بود. بنابراین توضیح افزایش سختی پوشش‌های (Ti or Cr)-AlN با افزایش مقدار Al بر مبنای تغییر تنش داخلی و اندازه دانه آنها قابل توضیح نبود. در گزارشات دیگر، افزایش سختی این پوشش‌ها به اعوجاج شبکه‌ی ناشی از شکل گیری محلول جامد نسبت داده شد [69, 68]. به عنوان مثال، ژو و همکارانش افزایش سختی در اثر ورود Al به سیستم این پوشش‌ها را به افزایش انرژی کووالانسی پیوندها در اثر کاهش فواصل بین اتمی نسبت دادند [70]. انرژی بالاتر پیوندهای کووالانسی باعث ایجاد نیروهای بین اتمی قوی تر و بهبود سختی پوشش‌ها می‌گردد.



شکل ۸- تغییرات پارامتر شبکه پوشش‌های Cr-Al-N و Ti-Al-N بر اساس تغییر مقدار AlN موجود در آنها [19, 20, 61-68].

شکل ۹ تغییرات پارامترهای شبکه‌ی a و c برای فاز هگزاگونال AlN را بر مبنای مقدار فاز TiN نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود با افزایش مقدار TiN، پارامتر شبکه در جهت a افزایش و در جهت c کاهش می‌یابد. علت این مساله، جایگزینی اتم‌های Al با اتم‌های بزرگتر Ti است. در این حالت اعوجاج شبکه اتفاق افتاده و سختی پوشش‌ها در مقایسه با نمونه‌ی AlN خالص، بیشتر می‌شود (شکل ۹). گزارشاتی وجود دارند که در آنها ارتباطی بین مقادیر سختی این پوشش‌ها و شکل گیری فازهای مکعبی و هگزاگونال مشاهده نمی‌شود. به عنوان مثال در گزارش راج و همکاران، رابطه‌ای بین مقادیر سختی پوشش‌ها و تغییر مقدار فاز AlN مشاهده نشد بطوری که با تغییر ساختار پوشش‌ها از hcp-AlN به fcc-TiN سختی پوشش‌ها کاهش نیافت [58]. این گروه تغییرات سختی را به شکل گیری ساختار نانوکامپوزیتی در پوشش‌ها نسبت دادند و ادعا کردند که در مقادیر کم از فاز AlN، این فاز بصورت آمورف در پوشش‌ها وجود دارد و نانوبلورهای TiN را احاطه کرده است درحالی که در مقادیر بالا از فاز AlN، فاز TiN به شکل آمورف وجود دارد و نانوبلورهای AlN را احاطه کرده است. بر اساس تئوری ویچک و همکاران [71]، وجود فاز آمورف در مرزدانه‌ها مانع لغزش مرزدانه‌ای شده و سختی ماده را افزایش می‌دهد.



شکل ۹- رابطه‌ی بین پارامتر شبکه‌ی پوشش‌های (Ti / Cr)-Al-N (بر مبنای مقدار فاز fcc-CrN یا fcc-TiN) موجود در پوشش‌ها [19, 20, 61-68].

خلاصه‌ای از مکانیزم‌های مختلف ارایه شده در مقالات مختلف، جهت تغییرات مقادیر سختی پوشش‌های سرامیکی نیتریدی در اثر اضافه کردن Al به آن‌ها، در ادامه آمده است:

- ۱- اعوجاج شبکه در اثر ورود Al به سیستم نیترید فلز واسطه و ایجاد تنش داخلی در سیستم پوششی.
- ۲- ورود عنصر Al به ساختار بلوری نیترید میزبان و تشکیل محلول جامد و تغییر پارامتر شبکه.

۶- نتیجه‌گیری

در مقاله حاضر، تاثیرات اضافه شدن عنصر سوم شامل عناصر واسطه از گروههای IV، V، VI، Cu و Al بر ریزساختار و سختی پوشش‌های سرامیکی نیتریدی مورد بررسی قرار گرفت. نتایج حاصل از بررسی مقالات متعدد منتشر شده در این زمینه نشان داد که اضافه شدن عناصر آلیاژی مختلف، تاثیرات متفاوتی را بر ریزساختار و خواص مکانیکی این گروه از پوشش‌ها خواهد داشت ولی عناصر اضافه شده در مقادیر بینه، سختی پوشش‌ها را به مقدار قابل ملاحظه‌ای افزایش خواهند داد.

پارامترهای کلیدی موثر بر سختی پوشش‌های سرامیکی نیتریدی را می‌توان به عوامل زیر خلاصه کرد:

- ۱ افزایش سختی بر اثر کاهش اندازه دانه پوشش‌ها بر مبنای رابطه هال-چ. این گروه از پوشش‌ها معمولاً ساختار بلوری دو فازی دارند. در این ساختار دو فازی، هر فاز مانع رشد بلورهای فاز کناری شده و اندازه دانه پوشش‌ها کاهش می‌یابد.
- ۲ در اثر ورود عنصر آلیاژی به ساختار بلوری نیترید فلزی میزبان و تفاوت شاعع اتمی عناصر، شبکه نیتریدی دچار اعوجاج می‌گردد. این اعوجاج منجر به ایجاد تشخیص داخلی در پوشش شده و همین تشخیص سختی پوشش را بهبود می‌بخشد.
- ۳ در تعدادی از این پوشش‌ها، با ورود فلز آلیاژی به ساختار بلوری نیترید میزبان، این فلز تشکیل نیترید داده و ماهیت پیونها بیشتر حالت کووالانسی پیدا کرده و سختی پوشش افزایش می‌یابد.
- ۴ گاهی اوقات با ورود عناصر آلیاژی به سیستم پوششی، عنصر آلیاژی تشکیل یک فاز آمورف می‌دهد بطوری که این فاز آمورف نانوذرات نیتریدی را احاطه کرده و دانسیته مرزدانه‌ای را کاهش داده و منجر به افزایش سختی پوشش می‌شود.

به عنوان مثال در پوشش‌های نیترید فلزی آلیاژ شده با عناصر فلزی از گروههای IV، V، VI و Al، افزایش سختی پوشش‌ها نتایج تغییرات ریزساختاری زیر در پوشش پایه بود: (۱) تغییرات تشخیص داخلی (۲) کرنش شکل گرفته در اثر شکل گیری محلول جامد (۳) تغییر ماهیت پیوندی با افزایش مقدار T_{Mn} . در پوشش‌های نیترید فلزی آلیاژ شده با Si و Cu، عامل اصلی افزایش سختی پوشش‌های نیترید پایه، شکل گیری ساختار نانو کامپوزیتی بود. در موارد محدودی، مکانیسم افزایش سختی این گروه از پوشش‌ها هم با استفاده از تغییرات پارامتر شبکه، اندازه دانه و تشخیص پسماند قابل توضیح بود.

در نهایت می‌توان گفت که تغییرات ریزساختاری در اثر اضافه کردن عنصر سوم به پوشش‌های سرامیکی نیتریدی کاملاً قابل پیش‌بینی است و با انتخاب مناسب عنصر واسطه، امکان تغییر خواص مکانیکی این پوشش‌ها به منظور طراحی برای یک کاربرد مشخص به راحتی امکان پذیر است.

مراجع

- [1] <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0921509389906825> Dapor, Girardi, Giacomozzi, Cavalleri, "Physical properties of TiN thin films", Mater. Sci. Eng. A. vol. 115, pp. 217-221, 1989.
- [2] Logothetidis, Meletis, Stergioudis, Adjaottor, "Room temperature oxidation behavior of TiN thin films", Thin Solid Films. vol. 338, pp.304-313, 1999.
- [3] Sundgren, "Structure and properties of TiN coatings", Thin Solid Films. vol. 128, pp. 21-44, 1985.
- [4] Wu, Chou, Mishra, Anderson, Lampert, "Characterization of titanium nitride thin films", Thin Solid Films. vol. 191, pp. 55-67, 1990.
- [5] Tarniowy, Mania, Rekas, "The effect of thermal treatment on the structure, optical and electrical properties of amorphous titanium nitride thin films", Thin Solid Films. vol. 311, pp. 93-100, 1997.
- [6] Sundgren, Johansson, Karlsson, Hentzell, "Mechanisms of reactive sputtering of titanium nitride and titanium carbide II: Morphology and structure", Thin Solid Films. vol. 105 <http://www.sciencedirect.com/science/journal/00406090/105/4>, pp. 367-384, 1983.
- [7] Kurtz, Gordon, "Chemical vapor deposition of titanium nitride at low temperatures", Thin Solid Films. vol. 140, pp. 277-290, 1986.
- [8] Ting, "TiN formed by evaporation as a diffusion barrier between Al and Si", J. Vac. Sci. Technol. Vol. 21, pp. 14-18, 1982.
- [9] Cheung, von Seefeld, Nicolet, "Thermal stability of titanium nitride for shallow junction solar cell contacts", J. Appl. Phys. Vol. 52, pp. 4297-4298, 1981.

- [10] Suni, Blomberg, Saarilahti, "Performance of titanium nitride diffusion barriers in aluminum–titanium metallization schemes for integrated circuits", *J. Vac. Sci. Technol. A: Vac. Surf. Film.* Vol. 3, pp.2233-2238, 1985.
- [11] Bressan, Hesse, Silva Jr, " Abrasive wear behavior of high speed steel and hard metal coated with TiAlN and TiCN", *Wear.* Vol. 250, pp. 561–568, 2001.
- [12] Jahn, Hofmann, Rückborn, "Morphology and properties of sputtered (Ti, Al)N layers on high-speed steel substrate as a function of deposition temperature and sputtering atmosphere", *J. Vac. Sci. Technol. A.* vol. 4, pp. 2701-2705, 1986.
- [13] Münz, "Titanium aluminum nitride films: A new alternative to TiN coatings", *J. Vac. Sci. Technol. A.* vol. 4, pp. 2717-2721, 1986.
- [14] Knotek, Elsing, Atzor, Prengel, "The influence of the composition and coating parameters of PVD Ti-Al-V(C.N) films on abrasive and adhesive wear of coated cemented carbides", *Wear.* Vol. 133, pp. 189-198, 1989.
- [15] Knotek, Leyendecker, "On the structure of (Ti, Al)N-PVD coatings", *J. Solid State Chem.* Vol. 70, pp. 318-322, 1987.
- [16] Knotek, Münz, Leyendecker, "Industrial deposition of binary, ternary, and quaternary nitrides of titanium, zirconium, and aluminum", *J. Vac. Sci. Technol. A.* vol. 5, pp. 2173-2179, 1987.
- [17] Hermann, Siegfried, Wolf-Dieter, "Surface and interface characterization of heat- treated (Ti, Al)N coatings on high speed steel substrates", *Thin Solid Films.* vol. 153, pp. 45-53, 1987.
- [18] Häkansson, Sundgren, McIntyre, "Microstructure and physical properties of polycrystalline metastable $Ti_{0.5}Al_{0.5}N$ alloys grown by d.c. magnetron sputter deposition", *Thin Solid Films.* vol. 153, pp. 55-65, 1987.
- [19] Chen, Yang, Wu, Xu, Du, "Correlation between arc evaporation of Ti-Al-N coatings and corresponding $Ti_{0.50}Al_{0.50}$ target types", *Surf. Coat. Techno.* Vol. 275, pp.309-315, 2015.
- [20] Li, Chen, Zou, Ma, Li, Li, "Effects of Al concentrations on the microstructure and mechanical properties of Ti-Al-N films deposited by RF-ICPIS enhanced magnetron sputtering", *J. Alloy. Comp.* vol. 609, pp. 239-243, 2014.
- [21] Yang, Chen, Xu, Peng, "Effect of Zr on structure and properties of Ti-Al-N coatings with varied bias", *Int. J. Ref. Met. Hard. Mater.* Vol. 38, pp.81-86, 2013.
- [22] Chen, Cheng, Chang, Lee, "Chemical inertness of Cr-W-N coatings in glass molding", *Thin Solid Films.* vol. 593, pp.102-109, 2015.
- [23] Zhang, Yan, Wang, Chen, "The structure and tribological behaviors of CrN and Cr-Ti-N coatings", *Appl Surf. Sci.* vol. 253, pp.7353-7359, 2007.
- [24] Hones, Sanjinés, Lévy, "Sputter deposited chromium nitride based ternary compounds for hard coatings", *Thin Solid Films.* vol. 332, pp. 240-246, 1998.
- [25] Tung, Wu, Yu, Huang, "Microstructures, mechanical properties and oxidation behavior of vacuum annealed TiZrN thin films", *Vacuum.* Vol. 115, pp. 12-18, 2015.
- [26] Moser, Tian, Haller, Bergstrom, " Single-phase polycrystalline $Ti_{1-x}W_xN$ alloys ($0 \leq x \leq 0.7$) grown by UHV reactive magnetron sputtering: microstructure and physical properties", *Thin Solid Films.* vol. 253, pp. 445-450, 1994.
- [27] Escobar, Ospina, Gómez, Restrepo-Parra,"Microstructure, residual stress and hardness study of nanocrystalline titanium–zirconium nitride thin films", *Ceram. Int.* vol. 4, pp. 947-952, 2015.
- [28] Hsu, Lin, Huang, Ou, "Improvement on hardness and corrosion resistance of ferritic stainless steel via PVD-(Ti,Cr)N coatings", *Surf. Coat. Technol.* Vol. 231,pp . 380-384, 2013.
- [29] Grimberg, Zhitomirsky, Boxman, "Multicomponent Ti–Zr–N and Ti–Nb–N coatings deposited by vacuum arc", *Surf. Coat. Technol.* Vol. 108–109, pp. 154-159, 1998.
- [30] Qi, Lei, Wang, Pei, Gong, Sun, "Mechanical, Microstructural and Tribological Properties of Reactive Magnetron Sputtered Cr-Mo-N Films", *J. Mater. Sci. Technol.* Vol. 31, pp. 55-64, 2015.
- [31] Choi, Kang, Kwon, "Comparative studies on microstructure and mechanical properties of CrN, Cr-C-N and Cr-Mo-N coatings", *J. Mater. Proc. Technol.* Vol. 187–188, pp. 566-570, 2007.
- [32] Wang, Zhou, Yan, "Evaluating mechanical properties and crack resistance of CrN, CrTiN, CrAlN and CrTiAlN coatings by nanoindentation and scratch tests", *Surf. Coat. Technol.* Vol. 285, pp. 203-213, 2016.
- [33] Saha, Inturi, Barnard, "Structural and mechanical characterization of Cr-Ta-N hard coatings prepared by reactive magnetron sputtering", *Surf. Coat. Technol.* Vol. 82, pp. 42-47, 1996.
- [34] Wu, Wu, Xiao, Yang, Lin, "Microstructure, mechanical and tribological properties of CrWN films deposited by DC magnetron sputtering", *Vacuum.* Vol. 87, pp. 209-212, 2013.
- [35] Wu, Tien, Lee, Duh, "Comparison in microstructure and mechanical properties of nanocomposite CrWN and nanolayered CrN/WN coatings", *Surf. Coat. Technol.* Vol. 200, pp. 3194-3198, 2006.
- [36] Pierson, "Handbook of Refractory Carbides and Nitrides-Properties, Characteristics, Processing and Applications", (Noyes Publications, Westwood. NJ, 1996), Chaps.9-13.
- [37] Zhang, Yang, Zhai, Zhang, Appl. Surf. Sci. "Effect of negative substrate bias on the microstructure and mechanical properties of Ti-Si-N films deposited by a hybrid filtered cathodic arc and ion beam sputtering technique", vol. 258, pp. 6897-6901, 2012.
- [38] Zhang, Sun, Fu, Du, "Effect of sputtering target power on microstructure and mechanical properties of nanocomposite nc-TiN/a-SiN_x thin films", *Thin Solid Films.* vol. 447–448, pp. 462-467, 2004.
- [39] Choi, Jang, Zhang, Kim, Park, "Effect of Si addition on the microstructure, mechanical properties and tribological properties of Zr-Si-N nanocomposite coatings deposited by a hybrid coating system", *Surf. Coat. Technol.* Vol. 259, pp. 707-713, 2014.

- [40] Veprek, Argon, "Towards the understanding of mechanical properties of super- and ultrahard nanocomposites", *J. Vac. Sci. Technol. B*. vol. 20, pp. 650-657, 2002.
- [41] Chung, Chang, Chang, Liao, "Evolution of enhanced crystallinity and mechanical property of nanocomposite Ti–Si–N thin films using magnetron reactive co-sputtering", *J. Alloy. Comp.* vol. 537, pp. 318-322, 2012.
- [42] Karlsson, Hultman, Sundgren, "Influence of residual stresses on the mechanical properties of TiC_xN_{1-x} ($x=0, 0.15, 0.45$) thin films deposited by arc evaporation", *Thin Solid Films*. vol. 371, pp. 167-177, 2000.
- [43] Yalamanchili, Forsén, Jiménez-Piqué, Johansson Jöesaar, Roa, Ghafoor, Odén, "Structure, deformation and fracture of arc evaporated Zr–Si–N hard films", *Surf. Coat. Technol.* Vol. 258, pp. 1100-1107, 2014.
- [44] Nose, Deguchi, Mae, Honbo, *Surf. Coat. Technol.* "Influence of sputtering conditions on the structure and properties of Ti–Si–N thin films prepared by r.f.-reactive sputtering", vol. 174–175, pp. 261-265, 2003.
- [45] Watanabe, Sato, Nie, Ando, "The mechanical properties and microstructure of Ti–Si–N nanocomposite films by ion plating", *Surf. Coat. Technol.* Vol. 169–170, pp. 452-455, 2003.
- [46] Ma, Ma, Xu, *Surf. Coat. Technol.* "Influence of Si content on Nano-structured Ti–Si–N films coated by pulsed-d.c. plasma enhanced CVD", vol. 184, pp. 182, 2004.
- [47] Vepřek, Reiprich, "A concept for the design of novel superhard coatings", *Thin Solid Films*. vol. 268, pp. 64-71, 1995.
- [48] Vepřek, Haussmann, Reiprich, "Novel thermodynamically stable and oxidation resistant superhard coating materials", *Surf. Coat. Technol.* Vol. 86–87, pp. 394-401, 1996.
- [49] Vaz, Rebouta, Goudeau, *Surf. Coat. Technol.* "Structural transitions in hard Si-based TiN coatings: the effect of bias voltage and temperature", vol. 146–147, pp. 274-279, 2001.
- [50] Martinez, Sanjinés, Banakh, Lévy, "Electrical, optical and mechanical properties of sputtered CrN_y and Cr_{1-x}Si_xN_{1.02} thin films", *Thin Solid Films*. vol. 447–448, pp. 332-336, 2004.
- [51] Goldfarb, Pelleg, Zevin, Croitoru, "Lattice distortion in thin films of IVB metal (Ti, Zr, Hf) nitrides", *Thin Solid Films*. vol. 200, pp. 117-127, 1991.
- [52] Han, Myung, Lee, "Microstructure and mechanical properties of Ti–Ag–N and Ti–Cr–N superhard nanostructured coatings", *Surf. Coat. Technol.* Vol. 174–175, pp. 738-743, 2003.
- [53] Wang, Shu, Guo, Huang, "Structural, tribological and antibacterial activities of Ti–Cu–N hard coatings prepared by plasma surface alloying technique", *Surf. Coat. Technol.* Vol. 235, pp. 235-240, 2013.
- [54] de los Arcos, Oehlafen, Aebi, Hefti, Düggelin, "Preparation and characterization of TiN–Ag nanocomposite films", *Vacuum*. Vol. 67, pp. 463-470, 2002.
- [55] Ivanov, Koval, Krysina, "Superhard nanocrystalline Ti–Cu–N coatings deposited by vacuum arc evaporation of a sintered cathode", *Surf. Coat. Technol.* Vol. 207, pp. 430-434, 2012.
- [56] Wang, Zhao, Yu, Xiao, Li, "Deposition, structure and hardness of Ti–Cu–N hard films prepared by pulse biased arc ion plating", *Vacuum*. Vol. 86, pp. 415-421, 2011.
- [57] Rahmati, "Reactive DC magnetron sputter deposited Ti–Cu–N nano-composite thin films at nitrogen ambient", *Vacuum*. Vol. 85, <http://www.sciencedirect.com/science/journal/0042207X/85/9> pp.853, 2011.
- [58] Tian, Zhang, Ma, Zhu, Tang, "Influence of substrate rotation speed on the structure and mechanical properties of AlTiN/CrN coatings", *Surf. Coat. Technol.* Vol. 228, pp. S228-S232, 2013.
- [59] He, Setsuhara, Shimizu, Miyake, "Structure refinement and hardness enhancement of titanium nitride films by addition of copper", *Surf. Coat. Technol.* Vol. 137, pp. 38-42, 2011.
- [60] Zeman, Čerstvý, Mayrhofer, "Structure and properties of hard and superhard Zr–Cu–N nanocomposite coatings", *Mater. Sci. Eng. A*. vol. 289, pp. 189-197, 2000.
- [61] Khamseh, Nose, Kawabata, Saiki, "Effect of Deposition Conditions on the Structure and Properties of CrAlN Films Prepared by Pulsed DC Reactive Sputtering in FTS Mode at High Al Content", *Mater. Trans.* Vol. 49, pp. 2082-2090, 2008.
- [62] Khamseh, PhD thesis, University of Toyama (JAPAN) (2009)
- [63] Hirai, Suzuki, Suematsu, "Mechanism of hardening in Cr-Al-N-O thin films prepared by pulsed laser deposition", *J. Vac. Sci. Technol. A*. vol. 21, pp. 947-954, 2003.
- [64] Wahlström, Hultman, Sundgren, Adibi, "Crystal growth and microstructure of polycrystalline $Ti_{1-x}Al_xN$ alloy films deposited by ultra-high-vacuum dual-target magnetron sputtering", *Thin Solid Films*. vol. 235, pp. 62-70, 1993.
- [65] Ikeda, Satoh, "Phase formation and characterization of hard coatings in the Ti–Al–N system prepared by the cathodic arc ion plating method", *Thin Solid Films*, vol. 195, pp.99-110, 1991.
- [66] Kimura, Hasegawa, Yamada, Suzuki, "Effects of Al content on hardness, lattice parameter and microstructure of $Ti_{1-x}Al_xN$ films", *Surf. Coat. Technol.* Vol. 120, pp. 438-441, 1999.
- [67] Matsui, Hiratani, Nakamura, "Formation and oxidation properties of (Ti,Al)N thin films prepared by DC reactive sputtering", *J. Vac. Sci. Technol. A*.vol. 20,pp. 605-611, 2002.
- [68] Kimura, Kawate, Hasegawa, Suzuki, "Anisotropic lattice expansion and shrinkage of hexagonal TiAlN and CrAlN films", *Surf. Coat. Technol.* vol. 169, pp. 367-371, 2003.
- [69] Barshilia, Selvakumar, "A comparative study of reactive direct current magnetron sputtered CrAlN and CrN coatings", *Surf. Coat. Technol.* Vol. 201, pp. 2193-2201, 2006.
- [70] Zhou, Makino, Nose, Nogi, "Phase transition and properties of Ti–Al–N thin films prepared by r.f.-plasma assisted magnetron sputtering", *Thin Solid Films*. vol. 339, pp. 203-209, 1999.
- [71] Veprek, Reiprich, Shizhi, "Superhard nanocrystalline composite materials: The TiN/Si₃N₄ system", *Appl.Phys.Lett.* vol. 66, pp. 2640-2642, 1995.



مهندس مریم رحیمی،
نویسنده اول مقاله، دانشگاه
صنعتی مالک اشتر

* m_rahimi1371@yahoo.com

کامپوزیت‌های برپایه ZrC تقویت شده با الیاف کربنی

مریم رحیمی^{۱*}، دکتر مهری مشهدی^۲

^۱ مهندسی نانومواد، دانشگاه مالک اشتر، تهران، جریان

^۲ مجتمع مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر

چکیده: قسمت‌های محافظت کننده خارجی TPS^۱ انواع ادوات فوق صوت باید قادر باشند که دماهای بالای 2000°C ، جریان گرمایی بالا، شوک حرارتی بالا و تنש‌های مکانیکی زیادی را تحمل کنند. در این مقاله ابتدا به معرفی مواد با کاربردهای هوافضایی و مزایا و معایب هر یک به صورت کلی پرداخته می‌شود. پس از انتخاب کامپوزیت‌های بر پایه سرامیک‌های فوق دما بالا (UHTCs) به عنوان یک دسته از مواد که دارای پتانسیل بالا برای به کارگیری در کاربردهای هوافضایی هستند، مزایا و محدودیت‌های استفاده از این مواد ذکر می‌شوند. راهکارهایی که پژوهشگران در این بخش برای ارتقای خواص استحکام، مقاومت به فرسایش و مقاومت به شوک حرارتی کامپوزیت‌های بر پایه سرامیک‌ها ارائه داده‌اند مورد بررسی قرار می‌گیرد. مزیت این دسته از سرامیک‌ها، مقاومت بالا در برابر اکسیداسیون و فرسایش در دماهای بالا است که مکانیزم این عمل شرح داده می‌شود. در نهایت با تمرکز شدن بر روی خواص و ظرفیت کامپوزیت‌های بر پایه کاربید زیرکنیوم که با الیاف کربنی تقویت شده‌اند، روش‌های مختلف تولیدشان تشریح می‌گردد. هدف از این پژوهش شناسایی ترکیب و روش تولید بهینه برای تولید کامپوزیت مناسب جهت کاربرد یاد شده می‌باشد.

کلمات کلیدی: سرامیک‌های فوق دما بالا، الیاف کربنی، فرسایش، اکسیداسیون.

۱- مقدمه

دماهای 3000°C بالاتر از نقطه ذوب و یا تجزیه اکثر موادی است که توسط انسان شناسایی شده است و دماهای بسیار بالایی می‌باشد اما در دنیای مهندسی مدرن یک دماهای اولیه به شمار می‌رود. شمار عناصر و ترکیبات دارای نقطه ذوب بالاتر از این مقدار به پانزده مورد محدود می‌شود که در جدول ۱ ذکر شده‌اند. به طور کلی منظور از کاربرد فوق دما بالا آن است که ماده بتواند دماهای بالاتر از 1800°C به همراه جریان‌های گرمایی بالا، تنش‌های مکانیکی و لرزش را تحمل کند. از این رو نیاز است که ماده دارای استحکام، مقاومت به اکسیداسیون، مقاومت به شوک حرارتی و مقاومت به سایش بالایی باشد. از این رو پنج دسته از مواد به جهت کاربردهای هوافضایی توسعه یافته‌اند: ۱- گرافیت پلی کریستالین ۲- گرافیت پیرولیتیک یا گرافیت پیرولیتیک رسوب داده شده به همراه کاربید سیلیسیم، ۳- فلزات دیرگذار، ۴- کامپوزیت‌های کربن-کربن و ۵- سرامیک‌ها. گرافیت پلی کریستال یا گرافیت مونولیتیک ماده‌ای نسبتاً ارزان است که به روش قالب گیری تحت فشار یا اکستروژن شکل دهی می‌شود. نوع دانه ریز آن به دلیل ارزان بودن، مقاومت به خوردگی بالا و افزایش استحکام این ماده در دماهای بالا تا 2500°C در بسیاری از طراحی‌های ارائه شده برای قسمت‌های مختلف محفظه احتراق مورد استفاده قرار می‌گیرد. اگرچه این مقدار از استحکام کافی نیست و باید از ضخامت بیشتری از این ماده استفاده کرد یا طراحی قطعه به نحو موثری باشد تا ناکافی بودن مقدار استحکام این ماده جبران گردد. شکست گرافیت پلی کریستالین وقتی اتفاق می‌افتد که در معرض گرما، سطح قطعه داغ می‌شود اما مغز آن هنوز سرد است. ترک در گرافیت به صورت حلزونی پیش می‌رود. گاهی در قطعه گرافیتی که ترک ایجاد شده با چند بخش کردن آن، سطح تنش را کاهش داده و همچنان از قطعه استفاده می‌کنند. این عمل باعث

¹ External Thermal Protection Systems

² Ultra High Temperature Ceramics

می‌شود گازهای ناشی از ذغال شدن عایق‌های پشتیبانی به راحتی از محیط خارج شوند. مشکل دیگر استفاده از گرافیت آن است که رسانایی حرارتی این ماده بالا است و به جز در مواردی که احتراق موتور بسیار کوتاه می‌باشد، مشکل ساز می‌شود و نیاز است که در طراحی نازل در پشت گرافیت مقدار قابل توجهی عایق در نظر گرفته شود. میزان ضریب انبساط حرارتی ماده نیز بالاست و باید فاصله مناسب در نظر گرفته شود. در دمای بالا رشد جهت دار گرافیت اتفاق می‌افتد و اگر فضا به این منظور در نظر گرفته نشود، قطعه دچار شکست می‌شود. به این منظور گپ‌هایی در ماده ایجاد می‌کنند و با مواد الاستومری که در دمای بالا می‌سوزند آن را پر می‌کنند تا فضا برای رشد گرافیت وجود داشته باشد[۱].

جدول ۱- عناصر و ترکیبات شناخته شده دارای نقطه ذوب بالاتر از 3000°C [۴]

Re	TaB ₂	Carbon
BN	HfC	W
ZrC	HfN	HfB ₂
TiC	ZrB ₂	TaC
ThO ₂	NbC	TaN

گرافیت پیرولیتیک نوع با دانسیته بالا از گرافیت است (2 gr/cm^3) که دارای مقاومت به خوردگی بالا و است. این ماده نوع گرانی از گرافیت است که از رسوب کربن از فاز بخار بر روی یک زیر پایه ایجاد می‌شود. از رسوب دهی لایه کربن بر روی زیر پایه یک ماده به شدت ناهمسانگرد^۱ تولید می‌شود که با نوع گرافیت پلی کریستالین کاملاً متفاوت است. گرافیت پیرولیتیک به صورت‌های واشر یا روكش مورد استفاده قرار می‌گیرد. خواص گرافیت پیرولیتیک به شرایط فرآیند تولید بسیار حساس است. دما، نرخ جریان کربن و ناخالصی‌ها از عوامل موثر بر خواص هستند. در شرایطی که نرخ جریان گاز کم باشد ساختاری منحصر به فرد جوانه زنی می‌کند اما در شرایطی که نرخ جریان زیاد باشد ذرات دوده در ساختار رسوب کرده و استحکام آن را کاهش می‌دهند[۱].

فلزات دیرگداز نیز به عنوان مواد مقاوم در برابر فرسایش در سیستم‌های رانش کاربرد دارند اما سنگین بودنشان مطلوب نیست. مولیبدن، تنگستن، آلیاژهای تنگستن، تنگستن تراوش یافته^۲ و تنگستن نشر یافته از شعله در خروجی نازل‌های موتور احتراق مورد استفاده قرار گرفته‌اند تا خوردگی آن تا حد ممکن کاهش یابد. از جمله این فلزات می‌توان به مولیبدن ($T_m=2896^{\circ}\text{C}$ ، $T_n=3695^{\circ}\text{C}$ و $T_m=3459^{\circ}\text{C}$) اشاره کرد. قطعات تنگستنی و رنیومی بسیار کند تر از نازل‌های کربنی گرافیتی سایش پیدا می‌کنند. در شعله‌ها با دمای کم تر از 2860°C نازل مولیبدنی بهترین خواص را دارد هر چند غالباً دمای شعله بیشتر از این مقدار است و کاربرد مولیبدن را محدود می‌سازد. بعد از احتراق، در سطح تنگستن WO_3 یا WO_2 ایجاد می‌شود[۲].

کامپوزیت‌های کربن-کربن دسته‌ی دیگری از این مواد هستند که کاپرد گستردگی یافته‌اند. در فرآیند تولید آن به دو روش تقویت کننده را از فاز زمینه اشباع می‌کنند، رسوب دهی شیمیایی از فاز بخار و اشباع سازی از فاز مایع. در روش اول کربن پیرولیتیک از فاز بخار به درون ساختار تقویت کننده رسوب دهی می‌شود. در روش دوم رزین یا قیر تحت فشار به تقویت کننده اعمال می‌شود و سپس تحت حرارت قرار می‌گیرد تا یک زمینه کربنی ایجاد شود. این عملیات را می‌توان تا چند بار تکرار کرد تا به تراکم مناسبی از کامپوزیت کربن-کربن رسید. کامپوزیت‌های کربنی دارای مقاومت به فرسایش در حد گرافیت هستند، اما استحکام و مقاومت به شوک حرارتی بالاتری دارند[۱]. مشکل این کامپوزیت‌ها آن است که در دمای بالا این قطعه شروع به اکسید شدن کرده و در دمای‌های بالاتر از 3000°C تبخیر خواهد شد. همچنین فرسایش مکانیکی این ماده در اثر برخورد گاز داغ پر فشار و همچنین دانه‌های سوخت که با انرژی بالا به قطعات برخورد می‌کنند صورت می‌گیرد[۳].

در این میان سرامیک‌ها پتانسیل گستردگی به جهت کاربردهای هوافضایی دارند. نقطه ذوب بالا اولین برتری سرامیک‌ها است که در کاربردهای مهندسی نقطه ذوب تنها یکی از مشخصه‌هایی است که در نظر گرفته می‌شود. گرافیت بالاترین نقطه ذوب را

¹ Anisotropic
² Infiltrated

نسبت به سایر مواد دارد اما از 800°C شروع به سوختن می کند. اگر چه این ماده بیشترین کاربرد را در شرایط فوق دما بالا دارد، باید برای استفاده طولانی مدت تر روکش محافظت داشته باشد. نازل ها و قسمت های مختلف موتور ادوات فوق صوت در معرض سوخت های اکسید شونده و هوای گرم ناشی از آن قرار می گیرند و تمامی مواد غیر اکسیدی در شرایط فوق دما بالا تحت واکنشی در حالت جامد، مایع و یا گاز اکسایش پیدا می کنند. بنابراین اکسایش فیزیکی از مشخصه هایی است که هنگام انتخاب ماده باید به آن توجه کرد. استحکام (در دمای اتاق و در دمای کاربرد قطعه) رسانندگی دمایی، انبساط گرمایی، دانسیته و قیمت از جمله ویژگی های مهمی هستند که در انتخاب این قبیل از مواد باید در نظر گرفته شوند[۳].

۱-۱- انتخاب ماده سرامیکی مناسب به جهت کاربرد هوافضایی

به نظر می رسد مواد سرامیکی اکسیدی انتخاب مناسبی باشند اما مقاومت به شوک حرارتی پایین در آنها به دلیل انبساط گرمایی بالا و رسانندگی حرارتی کم کاربرد آنها را در این زمینه محدود می کند. ترکیباتی MnTiO_2 , TiB_2 , NbC و $\text{Nb}_{0.5}\text{Ti}_{0.5}\text{O}_2$ که دمای ذوب بالایی دارند، حین اکسیداسیون تشکیل اکسید هایی با دمای ذوب پایین می دهند که مطلوب نیستند. ($T_{m\text{Nb}_{0.5}\text{Ti}_{0.5}\text{O}_2} = 1840^{\circ}\text{C}$ و $T_{m\text{Nb}_{0.5}\text{Ti}_{0.5}\text{O}_2} = 1485^{\circ}\text{C}$)

بوریدها، کاربیدها و نیتریدهای فلزات انتقالی از انتخاب های با قیمانده هستند. ZrB_2 و HfB_2 به دلیل مقاومت به اکسیداسیون بالا یشنان تا بالاتر از 2000°C مورد تحقیق بسیاری از جمله نیروی هوایی آمریکا بوده اند. می دانیم Zr و Hf از نظر شیمیایی بسیار به هم نزدیک هستند لذا بوریدهای این دو عنصر نیز بسیار به هم شبیه می باشند و دارای ساختار هگزاگونال فشرده هستند. ZrB_2 و HfB_2 سختی و پایداری شیمیایی بسیار بالایی دارند. هدایت گرمایی ذاتی این مواد بسیار بالا است که در دمای اتاق با هدایت حرارتی مس برابر می کند. این خاصیت باعث می شود که این مواد در برابر شوک حرارتی مقاومت خوبی داشته باشند از جمله در مورد نازل ها که در حالت احتراق موتور در کمتر از 15°C ثانیه دمای سطح به 2000°C می رسد و در این وضعیت پشت نازل در دمای محیط قرار دارد. در این حالت تنفس کششی بر سطح سرد و تنفس فشاری بر سطح داغ وارد می شود. اگر ماده مورد استفاده در ساخت نازل هدایت حرارتی بالایی داشته باشد، دما را سریع تر متداول کرده و تنفس ها بر قطعه کمتر می شوند. استحکام قطعه به ریزساختار و فرآیند ساخت قطعه بستگی دارد و لذا در مقالات استحکام های مختلفی برای ZrB_2 و HfB_2 گزارش شده است. همچنین این مواد ناهمسانگرد هستند و قطعه بالک نسبت به تک کریستال از نظر استحکام با هم تفاوت دارند. در سیستم های سرامیکی معمولاً اینطور است که طبق رابطه هال-پچ^۱ استحکام با کاهش سایز دانه افزایش می یابد. فاز دوم باعث جلوگیری از رشد شدید دانه و کاهش سایز آن می شود. به طور مثال با افزودن SiC به ZrB_2 و HfB_2 سایز دانه کاهش یافته است و از این رو استحکام آن افزایش پیدا کرده است[۵].

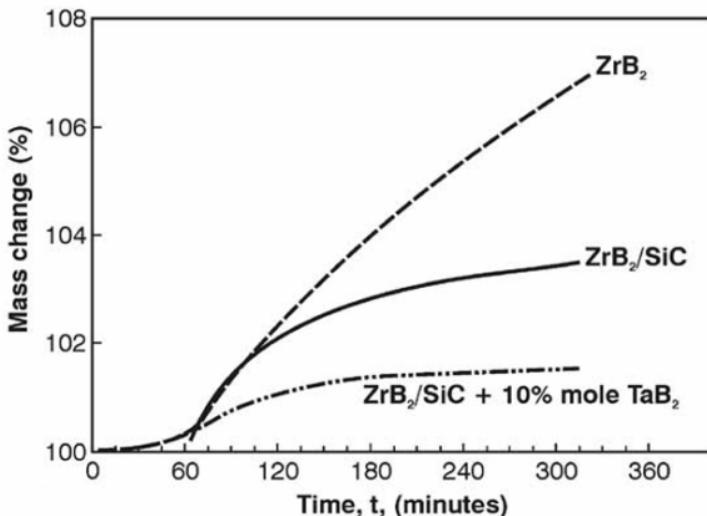
وجود گونه های تولید کننده سیلیکا در دی بورایدها مقاومت آنها در برابر اکسیداسیون را به دلیل تشکیل در جای شیشه بوروسیلیکاتی بر سطح قطعه و ایجاد مانع در برابر نفوذ اکسیژن افزایش داده است. یافته ها حاکی از آن است که ترکیب ZrB_2 با 30% حجمی SiC بیشترین مقاومت در برابر اکسیداسیون را تا دمای 2000°C فراهم می کند[۶].

دی بورایدهای خالص B_2O_3 مایع را حین اکسیداسیون تولید می کنند که این ماده می تواند تا 1200°C اثر محافظت کننده داشته باشد، ولی این ماده در دماهای بالاتر از سطح تبخیر می شود. وجود گونه های تولید کننده سیلیکا با وصل کردن B_2O_3 و تشکیل شیشه ای بوروسیلیکاتی مقاومت در برابر اکسیداسیون را تا 1600°C افزایش می دهد. در کاربردهای فوق صوت سطوح باید عمر ۱۰۰ تا ۱۰۰۰ ساعت را داشته باشند تا از لحظه هزینه فایده مطلوب بوده و بتوان از آنها چندین بار استفاده کرد[۳].

یکی از راه های افزایش مقاومت به اکسیداسیون افزودن فلزات واسطه در شکل بوراید یا سیلیساید برای تشکیل شیشه غیر ممزوج حین اکسیداسیون در سطح است تا از نفوذ اکسیژن جلوگیری شود. مطابق شکل ۱ مشاهده می شود که با افزودن فاز ثانویه، تغییرات وزن ناشی از اکسایش کاهش یافته است. بیشتر پودرهای بورایدی به روش احیای شیمیایی به دست می آیند. احیای کربو ترمال $\text{ZrO}_2 + \text{B}_2\text{O}_3$ از نظر اقتصادی فرآیندی در دسترس است اما غالباً ناخالصی های B_2O_3 و کربن در سیستم باقی می مانند. یکی دیگر از روش های تولید پودر بورایدی سنتز دما بالا با استفاده از عنصر خالص است. طبیعت بسیار گرماده این

^۱ Hall-Petch

واکنش‌ها کنترل آن‌ها را با مشکل مواجه می‌سازد اما محصول آن پودری بسیار ریز دانه با قابلیت زینتر پذیری بالا است. متراکم کردن این مواد به صورت سنتی با استفاده از پرس گرم تک محوره در قالب گرافیت در دمای بالاتر از 1800°C صورت می‌گیرد. اخیراً محققان به دلیل حداقل شدن رشد دانه، بر روی روش¹ SPS متمرکز شده‌اند اگرچه بر روی زینتر بدون فشار نیز تحقیقاتی انجام شده است [۸ و ۹].



شکل ۱- منحنی تغییرات وزن بر حسب زمان برای سه کامپوزیت فرسایش یافته در دمای 1300°C در هوا [۴].

کاربید فلزات انتقالی نیز به علت نقطه ذوب بالای شان مورد توجه هستند. مواد HfC و TiC با نقطه ذوب‌های 3928°C و 3980°C ترکیباتی با بالاترین نقطه ذوب هستند و همچنین سختی و مدول الاستیک بالایی دارند. دمای ذوب بسیار بالای این ترکیبات ناشی از پیوند قوی بین اتمی آن‌هاست که مخلوطی از پیوند فلزی، یونی و کووالانسی با غلبه پیوند کووالانسی می‌باشد. تعدادی از مقاولات با مطاله بر روی رفتار اکسیداسیون HfC، مقاومت بالای این ماده را در دمای بالاتر از 1800°C گزارش کرده‌اند. در دمای پایین تر از 1500°C در سطح دانه‌های اکسیدی ریزی تشکیل می‌شوند که قابلیت زینتر نداشته و از سطح HfC به صورت پودر جدا می‌شوند.² در دمای پایین HfO_2 تشکیل شده حالتی متخلخل دارد (به دلیل خروج CO_2) و سرعت اکسیداسیون بالاست (کیتیک اکسیداسیون حالتی خطی دارد). در دمای بالاتر کیتیک نفوذ به صورت سهمی است زیرا سرعت نفوذ اکسیژن توسط لایه‌ای که متشکل از Hf و O که دانسته بالایی دارد گرفته می‌شود. تفاوت اصلی بین HfC و TiC نقطه ذوب کمتری به ذوب اکسید آن‌ها است. HfO₂ یک سرامیک فوق دما بالا با نقطه ذوب 2758°C است در حالیکه Ta_2O_5 نقطه ذوب کمتری به اندازه 1872°C دارد و این مساله در فرآیند انتخاب ماده موثر است. در شرایط فوق دما بالایی که ماده باید مقاومت به فرسایش بالایی داشته باشد، TaC انتخاب مناسبی نیست زیرا لایه اکسیدی تشکیل شده بر آن، پوسته پوسته شده و از سطح جدا می‌شود و لذا از این نظر HfC به دلیل پایداری HfO_2 انتخاب مناسب تری است. اگر فشار اکسیژن در محیط اکسیداسیون پایین باشد، ممکن است سطح TaC اکسید نشود و در این حالت می‌توان TaC را انتخاب مناسب دانست [۱۰].

نیترید فلزات انتقالی دارای اهمیت بحرانی در صنعت میکروالکترونیک هستند. از این دسته از مواد که خواص مکانیکی و حرارتی را در بازه‌ای گسترده فراهم می‌کنند می‌توان ZrN و HfN را نام برد. این مواد از کاربایدها و بورایدهای دیرگذار کمتر شناخته شده هستند اما برخی از خواص را فراهم می‌کنند. ماده HfN با نقطه ذوب 3387°C یک سرامیک بسیار دیرگذار است. این ماده ضریب انسیاط گرمایی، استحکام و مدول یانگ تقریباً مشابه با HfC دارد اما هدایت گرمایی آن بالاتر است. مشکل این ماده آن است که از 2700°C شروع به تجزیه شدن می‌کند. این ماده در شرایط مشابه اکسیداسیون HfC، لایه محافظی تشکیل نمی‌دهد و لذا در کاربردهای هواfangایی مورد نظر انتخاب مناسبی نمی‌باشد [۳].

¹ Spark plasma sintering
² Peeling Process

۱-۲- کامپوزیت‌های بر پایه ZrC

زیرکنیوم کارباید یکی از جذاب‌ترین کاربایدهای فلزات انتقالی است. ماده سرامیکی ZrC به علت دارا بودن درصدی از پیوند فلزی تا اندازه‌ای هدایت حرارتی دارد، لذا مقاومت به شوک حرارتی در این ماده بالاست. باند کووالانسی به این ماده نقطه ذوبی به اندازه ۳۵۳۰ سانتی گراد می‌دهد. این ماده غیر استوکیومتریک است کربن آن به ماکزیمم ۰/۹۸ می‌رسد و اگر بالاتر از این مقدار باشد، در ماده کربن آزاد وجود دارد که مطلوب نیست. این ماده مقاومت خوبی در مقابل حملات اسیدی حتی در دمای بالا دارد. سختی بالایی به اندازه ۲۵/۵ گیگا پاسکال و مدول الاستیک به اندازه ۴۴۰ گیگا پاسکال دارد. از روش‌های تولید آن می‌توان به احیای زیرکنیا با گرافیت، کربوترمال و سل ژل اشاره کرد. سینتر نانو پودر ZrC در دمای بالاتر از ۲۰۰۰ درجه اتفاق می‌افتد و استفاده از پرس گرم می‌تواند جهت رسیدن به دانسیته مورد نیاز، مطلوب باشد. در نهایت برای رسیدن به دانسیته حد اکثر از روش SPS استفاده کرد در بالای ۸۰۰ درجه برای زیرکنیوم کارباید اکسیداسیون اتفاق می‌افتد لذا برای رفع مشکل این ماده را با ZrB₂ و SiC کامپوزیت می‌کنند و مقاومت در برابر اکسیداسیون را تا ۱۸۰۰ سانتی گراد افزایش می‌دهند. افزودن فاز دومی مانند ZrB₂ یا SiC به زیرکنیوم کارباید سبب می‌شود مقاومت به اکسیداسیون و همچنین مقاومت به سایش و شوک حرارتی بهبود یابد. این بهبود در خواص به تشکیل لایه غیر فعال در سطح کامپوزیت نسبت داده می‌شود. از این رو به طور مثال کامپوزیت سه تایی ZrC-30ZrB₂-10SiC که به روش‌های پرس گرم یا SPS تولید شده است در هر دو حالت خواص بهتری از زیرکنیوم کارباید تک فاز و همچنین کامپوزیت دو تایی از این مواد دارد. همچنین با کامپوزیت سازی خواص مکانیکی نیز بهبود پیدا می‌کند.^[۱۱] کامپوزیت ZrC-SiC در برابر سایش در دمای بالاتر از ۲۰۰۰ سانتیگراد، سایش ناشی از خروج گاز یا ذرات با سرعت بالا به شدت آسیب پذیر است و اکسید می‌شود. ثابت شده است که استفاده از سرامیک‌های فوق دما بالا و کاربایدها و بورایدهای فلزات انتقالی در کامپوزیت‌های کربنی یکی از روش‌هایی است که برای افزایش مقاومت به سایش به کار می‌رود. چون در این کامپوزیت‌ها سرامیک‌های فوق دما بالا در مقادیر کم و در نقش تقویت کننده بوده اند لذا بهبود در خواص مقاومت به سایش محدود بوده است. کامپوزیت‌هایی که دارای مقادیر زیادی ZrC و SiC باشند به نحوی که بتوانند یک زمینه سرامیکی پیوسته ایجاد کنند و همچنین از خواص مواد کربنی مانند الیاف کربنی به عنوان تقویت کننده استفاده شود، می‌توان خواص مقاومت به سایش را به طور چشمگیری افزایش داد.^[۱۲]

۱-۳- مکانیزم مقاومت در برابر اکسیداسیون

مواد محافظ در برابر سایش^۱ می‌توانند به صورت جزئی یا به طور کامل صدمه وارد آمده را جبران کنند. در این حالت عناصر موجود در ماده تشکیل اکسیدی مذاب را می‌دهند که در بازه وسیعی از دما قادر هستند ترکها و حفرات روی سطح را پر کنند و از تخریب سطح ماده یا اکسیداسیون آن جلوگیری کنند. بور با تشکیل B₂O₃ در دماهای ۵۰۰ تا ۱۰۰۰ سانتیگراد و Si با تشکیل SiO₂ در دمای ۱۰۰۰ تا ۱۵۰۰ °C این خاصیت را برای محافظت سطح ماده دارا می‌باشند. در دماهای بالاتر از ۱۵۰۰ °C به نظر می‌رسد که Hf و Zr قادر باشند سطح ماده را محافظت کنند هر چند مکانیزمی برای این عمل توسط این ماده شناسایی و اثبات نشده است. به دلیل نقطه ذوب بالاتر هافنیوم به نظر می‌رسد اکسید آن تاثیر بهتری نسبت به اکسید زیرکونیوم داشته باشد. برای محافظت سطح الیاف کربنی روی آن را با SiC در محفظه CVD^۲ به مدت دو ساعت پوشش می‌دهند.^[۱۳]

۱-۴- روش‌های تولید کامپوزیت‌های C/C-UHTCs

روش‌های مختلفی برای ساخت کامپوزیت‌های C/C-ZrC-SiC توسعه یافته‌اند از جمله: اشباع سازی شیمیایی از فاز بخار CVI^۳، اشباع سازی با دوغاب Si^۴، اشباع سازی با پلیمر و پیرولیز PIP^۵ و اشباع سازی با سیلیکون مایع LSI^۶، تا کامپوزیت به دانسیته مناسب برسد. اگر چه برخی از این روش‌ها به دلایلی همچون طولانی بودن زمان فرآیند، هزینه بالا، توزیع نامناسب زمینه

¹ Self-healing materials

² Chemical vapor deposition

³ Chemical vapor infiltration

⁴ Slurry infiltration

⁵ Polymer infiltration and pyrolysis

⁶ Liquid silicon infiltration

سرامیکی و یا کاهش استحکام به دلیل ایجاد تخلخل بالا، سودمند نبوده‌اند. گاهی از ترکیب این روش‌ها برای رسیدن به خواص بهینه استفاده می‌شود. مشکل اصلی در این فرآیندها آن است که باید از پودر (به طور مثال پودر SiC) به میزان کمی استفاده کرد تا به حداقل ویسکوزیته برسیم تا بتوان اشباع سازی را به نحو موثری به انجام رسانید. به علاوه، فرآوردهای آمورف و کم دانسیته‌ی فرآیند پیروزیز در دمای بالاتر از ۱۴۰۰ سانتیگراد تبلور پیدا می‌کنند که این مساله کنترل ریزاساختار کامپوزیت‌های زمینه سرامیکی را مشکل می‌سازد. از روش پرس گرم^۱ نیز می‌توان کامپوزیت C/C-ZrC-SiC را تولید کرد. روش PIP روشی است که طی آن می‌توان به بدنه همگن سرامیکی برای تولید کامپوزیت مدنظر دست یافت. در ادامه روش‌های PIP، RMI، RI و

که از نظر اقتصادی مناسب‌تر هستند شرح داده می‌شوند [۱۴ و ۱۵].

روش PIP روشی مطمئن است که ساختاری با بدنه یکپارچه و همگن به دست می‌دهد. همچنین کامپوزیت حاصل شده از این روش ساختاری نزدیک به شبکه دارد و می‌تواند در اشکال پیچیده و ابعاد بزرگ تولید شود. در این روش از یک آغازگر آلی حاوی زیرکنیوم و ماده آلی دارای سیلیسیوم مثل پلی کربوکسیلان استفاده می‌شود. این آغازگرها به همراه یک حلal که به نسبت معین با هم مخلوط شده‌اند به یک پیش ساخته کربنی که می‌تواند نمد کربنی یا پارچه‌های کربنی روی هم قرار گرفته باشد، تحت خلا یا بدون آن اعمال می‌شود. سپس در دمای بالا عملیات حرارتی اتفاق می‌افتد تا فازهای ZrC و SiC مورد نظر تولید شوند. این چرخه اعمال و عملیات حرارتی می‌تواند چندین بار تکرار شود تا کامپوزیت به دانسیته مناسب برسد [۱۶ و ۱۷ و ۱۸].

وانگ^۲ و همکارانش [۱۹] با استفاده از روش RMI کامپوزیت C/C-ZrC تولید کردند. آن‌ها مذاب ترکیب آلیاژی $\text{Si}_{0.87}\text{Zr}_{0.13}$ که ترکیبی نزدیک به نقطه بوتکتیک این دو عنصر می‌باشد را به نمد کربنی که با استفاده از روش لایه نشان از فاز بخار یک لایه کربن بر روی آن داده شده بود، اعمال کردند. پیش ساخته کربنی در این روش توسط مکانیزم مکش لوله‌های مویین با مذاب متراکم می‌شود و کامپوزیت حاصل می‌شود. هر قدر دانسیته کامپوزیت‌های از این نوع بالاتر باشد، خلل فرج کم تر و استحکام آن بالاتر خواهد بود.

به روش RI، پائول^۳ و همکاران [۲۰] با استفاده از پودرهای ZrB_2 ، SiC ، LaB_6 و HfB_2 و رزین فنولیک به عنوان منبع کربنی و استون دوغابی از مواد سرامیکی با آسیاب توسط گوله‌های آلومینیمی به مدت ۴۸ ساعت تهیه کردند. سپس آن‌ها پیش ساخته کربنی را درون دوغاب سرامیکی به صورت دستی فشرده شد تا حداقل میزان تلقیح در آن صورت گیرد و پس از آن نمونه خشک شد. سه بار چرخه تلقیح و خشک کردن تکرار شد تا میزان دانسیته حداقل شود. پس از آن در دمای ۹۰۰ سانتیگراد نمونه‌ها طی دو ساعت پخته شدند.

۲- نتیجه‌گیری

با توجه به بخش ۱-۱ و بررسی مواد دارای پتانسیل برای استفاده در کاربردهای هوافضایی، مشخص می‌شود که کامپوزیت سازی، در جهت افزایش استحکام از طریق محدود سازی رشد دانه و همچنین افزایش مقاومت به اکسیداسیون عمل می‌کند لذا ترکیب دو یا سه تایی از چند کامپوزیت فوق دما بالا که مطابق بخش ۳-۱ با ایجاد لایه غیر فعال در برابر نفوذ اکسیژن، خواص فرسایشی مناسب تری نسبت به سرامیک تک فاز داشته باشند، بهترین گزینه جهت ساخت قطعه در کاربرد یاد شده می‌باشد. همچنین تقویت کامپوزیت با الیاف کربنی خواص استحکام و مقاومت به شوک حرارتی آن را افزایش می‌دهد. در مورد روش ساخت این قطعه نیز می‌توان عنوان کرد که بهترین‌ها روش‌ها PIP، SI و RMI می‌باشند. در روش PIP بدنه‌ای همگن و یکپارچه با اندازه دانه مناسب به وجود می‌آید. همچنین در این روش قادر به تولید اشکال پیچیده و با ابعاد بزرگ هستیم. از سوی دیگر عیب PIP آن است که رسیدن به تراکم مناسب در این روش مشکل می‌باشد. چرخه‌های متتمدی PIP که برای بالا بردن دانسیته انجام می‌شوند، هزینه و زمان تولید را بسیار بالا می‌برند و از سوی دیگر با پیروزیز و اعمال دمای بالا طی هر چرخه به کامپوزیت، استحکام الیاف کربنی و به تبع خواص مکانیکی نمونه کاهش پیدا می‌کند. روش RMI موثر تر از PIP در جهت افزایش تراکم عمل می‌کند. این روش ساده، هزینه به نسبت کم تری را نیز دارد. بروز میکرو ترک‌ها در این جا بسیار شایع می‌باشد که یک

¹ Hot press

² Wang

³ Paul

عامل در افت خواص مکانیکی و سایشی نمونه به شمار می رود. الیاف در معرض مذاب فلزات آسیب پذیری زیادی دارند و با واکنش کردن با فلزات ممکن است خواص خود را از دست بدهند. در RMI فازهای نهایی به روشن درجا از مذاب فلزی حاصل می شوند اما همواره درصدی از فلز به صورت واکنش نکرده در سیستم باقی می ماند که خواص سایشی فلز بسیار کم تر از کاربید یا بورید آن فلز می باشد و این خود یک عامل منفی است. لذا روش پیشنهادی همان روش استفاده از دوغابی (SI) است که در این روش نیز چالش رشد دانه و کنترل تخلخل پیش رو می باشد.

مراجع

- [1] Solid Rocket Motor Nozzles, National Aeronautics and Space Administration, Chemical Propulsion. SP-8115. JUNE 1975.
- [2] P. thakre, V.Yang. Chemical erosion of refractory metal nozzle inserts in solid propellants rocket motors. Journal of propulsion and power, Vol 25. No 1. 2009.
- [3] K. Li. X.Shen, He.Li, S. Zhang, T. Feng, L. Zhang, Ablation of the Carbon/Carbon Composite Nozzle-Throat in A Small Solid Rocket Motor. C/C Composites Technology Research Center, State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an Shaanxi, 710072, PR China.
- [4] E. Wuchina, E. Opila, M. Opeka, W. Fahrenholtz, I. Talmy. UHTCs Ultra high temperature ceramic materials for extreme environment applications. The Electrochemical Society Interface. 30-36. 2007.
- [5] F. Monteverde, A. Bellosi, S.Guicciardi, Journal of European ceramic society. 22. 279-288. 2002.
- [6] F. Monteverde, A. Bellosi, Adv. Engineering Materials. 6. 331-336. 2004.
- [7] F. Monteverde, A. Bellosi, journal of material research. 19. 3576-3585. 2004.
- [8] D. D. Radev, M. Marinov, journal of alloys and compounds. 244. 48-51. 1996.
- [9] T. Tsuchida, S. Yamamoto, journal of European ceramic society. 24. 45-51. 2004.
- [10] S. C. Zhang. G. E. Hilmas, W. G.Fahrenholts, journal of American ceramic society. 89. 1544-1550. 2006.
- [11] S. Guo. Y. kagawa .Mechanical and physical behavior of spark plasma sintered ZrC-ZrB₂-SiC composites. Journal of European ceramic society 28. 1279-1285. 2011.
- [12] J. Xie, K. Li, H. Li, Q. Fu, L. Gue. Ablation behavior and mechanism of C/C-ZrC-SiC Composites under an oxyacetylene torch at 3000°C. Ceramics international 39. 4171-4178. 2013.
- [13] K.Li, X. Jing, F. Qian-gang, L. He. Jun, G. Ling-jun, Effect of porous C/C density on the densification behavior and ablation property of C/C-ZrC-SiC composites. Carbon 57. 161- 168. 2013.
- [14] H. Li, L. Zhang. L. Cheng. Y. Wang. Fabrication of 2D C/ZrC-SiC Composite and its structure evolution under high-temperature treatment up to 1800°C. Ceramics international 35. 2831-2836. 2009.
- [15] D. Zhao, C. Zheng , H. Hu, Y. Zhang . Preparation and characterization of three-dimensional carbon fiber reinforced zirconium carbide composite by precursor infiltration and pyrolysis. Ceramic International. 37. 2089-2093. 2011.
- [16] D. Huang , M. Zhang , Q. Huang, L. Wang , L. Xue , X. Tang, K. He. Ablation mechanism of C/C-ZrB₂-ZrC-SiC composite fabricated by polymer infiltration and pyrolysis with preform of C_x/ZrB₂ Corrosion Science 98. 551-559. 2015.
- [17] D.Zhao. C.Zhang. H.Hu. Y.Zhang. Ablation behavior and mechanism of 3D C/ZrC composites in oxyacetylene torch environment. Composites science and technology 71. 1392-1396. 2011.
- [18] H. Wu, C. Xie, W. Zhang, J. Zhang . Fabrication and properties of 2D C/C-ZrB₂-ZrC-SiC composites by hybrid precursor infiltration and pyrolysis. Adv. Appl. Ceram. 112 366-373. 2013.
- [19] Y. Wang. X. Zhu. L. Zhang. L. Cheng. C/C-SiC-ZrC composites fabricated by reactive melt infiltration with Si_{0.78}Zr_{0.12} alloy. Ceramics international 38. 4337-4343. 2012 .
- [20] A. Paul, S. Venugopal, J.G.P Binnr, B Vaidyanathan, A.C.J. Heaton, P.M. Brown, UHTC-Carbon fibre composites: preparation, oxyacetylene torch testing and characterization. European ceramic society 33. 423-432. 2013.

مروري بر خواص و ساختار سراميك نيترييد سيلسيم به عنوان ماده‌ي مهندسي آينده

محمد بابازاده آغ اسماعيلي^{۱،۲*}، شاهين خامنه اصل^۲

^۱ گروه مکانيك، دانشكده فني و حرفه اي تبريز، دانشگاه فني و حرفه اي

^۲ گروه مهندسي مواد، دانشكده مهندسي مکانيك، دانشگاه تبريز



مهندس محمد بابازاده آغ اسماعيلي، نويسنده اول مقاله،
دانشگاه فني و حرفه اي،
دانشكده فني و حرفه اي تبريز

چکیده: هدف از این پژوهش مروري بررسی تحولات اخیر در رابطه با سیلیکون نیترید (Si_3N_4) و رابطه بین شرایط فرآوري، شیمیایی ترکيب، ریزاساختار و خواص مکانيكی نيترييد سيلسيم می باشد. نيترييد سيلسيم يکی از مهمترین سراميك‌های ساختاري است زира اين سراميك ترکيبی از خواص مطلوب مانند مقاومت به سایش خوب، مقاومت پخورندگی بالا، استحکام خمشی مناسب، مقاومت به شکست خوب، خرزش، و سختی نسبتاً بالا را دارا می باشد. اين خواص از طریق فرایند‌های فراوری نیترید سيلسيم زیتر فاز مایع که در آن یک ریزاساختار مناسب، با ذرات نسبتاً بزرگ و فازهای بین دانه‌ای حاصل می‌شوند و مکانیسم‌های تقویت و بهبود چقرمگی شکست و استحکام شکست می‌باشد. با این حال، با وجود استحکام شکست بالا، سختی و مقاومت مواد سراميكی Si_3N_4 هنوز هم دچار شکست‌های فاجعه بار شده و رفتار شکست اين سراميك بعنوان مانع بزرگ برای استفاده گسترده‌تر آن به عنوان يک مواد ساختاري می‌گردد.

كلمات کلیدی: سایش، چقرمگی، خرزش، شکست، سختی.

۱- مقدمه

در سال ۱۹۹۴ يک مقاله را در مورد سراميك Si_3N_4 که بر اساس بررسی‌های اینترنتی از سال‌های ۱۹۹۲- ۱۹۹۷، که توسط موسسه Gmelin Staffordshire، انگلستان انجام شده بود، منتشر شد. تمامی اين پژوهش‌ها به کاربردها و خواص اساسی نيترييد سيلسيم اشاره داشتند. در اين پژوهش‌هاي منتشر شده بيشتر به نيترييد سيلسيم بعنوان يک ديرگذار توجه شده است، زيرا اين ماده داراي مقاومت به شوك حرارتی مناسب (پاين بودن ضربه انبساط حرارتی پاين) خشی بودن نسبت به اکثر فلزات مذاب، پايداري حرارتی بالا، مقاومت به سایش و فرسایش بالا با توجه به سختی مناسب شان و بعنوان يک ماده سراميكی، استحکام شکست و چقرمگی شکست نسبتاً مناسبی دارد[۱].

خلاصه‌ای از خواص نيترييد سيلسيم بصورت جدول ۱ نشان داده شده است. قدمت استفاده از نيترييد سيلسيم به سال ۱۹۵۰ در نسوزهای کوره‌های بلند می‌رسد. می‌توان گفت، در اين دوره بيشترین درصد کاربرد نيترييد سيلسيم به نسوز کوره، تجهیزات ریخته گری پیوسته، لوله‌های راهگاهی، غلاف ترموکوپل‌ها اختصاص یافته بود. از کاربردهای دیگر نيترييد سيلسيم به استفاده از آن برای پوشش دهی ابزارهای ماشین کاري به روش CVD برای ماشینکاری فلزات سخت مثل انواع فولاد و چدن و آلياژهای نیكل اشاره نمود[۲].

همچنين اين ماده بعلت پايداري حرارتی بالا در صنایع هسته‌ای کاربرد زيادي داشته و به علت مقاومت بخوردگی بالا بعنوان پوشش مناسب روی فييرهای نوری از طریق فرآيند CVD برای جلوگيري از آسيب‌های خوردگی اعمال می‌گردد [۱]. در پژوهش‌های انجام یافته توسط Mazzaocchi و همكارانش اين ماده با توجه به خواص بي تظير خود بعنوان ماده اوليه برای ساخت انواع پروتزها و اندام‌های مصنوعی و ماده اصلی مرکزی پروتزهای دندانی مطرح و معرفی گردید [۳-۵]. در سال ۱۹۸۱ نتیجه مطالعات مروري خود را با رویکرد بررسی ترموديناميکی و

دیاگرام‌های فازی انتشار داد. مطالعات ایشان روی نیتراسیون سیلیسیم خالص کریستالی فرآیند ساخت نیترید سیلیسیم، خواص مکانیکی، ریزساختار و مقاومت به اکسیداسیون نیترید سیلیسیم را شامل می‌شد[۶].

جدول ۱- خواص مواد از Si_3N_4 متخلخل تحت فشار، بدون فشار و ستر فاز مایع [۲]

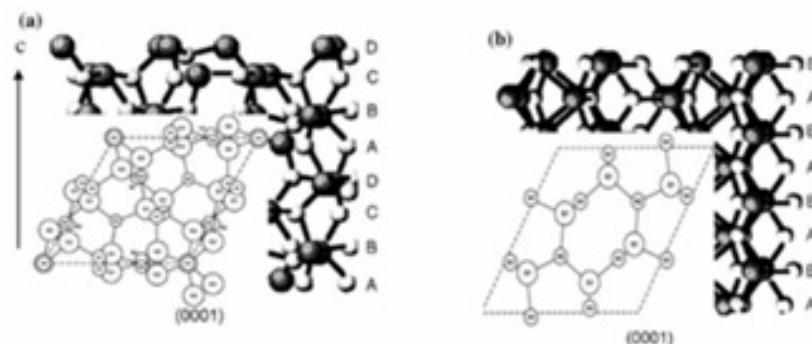
Item	Material	
	Hot pressed Si_3N_4	Pressureless sintered Si_3N_4
Density (kg/m^3)	3.07–3.37	2.8–3.4
Thermal conductivity (W/m K)	29.3	15.5
Specific heat (J/kg K)	711.756	711.756
Flexural strength (MPa)	(20 °C) 450–1200 (1400 °C) ~ 600	(20 °C) 275–1000 (1400 °C) ~ 800
Compressive strength (MPa)	4500	4000
Linear thermal expansion ($\times 10^{-6}/\text{°C}$)	(20–1000 °C) 3–3.9	(20–1000 °C) ~3.5
Young's modulus (GPa)	(20 °C) 250–320 (1400 °C) 175–250	(20 °C) 195–315
Fracture toughness (MPa $\text{m}^{1/2}$)	2.8–12	3.0–10

در سال ۲۰۰۷ Hampshire مقاله‌ی مروری خود را با مطالعه روی ، ساختار و فرآیند تولید نیترید سیلیسیم انتشار داد. در کنار تشریح ساختار کریستالی و تحولات فازی ایشان ارتباط میان ساختار و خواص نیترید سیلیسیم را نیز تشریح نمود. Hampshire در این پژوهش خود تاکید کرد که مقداری از افزودنی در ابتدا نشان می‌دهد، تعیین شیمی فاز شیشه‌ای مرز دانه‌ها را که بر روی خواص از قبیل چرمگی شکست، استحکام دمای بالا، مقاومت به خروجی و اکسیداسیون تاثیر می‌گذارد. بعلاوه با کنترل طبیعت فازهای بین دانه‌ای، روی مورفولوژی فاز نیترید سیلیسیم بتا که پارامتر مهمی است و روی خواص سرامیک موثر است، تاثیر می‌گذارد. همچنین مطالعات مروری ایشان مشخص نمود که در شرایط یکسان از حفرات در قطعات، در صورتی که نست شکل (فاکتور شکل) افزایش یابد، مقاومت به اشاعه ترک افزایش خواهد یافت. این نسبت یا فاکتور شکل متأثر از تعداد دانه‌های کشیده نیترید سیلیسیم بوده و توسط سهم یا درصد افزودنی‌های مثل اکسید ایتریم (Y_2O_3) و اکسید آلومینیم (Al_2O_3) کنترل می‌شود. او بیان نمود که مقاومت به شکست و استحکام بالا می‌تواند توسط خوداستحکامی نیترید سیلیسیم با کنترل اندازه و کسر حجمی دانه‌های فاز نیترید سیلیسیم β با فاکتور شکل بالا در زمینه بهبود یابد.

۲- ساختار کریستالی نیترید سیلیسیم

سیلیسیم نیترید دارای دو شکل کریستالوگرافی است که فرم آلفا و بتا نامیده می‌شوند. هر دوی این فرم کریستالی به صورت هگزاگونال هستند و دارای حجم سلول واحد یکسانی هستند اما فاصله‌ی بین صفحه‌ای D در فرم آلفا دو برابر فرم بتاست. فرم آلفای تصویر آینه‌ای فرم بتاست. آلفا سیلیسیم نیترید (فاز دما پایین) تقریباً در دمای ۱۵۰۰ درجه‌ی سانتیگراد به فرم بتا تبدیل می‌شود. این تغییر فازی به عنوان یک تغییر فاز برگشت پذیر در نظر گرفته نمی‌شود. دانسیته‌های تئوری برای فازهای آلفا و بتا به ترتیب برابراست با $3/۱۸$ و $3/۱۹$.

چیدمان لایه‌های اتمی در نیترید سیلیسیم α از لایه‌های متوالی ABCD و نوع β از تکرار لایه‌های متوالی AB تشکیل شده است. ساختار بر مبنای شبکه‌ای از چهار وجهی‌های Si_3N_4 بنا شده است. بطوری که یک اتم سیلیسیم در مرکز چهار وجهی (تتراهرال) قرار داشته و چهار اتصال با نیتروژن دارد. چهار وجهی‌های Si_3N_4 از گوشه‌ها به یکدیگر متصل شده و هر نیتروژن بین سه چهار وجهی به اشتراک گذاشته شده است. شکل (۱) نحوه چیدمان اتمی نیترید سیلیسیم با دو آلوتروپی α و β را نشان می‌دهد. در جدول ۲ خواص مکانیکی و فیزیکی دو آلوتروپی نیترید سیلیسیم با دو آلوتروپی α و β مورد مقایسه قرار گرفته است.



شکل ۱- نحوه چیدمان اتمی نیترید سیلیسیم با دو آلوتروپی α و β را نشان می‌دهد.

جدول ۲- خواص مکانیکی و فیزیکی دو آلوتروپی نیترید سیلیسیم با دو آلوتروپی α و β [۷]

	Unit cell parameter (\AA)		Morphology	Mechanical property	
	a	c		H_{V10} (GPa)	K_{Ic} (MPa·m $^{1/2}$)
$\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$	7.748(1)	5.617(1)	Equiaxed	~20	~3
$\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$	7.617(1)	2.911(1)	Elongated	~15	~6

۳- سینترینگ سرامیک‌های نیترید سیلیسیم Si_3N_4

سرامیک‌های نیترید سیلیسیم Si_3N_4 برای حصول چگالی‌های بالا با استفاده از تکنولوژی‌های سینترینگ توانم با فشار تحت عملیات سینترینگ قرار می‌گیرند. این روش‌ها اغلب شامل روش پرس گرم و پرس ایزواستاتیک گرم می‌شود. البته در موقعی سینترینگ بدون فشار خارجی برای چگالش پودرهای نیترید سیلیسیم گزارش شده است. سینترینگ بدون فشار ترجیحاً بعلت تولید قطعات با شکل پیچیده و قیمت پایین مورد استفاده قرار می‌گیرد.

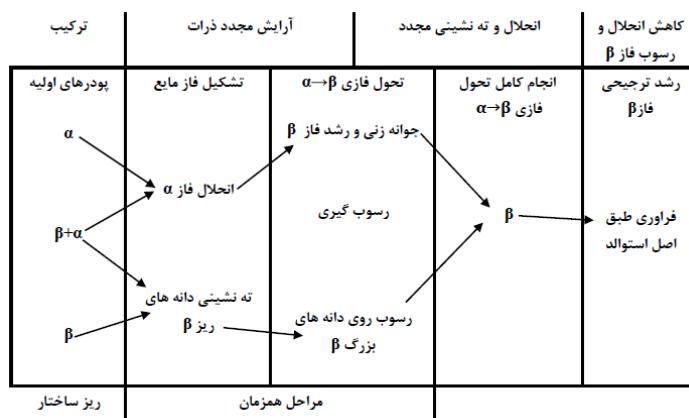
بمنظور سینترینگ دو شرط بایستی فراهم گردد: یکی اینکه سرعت نفوذ اتم‌ها به حد کافی بالا باشد و دیگری انرژی مرز دانه‌هایی که جدیداً تشکیل می‌شود به حد کافی پایین باشد یا انرژی آزاد سیستم کاهش یابد [۸]. انرژی اکتیواسیون یا فعالسازی برای نفوذ در خود جامدات با پیوند کووالانسی مثل Si_3N_4 خیلی بالاست و ضریب نفوذ در خود کم است [۹]. با توجه به خلوص بالای Si_3N_4 و ماهیت پیوند کووالانسی بین اتم‌های این ماده که باعث افزایش انرژی مرز دانه می‌گردد، حتی در دماهای بالا و زمان‌های زیاد عملاً افزایش چگالش محصولات متالورژی پودری Si_3N_4 امکان پذیر نیست. بنابراین بمنظور کاهش انرژی مرز دانه Si_3N_4 از لایه‌ای از SiO_2 روی ذرات Si_3N_4 می‌تواند باعث انجام سینترینگ شود و این اکسید نقش additive را در سینترینگ بازی کند. این مواد در طی فرایند سینترینگ واکنش داده و با ایجاد فاز مایع افزایش چگالی را تغییر می‌کنند. یعنی ابتدا با آرایش مجدد دانه‌ها و بعد با ایجاد محلولی از Si_3N_4 از نوع α درون فاز مایع و سپس ته نشین شدن فاز Si_3N_4 از نوع β را که منجر به افزایش چگالی محصولات Si_3N_4 می‌شوند. در طی سینترینگ فاز مایع، فاز مایع تشکیل شده در اثر نیروی کاپیلاری (اثر موینگی) به درون حفرات و منافذ ریز نفوذ کرده و چگالش محصول را سبب می‌شود. بنابراین سرعت یا سینئیتیک چگالش در مرحله ته نشین شدن محلول در فرآیند سینترینگ بیشتر از مرحله جامد است [۱۰].

۴- تحول آلوتروپیک $\beta \rightarrow \alpha$ در نیترید سیلیسیم

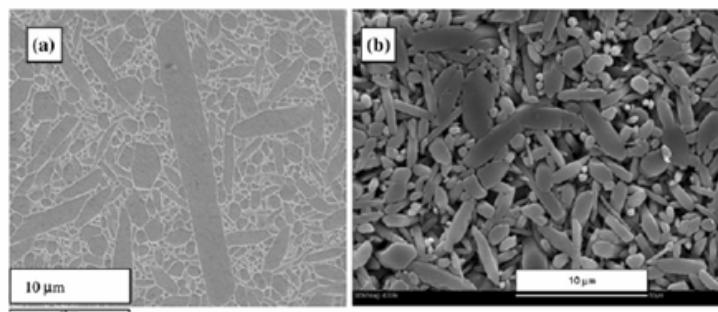
حضور فاز مایع در طی سینترینگ برای تحول فاز نیترید سیلیسیم ضروری است. وجود ذرات ریز فاز نیترید سیلیسیم α و انحلال آن در فاز مایع باعث رسوب جوانه‌های فاز β می‌شود [۱۱]. برای تشکیل فاز β از فاز α باستی لایه C به لایه A و لایه D به لایه B مطابق شکل (۱) تبدیل شود [۱۲]. آرایش مجدد دانه‌ها باعث نفوذ در فاصله کوتاه بعلت گرادیان غلظتی ناشی از پودرای غنی از نیترید سیلیسیم نوع α که از انتقال جرم ساده سریع‌تر است، می‌شود. نفوذ عناصر نیتروژن و سیلیسیم از میان فاز مایع انجام گرفته و با رسوب فاز β بصورت دانه‌های ریز ادامه می‌یابد.

با توجه به شکل (۲) مشاهده می‌شود، صرفنظر از ترکیب شیمیایی فاز اولیه ذرات Si_3N_4 ، اگر مقدار فاز مایع در فرآیند سینترینگ کافی باشد، تحول $\beta \rightarrow \alpha$ بطور کامل رخ داده و ساختار نهایی حاصل از فاز Si_3N_4 باریک و کشیده تشکیل می‌شود. در طول زمان

سینترینگ دانه‌های Si_3N_4 نوع β با مایع واکنش داده در حال تعادل بوده و بصورت ناهمسانگرد رشد می‌کنند. رشد دانه‌های Si_3N_4 نوع β بصورت باریک در حضور فاز مایع می‌تواند با نفوذ اتم‌ها از میان مایع یا توسط واکنش در مرز فصل مشترک مرز دانه و مایع کنترل شود.



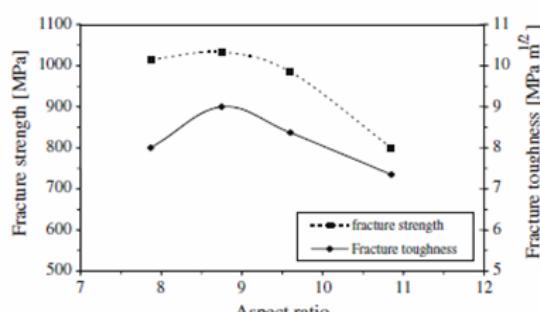
شکل ۲- تغییرات ریزساختار و تحولات فازی Si_3N_4 در طی تحول $\alpha \rightarrow \beta$ را نشان می‌دهد [۱۳].



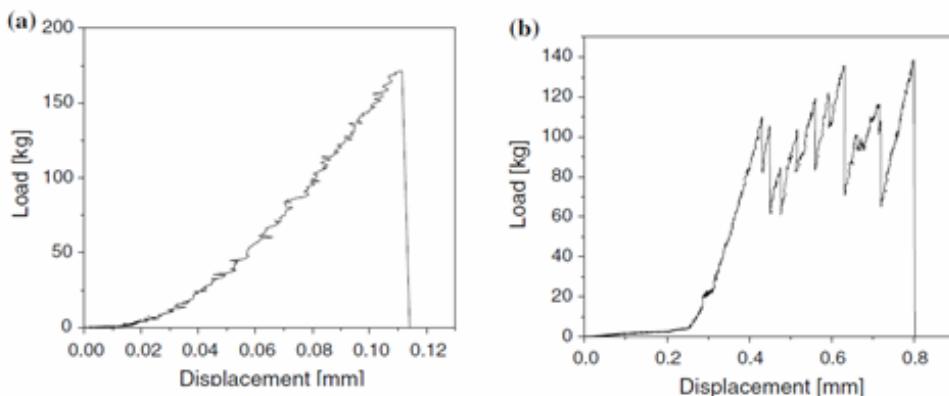
شکل ۳- دو نوع ریزساختار کیفی از Si_3N_4 را نشان می‌دهد [۱۴]. a) با افزودنی ($\text{Al}_2\text{O}_3+\text{Y}_2\text{O}_3$) سینترینگ شل و در دمای 1780°C ، b) با افزودنی ($\text{Al}_2\text{O}_3+\text{Y}_2\text{O}_3$) پرس گرم ایزو استاتیک و در دمای 1760°C

۵- ارتباط بین چقرمگی شکست، ترکیب شیمیایی و ریز ساختار Si_3N_4

ارزیابی ریزساختار در طی فرایند سینترینگ و تاثیر آن روی خواص مکانیکی سرامیک‌های Si_3N_4 خصوصاً چقرمگی شکست موضوع مورد علاقه محققین در دو دهه اخیر بوده است. بسیاری از محققین را نظر بر این است که، عرض و پهنای دانه نقش مهمی در تعیین خواص مکانیکی Si_3N_4 دارد. Lai, Tien نشان دادند، که چقرمگی شکست سرامیک‌های Si_3N_4 با 10% وزنی کمک سینتر ($\text{Al}_2\text{O}_3+\text{Y}_2\text{O}_3$) که تحت فشار 10 اتمسفر سینتر شده وابسته به نسبت ظاهری دانه‌های β Si_3N_4 است (شکل ۴). نتایج نشان دهنده تاثیر عمیق و مثبت پارامتر نسبت ظاهر دانه‌های طوبیل و کشیده روی خواص مکانیکی بخصوص چقرمگی شکست سرامیک‌های فوق است.

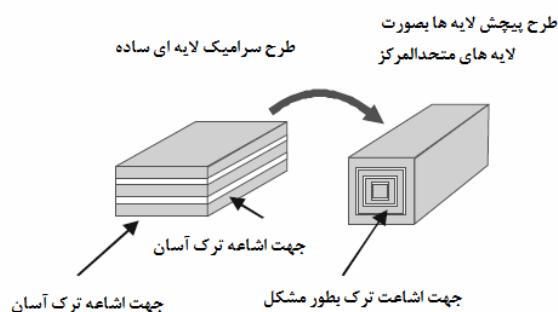


شکل ۴- وابستگی ریز ساختاری را روی چقرمگی شکست (تابعیت چقرمگی شکست از نسبت ظاهر دانه‌ها) Si_3N_4 نشان می‌دهد [۱۴].

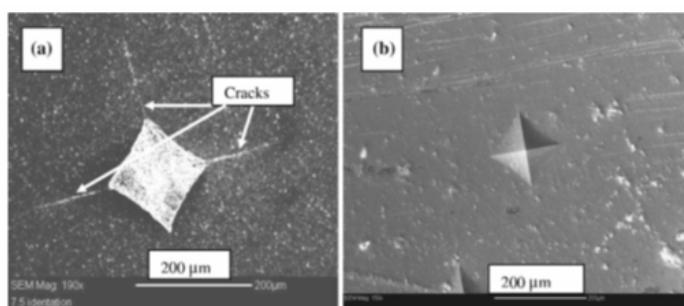


شکل ۵- منحنی های نیرو- جابجایی a) Si_3N_4 یک تکه و بدون تنش و b) Si_3N_4 چند لایه و تنش دار [۱۵]

در ادامه بررسی چرمگی شکست و ارتباط آن ساختار سرامیک های Si_3N_4 ، ساختارهای لایه ای برای بهبود خواص مورد مطالعه قرار گرفتند. موقعی که یک سرامیک یک تکه Si_3N_4 تحت بار قرار می گیرد، رفتار الاستیک خطی را تا لحظه شکست از خود نشان می دهد (شکل ۵-a). این در حاییست که، سرامیک های کامپوزیتی لایه ای که از لایه های Si_3N_4 بهمراه لایه های میانی از BN یا SiC تشکیل شده اند، تحت بار قرار می گیرند، بعد از بارگذاری شبیه افزایش بار کم بوده و ماده مثل یک فلز تغییر شکل می دهد. در ادامه شبیه منحنی افزایش یافته و بعد از چند نوسان نمونه دچار شکست می گردد. در اثر این تغییر در ماهیت سرامیک و تبدیل آن به یک کامپوزیت سرامیکی چرمگی شکست به مقدار قابل توجهی ($21 \text{ MPa m}^{1/2}$) افزایش می باید (شکل ۵-b). البته با تغییر در طراحی شکل سرامیک های چند لایه، از طرح پیچش لایه ها بصورت لایه های متعدد مرکز بجای طرح ساده می توان چرمگی شکست را به مقدار قابل توجهی افزایش داد. این افزایش به این دلیل است که در صورت ایجاد ترک، امکان اشاعه آن بدليل محدودیت در پیچش ترک در لایه ها کاهش یافته و اشعه آن به تعویق می افتد (شکل های ۶ و ۷).



شکل ۶- تغییر طراحی از حالت چیدمان ساده به طرح لایه های متعدد مرکزرا در سرامیک Si_3N_4 نشان می دهد [۱۶].



شکل ۷- مقایسه طول ترک گسترش یافته در شرایط یکسان از بارگذاری (30 Kgf) [۱۶]

$$K_{IC} = 7.98 \text{ MPa m}^{1/2}$$

$$K_{IC} = 28.1 \text{ MPa m}^{1/2}$$

۶- نتیجه‌گیری

در طی دهه‌های گذشته پیشرفت‌های چشمگیری در زمینه گسترش تولید سرامیک‌های نیترید سیلیسیمی با خواص مکانیکی فراتر از سرامیک‌های کلاسیک و سنتی صورت گرفته است. بطور مختصر زمینه‌ها و حوزه‌هایی که باقیستی در گسترش این سرامیک بعنوان ماده‌ای برای آینده روی آن تمرکز نمود، مورد بررسی قرار می‌گیرد.

یکی از این حوزه‌ها، گسترش و بهبود ریزاساختار با تاکید بر رشد دانه‌های Si_3N_4 از نوع β با جهت ترجیحی و نسبت ظاهری مطلوب، طوری که باعث توقف و قفل شدن ترک‌ها شود. این امر باعث افزایش استحکام و چقرومگی شکست سرامیک را خواهد شد. همچنین با تلفیق موارد فوق با عنایت به تقویت فصل مشترک‌ها، چقرومگی شکست سرامیک‌های نیترید سیلیسیمی مونولیتیک (یک پارچه) را نسبت به سرامیک‌های گذشته بهبود بخشد.

دومین حوزه یا زمینه‌ای که باقیستی بدان توجه نمود، گسترش اساسی در طراحی ساخت سرامیک‌ها می‌باشد. بدین معنی که در طراحی ساخت محصولات سرامیکی آن را حالت مونولیتیک به حالت کامپوزیتی و چند لایه با طرح مناسب تبدیل نمود. بر اساس تحقیقات محققین در صورتی که از سرامیک‌های Si_3N_4 چند لایه بجای سرامیک مونولیتیک استفاده شود چقرومگی شکست حتی تا دو برابر افزایش می‌یابد. این در حالی است که اگر در طراحی سرامیک‌های چند لایه از طرح پیچش لایه‌ها بصورت لاشه‌های متعددالمرکز بجای طرح ساده بهره گرفته شود استحکام و چقرومگی شکست تا $1/5$ برابر نیز افزایش می‌یابد. این افزایش به این دلیل است که در صورت ایجاد ترک، امکان اشاعه آن بدليل محدودیت در پیچش ترک در لاشه‌ها کاهش یافته و اشاعه آن به تعویق می‌افتد. در نهایت چقرومگی شکست حتی به مقادیر بالای $21 \text{ Mpa}^{1/2}$ افزایش می‌یابد. این افزایش در چقرومگی تا حدی است که، با آلیازهای آلومینیم رقابت نموده و حتی باعث جایگزینی سرامیک‌ها بجای فلزات گردد.

سومین موردی که در زمینه سرامیک‌ها باید بدان توجه نمود، ارائه تئوری‌ها و تقویت مبانی نظری سرامیک‌های است. پیشرفت در زمینه نظری چقرومگی شکست سرامیک‌ها و گسترش آن در آینده می‌تواند باعث قابل اعتماد بودن سرامیک‌ها و تقویت جایگاه آن بعنوان یک ماده‌ی مهندسی مناسب گردد. بر طبق اطلاعات تئوریک در صورت وجود ترک و حفرات ریز حتی به تعداد زیاد چقرومگی و استحکام شکست سرامیک‌ها نسبت به حالتی که ترک‌ها یا حفرات سرامیک بزرگ هرچند با تعداد کم، بیشتر است. همچنین براساس مباحث نظری و تئوریک استحکام سرامیک‌های پلی کریستال ناهمسانگرد نه تنها با اندازه دانه بلکه با اندازه ترک اصلی و تنش‌های محبوس کنترل می‌شود. این مبانی تئوریک و نظری از لحاظ عملی نیز دست یافتنی هستند یعنی با کاهش اندازه دانه و کاهش اندازه ترک‌ها. البته اندازه دانه را می‌توان با انتخاب مواد زیرمیکرون و در حد نانو کنترل نمود، اما از این نباید غافل بود که برای افزایش چقرومگی شکست و استحکام باقیستی اندازه ترک‌ها را کاهش داد.

مراجع

- [1] Ellen Y. Sun, Paul F. Becher, Kevin P. Plucknett, and Chun-Hway Hsueh "Microstructural Design of Silicon Nitride with Improved Fracture Toughness: II, Effects of Yttria and Alumina Additives", Manuel E. Brito Published Date November 1998.
- [2] Berroth K, Prescher T, Schubert J (2005) 3rd DRACHE-seminar casting techniques, Lahnstein, Germany, May 9–11, 2003.
- [3] Mazzocchi M, Bellosi A "On the possibility of silicon nitride as a ceramic for structural Orthopaedic implants. Part I: processing, microstructure mechanical properties, cytotoxicity "(2008) J Mater Sci Mater Med 19:2881.
- [4] Mazzocchi M, Gardini D, Traverso PL, Faga MG, Bellosi " On the possibility of silicon nitride as a ceramic for structural orthopaedic implants. Part II: chemical stability and wear resistance in body environment (2008) J Mater Sci Mater Med 19:2889.
- [5] Neumann A, Reske T, Held M, Jahnke K, Ragoß C, Maier HR " Comparative investigation of the biocompatibility of various silicon nitride ceramic qualities in vitro" (2004) J Mater Sci Mater Med 15:1135.
- [6] J Weiss –" Silicon nitride ceramics: composition, fabrication parameters, and properties "Annual Review of Materials Science, 1981 - annualreviews.org.
- [7] Hampshire S" Silicon nitride ceramics – review of structure, processing and properties "(2007) J Achiev Mater Manuf Eng 24(1):43.
- [8] Tanaka H) Somiya S, Inomata Y "Silicon carbide ceramics-1, fundamental and solid reaction" (1991) Elsevier, New York, NY, p 213.

- [9] Greskovich C, Rosolowski JH " Sintering of Covalent Solids" (1975) *J Am Ceram Soc* 59(7–8):336
- [10] Kingery WD "Densification during Sintering in the Presence of a Liquid Phase. I. Theory " (1959) *J Appl Phys (a)* 30(3):301.
- [11] Hampshire S, Jack KH (1975)" Microstructure and mechanical properties of pressure less sintered and HIPed silicon-nitride ceramics, unpublished work.
- [12] Suematsu H, Mitomo M, Mitchel TE, Petrovic JJ, Fukunaga O, Ohashi N (1997) "Local Fracture Toughness of Si₃N₄ Ceramics Measured using Single-Edge Notched Micro cantilever Beam Specimens" *J Am Ceram Soc* 80(3):615.
- [13] Natansohn S, Sarin VK (1988) "Ceramic powder processes science" Dtch. Keram. Ges., Cologne, p 433.
- [14] Lai KR, Tien TY (1991) "Rep. Ceramic technology for advanced heat engine project. Oak Ridge National Laboratory" Oak Ridge, TN 27. Krstic VD, Bellosi A, Buccianti F, Krstic Z (2011).
- [15] Yu Z, Krstic Z, Krstic VD (2015) "Laminated Si₃N₄/SiC composites with self-sealed structure" *Key Eng Mater* 280–283:1873.
- [16] Krstic Z, Krstic VD (2008)" Young's modulus, density and phase composition of pressure less sintered self-sealed Si₃N₄/BN laminated structures" *J Eur Ceram Soc* 28:1723.



مهند عزيز شهرکي، نويسنده
مسئول مقاله، دانشگاه صنعتي
شريف*

*azzizz.2010@yahoo.com

بررسی انواع مکانیزم‌های زینترینگ روی خواص دیرگدازهای دولومیتی

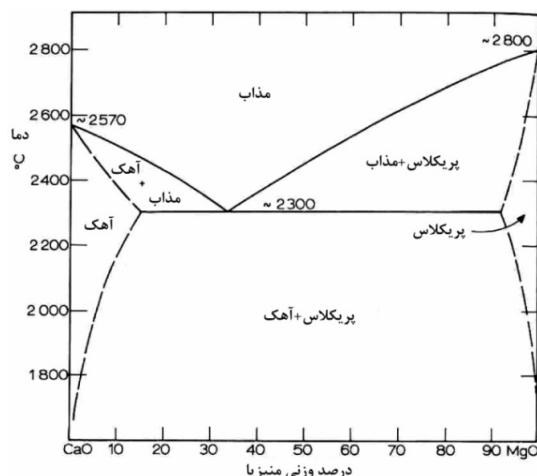
عزيز شهرکي*، علی نعمتی
دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتي شريف

چکیده: دیرگدازهای دولومیتی دارای مزایایي چون پایداری در محیط‌های قلیابی، تولید فولاد تمیز، کوتینگ پذیری مناسب در کوره سیمان، وجود مواد اولیه فراوان با خلوص بالا در داخل کشور، هزینه تولید کم و همچنین دارای نقطه ضعفی چون آبدارشدن سریع به دلیل وجود فازهای CaO و MgO می‌باشد. به تازگی تحقیقات و فعالیتهایی برای تولید دیرگدازهای دولومیتی بصورت کاربردی و مؤثر به دلیل وجود منابع عظیم دولومیت در کشور آغاز شده است زیرا دولومیت از نظر اقتصادی ارزان تر از بسیاری از فرآوردهای نسوز بوده و کارکرد بهتری نیز دارد. این دیرگداز به دلیل بالا بودن درجه حرارت سرویس دهی و مقاومت مطلوب در برابر اثرات شیمیایی محصولات کوره، عمدتاً نسبت به سایر فرآوردهای نسوز برتری دارد. به طور کلی کاربرد عمده آجرها و جرم‌های دیرگداز دولومیتی در صنایع آهن و فولاد، سیمان و کوره‌های پخت آهک است. که در صنعت متالورژی در کنورتورهای فولادسازی، کوره‌های قوس الکتریکی و انواع پاتیل‌های ریخته‌گری و در صنعت سیمان عمدتاً در منطقه پخت کوره‌های دوار سیمان به دلیل نسبت قیمت به عمر مطلوب مورد استفاده قرار می‌گیرند.

كلمات کلیدی: دیرگداز، دولومیت، مقاومت به آبدارشدن، زینترینگ.

۱- مقدمه

دولومیت نخستین بار توسط شخصی به نام دولومیت در سال ۱۷۹۹ میلادی معرفی شد. لیکن استفاده از دولومیت به عنوان ماده نسوز اولین بار توسط سیدنی توماس در سال ۱۸۷۸ میلادی متداول گردید. سرانجام در سال ۱۹۳۰ میلادی اولین آجرهای پخت شده دولومیتی به مرحله تولید رسید. پیشرفت فناوری نسوزهای دولومیتی در طی جنگ جهانی دوم در پوشش‌های کوره‌های قلیابی در انگلستان بود [۱]. دولومیت، کربنات کلسیم و منیزیم با فرمول شیمیایی $(\text{Ca}, \text{Mg})(\text{CO}_3)_2$ می‌باشد که در سیستم رومبئوئدیک متبلور می‌شود. دانسیتی آن حدود $2/6 \text{ gr/cm}^3$ است [۲]. شکل (۱) نشان می‌دهد که علی رغم تشابه ساختاری CaO و MgO ، به علت اختلاف در شعاع یونی، این دو اکسید حلالیت محدودی در یکدیگر دارند و در کمتر از دمای 1800°C تقریباً در یکدیگر حل نمی‌شوند. با توجه به این نمودار، مخلوطی با نسبت‌های مساوی از MgO و CaO ، نقطه ذوبی بیش از 2300°C خواهد داشت [۳].



شکل ۱- نمودار فازی $\text{MgO}-\text{CaO}$. [۲]

همچنین دیرگدازهای دولومیتی دارای مزایایی چون بالا بودن درجه حرارت سرویس دهی، آزاد کردن اکسیژن کم در مذاب فولاد، پایداری نسبتاً زیاد در برابر سرباره‌های قلیایی، پوشش پذیری خوب در منطقه پخت کوره سیمان، وجود مواد اولیه فراوان با خلوص بالا در داخل کشور و هزینه تولید کم می‌باشد که اخیراً مورد توجه بسیار زیاد تولیدکنندگان دیرگدازها واقع شده است. اما در کنار مزایای عمدۀ نامبرده، مقاومت کم در برابر سرباره‌های اسیدی و مقاومت به آبدارشدن پایین این دیرگدازها، استفاده از آنها را با محدودیت رویرو کرده است [۴ الی ۷].

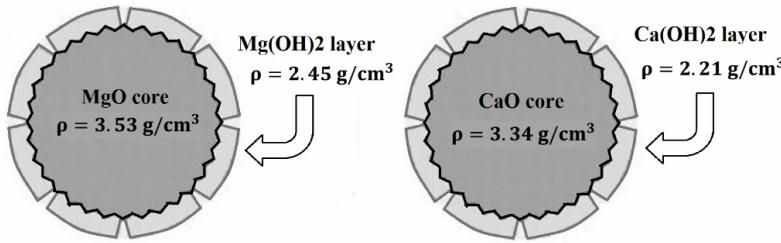
به طور کلی کاربرد عمدۀ آجرها و جرم‌های دیرگداز دولومیتی در صنعت متالورژی در تاندیش، محفظه‌های AOD، کوره‌های قوس الکتریکی EAF، کوره‌های پاتیلی می‌باشد. همچنین از این دیرگدازها در منطقه پخت کوره‌های دوار پخت سیمان، آهک و دولومیت نیز استفاده می‌شود [۹ الی ۱۴].

دولومیت از دمای 600°C شروع به کلسینه شدن می‌نماید به طوریکه در دمای 900°C کاملاً به منیزیا (MgO) و کلسیا (CaO) تجزیه و تمام CO_2 آن خارج می‌گردد. که اصطلاحاً به دولومیت کلسینه شده، دولوما می‌گویند و اساساً با واکنش زیر تولید می‌گردد [۸ و ۷]:



اگر این واکنش به محض خروج CO_2 (حدود 900°C) متوقف گردد، محصول واکنش میل ترکیبی زیادی با آب داشته و متخلخل خواهد بود. لذا نمی‌تواند در ساخت آجرهای دیرگداز به کار رود. بنابراین محصول را باید تا درجه حرارت‌های نسبتاً بالا حدود 1700°C حرارت داد، به طوری که محصول هفت‌ها می‌تواند بدون خراب شدن انبار شود [۸ و ۹].

دولومیت کلسینه شده به شدت تمایل به جذب رطوبت (H_2O) و آبدارشدن دارد. که در این حالت، فاز CaO به Ca(OH)_2 و MgO به Mg(OH)_2 تبدیل می‌شوند که با کاهش دانسیتۀ، دو-سه برابر شدن حجم جامد و در نهایت منجر به تخرب دانه‌ها می‌گردد (شکل (۲)). همچنین فاز CaO در مقایسه با فاز MgO برای واکنش شیمیایی جذب آب، بسیار مستعدتر می‌باشد [۱ و ۳].



شکل ۲ - کاهش دانسیتۀ دانه‌های کلسیا (CaO) و منیزیا (MgO) در اثر آبدارشدن.

برای رفع این مشکل تلاش‌های فراوانی مانند پوشش دولوما با قیر و قطران، کربنیزاسیون سطح دیرگداز [۱۵ الی ۱۸] و به کارگیری انواع افزودنی‌ها و گدازآورهای اکسیدی از جمله Fe_2O_3 , Al_2O_3 , V_2O_5 , TiO_2 , FeTiO_3 , ZrO_2 و غیره صورت گرفته و در جریان است. بررسی‌های فوق اگر چه با نتایج قابل قبولی همراه بوده است اما با محدودیت‌هایی در بعضی از خواص، از جمله کاهش استحکام گرم و کاهش مقاومت در برابر سرباره همراه بوده است [۱ الی ۳].

۲- مروری بر آخرین تحقیقات انجام شده

با وجود مزایای بسیار خوب دیرگدازهای دولومیتی، تمایل زیادشان به جذب رطوبت باعث محدودیت استفاده از این دیرگدازها می‌شود. جهت رفع این عیب، تلاش‌های فراوانی صورت گرفته است که مهمترین آن "اضافه کردن افزودنی‌های اکسیدی جهت تثبیت دولوما" می‌باشد.

اصول به کارگیری این افزودنی‌ها، به بررسی نمودارهای فازی، شیمی عیوب و سینتیک تشکیل فازها مربوط می‌شود. بنابراین با افزودن مواد تثبیت کننده می‌توان تمام یا قسمتی از آهک آزاد را وارد ترکیب کرد و اثر سوء آن را کاهش داد. افزودنی‌های اکسیدی مانند Cr_2O_3 , Al_2O_3 , SiO_2 , Fe_2O_3 , BaO , V_2O_5 , CuO , La_2O_3 , ZrO_2 , FeTiO_3 , MgAl_2O_4 , MgSiO_4 و ... باعث واکنش با آهک آزاد و تشکیل ترکیبات کلسیم دار سیلیکاتی، الومینیاتی، فریتی، کروماتی و زیرکنی می‌شود. مقدار و نوع مواد افزودنی در

تهیه دولومای ثبت شده بسیار موثر است و باید به نقطه ذوب فازهای حاصل و محل استقرار آنها در ریزساختار نیز توجه نمود. بررسی‌ها نشان می‌دهد که در دمای پخت دیرگداز (1650°C)، عمدتاً افزودنی‌های موجود با ایجاد یکی از دو مکانیزم زینترینگ فاز مایع یا زینترینگ فاز جامد، بر خواص دیرگدازهای دولومیتی تأثیر مستقیم می‌گذراند. در نتیجه با توجه به این دو مکانیزم، می‌توان افزودنی‌ها را به دو گروه زیر تقسیم‌بندی و مطالعات ریزساختاری، خواص فیزیکی و مکانیکی را جداگانه بررسی نمود.

۱-۲- مکانیزم زینترینگ فاز مایع

اولین گروه مربوط به افزودنی‌هایی است که در کنار دولومیت، فازهای ثانویه کلسیم دار و زودگدازی مانند C_3A , C_2F , C_3S , C_2S , C_4AF و ... تشکیل می‌دهند. با توجه به جدول (۱)، این فازهای ثانویه دارای دمای ذوب پایین تری نسبت به دمای پخت دیرگداز (1650°C) هستند، به همین دلیل در هنگام فرآیند زینترینگ، این فازها به حالت مذاب (مایع) درآمده، در بین مرزدانه‌ها و تخلخل‌ها حرکت می‌کنند و از طریق "مکانیزم زینترینگ فاز مایع" (جریان ویسکوز و نفوذ) باعث بهبود اتصال ذرات MgO و CaO می‌شوند. در نتیجه این ترکیبات با پوشش دانه‌های زمینه، منع از آبدار شدن آنها می‌گردد. از طرفی هر چه دمای ذوب فازهای ثانویه کمتر باشد، فاز مایع در دماهای پایین‌تری تشکیل شده و فرصت بیشتری برای حرکت در بین مرزدانه‌ها و تخلخل‌ها دارند که این باعث می‌شود در فرآیند زینترینگ و پوشش دهنی فازهای زمینه عملکرد بهتری داشته باشند. همچنین با اضافه کردن بیشتر افزودنی‌های اکسیدی، مقدار فاز مایع افزایش یافته و ایزوله شدن ذرات زمینه افزایش می‌یابد ولی در صورت کنترل نکردن مقدار افزودنی‌ها، دیرگدازی و استحکام قطعات در دماهای کاربردی (بالای 1550°C) بشدت کاهش می‌یابد. بنابراین برای هر کدام از این اکسیدها مقدار بهینه‌ای وجود دارد. در ادامه به بررسی اثر این افزودنی‌ها، روی ریزساختار، استحکام و میل به آبدارشدن دیرگدازهای دولومیتی می‌پردازیم.

جدول ۱- افزودنی‌هایی که در هنگام زینترینگ باعث تشکیل فاز مذاب می‌شوند [۱۹ الی ۲۹].

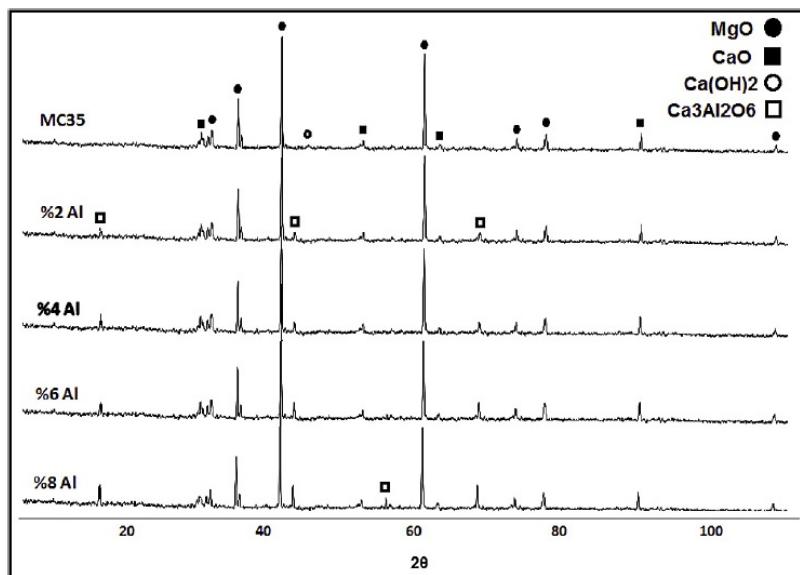
ردیف	افزومنی	فازهای ثانویه	کد فاز	دمای ذوب $^{\circ}\text{C}$	مراجع
۱	Al_2O_3	$3\text{CaO}.\text{Al}_2\text{O}_3$	C_3A	۱۵۴۲	۱۹
۲	Fe_2O_3	$\text{CaO}.\text{Fe}_2\text{O}_3$	CF	۱۲۲۰	۲۰
		$2\text{CaO}.\text{Fe}_2\text{O}_3$	C_2F	۱۴۳۶	۲۶
۳	SiO_2	$\text{CaO}.\text{MgO}.2\text{SiO}_2$	CMS_2	۱۳۹۱	۲۷
۴	V_2O_5	$2\text{CaO}.\text{MgO}.2\text{SiO}_2$	C_2MS_2	۱۴۵۴	۲۷
		$\text{CaO}.\text{MgO}.\text{SiO}_2$	CMS	۱۵۰۳	۲۸
۵	CuO	$3\text{CaO}.\text{V}_2\text{O}_5$	C_3V	۱۳۸۰	۲۹
۶	CuO	$2\text{CaO}.\text{CuO}$	C_2Cu	۱۰۸۵	۲۹

۱-۱-۲- بررسی‌های فازی (XRD)

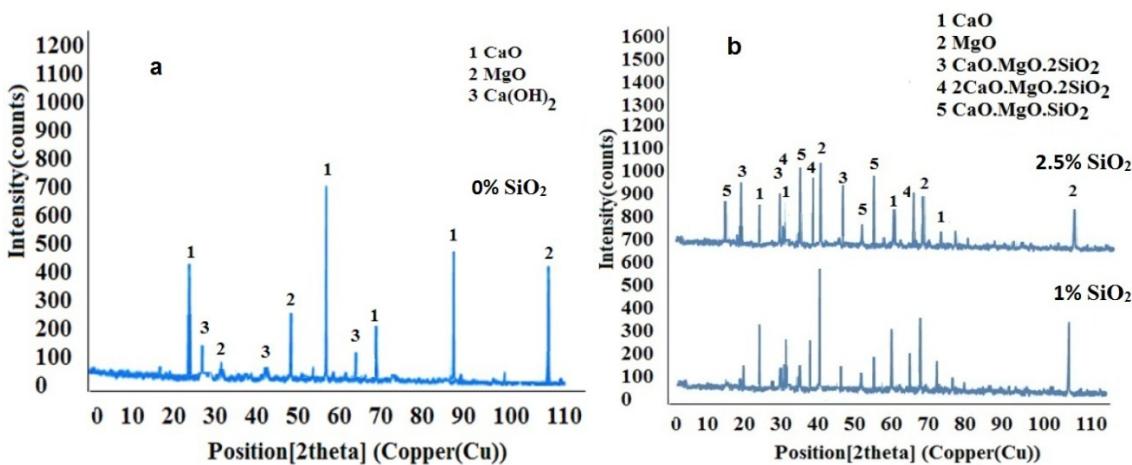
در تحقیقات صورت گرفته، برای تعیین و بررسی فازی دیرگدازهای دولومیتی از روش پراش اشعه ایکس (XRD) استفاده می‌گردد. در این بخش به عنوان مثال، نتایج مربوط به آنالیز فازی (XRD) نمونه‌های حاوی افزودنی Al_2O_3 [۱۹] و SiO_2 [۲۷] به ترتیب در شکل‌های (۳) و (۴) نشان داده شده است. با توجه به شکل‌های زیر و به طور کلی برای تمام افزودنی‌های نام برده در جدول (۱)، می‌توان به نتایج زیر دست یافت:

- فازهای اصلی ایجاد شده در نمونه فاقد افزودنی، شامل آهک (CaO), پریکلاس (MgO) و گاهی هیدروکسید کلسیم ($\text{Ca}(\text{OH})_2$) می‌باشد. در الگوی پراش اشعه ایکس نمونه بدون افزودنی، هیچگونه ترکیب میانی شامل دو فاز اصلی CaO و MgO دیده نشد که این موضوع با توجه به نمودار دوتایی $\text{MgO}-\text{CaO}$ در شکل (۱) تأیید می‌شود. تشکیل فاز $\text{Ca}(\text{OH})_2$ به دلیل آبدارشدن CaO در جین آماده سازی نمونه XRD می‌باشد، که این نشان از تمایل بالای CaO به آبدارشدن حتی با وجود مراقبت‌های فراوان (نگهداری در نفت) دارد.

- با افزودن اکسیدهای مانند Al_2O_3 , SiO_2 , Fe_2O_3 , CuO , MgO و ... علاوه بر فازهای اصلی CaO و V_2O_5 ، C_2Cu , C_2V , CMS , CMS_2 , C_4AF , C_2F , C_3A و ... تشکیل می‌گردد. با توجه به نتایج حاصله به نظر می‌رسد که به دلیل تبدیل بخش اعظم اکسیدهای افزودنی به فازهای ثانویه، فاز اکسیدی واکنش نکرده یا وجود ندارد یا مقدار آن بسیار ناچیز بوده و قابل شناسایی نیست.
- هر چه میزان فازهای افزودنی افزایش یابد، شدت پیک فازهای ثانویه نیز افزایش یافته و شدت پیک $\text{Ca}(\text{OH})_2$ کاهش می‌یابد.
- همچنین با افزایش فازهای افزودنی، شدت پیک فازهای اصلی زمینه کاهش می‌یابد. زیرا مقداری از فازهای CaO و MgO جهت تشکیل فازهای ثانویه، با افزودنی‌های اکسیدی واکنش می‌دهند و مصرف می‌شوند. در نتیجه هر چه میزان افزودنی بیشتر باشد، میزان مصرف فازهای زمینه هم افزایش می‌یابد.
- با افزودن اکسیدهای افزودنی، میزان کاهش در شدت پیک فاز CaO در مقایسه با شدت پیک فاز MgO بیشتر است. زیرا قدرت پیوند $\text{Ca}-\text{O}$ در مقایسه با قدرت پیوند $\text{Mg}-\text{O}$ ضعیفتر می‌باشد، در نتیجه تمایل فاز CaO برای واکنش با اکسیدهای افزودنی در مقایسه با فاز MgO بیشتر است [۱۹-۲۹].



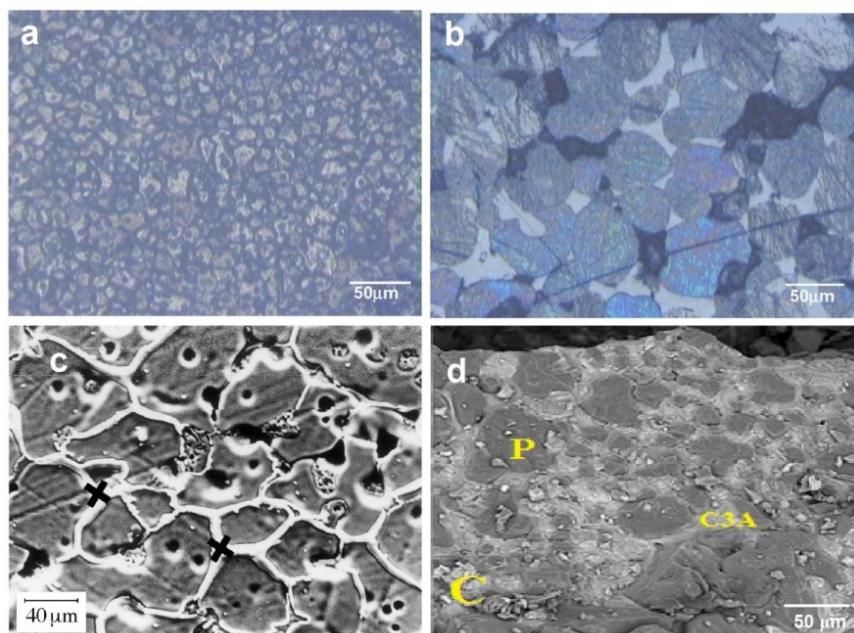
شکل ۳- الگوی پراش اشعه ایکس نمونه‌های حاوی Al_2O_3 [۱۹].



شکل ۴- پراش اشعه ایکس نمونه‌های دولومیتی حاوی SiO_2 [۲۷].

۲-۱-۲- بررسی ریزساختار (آنالیز SEM)

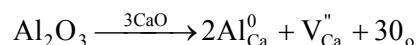
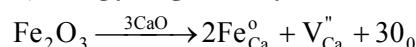
تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مربوط به نمونه‌های بدون و با افزودنی V_2O_5 [۲۸]، CuO [۲۹] و Al_2O_3 [۱۹] در شکل (۵) نشان داده شده است. مشاهده می‌شود در نمونه‌های بدون افزودنی فقط دانه‌های MgO (به رنگ خاکستری تیره)، فاز CaO (به رنگ خاکستری روشن) وجود دارند اما در نمونه‌های حاوی افزودنی، فازهای ثانویه زود ذوب ظاهر شده‌اند. این فازها در دمای پخت دیرگذار، به صورت فاز مایع پیوسته در مرزدانه‌ها حرکت کرده و تخلخل‌ها و نقاط سه گانه را پر می‌کنند. همچنین در نمونه بدون افزودنی تخلخل‌ها در بین و درون دانه‌ها حضور دارند که با اضافه کردن افزودنی‌ها و تشکیل فازهای ثانویه، اندازه دانه‌ها رشد و تخلخل‌ها کاهش پیدا کرده و تقریباً در درون دانه‌ها وجود دارند. افزایش افزودنی‌ها منجر به تشکیل بیشتر فازهای مایع در مرزدانه‌ها و رشد بیشتر دانه‌ها می‌گردد که در نتیجه آن یک ساختار یکنواخت‌تر، متراکم‌تر و مقاوم‌تر در برابر رطوبت به وجود می‌آید. باید به این نکته توجه شود که افزایش بیش از حد افزودنی‌ها با تشکیل بیشتر فاز مایع در دماهای کاربردی همراه می‌باشد که این یک عیب محاسبه می‌شود زیرا ذرات زمینه به راحتی در دماهای بالا می‌لغزند و این پدیده باعث کاهش استحکام گرم دیرگذار می‌شود [۱۹] الی [۲۹].



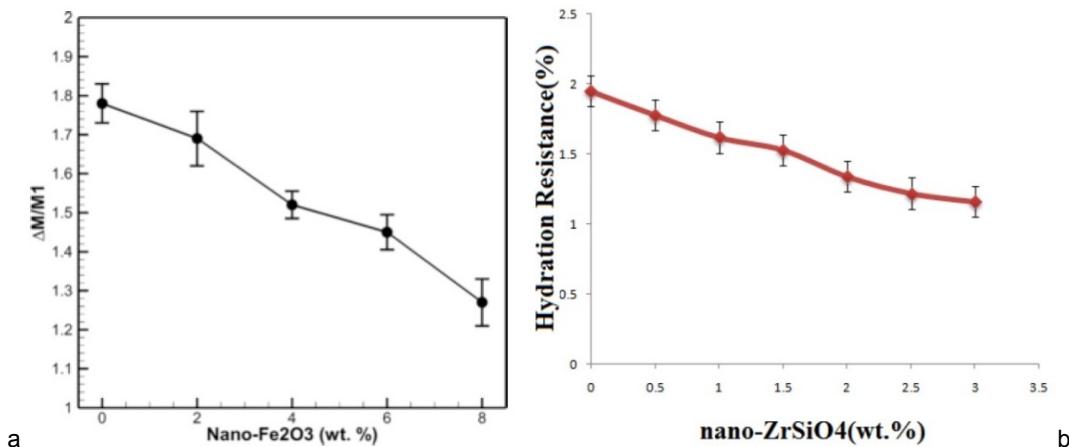
شکل -۵- (a) تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه‌های بدون افزودنی [۲۸]. (b) تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه‌های حاوی $4\% V_2O_5$ [۲۸]. (c) تصاویر SEM نمونه‌های حاوی افزودنی CuO [۲۹] و (d) تصاویر نمونه‌های حاوی $4\% Al_2O_3$ [۱۹].

۳-۱-۲- مقاومت در برابر آبدارشدن

جهت کاهش میل به آبدارشدن، افزودنی‌های جدول (۱) اضافه گردید. مشاهده می‌شود نمونه‌های دارای افزودنی، مقاومت به آبدارشدن بالایی نسبت به نمونه فاقد افزودنی دارند، زیرا فازهای ثانویه با نقطه ذوب پایین‌تر از دمای پخت دیرگذار، به صورت مایع جریان پیدا کرده، مرزدانه‌ها و تخلخل‌ها را پوشانده و با ایجاد ممانعت فیزیکی، دانه‌ها را در برابر رسیدن رطوبت ایزوله می‌کنند. مقدار CaO و MgO آزاد در اثر واکنش با اکسیدهای افزودنی کاهش می‌یابند و فازهای ثانویه مقاوم به رطوبت تشکیل می‌کنند. همچنین افزایش افزودنی‌ها باعث تشکیل بیشتر فاز مایع در مرزدانه‌ها شده است. دانه‌ها رشد می‌کنند. لذا مرزدانه‌ها، نقاط سه گانه و همچنین تخلخل‌ها (که از مکان‌های مستعد برای آبدارشدن به شمار می‌آیند) کاهش یافته که این باعث بهبود مقاومت به آبدارشدن می‌شود. از دیدگاه شیمی عیوب در هنگام فرایند زینترینگ در دمای $1650^{\circ}C$ ، Fe_2O_3 ، Al_2O_3 ، SiO_2 ، CuO و ... طبق روابط محتمل زیر وارد شبکه CaO شده و جای خالی کاتیون کلسیم را بوجود می‌آورد.



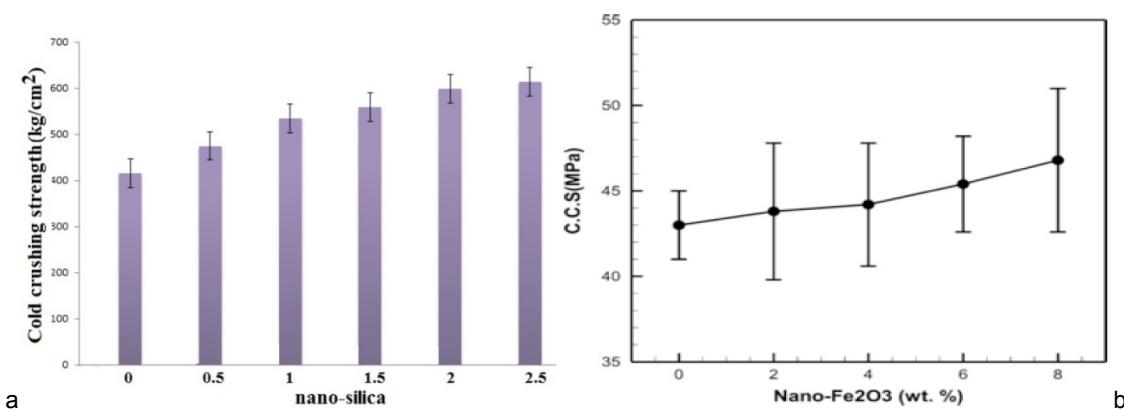
تشکیل عیب جای خالی کاتیونی باعث افزایش نفوذ و نهایتاً باعث بهبود اتصالات ذرات و کاهش حفرات و تخلخل‌ها در نمونه‌ها می‌شود که کاهش این مناطق منجر به بهبود مقاومت به آبدار شدن نمونه‌ها می‌شود [۱۹ الی ۳۱].



شکل ۶- مقاومت به آبدار شدن نمونه‌های حاوی (a) $ZrSiO_4$ (b) Fe_2O_3 .

۴-۱-۲- استحکام فشاری سرد

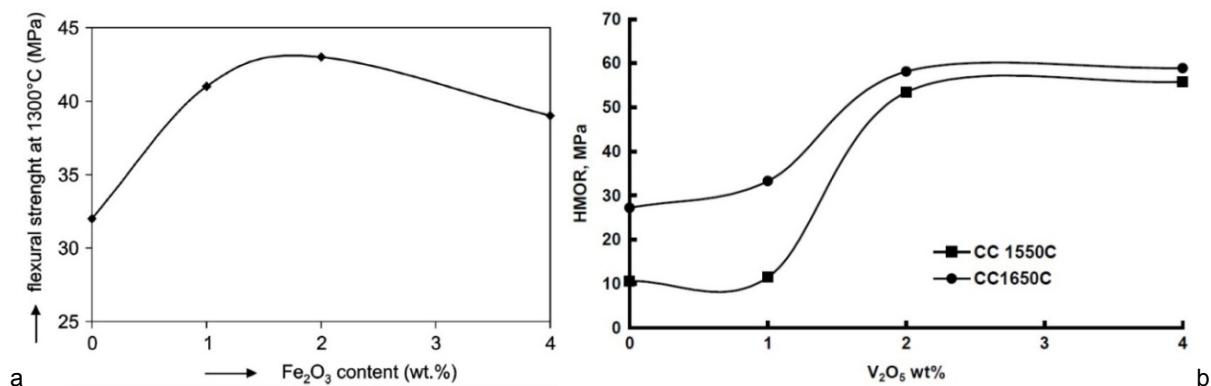
به طور کلی در سیستم‌های دیرگذار با اتصال سرامیکی استحکام سرد از یک سوتایع توزیع اندازه ذرات و دانسیتی هر یک از اجزا و از سوی دیگر به فرایند زینترینگ و انجام واکنش‌های انجام شده در حین فرایند پخت که با تعییرات حجمی همراه هستند و باشند. مشاهده می‌شود، کمترین میزان استحکام فشاری سرد مربوط به نمونه فاقد افزودنی می‌باشد. همچنین با اضافه کردن افزودنی‌های اکسیدی و با تشکیل فازهای ثانویه زودذوب، اتصال اجزا دیرگذار از طریق مکانیزیم فاز مایع، بهتر می‌گردد. در نتیجه با بهبود زینترینگ، تخلخل‌ها کاهش یافته و دانه‌ها بیشتر رشد می‌کنند و همین امر باعث ایجاد ساختار متراکم شده و افزایش استحکام سرد نمونه‌ها را در پی دارد [۱۹ الی ۳۱].



شکل ۷- تغییرات استحکام سرد نمونه‌های با و بدون افزودنی (a) Fe_2O_3 (b) SiO_2 .

۴-۱-۲- استحکام خمی گرم

به دلیل کاربرد دیرگذارهای دولومیتی در دماهای بالا، اهمیت بررسی استحکام مکانیکی گرم از استحکام مکانیکی سرد به مراتب بیشتر می‌باشد. بنابراین در اینجا معیار بررسی استحکام مکانیکی گرم دیرگذارهای دولومیتی، مدول برشی گرم (HMOR) می‌باشد که عموماً در دمای $1300\text{--}1400^\circ\text{C}$ توسط روش خمنس سه نقطه‌ای انجام می‌گیرد. با توجه به شکل (۸) مشاهده می‌شود، کمترین میزان استحکام گرم مربوط به نمونه فاقد افزودنی می‌باشد. به دلیل بهبود زینترینگ از طریق مکانیزیم فاز مایع، تا یک مقدار اپتیمم از درصد افزودنی، استحکام گرم افزایش می‌یابد. بعد از مقدار اپتیمم افزودنی، استحکام گرم به آرامی کاهش می‌یابد. زیرا غلظت فاز مذاب ناشی از تشکیل فازهای ثانویه افزایش می‌یابد که تأثیر منفی روی HMOR دارد.



شکل ۸- استحکام خمی گرم نمونه‌های حاوی (a) افزودنی‌های Fe₂O₃ [۲۱] (b) افزودنی‌های V₂O₅ [۲۸]

۲-۲- مکانیزم زینترینگ فاز جامد

دومین گروه مربوط به افزودنی‌هایی است که در کنار دولومیت، فازهای ثانویه دیرگدازی مانند CCr، MCr، CT، M2T و ... تشکیل می‌دهند. با توجه به جدول (۲)، این فازهای ثانویه دارای دمای ذوب بالاتری نسبت به دمای پخت دیرگداز (۱۶۵۰°C) هستند، به همین دلیل در هنگام فرآیند زینترینگ، این فازها در بین مرزدانه‌ها و تخلخل‌ها به صورت جامد قرار گرفته و از طریق "مکانیزم زینترینگ فاز جامد" (نفوذ سطحی و حجمی) باعث بهبود اتصال ذرات زمینه یعنی MgO و CaO می‌شوند. در ادامه به بررسی اثر این افزودنی‌ها، روی ریزساختار، استحکام و میل به آبدارشدن دیرگدازهای دولومیتی می‌پردازیم.

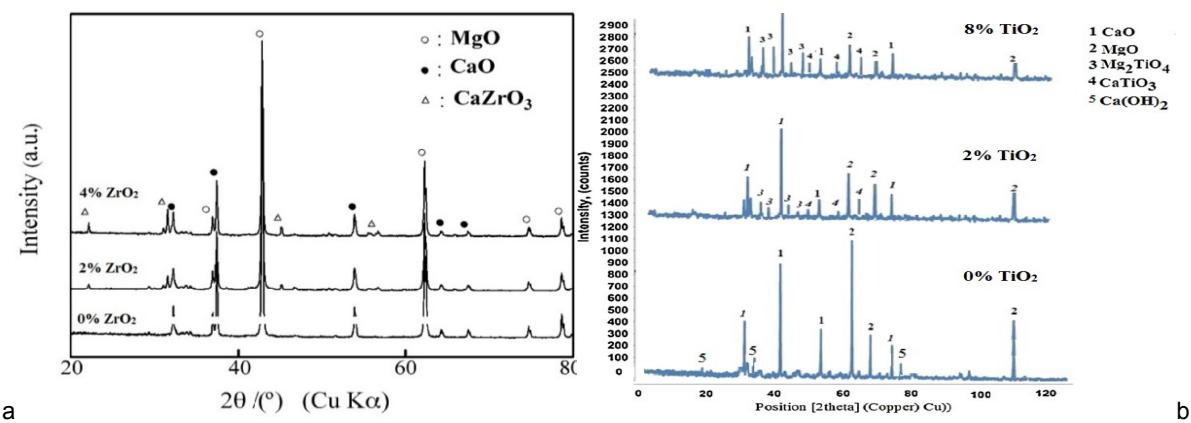
جدول ۲- افزودنی‌هایی که باعث زینترینگ فاز جامد می‌شوند [۳۳ الی ۴۰].

ردیف	افزودنی	فازهای ثانویه	کد فاز	دمای ذوب °C	ضریب انبساط حرارتی (1/°C) × 10 ⁻⁶	مراجع
۱	Cr ₂ O ₃	CaO.Cr ₂ O ₃	CCr	۲۱۷۰	-	۳۳
		MgO.Cr ₂ O ₃	MCr	۲۳۵۰	۸/۵	
۲	TiO ₂	2MgO.TiO ₂	M ₂ T	۱۸۴۰	۱۰/۱	۳۵ و ۳۴
		CaO.TiO ₂	CT	۲۰۰۰	۱۲/۲	
۳	ZrO ₂	CaO.ZrO ₂	CZ	۲۴۳۵	۷/۰	۳۷ و ۳۶
۴	CeO ₂	-	Ce	۲۴۰۰	-	۳۹ و ۳۸
۵	La ₂ O ₃	-	La	۲۳۱۵	-	۴۰ و ۳۹

۲-۲-۱- بررسی‌های فازی (XRD)

در این بخش، نتایج مربوط به آنالیز فازی (XRD) نمونه‌های حاوی افزودنی TiO₂ [۳۴] و ZrO₂ [۳۷] در شکل (۹) نشان داده شده است. طبق شکل‌های زیر و به طور کلی برای تمام افزودنی‌های نام برده در جدول (۲)، می‌توان به نتایج زیر دست یافت:

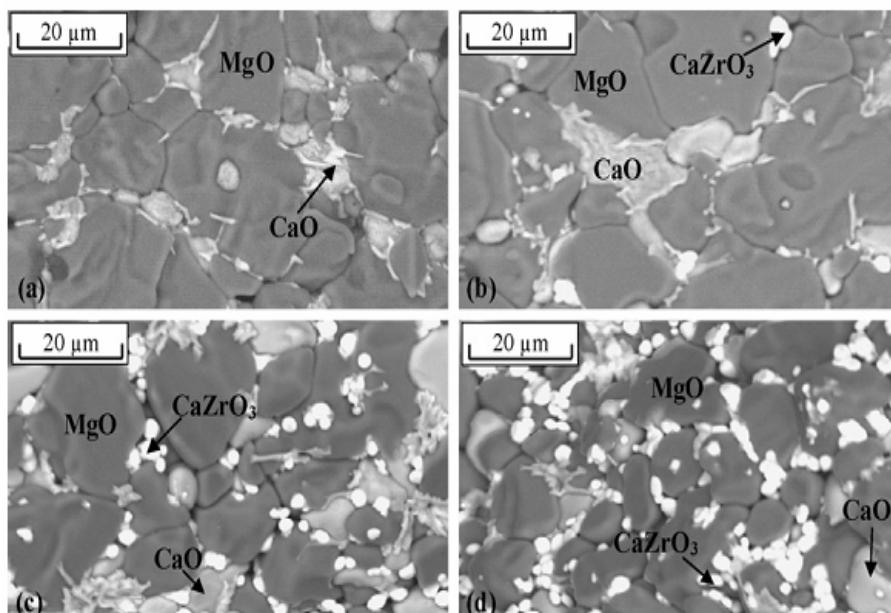
- فازهای اصلی ایجاد شده در نمونه فاقد افزودنی، شامل آهک (CaO)، پریکلاس (MgO) و گاهی هیدروکسید کلسیم (Ca(OH)₂) می‌باشد.
- با افزودن اکسیدهای جدول (۲) علاوه بر فازهای اصلی CaO و MgO، فازهای ثانویه CCr، MCr، CT، M2T و ... تشکیل می‌گردد.
- هر چه میزان فازهای افزودنی افزایش یابد، شدت پیک فازهای ثانویه و میزان مصرف فازهای زمینه هم افزایش می‌یابد [۳۳ الی ۴۰].



شکل ۹- الگوی پراش اشعه ایکس نمونه‌های حاوی ZrO₂ [۳۷] (a) افزودنی‌های ZrO₂ [۳۷] (b) افزودنی‌های TiO₂ [۳۷].

۲-۲-۲- بررسی ریزساختار (آنالیز SEM)

تصاویر سطح مقطع شکست نمونه‌های بدون و با افزودنی ZrO₂ [۳۷] در شکل (۱۰) نشان داده شده است. قابل ذکر است، در نمونه‌های بدون افزودنی فقط دانه‌های MgO (به رنگ خاکستری تیره)، فاز CaO (به رنگ خاکستری روشن) وجود دارند. فازهای ثانویه به دلیل نقطه ذوب بالاتر نسبت به دمای پخت نمونه‌ها، فاز مایع تشکیل نمی‌دهند اما در اثر تشکیل آنها انرژی آزاد شده و فرایند زیترینگ بین دانه‌ها را بهبود می‌دهد. از طرفی این فازها یک فاز انبساطی می‌باشند که همین امر باعث کاهش تخلخل‌ها نیز شده است. در ادامه با افزایش افزودنی‌ها و تشکیل فازهای ثانویه، اندازه دانه‌ها رشد نمی‌کنند ولی تخلخل‌های بین دانه‌ای بیشتر کاهش می‌یابند [۴۰] الی [۳۳].

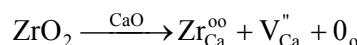
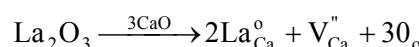


شکل ۱۰- تصاویر SEM نمونه‌های a) بدون افزودنی، b) حاوی ۰.۴٪ ZrO₂، c) حاوی ۲٪ ZrO₂، d) حاوی ۴٪ ZrO₂ [۳۷].

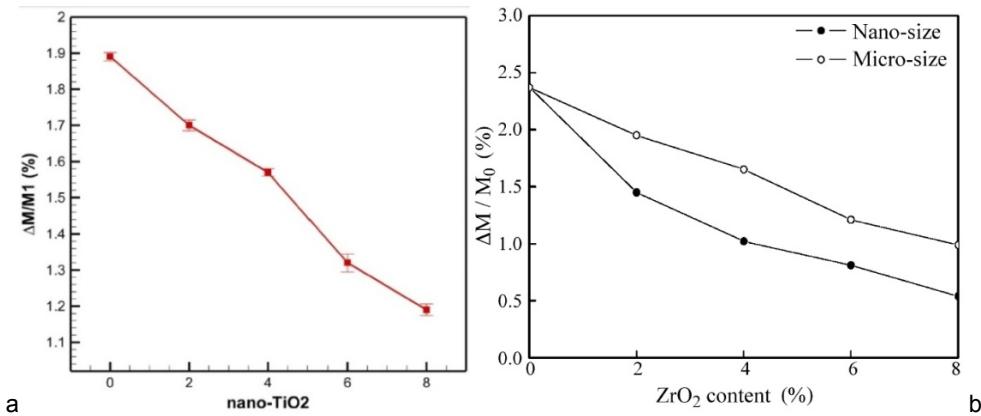
۳-۲-۲- مقاومت در برابر آبدارشدن

جهت کاهش میل به آبدارشدن، افزودنی‌های جدول (۲) اضافه گردید که داده‌ها نشان می‌دهند نمونه‌های دارای افزودنی مقاومت به آبدارشدن بالایی نسبت به نمونه فاقد افزودنی دارند زیرا فازهای ثانویه با نقطه ذوب بالاتر از دمای پخت دیرگذار، که دارای مقاومت به آبدارشدن بالاتری نسبت به فازهای MgO و CaO هستند، مزدانه‌ها و تخلخل‌ها را پرمیکنند و با ایجاد ممانعت فیزیکی، دانه‌ها را در برابر رسیدن رطوبت ایزوله می‌کنند. با تشکیل فازهای ثانویه محتواهی CaO و MgO آزاد کاهش یافته و در نتیجه مقاومت به آبدارشدن افزایش می‌یابد. همچنین از دیدگاه شیمی عیوب در هنگام فرایند زیترینگ با افزودن اکسیدها در دمای ۱۶۵۰°C، CeO₂،

CaO شده و جای خالی کاتیونی را بوجود می‌آورد: $\text{Cr}_2\text{O}_3, \text{ZrO}_2, \text{TiO}_2, \text{La}_2\text{O}_3$



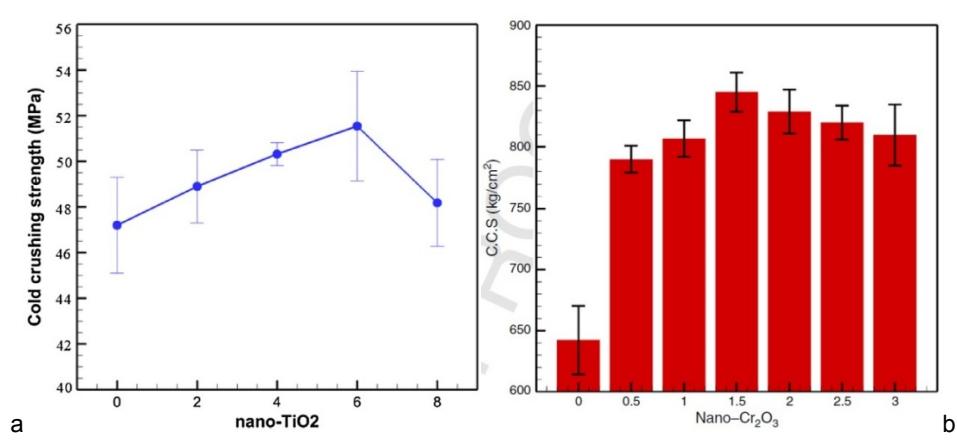
با تشکیل عیب جای خالی کاتیونی نفوذ افزایش یافته و فرآیند زینترینگ تسهیل می‌شود که همین امر باعث ایجاد ساختار متمرکز و کاهش حفرات و تخلخل‌ها در نمونه‌ها می‌شود که کاهش این مناطق منجر به بهبود مقاومت به آبدار شدن نمونه‌ها می‌شود [۳۳ الی ۴۰].



شکل ۱۱- مقاومت به آبدار شدن نمونه‌های حاوی TiO_2 (a) افزودنی‌های ZrO_2 (b) [۳۴، ۳۷].

۴-۲-۲- استحکام فشاری سرد

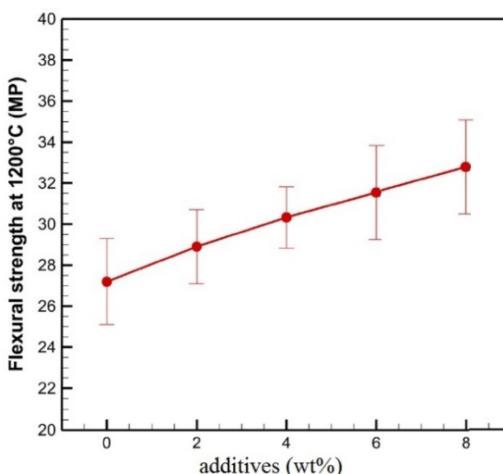
رفتار مکانیکی نمونه‌های دولومیتی حاوی افزودنی‌های جدول (۲) (ایجاد زینترینگ فاز جامد) با افزودنی‌های جدول (۱) (ایجاد زینترینگ فاز مایع) کمی متفاوت می‌باشد. در نمودارهای استحکام سرد افزودنی‌های ایجاد کننده اتصال فاز جامد یک مقدار اپتیممی وجود دارد که در نمودارهای استحکام سرد افزودنی‌های فاز مایع، وجود نداشت. با توجه به شکل (۱۲) مشاهده می‌شود، کمترین میزان استحکام فشاری سرد مربوط به نمونه فاقد افزودنی می‌باشد. به دلیل بالاتر بودن دمای ذوب فازهای ثانویه نسبت به دمای پخت دیرگذار، فاز مایعی وجود ندارد. اما تشکیل فازهای ثانویه مقداری انرژی افزایش می‌کند و سبب تشویق فرآیند زینتر می‌شود و زینترینگ بهبود می‌یابد. در نتیجه استحکام فشاری سرد افزایش می‌یابد. همچنین وجود فازهای ثانویه در مرزدانه‌های CaO و MgO باعث کاهش تخلخل‌ها و در دماهای بالا مانع از رشد بیش از حد دانه‌ها و در نتیجه مانع از کاهش خواص مکانیکی می‌شود. با توجه به شکل‌ها، از یک مقداری به بعد میزان استحکام کاهش می‌یابد. دلیل این کاهش را می‌توان ناشی از تشکیل میکروترک‌هایی اطراف دانه‌های MgO و CaO دانست که به خاطر انبساط حجمی فازهای ثانویه یا به دلیل عدم تطابق رفتار حرارتی فازهای اصلی زمینه یعنی منیزیا ($a_{\text{MgO}}=13.6 \times 10^{-6} \text{ (1/}^\circ\text{C)}$)، فاز کلسیا ($a_{\text{CaO}}=13.8 \times 10^{-6} \text{ (1/}^\circ\text{C)}$) و فازهای ثانویه (مقدار α فازهای ثانویه در جدول (۲) آورده شده است) بوجود آمده در شبکه، تشکیل شده‌اند [۳۳ الی ۴۰].



شکل ۱۲- اثر افزودنی‌های (a) TiO_2 و (b) Cr_2O_3 بر استحکام فشاری سرد نمونه‌های دولومیتی.

۲-۲-۵- استحکام خمشی گرم

بررسی خصوصیات حرارتی-مکانیکی دیرگدازهای دولومیتی حاوی افزودنی‌ها با مکانیزم زینترینگ فاز جامد، در مقالات مشاهده نگردید، ولی به دلیل اهمیت بسیار زیاد این موضوع، پیش‌بینی‌ها حاکی از بهبود خواص مکانیکی گرم دیرگدازهای دولومیتی با افزودن اکسیدهای جدول (۲) می‌باشد و قاعده‌تاً چون فاز مایعی تشکیل نمی‌شود، مقدار اپتیممی هم وجود ندارد. با توجه به شکل (۱۳) مشاهده می‌شود که با افزودن افزودنی‌ها، استحکام گرم پیوسته افزایش می‌یابد زیرا مکانیزم زینترینگ بهبود می‌یابد.



شکل ۱۳- اثر افزودنی‌های جدول (۲) روی استحکام خمشی گرم.

۳- نتیجه‌گیری

با توجه به تحقیقات پیشین، افزودنی‌های اضافه شده به ریزساختار با تشکیل فازهای ثانویه دو حالت را ایجاد کردند، یا باعث بهبود زینترینگ از طریق فاز مایع و یا باعث بهبود زینترینگ از طریق فاز جامد شده‌اند. در هر دو حالت خواص مهم دیرگداز دولومیتی مانند استحکام سرد و گرم، مقاومت به آبدارشدن بهبود پیدا کرد. اما معایبی نیز مشاهده گردید. به عنوان مثال برای افزودنی‌های ایجاد کننده فاز مایع، استحکام سرد یک مقدار بهینه دارد و بیشتر از آن نمی‌توان افزودنی را به ساختار اضافه کرد. همچنین برای افزودنی‌های ایجاد کننده فاز جامد، استحکام گرم نیز دارای یک مقدار بهینه می‌باشد. به همین دلیل در مقدار مصرف افزودنی‌ها محدودیت وجود دارد و عیب هیدراته شدن کامل رفع نمی‌گردد. در نتیجه همین امر است که هنوز راهکار صدرصدی برای رفع عیب آبدارشدن و بهبود خواص سرد و گرم پیدا نشده است.

مراجع

- [۱] علی نعمتی، "کتاب دیرگدازهای سرامیکی"، صفحه ۷۵-۱۳۱، مؤسسه انتشارات علمی دانشگاه صنعتی شریف، چاپ اول، ۱۳۸۲.
- [۲] G. Routschka., "Handbook of refractory materials: Design | Properties | Testings", 4th edition, 2012.
- [۳] ولفکانگ شوله، ترجمه طاهر محمودیان، "کتاب مواد دیرگداز"، صفحه ۳۰۶-۳۱۷، نشر جانان، چاپ اول، ۱۳۷۸.
- [۴] M. Chen et al., "Effect of porosity on carbonation and hydration resistance of CaO materials", Journal of European Ceramic Society, Vol. 27, 2007.
- [۵] H. Yin et al., "Effect of MgO coating on the hydration resistance of MgO-CaO clinkers", Materials Science Forum, Vol. 695, 2011.
- [۶] S. G. Kahrizsangi et al., "A Review on recent advances on Magnesia-Doloma refractories by nanotechnology", Journal of Water and Environmental Nanotechnology, Vol. 2, 2017.
- [۷] H. G. Dehsheikh et al., "Hydration resistance improvement of Doloma particles using different nanoparticles", Ceramics International, Vol. 45, 2019.
- [۸] Z. W. Nian et al., "Light Burning Condition of Preparing Dolomite Clinker Using Natural Dolomite", Solid State Phenomena, Vol. 281, 2018.
- [۹] M. Rabah et al., "Multi-impregnating pitch-bonded Egyptian Dolomite refractory brick for application in ladle furnaces", Ceramics International, Vol. 35, 2009.

- [10] D. S. Kathait et al., "Ladle furnace refractory lining: A review", International Journal of Latest Engineering Research and Applications, Vol. 01, 2016.
- [11] T. I. Shchekina et al., "Use of Magnesian-Dolomite mixtures in steel-melting furnace hearths and the mechanism of their wear inservice", Refractories and Industrial Ceramics, Vol. 47, 2006.
- [12] V. I. Shubin et al., "The Lining for rotary cement kilns", Refractories and Industrial Ceramics, Vol. 42, 2001.
- [13] K. H. Obst et al., "Mineralogical studies of Dolomite as a basic refractory materials", Interceram, Vol. 27, 1978.
- [14] H. Temiz et al., "Influence of blast-furnace slag on behaviour of dolomite used as a raw material of MgO-type expansive agent", Construction and Building Materials, Vol. 94, 2015.
- [15] H. G. Dehsheikh et al., "Addition impact of nano-carbon black on the performance of MgO.CaO compounds", Ceramics International, Vol. 44, 2018.
- [16] M. Chen et al., "Effect of porosity on carbonation and hydration of CaO material", Journal of the European Ceramic Society, Vol. 27, 2007.
- [17] K. Wang et al., "Natural Dolomite modified with carbon coating for cyclic high-temperature CO₂ capture", Journal of Applied Energy, Vol. 165, 2016.
- [18] C. P. B. Quitete et al., "Application of Brazilian Dolomites and mixed oxides as catalysts in tar removal system", Applied Catalysis A: General, Vol. 536, 2017.
- [19] A. Shahraki et al., "Performance improvement of MgO-CaO refractories by the addition of nano-sized Al₂O₃", Materials Chemistry and Physics, Vol. 198, 2017.
- [20] H. A. Yeprem et al., "Effect of iron oxide addition on the hydration resistance and bulk density of Doloma", Journal of the European Ceramic Society, Vol. 27, 2007.
- [21] A. Ghosh et al., "Effect of Fe₂O₃ on the densification and properties of Lime", Ceramics Silikaty, Vol. 47, 2003.
- [22] J. K. Lee et al., "Effect of Fe₂O₃ additions on the hydration resistance of CaO", Journal of Ceramic Processing Research, Vol. 13, 2012.
- [23] S. G. Kahrizsangi et al., "Densification and properties of Fe₂O₃ nanoparticles added CaO refractories", Ceramics International, Vol. 42, 2016.
- [24] F. Kashaninia et al., "Improving hydration resistance of Magnesia-Doloma refractories by iron oxide addition", Iranian Journal of Materials Science & Engineering, Vol. 8, 2011.
- [25] H. A. Yeprem et al., "A quantitative-metallographic study of the sintering behaviour of Dolomite", Materials Characterization, Vol. 52, 2004.
- [26] A. Ghosh et al., "Sintering behaviour and hydration resistance of reactive Dolomite", Ceramics International, Vol. 38, 2012.
- [27] H. G. Dehsheikh et al., "The influence of silica nanoparticles addition on the physical, mechanical, thermo-mechanical as well as microstructure of Mag-Dol refractory composites", Ceramics International, Vol. 43, 2017.
- [28] A. Ghosh et al., "Densification and properties of Lime with V₂O₅ additions", Ceramics International, Vol. 30, 2004.
- [29] A. Ghosh et al., "The effect of CuO addition on the sintering of Lime", Ceramics International, Vol. 27, 2001.
- [30] E. Karamian., "The impact of ZrSiO₄ nanoparticles addition on the microstructure and properties of Dolomite base refractories", Ceramics International, Vol. 43, 2017.
- [31] A. M. Soltan et al., "Densification and resistance to hydration and slag attack of ilmenite-doped MgO-Dolomite refractories in relation to their thermal equilibrium and microfabric", Journal of the European Ceramic Society, Vol. 34, 2014.
- [32] A. G. M. Othman et al., "Hydration-resistant Lime refractories from Egyptian Limestone and ilmenite raw materials", Ceramics International, Vol. 27, 2001.
- [33] S. G. Kahrizsangi et al., "MgO–CaO–Cr₂O₃ composition as a novel refractory brick: Use of Cr₂O₃ nanoparticles", Boletín de la Sociedad Española de Cerámica y Vidrio, Vol. 56, 2017.
- [34] S. G. Kahrizsangi et al., "Effect of nano-TiO₂ additions on the densification and properties of Magnesite–Dolomite ceramic composites", Iranian Journal of Science and Technology, Vol. 42, 2018.
- [35] A. E. Lavat et al., "Synthesis and characterization of ceramic materials based on the system MgO-CaO-TiO₂ from Dolomite", Procedia Materials Science, Vol. 8, 2015.
- [36] S. G. Kahrizsangi et al., "Densification and properties of ZrO₂ nanoparticles added Magnesia–Doloma refractories", Ceramics International, Vol. 42, 2016.
- [37] M. Chen et al., "Improvement in performance of MgO–CaO refractories by addition of nano-sized ZrO₂", Journal of the European Ceramic Society, Vol. 27, 2007.
- [38] H. Zhang et al., "Defectstudy of MgO–CaO material doped with CeO₂", Advances in Materials Science and Engineering, Vol. 2013, 2013.
- [39] T. K. Bhattacharya et al., "Solid state sintering of Lime in presence of La₂O₃ and CeO₂", Bulletin of Materials Science, Vol. 26, 2003.
- [40] N. M. Ghoneim et al., "Phase composition, microstructure and properties of sintered La₂O₃-doped Lime and Dolomite grains", Ceramics International, Vol. 16, 1990.

معرفی پایان نامه های دانشجویی

پایان نامه دکترا

بررسی اثر آسیاکاری و افزودنی ZnO بر سینتربذیری، ریزساختار و خواص مايكروویو دی الکتریک سرامیک های Li_2TiO_3

دانشجو: سمیه غفاری قدس

استادید راهنما: تورج عبادزاده، مسعود علیزاده

استاد مشاور: کیوان اسدیان

پژوهشگاه مواد و انرژی

چکیده: در این تحقیق اثر فرایند آسیاکاری پرانرژی (High-Energy Ball Mill, HEBM) بر سنتز سرامیک Li_2TiO_3 بررسی شد. بررسی‌های انجام شده با آنالیز حرارتی نشان می‌دهد که پس از فرایند آسیاکاری پرانرژی دمای شروع واکنش میان پیش‌ماده‌های TiO_2 و Li_2CO_3 به میزان 165°C و دمای پایان واکنش به میزان 40°C کاهش پیدا کرده است. روش آسیاکاری پرانرژی منجر به تولید ذرات بسیار ریز در محدوده اندازه $100-200\text{ nm}$ و سینتربذیری بالاتر شد. بیشینه چگالی قطعه حاصل از سینتربذیری به روشن معمولی $0.8/3\text{ g/cm}^3$ (٪ $58/90$) در دمای 1200°C بدست آمد در حالی که پودر HEBM به چگالی $19/3\text{ g/cm}^3$ (٪ $82/93$) در دمای 1100°C رسید. ریزساختار سینتربذیر شده پودر HEBM نشان‌دهنده بیشتر بودن اندازه دانه‌ها ($16/9\text{ }\mu\text{m}$) در این قطعه نسبت به قطعه LT ($38/0\pm16/4\text{ }\mu\text{m}$) است که از توزیع غیریکنواخت نیز برخوردارند. ثابت دی الکتریک، $42\text{ }\Omega$ قطعات سینتربذیر شده $29/20\text{ LT}$ و در دمای 1200°C بدست بود که بیشتر بودن چگالی آنها نسبت داده شد. بیشینه مقدار $42\text{ }\Omega$ قطعات سینتربذیر شده $29/20\text{ LT}$ به مقدار 1200°C آمد در حالی که بیشینه مقدار $21/85\text{ }\Omega$ در 1100°C حاصل شده است. فاکتور کیفیت، $Q \times f$ قطعات HEBM کمتر بدست آمد که به ریزساختار غیر یکنواخت و بلورینگی کمتر (نتیجه حاصل از آنالیز رامان) آنها نسبت داده شد. بیشینه مقدار 17510 GHz HEBM به مقدار $19/26\text{ GHz}$ قطعات $Q \times f$ به مقدار $19/26\text{ GHz}$ از کوره مايكروویو نیز برای سینتربذیر نمونه‌ها استفاده شد و نتایج مشابهی با کوره معمولی و بدون زمان نگهداری حاصل شد. از ماده افزودنی ZnO (٪ $5/20$ ، $5/3$ ، $5/2$ ، $5/1$ درصد مولی) به عنوان کمک سینتربذیر HEBM استفاده شد. چگالی نمونه‌ها با افزایش مقدار ZnO به 2 g/cm^3 (٪ $97/94$) درصد مولی به $33/3\text{ g/cm}^3$ (٪ $94/97$) افزایش و سپس کاهش یافت. نتایج پالایش ریتولد طیف‌های XRD دلالت بر کاهش حجم سلوول واحد پس از ورود روی به ساختار دارد که به ایجاد جاهای خالی در سرامیک نسبت داده شد. الگوی پراش الکترونی ناحیه انتخابی (SADPs) در جهت شبه مکعبی (۱/۱) از سرامیک خالص سنتز شده به روش آسیاکاری پرانرژی HEBM (Li_2TiO_3 & 3ZnO) و همچنین سرامیک حاوی ماده افزودنی ZnO نشان‌دهنده انعکاس‌های اضافی در الگوی افزودنی مشاهده نشد. تصاویر TEM نشان می‌دهد در هر دو نمونه دوقلویی رخ داده است. باندهای الگوی پراش نمونه حاوی افزودنی مشاهده نشد. تصاویر TEM نشان می‌دهد که در نتیجه دوقلویی شدن در ماده است. این نقاط در دوقلویی در ماده شامل افزودنی دارای خاصیت کمتر هستند. این موضوع نشان می‌دهد که بین‌های Zn سبب کوچک شدن سامانه‌های منظم شده‌اند بطوری که در پراش اثر آنها مشاهده نشد. این نتیجه با کاهش شدت پیک (۰۰۲) الگوی پراش اشعه ایکس نیز مطابقت دارد. بیشترین مقدار ثابت دی الکتریک مربوط به 2ZnO & 3ZnO به $13\text{ ppm}/^\circ\text{C}$ رسید. Li_2TiO_3 بود که با رشد دانه‌ها و چگالی همخوانی داشت در حالی که بیشینه فاکتور کیفیت مربوط به 3ZnO & 3ZnO بود که به رشد دانه‌ها و وجود مرز دانه کمتر در ساختار آن نسبت داده شد. ضریب دمایی فرکانس تشدید f نمونه خالص $26\text{ ppm}/^\circ\text{C}$ بدست آمد که در ماده 3ZnO به $13\text{ ppm}/^\circ\text{C}$ کاهش یافت.

پایان نامه کارشناسی ارشد

تأثیر عملیات سطحی آلیاژ Ti_6Al_4V بر خواص پوشش شیشه-سرامیک فلوروآپاتیت

دانشجو: پریا جلالیان حقیقت

استاد راهنما: هودسا مجیدیان، ایمان میاشریور

استاد مشاور: سارا بنی جمالی

پژوهشگاه مواد و انرژی

چکیده: تیتانیم و آلیاژهای آن به علت زیست سازگاری، مقاومت خوردگی بالا و خواص مکانیکی خوب دارای کاربرد وسیعی در ارتودنسی و ساخت ایمپلنت می‌باشند. از طرف دیگر آلیاژهای تیتانیومی می‌توانند توسط شیشه یا شیشه-سرامیک‌ها پوشش داده شوند و به خوبی از زیرلا یه در برابر خوردگی محافظت می‌کنند. شیشه-سرامیک‌های فلوروآپاتیت نیز به دلیل خواص مکانیکی و زیست سازگاری خوب در مهندسی پزشکی مورد توجه قرار گرفته‌اند. در این پژوهش، پوشش دهی شیشه-سرامیک فلوروآپاتیت توسط غوطه‌وری و عملیات حرارتی بر زیر لایه آلیاژ تیتانیم Ti_6Al_4V انجام شد. ترکیب شیمیایی پوشش از سیستم شیشه-سرامیک $SiO_2-Al_2O_3-P_2O_5-K_2O-CaO-ZnO-Li_2O-F$ است. نمونه‌ها در دمای $517^\circ C$ و $1517^\circ C$ تحت زینتر قرار گرفتند تا دمای بهینه برای زینتر حاصل شود. دمای بهینه بدست آمده در این پژوهش $1517^\circ C$ تعیین شد. هدف از این طرح بهبود چسبندگی پوشش به زیر لایه و زیست سازگاری بهتر ایمپلنت‌های تیتانیومی است. بهینه سازی این ترکیب به لحاظ چسبندگی شیشه-سرامیک مربوطه به تیتانیم یکی از چالش‌های طرح حاضر محسوب می‌گردد. در این راستا، برای بررسی کیفیت و ترکیب شیمیایی سطح تیتانیم، اعمال پوشش روی سطوح تیتانیمی صیقلی و خشن‌کاری شده و در دو حالت اکسید شده و اکسید نشده انجام شد. پوشش سه لایه شیشه-سرامیک فلوروآپاتیت بر روی سطح سنديلاست-اکسید شده تیتانیوم به عنوان نمونه بهینه انتخاب شد. خربی انساط حرارتی پوشش شیشه-سرامیک فلوروآپاتیت مطابق نمودار دیلاتومتری آن (۱- $3/3$ $X 87-6^\circ C$ محاسبه شد و دمای انتقال به شیشه در شیشه-سرامیک $517^\circ C$ و دمای نقطه نرم شوندگی دیلاتومتری $6817^\circ C$ می‌باشد). ترکیب فاز و مورفلوژی نمونه‌های پوشش داده شده با استفاده از پراش اشعه ایکس (XRD)، میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) و طیف سنجی پراش انرژی پرتوا ایکس (EDS) بررسی شد که طبق این نتایج بلورهای فلوروآپاتیت سوزنی شکل بر روی سطح شیشه-سرامیک مشاهده شد. زیست سازگاری نمونه‌های پوشش داده شده توسط غوطه‌وری آنها در محلول شبیه سازی شده بدن (SBF) به مدت ۱۱، ۲۱، ۱۰ و $1\frac{1}{2}$ ساعت بررسی شدند. تجزیه و تحلیل میکروسکوپ الکترونی روبشی و بررسی پرتواشعه ایکس تشکیل فاز هیدروکسیاپاتیت را نشان دادند.

بررسی ساخت شیشه و شیشه سرامیک سیستم $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-BaO-BaF}_2$

دانشجو: رضی حدادی کهنموفی

استاد راهنما: محمد رضوانی

استاد مشاور: محمد رضازاده

دانشگاه تبریز

چکیده: انتخاب ماده میزبان از مهم‌ترین فاکتورهای تولید یک ماده لومینسنس است. نحوه انتخاب ماده میزبان، که به معنای تعییر محیط پیرامون مراکر فعال ساز است، خواص نوری این مراکر لومینسنس را شدیداً تحت تأثیر قرار خواهد داد. تا به امروز مواد زیادی به عنوان شبکه میزبان معرفی شده‌اند، اما امروزه توجه زیادی به شیشه سرامیک‌های اکسی فلوریدی اختصاص یافته است. شیشه سرامیک‌های اکسی فلوریدی مواد دو فازی حاوی یک فاز شیشه‌ای آلومینوسیلیکاتی و یک فاز نانو ب سوری فلوریدی هستند. این مواد در عین حال که یک محیط فلوریدی مطلوب با انرژی فونوئی کم برای یون‌های خاکی نادر فراهم می‌کنند، مزایای یک شیشه اکسیدی مانند: مقاومت شیمیایی و مکانیکی بالا و سهولت ساخت را دارند. شیشه سرامیک‌های حاوی BaF_2 به دلیل شفافیت بالای فاز بلوری در محدوده طول موج ۰/۱۳۱ تا ۰/۹۵ میکرومتر و همخوانی بالا از لحاظ خربی شکست با زمینه شیشه‌ای آلومینوسیلیکاتی و از طرف دیگر حلالیت BaF_2 برای یون‌های خاکی نادر بسیار مورد توجه قرار گرفته‌اند. در این پژوهش براساس تحقیقات قبلی، ترکیب بر حسب درصد مولی $\text{BaO} - \text{BaF}_2 - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{SiO}_2$: ۲۵-۱۵-۴۵-۳۵٪ در این پژوهش برای ترتیب $\text{BO}_{20}\text{BF4G}$ و $\text{BO}_{15}\text{BF4G}$ از BaO و BaF_2 استفاده شد. مواد اولیه با خلوص بالای ۹۹٪ در دمای 1500°C با سرعت گرمایش $5^\circ\text{C}/\text{min}$ و زمان نگهداری ۱ ساعت ذوب شده و در قالب‌های فولادی پیش گرم شده در دمای 500°C ریخته گردی شد. پس از تهیه شیشه مناسب به منظور اطمینان از عدم تشکیل فازهای بلور در ساختار شیشه، الگوی پراش اشعه ایکس XRD نمونه‌ها مورد مطالعه قرار گرفت. عملیات حرارتی جوانه زنی در محدوده $500^\circ\text{C}-800^\circ\text{C}$ و فرآیند رشد در محدوده دمای $100^\circ\text{C}-700^\circ\text{C}$ انجام گرفت. بررسی ساختار شیشه به روش FTIR، تعیین دماهای جوانه زنی و رشد توسط DSC بررسی ریز ساختاری به روش میکروسکوپ الکترونی و اندازه گیری سختی و دانسیته نیز در مورد نمونه‌های شیشه و شیشه سرامیک انجام شد. تابع دماهای جوانه زنی و رشد برای نمونه‌های $\text{BO}_{20}\text{BF4G}$ و $\text{BO}_{15}\text{BF4G}$ به ترتیب 771°C ، 753°C ، 906°C و 906°C بدست آمدند. تعییرات T_g حاصل شده با افزایش فلورید باریم، روند نزولی از 755°C به 625°C را داشت. انرژی اوریاخ با افزایش اکسیژن‌های خبرپذیر و بی‌نظمی از ۰.۱۵ e.V. به ۰.۱۷ e.V. رسید. خاصیت نیمه رسانایی با افزایش انرژی تراز فرمی از ۰.۶۷ e.V. به ۰.۷۱ e.V. کاهش یافت.

اعضای حقوقی انجمن سرامیک ایران

اعضای حقوقی ویژه انجمن سرامیک ایران



شرکت پویا همراه سرام (بازرگانی و مهندسین مشاور)

مدیر عامل: مهندس محسن طارمی
 آدرس دفتر مرکزی: تهران،
 تهرانپارس، خیابان رشید، نبش خیابان ۱۴۳ غربی، ساختمان امیرکبیر،
 طبقه ۲، واحد ۱۰
 تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۷۷۲۹۵۴۹۸
[نشانی سایت:](http://www.phceram.com)



شرکت پاترون (پات روشنان نیکتا)

مدیر عامل: مهندس عباس کلانتر
 آدرس: تهران، خیابان ملاصدرا، پلاک ۱۶۲، طبقه چهارم
 تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۲۱۰۸۹۰
[نشانی سایت:](http://www.patron.group)



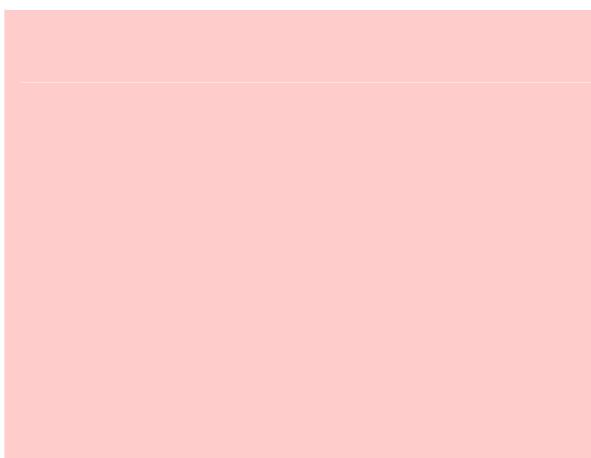
لابیران

مدیر عامل: دکتر نعمتی
 آدرس دفتر مرکزی: تهران، میدان
 ونک، خیابان گاندی شمالی، کوی شهید
 صانعی، شماره ۲۵
 تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۷۹۵۱۴۱-۲
[نشانی سایت:](http://www.loabiran.com)



شرکت سهامی شیشه قزوین (عام)

مدیر عامل: مهندس محمد رضا علاقبندیان
 آدرس دفتر مرکزی: تهران،
 خیابان استاد مطهری، خیابان شهید سرافراز، پلاک ۳۴
 تلفن دفتر مرکزی:
 ۰۲۱-۸۸۷۳۱۵۱۵
[نشانی سایت:](http://www.ghazvinglass.com)



Glassworks Hounsell Ltd

مدیر عامل:

Mr. William Brinkman

آدرس دفتر مرکزی: Glassworks Hounse, Park Lane, Halesowen, West Midlands, United Kingdom

تلفن دفتر مرکزی:
 ۴۴-(۰)-۱۳۸۴۵۶۰۶

فاکس:
 ۴۴-(۰)-۱۳۸۴۵۶۱۳۶

نشانی سایت:

<http://www.glassworkshounsell.co.uk>

اعضاي حقوقی ممتاز انجمن سراميك ايران

دانشگاه آزاد اسلامي واحد دزفول

مدیر عامل: دکتر متین

آدرس: دزفول، کوی آزادگان، دانشگاه آزاد اسلامي



تلفن دفتر مرکзи:

۰۶۴-۱۶۲۶۲۰۹۰

نشانى سایت:

www.iaud.ac.ir

چيني بهداشتى آرميتاچ

مدير عامل: مهندس محمدحسين وكيلى مقدم

آدرس دفتر مرکзи: تهران، ميدان ونك، خيابان ونك، پاساز تك، طبقه دوم، آپارتمان شماره ۷



تلفن دفتر مرکзи:

۰۲۱-۸۸۷۹۰۲۲۷

نشانى سایت:

<http://www.armitagesw.com>



شايراد تجارت پارس

مدير عامل: مهندس اتحادي

آدرس: تهران، خيابان آفريقا،

خيابان فرزان غربي، پلاک ۸۰ واحد

۱۱

تلفن:

۰۲۱-۸۸۶۴۸۳۱۰

نشانى سایت:

www.shyrad.com

دانشگاه آزاد اسلامي واحد علوم و

تحقیقات خوزستان

مدير عامل: دکتر لک

آدرس: اهواز، سهراه فرودگاه، دانشگاه آزاد

واحد علوم و تحقیقات

تلفن دفتر مرکзи:

۰۶۱-۳۴۴۵۷۱۷۴

نشانى سایت:



کاشي کسرى

مدير عامل: مهندس روشنفسکر

آدرس دفتر مرکзи: تهران، خيابان آفريقا،

خيابان ناهيد شرقى، پلاک ۱۲، طبقه ۳ و ۵

تلفن دفتر مرکзи:

۰۲۱-۲۲۰۱۰۱۴۰

نشانى سایت:

www.kasratileco.com

شرکت ليمون چيني آراد

مدير عامل: مهندس مسعود ايماني

آدرس: مشهد، شهرک صنعتي توس، فاز ينك، بلوار صنعت، نيش

صنعت ۷

تلفن دفتر مرکзи:

۰۵۱-۳۵۴۱۲۴۲۴

نشانى سایت:

www.lemonporcelainarad.ir



کاشي فiroozeh مشهد

مدير عامل: مهندس مسعود فولادكار

آدرس دفتر مرکзи: مشهد، بلوار سجاد، خيابان بيستون ۲، مجتمع

تجاري طوس، طبقه ۵ و ۶

صندوق پستي:

۹۱۳۷۵-۴۴۳۷

تلفن دفتر مرکзи:

۰۵۱۳-۷۶۷۰۰۰۱

نشانى سایت:

www.firoozehtile.com

کاشي گرانيت و کاشي لعاب زهره

مدير عامل: مهندس خياط

آدرس دفتر مرکзи: خراسان رضوي، کاشمر، کيلومتر ۱۲ محور



کاشمر به مشهد، جنب

شهرک صنعتي، شركت کاشي

زهره کاشمر

تلفن دفتر مرکзи:

۰۵۱-۵۵۳۸۳۵۹۱

نشانى سایت:

www.zohrehtile.com



فرآورده هاي نسوز ايران

مدير عامل: مهندس لقمانى

آدرس دفتر مرکзи: تهران، خيابان بهار شيراز،

خيابان سليمان خاطر، بعد از ملایری پور، پلاک ۵۱،

واحد ۳

تلفن دفتر مرکзи:

۰۲۱-۸۸۳۴۳۴۰۸

نشانى سایت:

www.irefco.ir

فرآورده هاي نسوز آذر

مدير عامل: مهندس سليماني فرد

آدرس دفتر مرکзи: تهران، خيابان ولیصر، بالاتر از پارك ساعي،

کوچه ساعي ۲، روبروی مدرسه پسرانه هاتف، پلاک ۳۱، واحد منفي ۱

تلفن دفتر مرکзи:

۰۲۱-۸۸۸۸۲۰۹۵

نشانى سایت:

www.azarref.ir

تهيه و توليد خاک نسوز استقلال آباده

مدير عامل: مهندس زارعي

آدرس دفتر مرکзи: آباده، چهارراه جواديه

تلفن دفتر مرکزی: ۰۷۱-۴۴۳۳۷۹۹۷



توليد و مهندسي نسوزين

توليدی و مهندسی نسوزین

مدير عامل: مهندس زرعيان

آدرس دفتر مرکزی: تهران، ميدان

آرزايتين، خيابان بهقهى، خيابان دوازدهم

شرقى، پلاك ۲، طبقه ۳، شماره ۶

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۵۰۴۵۹۱

نشاني سایت: www.nasoozin.comتهيه و توليد مواد نسوز كشور

مدير عامل: مهندس باقرى

آدرس دفتر مرکزی: تهران، یوسف آباد،

خيابان ابن سينا، نبش خيابان ۳۱

شماره ۸۲

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۷۱۲۵۶۲

نشاني سایت: www.irrep.comتهيه و توليد مواد اوليه آرياكاني اسبادانا

مدير عامل: دكتور پويمهر

آدرس دفتر مرکزی: اصفهان، خيابان ملاصدرا، خيابان پانزدهم،

پلاك ۳۴، واحد ۳

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۱۳-۶۶۱۷۵۳۷-۸

چيني بهداشتی ارس

مدير عامل: مهندس حسين پور

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خيابان

ملاصدرا، خيابان شيخ بهائي، ميدان شيخ بهائي، برج صدف، طبقه ۴، واحد ۶۴

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۶۰۶۵۰۸

نشاني سایت: www.arasind.comچيني اصفهان

مدير عامل: مهندس جهانباني

آدرس: اصفهان، جاده دولت آباد، خيابان بهارستان، اولين فرعى سمت

چپ، خيابان خوشانى

مجتمع توليدی چيني اصفهان

تلفن دفتر مرکزی:

۰۳۱-۴۵۸۳۶۲۰۰



شرکت صنایع

خاک چيني ايران

خاک چيني ايران

مدير عامل: مهندس نوروزي

آدرس دفتر مرکزی: خيابان ولیعصر، نرسيده به

پل پارك وي، كوچه خاکزاد، پلاك ۲۱، طبقه اول

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۲۰۱۸۱۰۷

نشاني سایت: www.chakchiniiran.comچيني زرين ايران

مدير عامل: مهندس قصاعي

آدرس دفتر مرکزی: تهران، ميدان ونك،

خيابان ونك، ساختمان شماره ۲۵

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۷۷۰۰۴۴

نشاني سایت: www.zariniran.comدرسا سرام ايساتيس

مدير عامل: مهندس ندافيان

آدرس دفتر مرکزی: سعادت آباد،

بلوار فرهنگ، نيش خيابان ۲۰ شرقى،

پلاك ۲، طبقه ۴ شمالى

تلفن: ۰۲۱-۲۲۳۸۳۱۶۰

نشاني سایت: www.Doramic.comدانشگاه ملایر

مدير عاليت: دكتور عليرضا سورى

آدرس: دانشگاه ملایر، دانشکده فني و مهندسي،

گروه مهندسي مواد

تلفن: ۰۸۱-۳۳۳۵۵۴۶۵

نشاني سایت: www.malayeru.ac.irسارا کاشي سپاهان

مدير عامل: مهندس باطنى

آدرس دفتر مرکزی: اصفهان، خيابان

سجاد، ابتداي خيابان ارباب، جنب بانك

صادرات، مجتمع كسرى، واحد ۱

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۱۳-۶۶۲۷۱۱۷

نشاني سایت: www.saratile.comرنگدانه های سراميكي گهر فام

مدير عامل: مهندس مهيني

آدرس دفتر مرکزی: يزد، شهرک صنعتي خضرآباد، بلوار افقيا،

خيابان زتون

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۵۳-۷۷۷۲۴۴۸



ساقار و قطعات نسوز

مدیر عامل: مهندس معرفتی

آدرس: مرند، کیلومتر ۵ جاده قدیم جلفا،

شهرک صنعتی سرامیکی

تلفن: ۰۴۱-۴۲۲۲۳۸۲

نشانی سایت: www.saggarmfg.com

سارا لاب میبد

مدیر عامل: مهندس جعفری پور

میبدی

آدرس دفتر مرکزی: میبد، شهرک

صنعتی جهان آباد، بلوار نسترن، انتهای

بلوار سمت راست

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۵۲-۷۷۷۲۲۲۸

نشانی سایت: www.saralaab.com



Sara Loab Maybod.co



سرام آرا

تولیدکننده کاشی و سرامیک پخت

۴۰۷

شرکت صنایع سرام آرا

مدیر عامل: مهندس آهنی ها

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

سرامیک های 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 مهندسی بازرگانی

درداران سریر

مدیر عامل: مهندس طهماسبی

آدرس دفتر مرکزی: تهران،

خیابان ولیعصر، خیابان فتحی شفاقی، میدان سلماس، پلاک ۳، طبقه
۳

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۳۳۷۳۶۶-۸

نشانی سایت: www.sarirco.com

شرکت فیبرونا

مدیر عامل: مهندس شاهپوری

آدرس دفتر مرکزی: تهران،

خیابان میرزا شیرازی، نیش استاد

مطهری، شماره ۲۱۱

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۷۲۳۳۵۵

نشانی سایت: www.fiberona.com



صناعی کاشی نیلو孚ر

مدیر عامل: مهندس نوربخش

آدرس دفتر مرکزی: مشهد، بلوار
فردوسی، مجتمع تجاری اسکان، طبقه ۱،
واحد ۲

تلفن دفتر مرکزی: ۰۵۱۳-۷۶۲۳۳۳۶

نشانی سایت: www.niloofartile.com

صناعی کاشی زرین خراسان

مدیر عامل: مهندس عمید منتشر

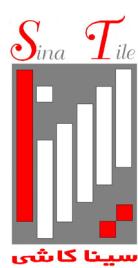
آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان

مالصدرا، خیابان شیراز جنوبی، پلاک ۹۹

طبقه اول

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۰۶۷۶۸۱

نشانی سایت: www.zarrintile.com



صناعی کاشی و سرامیک سینا

مدیر عامل: مهندس عزیزان

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

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۲۲۲۷۲۳۰۱

نشانی سایت: www.sinatile.ir

صناعی کاشی و سرامیک الوند

مدیر عامل: مهندس

هوشیاری



آدرس دفتر مرکزی:

تهران، خیابان آفریقا، بالاتر از چهارراه اسفندیار، کوچه شهید سعیدی،
پلاک ۲۳

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۲۲۰۵۷۸۱۱

نشانی سایت: www.alvancer.com

صنعت سرام

مدیر عامل: مهندس غفاری

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان

فرجام، بین چهارراه خاور و ولیصر، پلاک

۱۱ واحد ۶۲۰

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۷۷۷۲۳۵۸۹

**فرآوردهای نسوز آذر شهاب تبریز**

مدیر عامل: مهندس صدیقی

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

مجتمع تجاری میلاد، طبقه ۳، واحد ۳۰۵

تلفن دفتر مرکزی: ۰۴۱-۳۵۵۱۸۴۴۱

نشانی سایت: www.azarshahab.com**کائولین و خاکهای نسوز خراسان**

Kaolin Khorasan

کائولین خراسان

All Right Reserved Copyright 2013

مدیر عامل: 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**فرآوردهای نسوز پارس**

مدیر عامل: مهندس حیدرپور

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

ونک، طبقه ۷، واحد ۷۱

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۷۸۶۶۹۲

نشانی سایت: www.pars-ref.ir**کاشی ستاره مبید**

مدیر عامل: مهندس خالقیه

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان

ملاصدرا، شیاز جنوبی، گرسار غربی، کوچه بهار، پلاک ۲۶، طبقه ۴، واحد ۷

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۰۴۴۷۴۴

نشانی سایت: www.setarehtile.com**کاشی تیما**

مدیر عامل: دکتر ناصری

آدرس دفتر مرکزی: مشهد، شهرک صنعتی

توض، فاز ۲، اندیشه ۲، انتبهای دانش ۲

تلفن دفتر مرکزی: ۰۵۱۳-۵۴۱۳۹۹۰

نشانی سایت: www.tima-tile.com**کاشی کرد**

مدیر عامل: مهندس چنگیزی

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

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۳۵۲۳۳۳

نشانی سایت: www.cordgroup.com**کاشی طوس**

مدیر عامل: مهندس توکلی فرد

آدرس دفتر مرکزی: مشهد، خیابان

سناباد، جنب داروخانه سناباد، ساختمان ۴۶۵، طبقه ۳

تلفن دفتر مرکزی: ۰۵۱۳-۸۴۱۶۴۱۸

نشانی سایت: www.toostileco.com**کاشی مسعود ايران**

مدیر عامل: مهندس فرشادپور

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان

آفریقای شمالی، ساختمان مرکز تجارت ایران، طبقه ۹، واحد ۶

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۲۶۲۱۲۶۲۵-۳۷

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

مدیر عامل: مهندس معصومی

آدرس دفتر مرکزی: اصفهان، خیابان

چهار باخ بالا، کوچه کاویان، پلاک ۴۱

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۱۳-۶۲۴۸۰۱۹

نشانی سایت: www.marjantileco.com**کاشی نواواران**

مدیر عامل: مهندس طباطبایی

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

تلفن: ۰۳۵۳-۲۳۷۲۱۹۳

نشانی سایت: www.noavaranceramics.ir

مدیر عامل: مهندس میرحسینی
آدرس: یزد، شهرک صنعتی جهان آباد، بلوار مریم، فرعی سمت راست
تلفن: ۰۳۵۳-۲۳۷۲۹۳۱



لعاپ مارال مبید
 مدیر عامل: دکتر داود قهرمانی
 آدرس دفتر مرکزی: بیزد مبید
 شهرک صنعتی جهان آباد، بلوار
 نسترن شمالی، خیابان صنعت ۹
 تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۵-۳۲۳۷۴۰۹۶-۷
 نشانی سایت: www.maralloab.ir



گلسار فارس
 مدیر عامل: مهندس فرحمدند
 آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان کریم خان
 زند، خیابان سمهبد قرنی، خیابان برادران شاداب،
 پلاک ۳۳، طبقه ۲
 تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۹۰۸۰۴۴
 نشانی سایت: www.golsarfars.com

لعاپ یاس فارس


 مدیر عامل: مهندس کریمی علوبیجه
 آدرس: شیراز، کیلومتر ۳ جاده شیراز بوشهر، بعد از پل شهید علیپور،
 جاده ایستگاه شماره ۱ گاز
 تلفکس: ۰۷۱۳-۸۳۰۱۹۹۰

لعاپ مشهد


 مدیر عامل: دکتر یوسفی
 آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان ملاصدرا،
 خیابان شیراز جنوبی، کوچه اتحاد، پلاک ۱۴، طبقه ۲
 تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۰۴۳۶۹۶
 نشانی سایت: <http://www.mashhadglaze.com>



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



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: ۰۵۱-۱۷۲۷۶۰۳۳
 نشانی سایت: www.novinceram.com



مجتمع کارخانجات تولیدی تووس چینی
 مدیر عامل: مهدی کاملان نجار
 آدرس دفتر مرکزی: مشهد،
 خلخ غربی میدان احمدآباد، پلاک ۱۲
 تلفن دفتر مرکزی: ۰۵۱۳-۸۴۱۶۸۰
 نشانی سایت: www.toosporcelain.com



مجتمع صنعتی اردکان (چینی رز)
 مدیر عامل: مهندس ضراییه
 آدرس دفتر مرکزی: بیزد، چهارراه یزد
 باف، ساختمان یزدباف، طبقه ۲
 تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۵۳-۵۲۲۹۷۶۰
 نشانی سایت: www.chinirose.com



مغید شیشه
 مدیر عامل: مهندس موسوی کریمی
 آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان
 ولیعصر، پایین تر از میدان ونک، شماره
 ۲۵۴۰، طبقه ۷
 تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۶۴۸۱۱
 نشانی سایت: www.mofidglass.com



معدنی و صنعتی سوراوجین عقیق
 مدیر عامل: مهندس معصومی
 آدرس دفتر مرکزی: تهران، سعادت
 آباد، خیابان علامه شماری، انتهای کوچه
 اقبال ملی، پلاک ۱، واحد ۲
 تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۲۲۰۸۱۳۷۳
 نشانی سایت: wwwiranclay.com

مقره سازی ایران

مدیر عامل: دکتر کورنگی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، میدان آزادی، خیابان احمد قصیر،

خیابان بهار جنوبی، کوچه نیلوفر،

شماره ۴

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۷۷۵۲۸۶۴۲

نشانی سایت: wwwiraninsulator.com



شرکت مقره سازی ایران
«ملائکه»
Iran Insulator Co.

مفهوم جام (سهامی خاص)

مدیر عامل: مهندس دهقان

آدرس دفتر مرکزی: تهران، میدان آزادی، خیابان احمد قصیر،

چهاردهم غربی، پلاک ۲۶، طبقه ۳

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۵۱۵۰۱۵

تقویم رویدادهای سرامیک

شانزدهمین همایش علمی دانشجویی مهندسی مواد و متالورژی
دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران
۱۳۹۸ آبان ۲۷
CMAT@IROMES.IR

سومین همایش ملی مهندسی مواد
دانشگاه ملایر
۱۳۹۸ آبان ۲۲
3nmat@malayeru.ac.ir

هشتمین کنفرانس و نمایشگاه بین المللی مهندسی مواد و متالورژی ایران
مصلی بزرگ تهران
۱۳۹۸ ۱۵-۱۶ مهر
<http://www.imatconf.com/fa/>

کنفرانس بین المللی مهندسی مکانیک، مواد و متالورژی
تفلیس، گرجستان
۱۳۹۸ ۲۴ مهر
www.memconf.ir

80th Conference on Glass Problems
United States
October, 28-30 2019
<http://www.glassproblemsconference.org/>

Ceramitec conference
Munich
September, 19-20 2019
<http://www.ceramitec.com/>

Unified International Technical Conference of Refractories
Japan
October, 13-16 2019
<http://unitecr2019.org/>

