

هیأت تحریریه:

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



سال هشتم، شماره چهل و چهارم

۱۳۹۴ زمستان

ISSN: ۱۷۳۵-۳۳۵۱

«با درجه علمی ترویجی»

گروه مشاوران:

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

صاحب امتیاز: انجمن سرامیک ایران

مدیر مسئول: دکتر مسعود محبی

سروپر: دکتر اسماعیل صلاحی

معاون سروپر: دکتر علیرضا سوری

مدیر اجرایی: سعیده علیشاھی

گردآوری مطالب و سپرست گروه مترجمان: مهندس تهمینه گیوه‌کی

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

مهندسی مواد و متالورژی، دفتر انجمن سرامیک ایران

صندوق پستی: تهران، ۱۶۸۴۵-۱۱۱

تلفن: ۷۷۸۹۹۳۹۹

دورنگار: ۷۷۸۹۹۳۹۹

پست الکترونیکی: info@jicers.ir

نشانی سایت اینترنتی: www.jicers.ir

طراحی، گرافیک و صفحه‌آرایی: تمام طرح ۷۷۲۰۹۲۲۸

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

فهرست مطالب:

۱	تازه‌ها
۱	خبر انجمن سرامیک ایران
۱	گزارش دوره آموزشی تولید چینی با نگاه علمی
۴	مقالات پژوهشی
۴	سخت کاری سطحی فولاد ASTM A106 با ایجاد لایه کامپوزیتی حاوی ذرات سرامیکی ...SiC
۱۳	عوامل موثر بر جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی کامپوزیت زمینه فلزی Al6061/Al ₂ O ₃
۱۸	بررسی تاثیر عوامل مختلف بر فرمولاسیون و طراحی لعاب‌های آنتی باکتریال
۲۷	مقالات مروری
۲۷	مروری بر هدایت الکتریکی اکسیدهای غیراستوکیومتری تیتانیوم با فرمول عمومی Ti _n O _{2n-1}
۳۶	تازه‌های نشر
۳۷	معرفی پایان‌نامه‌های تحصیلات تکمیلی
۳۸	واژه‌گزینی سرامیک با همکاری فرهنگستان زبان و ادب فارسی
۴۲	لیست اعضای حقوقی انجمن سرامیک ایران
۵۰	تقویم رویدادهای سرامیک

اخبار انجمن سرامیک ایران

گزارش دوره آموزشی تولید چینی با نگاه علمی ۱۴ و ۱۵ بهمن

دوره "تولید چینی با نگاه علمی" در روزهای ۱۴ و ۱۵ بهمن ۹۶ در سالن شیخ بهایی شهرک علمی تحقیقاتی اصفهان توسط انجمن سرامیک ایران با حضور ۲۲ نفر از کارشناسان و مدیران ارشد صنایع سرامیک برگزار شد.



مدرسین دوره جناب آقای مهندس سالاریه از شرکت آرمیتاژ با تجربه ۲۸ سال کار صنعتی و آموزشی و چاپ بیش از ۱۰ کتاب تخصصی در زمینه سرامیک و آقای دکتر غفاری صاحب صنعت و تجربه زیاد در مشاوره و آموزش در صنایع سرامیک بودند. سیلاس س مطالب ارایه شده قبل از اطلاع شرکت کنندگان رسیده و مطالب تئوری در قالب دو جزو ۱۱۰ برگی و یک جلد کتاب تئوری و تکنولوژی پرسلان‌ها در اختیار شرکت کنندگان قرار گرفت. برای بخش کار عملی نمونه‌های عیوب لعب در اختیار شرکت کنندگان قرار گرفته و با هر یک از آن‌ها جداگانه و به طور خصوصی بحث شد.

تعدادی از شرکت کنندگان به همراه خود نمونه‌هایی آورده بودند که آن‌ها نیز بررسی شدند. از سوی دیگر تعداد ۲۵ عدد نمونه اندازه‌گیری ضریب دیفوزیون، ۱۰ لیتر دوغاب روانسازی شده و ۲۵ عدد قالب آزمایش تعیین سرعت تشکیل جداره در نسبت‌های گوناگون گج به آب از ۰/۹ تا ۲/۲ تهیه و در اختیار شرکت کنندگان قرار گرفت.

در روز اول هر نفر یک نمونه را آزمایش کرده و با فرمی که در اختیار ایشان گذاشته شده بود نتایج را محاسبه کردند. با دوغاب یکسان قطعه‌ای ریخته گری کرده و برای روز بعد گذاشته تا کامل خشک شود. در روز دوم نتایج همه شرکت کنندگان روی نمودار برده شد و با کمک ایشان تحلیل نمودارها انجام شد که فوق العاده مورد توجه قرار گرفت.



در پایان دوره به شرکت کنندگان گواهی ۱۸ ساعت دوره با مهر و امضای انجمن سرامیک ایران داده شد.
شرکت‌های چینی زرین ایران و پوپیا همراه سرام و گچ میلاد و گچ تندیس البرز از این دوره حمایت مالی نمودند که در اینجا از این شرکت‌ها تشکر می‌نماییم.





علاوه بر این‌ها در فواصل بین کلاس این مطالب مطرح و مورد بررسی قرار گرفت:

- ۱ معرفی افراد شرکت کننده: از این طریق آشنایی بیشتری بین همکاران با زمینه کار مشترک فراهم شد که می‌تواند در معرفی دوره‌های دیگر از این موضوع در تبلیغات دوره‌های آموزشی بهره گرفت.
- ۲ زمان بیشتری به معرفی اسپانسرها داده شد و ایشان خود و محصولات خود را به شرکت کنندگان معرفی کردند. به تمام شرکت کنندگان اجازه داده شد تا نظرات، پیشنهادها و انتقادات خود را در جمع مطرح کنند که چکیده آن‌ها در فایل مزایا و معایب دوره خواهد آمد.
- ۳ معرفی انجمن توسط مهندس طارم‌سری خزانه دار انجمن سرامیک و تشریح رویکرد جدید انجمن به گرایش به صنعت که باعث جذب اعضای جدید شد. در همینجا باید متذکر شد که ارتباط مستمر با اعضا و بخصوص اعضای جدید باعث می‌شود تا این اعضا از عضویت در انجمن احساس رضایت کنند.
- ۴ اشاره‌ای به وضعیت رشته سرامیک و آنچه که در جریان است شد.
- ۵ در پایان فرم نظر سنجی به حاضرین داده شد که خلاصه آن در جداول زیر دیده می‌شود. جدول ۱ متوسط نظر شرکت کنندگان از ۱ تا ۴ به ترتیب برای ضعیف، متوسط، خوب و عالی است و جدول ۲ تحلیل نظرات بر اساس پرسش‌های فرم نظر سنجی است که به پیوست تقدیم شده.

سخت کاری سطحی فولاد ASTM A106 با ایجاد لایه کامپوزیتی حاوی ذرات سرامیکی SiC با استفاده از فرایند جوشکاری TIG

حسین مظاہری^۱، محمود فاضل نجف آبادی^۲، علیرضا اعلائی^۱

^۱ دانشگاه آزاد اسلامی، واحد نجف آباد، گروه مواد، نجف آباد اصفهان

^۲ بخش فنی و مهندسی، گروه مهندسی مکانیک، دانشگاه پیام نور اصفهان

چکیده: در این پژوهش ایجاد پوشش کامپوزیتی حاوی ذرات سرامیکی کاربید سیلیسیوم بر سطح فولاد ASTM A106-Gr.B با به کار گیری فرآیند جوشکاری قوسی تنگستن - گاز بررسی شد. بدین منظور ذرات کاربید سیلیسیوم با درصد های حجمی متفاوت بر سطح فولاد مورد نظر پیش نشانی شد و با تغییر شدت جریان، فرآیند ذوب و اختلاط آنها با فلز پایه انجام گردید. مطالعه ریز ساختار پوشش ایجاد شده توسط میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی رویشی (SEM) همراه با آنالیز نقطه ای انجام گرفت. یافته های آزمون ها نشان داد که پوشش حاصله ساختار دندریتی حاوی تقویت کننده کاربید سیلیسیوم را دارا می باشد که می تواند باعث بهبود سختی و رفتار سایشی پوشش مذکور شود. سختی پوشش ها در آزمون های ریز سختی سنجی و رفتار سایشی پوشش ها توسط آزمون سایش به صورت رفت و برگشتی ارزیابی شد. نتایج آزمون ریز سختی سنجی نشان دهنده افزایش سختی پوشش ایجاد شده (حدود ۶۵۰ تا ۱۲۰۰ ویکرز) نسبت به نمونه بدون پوشش (حدود ۲۰۰ ویکرز) بود. بررسی های رفتار سایشی بدون پوشش سایش ورقه ای و اکسایش سطحی و در نمونه های پوشش داده شده مخلوطی از سایش ورقه ای، اکسایش سطحی و سایش چسبان تشخیص داده شد.

کلمات کلیدی: جوشکاری قوسی تنگستن - گاز، پوشش دهی سطحی، کامپوزیت فولاد / کاربید سیلیسیوم

۱- مقدمه

عملیات سطحی بر روی فولادها می تواند مقاومت خوردگی، مقاومت سایشی یا رفتار خستگی آنها را بهبود دهد [۱]. یکی از روش های سخت کاری سطحی استفاده از روش های معمول جوشکاری برای پوشش دهی روی سطح قطعات است. ویژگی منحصر به فرد این روش ضخامت زیاد پوشش، نرخ رسوب گذاری بالا، چسبندگی مناسب پوشش به زیر لایه و همچنین سهولت در ایجاد آن است. همین عوامل سبب گستردگی کاربرد آن برای پوشش دهی قطعات شده است [۳-۲]. یکی از روش های متداول بهبود رفتار سطحی، افزودن عناصر آلیاژی همچون کرم، کربن، کبالت و مولیبدن یا ذرات سرامیکی نظیر SiC، TiC، WC و B₄C به مذاب ایجاد شده در سطح و تشکیل لایه ای با ضخامت قابل توجه بر روی سطح است [۴]. به عنوان مثال یوچی لین^۱ و همکارانش در پژوهشی به بررسی ریز ساختار و عملکرد سایشی لایه SiC پوشش داده شده بر روی فولاد کشته شده SKD61 با روش GTAW پرداخته اند. آنها گزارش داده اند که ذرات SiC در طی فرآیند GTAW تجزیه شده و فازهای شبه پایدار مانند Fe₃C و Fe₈Si₂ و همچنین فاز پایدار گرافیت در سیستم سه تایی Fe-Si-C به وجود آمده اند. این محققین مدعی شده اند که همین رخدادها منجر به افزایش سختی و مقاومت به سایش لایه سطحی شده است [۵]. سانر ۲ و همکاران در تحقیقی دیگر سطح فولاد زنگ نزن AISI 304 را با پودر SiC به روش جوشکاری قوسی تنگستن - گاز

^۱ Yo-Chi Lin

پوشش دادند. آن‌ها نشان دادند که می‌توان با ترکیب ثابت پودر اولیه و فقط با کاهش حرارت ورودی و افزایش میزان پودر استفاده شده، ناحیه ذوب در زیر لایه را به حداقل رسانده و میزان رقت را به حداقل کاهش داد. با این کار ساختار هیپریوتکنیک سطحی به ساختار هایپریوتکنیک تبدیل خواهد شد. آن‌ها پیشنهاد کردند که بیشینه سختی به دست آمده به حضور کاربیدهای M_7C_3 پراکنده در سطح فولاد مربوط باشد [۶]. فولاد مقاوم به حرارت ASTM A106 Gr.B در صنایع نفت، پتروشیمی و شیمیایی به دلیل پایداری در شرایط سرویس‌دهی با دمای بالا، دارای کاربرد بسیار وسیعی است ولی سختی و مقاومت به سایش ضعیف، محدودیت‌هایی را برای این فولاد ایجاد کرده است [۷]. در این پژوهش از روش جوشکاری GTAW به منظور تشکیل لایه‌ای کامپوزیتی حاوی ذرات SiC بر روی سطح فولاد ASTM A106 Gr.B استفاده گردید. در این راستا، تأثیر تغییر درصد حجمی SiC و تغییر شدت جریان جوشکاری بر ساختار، سختی و رفتار سایشی پوشش ایجاد شده مورد بررسی و مطالعه قرار گرفت.

۲- فعالیت‌های تجربی

در این پژوهش از فولاد کربنی ASTM A106 Gr.B (معادل با فولاد St 45.8 مطابق با استاندارد DIN) با ابعاد $150 \times 45 \times 8$ میلی‌متر استفاده شد. در ابتدا قطعات تمیز شده و تا سنباده شماره ۳۲۰ سنباده زده شد تا آلودگی‌های سطحی آن بر طرف گردد. سپس آنالیز عنصری و بررسی ریز ساختار میکروسکوپی روی ماده اولیه انجام شد. برای ایجاد لایه سطحی از پودر SiC با ابعاد متوسط ذرات ۳ تا ۴ میکرومتر استفاده شد. ثابت سازی ذرات با آگشته نمودن آن‌ها به اتانول و استفاده از شابلون حاوی حفره با ابعاد 12×130 میلی‌متر انجام شد. برای ذوب سطحی فولاد، از روش جوشکاری قوسی تنگستن- گاز (GTAW) استفاده شد. گاز محافظ مصرفی آرگون با خلوص ۹۹/۹۹٪، قطر الکترود تنگستنی $2/4$ میلی‌متر و شکل نوک الکترود مخروطی بود. عملیات ذوب سطحی بر روی گروههایی از نمونه‌ها در شرایط مختلف مطابق با جدول (۱) انجام شد.

جدول ۱- پارامترهای فرآیند رویه سازی به روش GTAW با نرخ دمچه ۸ لیتر بر دقیقه آرگون و قطبیت DCEN

شماره نمونه	درصد حجمی ذرات	شدت جریان (A)	سرعت (mm/min)	حرارت ورودی (kJ/mm)	
.	۱
۲۰/۱۴	۳۲/۱۶	۹۰	۴		۲
۳۵/۴۴	۱۸/۲۸	۹۰	۸		۳
۳۸/۱۴	۱۶/۹۹	۹۰	۱۲		۴
۲۷/۸۴	۲۸/۴۴	۱۱۰	۸		۵
۲۲/۱۷	۲۹/۰۹	۱۳۰	۸		۶

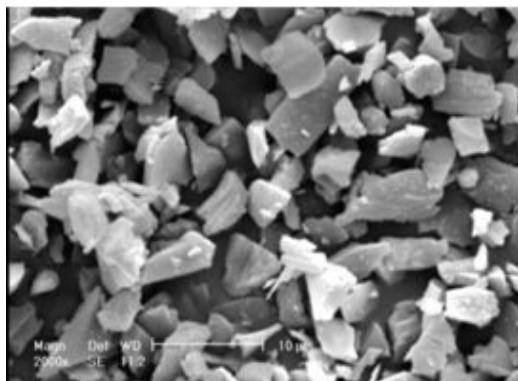
بررسی ریز ساختاری پوشش به دست آمده با استفاده از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) همراه با آنالیز نقطه‌ای انجام شد. برای اج کردن نمونه‌ها از محلول نایتال ۴ درصد (۹۶ میلی‌لیتر الکل + ۴ میلی‌لیتر اسید نیتریک یک مولار) استفاده شد. پروفیل سختی از سطح به طرف فلز پایه و در مقطع عرضی پوشش توسط ریز سختی سنگی و با فرو رونده ویکرز با بار اعمالی ۱۰۰ گرم در مدت زمان اعمال ۵ ثانیه به دست آمد. بررسی‌های سایشی نیز توسط دستگاه سایش رفت و برگشتی، با استفاده از پین‌هایی از جنس فولاد بلبرینگ ۵۲۱۰۰ و با بار N ۱۵۰ انجام شد. جرم از دست داده شده در فواصل ۵۰، ۵۰، ۱۰۰، ۱۰۰، ۲۰۰، ۲۰۰، ۲۰۰ متر توسط ترازوی GIBERTINIE 42 S-B با دقت ۰/۰۰۰۱ گرم اندازه‌گیری شد.

۳- نتایج و بحث

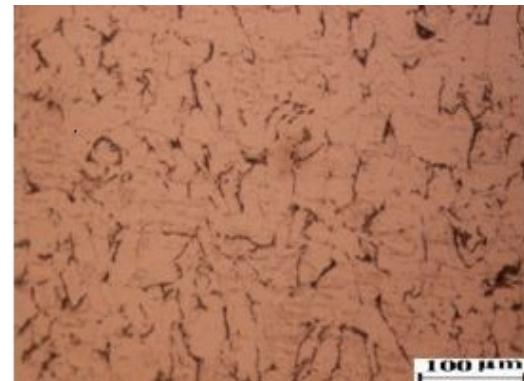
۳-۱- بررسی‌های ریز ساختاری

شکل‌های (۱) و (۲) ریز ساختار فلز پایه و ذرات کاربید سیلیسیوم مورد استفاده در این پژوهش را نشان می‌دهد. دیده می‌شود،

نمونه‌های اولیه از ساختاری فریت - پرلیتی با دانه‌های هم محور برخوردار بوده است. همچنین در جدول (۲) ترکیب شیمیایی فولاد مورد استفاده ارائه گردیده است. ملاحظه می‌گردد که ترکیب شیمیایی به خوبی با ساختار میکروسکوپی مشاهده شده در تصویر شکل (۱) تطابق دارد.



شکل ۲- تصویر SEM ذرات پودر SiC مورد استفاده

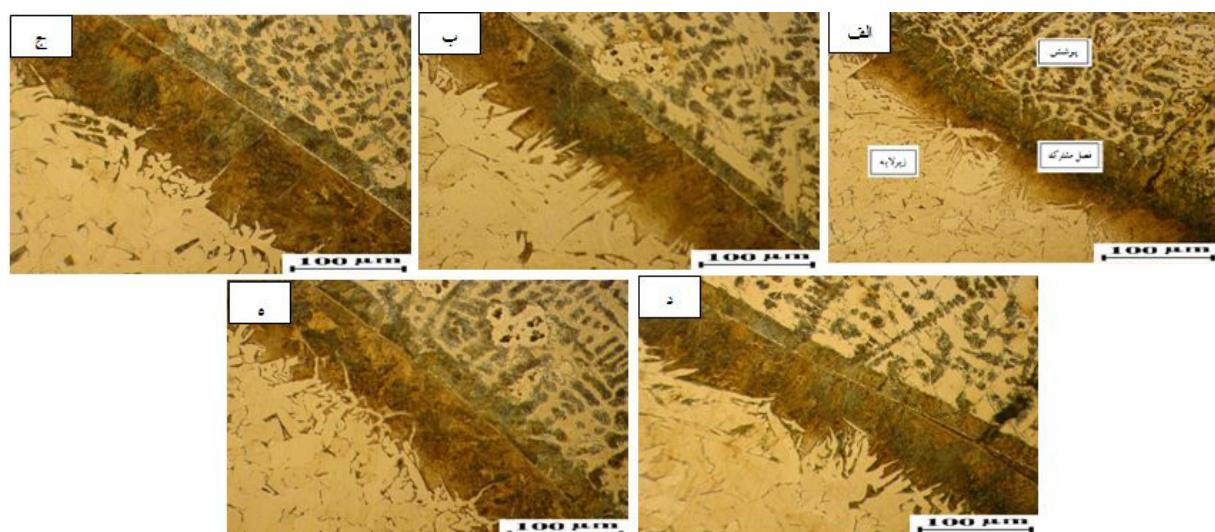


شکل ۱- ریز ساختار فولاد ASTM A106-Gr.B

جدول ۲- ترکیب شیمیایی فولاد ASTM A106 Gr.B

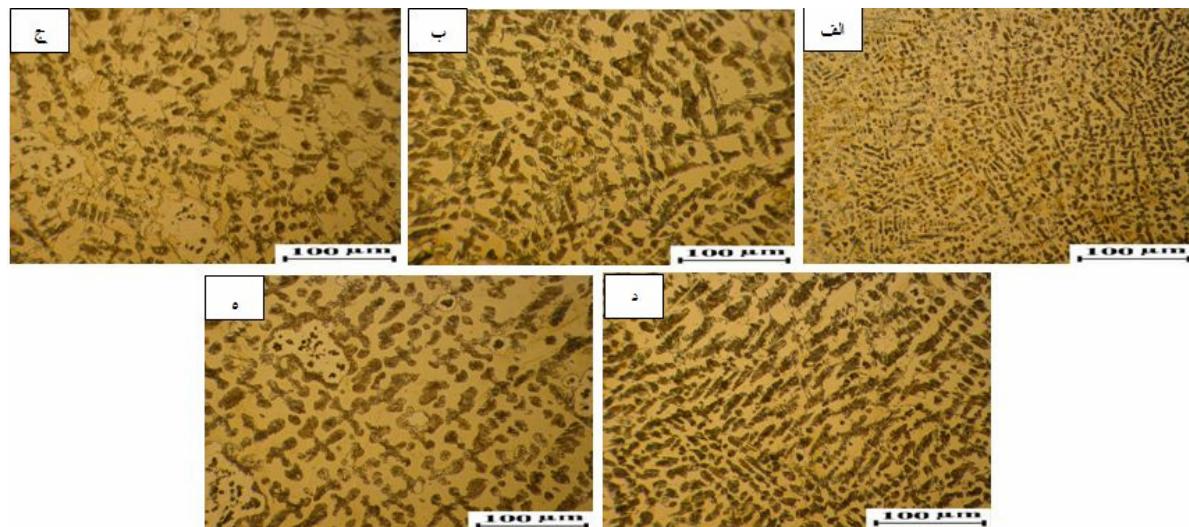
عنصر	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	Nb	Ti	Sn	Fe
درصد	۰/۱۶	۰/۴۸	۰/۰۰۶	۰/۰۰۵	۰/۰۰۰۵	۰/۰۹۸	۰/۰۳	۰/۰۳۱	۰/۱۰	۰/۱۱	۰/۰۱	۰/۰۰۳	۰/۰۱۲	بقیه

شکل (۳) سطح مقطع نمونه‌های پوشش داده شده را در بزرگنمایی پایین نشان می‌دهد. تصاویر نشان داده شده در این شکل مشخص می‌کند که در تمامی نمونه‌ها، سطح و فصل مشترک زیر لایه و پوشش خالی از ترک و حفره است. به عبارت دیگر با استفاده از این روش لایه کامپوزیت متراکم، با کیفیت و با نفوذ کامل لایه پیش نشانی شده به زیر لایه فولادی به دست آمده است [۸].



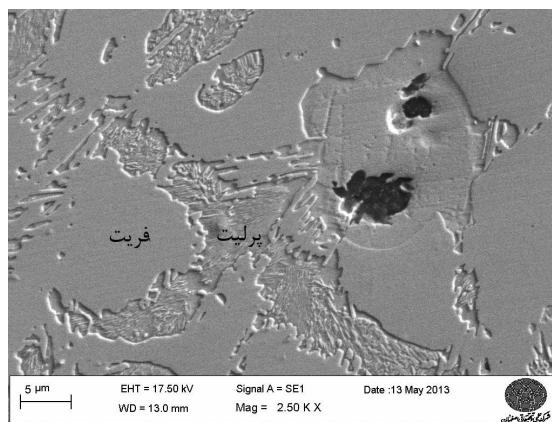
شکل ۳- سطح مقطع نمونه‌های پوشش داده شده در بزرگنمایی کم، (الف) نمونه ۲، (ب) نمونه ۳، (ج) نمونه ۴، (د) نمونه ۵، (ه) نمونه ۶.

همچنین شکل (۴) تصاویر میکروسکوپی از ریز ساختار پوشش در بزرگنمایی بالاتر را نشان می‌دهد. بررسی این تصاویر مشخص می‌کند که پوشش ایجاد شده ساختار دندانی دارد. به نظر می‌رسد بوجود آمدن این ساختار در نتیجه انجماد سریع مذاب سطحی در طی فرآیند جوشکاری قوسی تنگستن - گاز باشد. زیرا حجم مذاب ایجاد شده در برابر کل فلز جامد مرتبط با آن چندان زیاد نیست. بنابر این قدرت سرد کردن بالایی که زیر لایه از آن برخوردار است، می‌تواند عامل ایجاد چنین ساختار انجمادی باشد [۹].



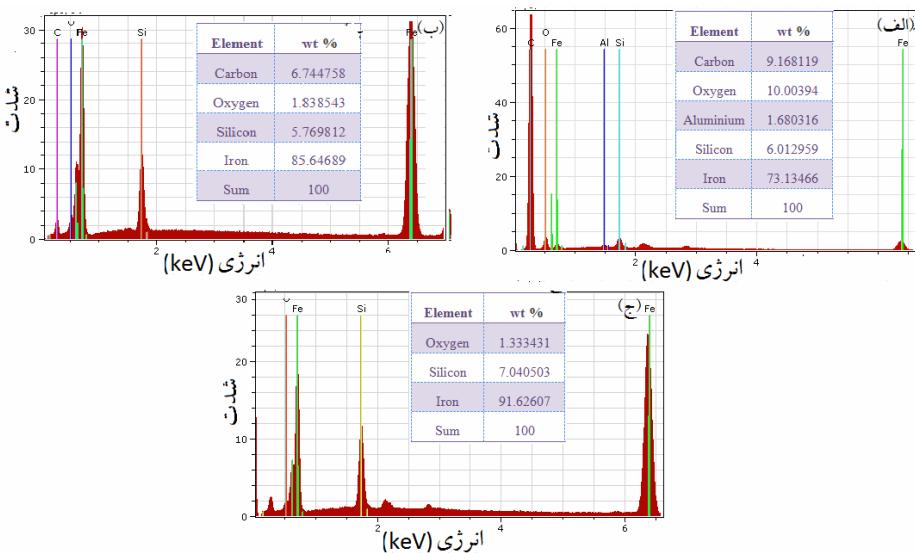
شکل ۴- ریزساختار پوشش سطحی نمونه‌های مختلف (الف) نمونه ۲، (ب) نمونه ۳، (ج) نمونه ۴، (د) نمونه ۵، (ه) نمونه ۶.

شکل (۵) ریزساختار بخشی از پوشش ایجاد شده بر روی نمونه ۲ را در بزرگنمایی بالاتر نشان می‌دهد. در این تصویر دانه‌های فریت، کولونی‌های پرلیت و ذرات کاربید سیلیسیوم به خوبی قابل تشخیص هستند. دیده می‌شود، علیرغم مقدار کربن کم فولاد مورد استفاده، مقدار پرلیت تشکیل شده در پوشش بیش از مقدار مورد انتظار است. حضور این پدیده را می‌توان به انحلال بخشی



شکل ۵- ریزساختار پوشش ایجاد شده بر روی نمونه ۲

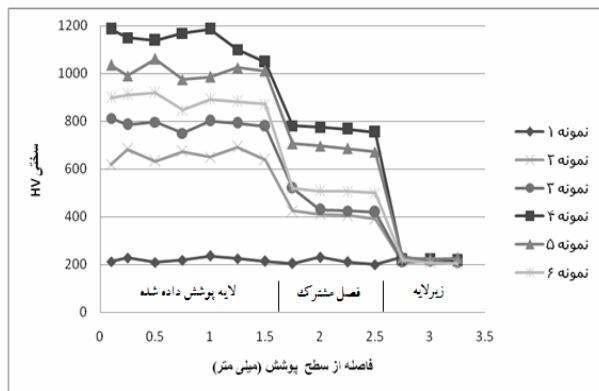
از ذرات کاربید سیلیسیوم و ورود کربن به مذاب دانست. از سوی دیگر، در اطراف ذرات کاربید سیلیسیوم ناحیه‌ای از فریت مشاهده می‌شود که حین اج شیمیایی بیش از فریت زمینه خورده شده است. این به معنی فعال و ناپایدارتر بودن اتم‌ها در این ناحیه است. این پدیده می‌تواند به انحلال ذرات کاربید سیلیسیوم در آهن اطراف و تشکیل فریتی حاوی سیلیسیوم و کربن بالاتر از حد حلایت تعادلی کربن در یک شعاع مشخص در اطراف ذرات باشد. نتایج آنالیز EDS از این ناحیه که در شکل (۶) آرائه شده است، نشان می‌دهد که این مناطق از کربن و سیلیسیوم غنی هستند [۱۰].



شکل ۶- نتایج آنالیز EDS بخش‌هایی از پوشش ایجاد شده بر روی نمونه ۲:
الف) ذرات کاربید، ب) فریت اطراف ذرات (ج) سماتیت اطراف ذرات.

۲-۳- نتایج حاصل از آزمون سختی سنجی

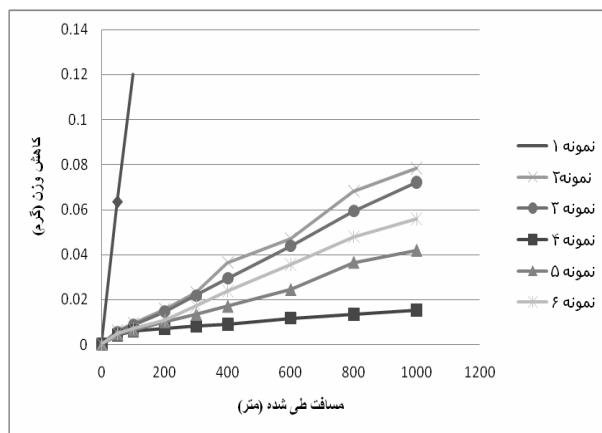
نتایج حاصل از ریز سختی پوشش‌های ایجاد شده در طی این پژوهش در شکل (۷) ارائه شده است. همان گونه که دیده می‌شود، پوشش‌های کامپوزیتی تشکیل شده بر سطح به دلیل حضور فاز تقویت کننده کاربید سیلیسیوم، ورود کربن اضافی به سطح و در نتیجه افزایش میزان پرلیت و نیز دانه‌های ریز ایجاد شده تحت شرایط انجمادی سریع جوشکاری، از سختی بالای (در محدوده HV ۱۲۰۰-۱۴۵۰) برخوردار هستند. این شرایط می‌توانند مقاومت بالا در برابر سایش را در پی داشته باشد. نمودارهای مربوط به پروفیل سختی پوشش‌ها نشان می‌دهد، با افزایش ذرات تقویت کننده، سختی لایه‌های ایجاد شده در سطح و در فصل مشترک افزایش می‌یابد. همچنان در خصوص نمونه‌های ۳، ۵ و ۶ که دارای مقدار یکسان از ذرات تقویت کننده بوده و با شدت جریان‌های متفاوت جوشکاری تحت عملیات سطحی قرار گرفته‌اند (طبق جدول ۱)، می‌توان گفت کاهش حرارت ورودی منجر به کاهش رقت آهن از زیر لایه و ریزتر شدن ساختار شده است. این عوامل باعث افزایش سختی نمونه ۵ نسبت به نمونه ۳ و ۶ و نیز افزایش سختی نمونه ۶ نسبت به نمونه ۳ گردیده است [۱۱].



شکل ۷- پروفیل سختی سطح مقطع عرضی نمونه‌های پوشش داده شده.

۳-۳- رفتار تریبولوژیکی

شکل (۸) نمودار کاهش وزن بر حسب مسافت طی شده برای نمونه‌های آزمون سایش را نشان می‌دهد.

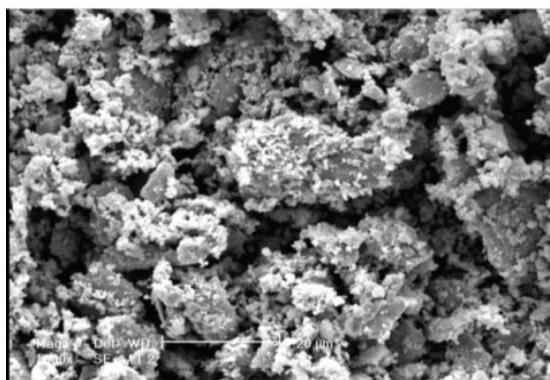


شکل ۸- نمودار کاهش وزن بر حسب مسافت طی شده برای نمونه‌های قرار گرفته تحت آزمون سایش.

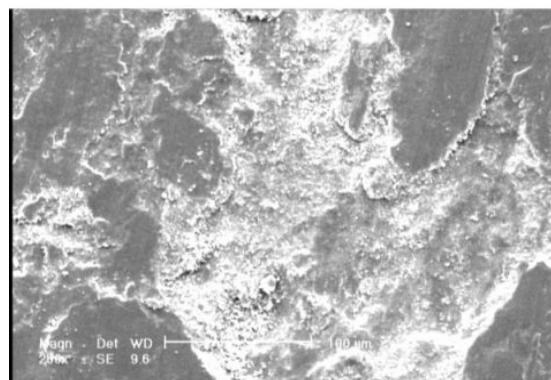
مشاهده می‌شود که با افزایش مسافت طی شده میزان جرم از دست داده نمونه ۱ به شکل پیوسته و بدون نشان دادن رفتار کند شونده، افزایش می‌یابد. این نتایج با توجه به رفتار سایشی ضعیف فولاد ASTM A106-Gr.B دور از انتظار نمی‌باشد [۱۲]. این در حالی است که در سایر نمونه‌ها و با افزایش سختی، میزان مقاومت در برابر سایش افزایش یافته است. آن گونه که نمودارهای کاهش وزن بر حسب مسافت سایش نشان می‌دهند، آن‌چه در میزان مقاومت به سایش نمونه‌ها اهمیت داشته است، مقدار مطلق سختی بوده است. به گونه‌ای که نمونه‌های شماره ۳، ۵ و ۶ علیرغم برخورداری از مقدار یکسان از ذرات تقویت کننده کاربیدی

در پوشش، مقاومت در برابر سایش متفاوتی را از خود نشان داده‌اند. اما دیده می‌شود با افزایش میزان ذرات سخت کاربیدی و افزایش قابل ملاحظه در سهم این ذرات از سختی کلی پوشش، میزان مقاومت به سایش به مقدار زیاد تقویت شده است. فاصله نتایج حاصل، خصوصاً در مسافت‌های بالا تأیید کننده این مطلب است که حضور مقدار قابل ملاحظه‌ای از ذرات سخت در لایه سطحی و ایجاد شرایط بهینه فرآیند می‌تواند موجب افزایش مناسب سختی و مقاومت سایشی گردد.

شکل (۹) تصویر میکروسکوپ الکترونی روپی از سطح سایش نمونه شماره ۱ را پس از انجام آزمون سایش نشان می‌دهد. به نظر می‌رسد که بخشی از سطح به شکل لایه‌ای از آن جدا شده و بخشی دیگر به صورت ورقه‌هایی بر روی سطح تشکیل شده و در آستانه جدا شدن بوده‌اند. این امر می‌تواند بر رخداد مکانیزم سایش ورقه‌ای دلالت داشته باشد. همچنین در بخش‌هایی از این سطح سایش، آثار اکسایش سطحی و ایجاد ذرات بسیار ریز اکسیدی مشاهده می‌شود. شکل (۱۰) تصویر میکروسکوپ الکترونی روپی ذرات سایشی حاصل از آزمون انجام شده بر این نمونه را نشان می‌دهد. تصویر ارائه شده در شکل (۱۰) حضور همزمان ذرات سایشی ورقه‌ای شکل به همراه ذرات بسیار ریز اکسیدی را نشان می‌دهد. این امر تأیید کننده مکانیزم‌های سایش ورقه‌ای و اکسایش سطحی به شکل همزمان برای این نمونه می‌باشد.

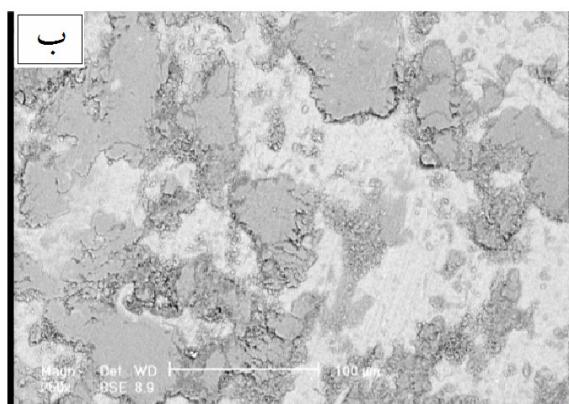


شکل ۱۰- تصویر SEM از ذرات حاصل از سایش نمونه ۱

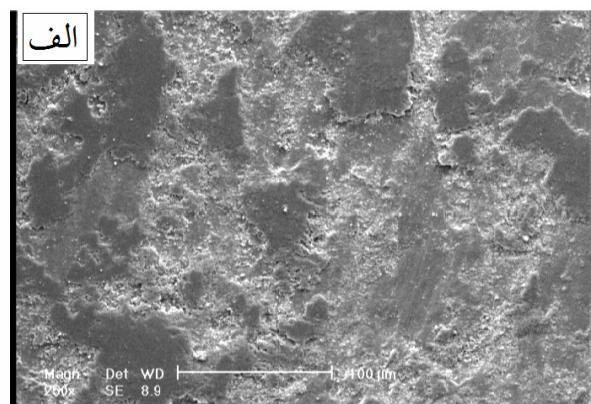


شکل ۹- تصویر SEM از سطح سایش نمونه ۱

معمولًاً نمی‌توان به نشانه یا مشخصه تصویری خاصی برای مکانیزم سایش اکسیداسیون در تصاویر SE^۱، اشاره نمود اما در تصاویر BSE^۲، رخداد مکانیزم اکسیداسیون به صورت حضور فاز سیاهرنگی در لبه‌ها قابل مشاهده است که در صورت درست بودن احتمال مکانیزم اکسیداسیون، انجام آنالیز نیز حضور عناصر یکی از سطوح، به علاوه مقادیر قابل توجهی اکسیژن را تأیید می‌نماید. چنین پدیده‌ای در تحقیقات سایر محققان [۱۳] نیز قبلاً گزارش شده است. شکل (۱۱) تصویر میکروسکوپی الکترونی روپی از سطح سایش نمونه شماره ۲ پس از انجام آزمون سایش را نشان می‌دهد.



شکل ۱۱- تصویر SEM از سطح سایش نمونه شماره ۲



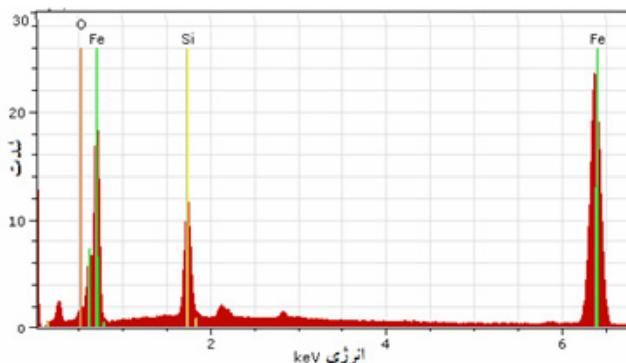
الف) تصویر به دست آمده از الکترون‌های ثانویه (SE)، ب) همان تصویر با استفاده از الکترون‌های پس پراکنده شده (BSE).

¹ Secondary electrons

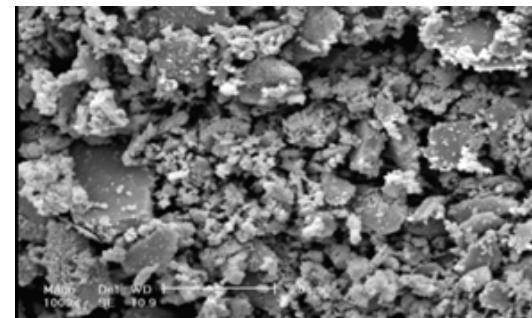
² Back scattered electrons

دقت در تصویر (۱۱) آثار خراشیدگی و کندگی بر روی سطح را به وضوح نشان نمی‌دهد. این امر می‌تواند دلیلی بر آن باشد که با ورود مقدار کم از ذرات کاربید سیلیسیوم (۴ درصد)، علیرغم افزایش در سختی سطح وجود ذرات سخت در پوشش، سایش خراشان مکانیزم غالب سایش این نمونه نبوده است. دیده می‌شود، همچنان جدا شدن ورقه‌های سطحی و اکسایش عامل سایش در این نمونه بوده است. خصوصاً آن که تصویر به دست آمده از الکترون‌های پس پراکنده شده به وضوح حضور مناطق با چگالی کمتر از فولاد را مشخص نموده است. این امر می‌تواند دلیلی بر وجود اکسیدهای سطحی در مناطق مورد بررسی باشد.

همچنین در شکل (۱۲) تصویر به دست آمده از ذرات سایشی مربوط به همین نمونه‌ها نشان داده شده است. بررسی این تصویر حاکی از آن است که همچنان ذرات اکسیدی و ورقه‌های فلزی، تشکیل دهنده‌گان محصولات سایش هستند. برای اطمینان بیشتر ذرات ریز حاصل از سایش با استفاده از سیستم EDS میکروسکوپ الکترونی روبشی آنالیز گردیده و نتیجه آن در شکل (۱۳) ارائه شده است. نتیجه آنالیز عنصری این ذرات سایشی نشان می‌دهد آن‌ها از ترکیب اکسیژن و آهن تشکیل شده‌اند. که خود تأیید کننده رخداد همزمان مکانیزم‌های سایش ورقه‌ای و اکسایش سطحی می‌باشد.

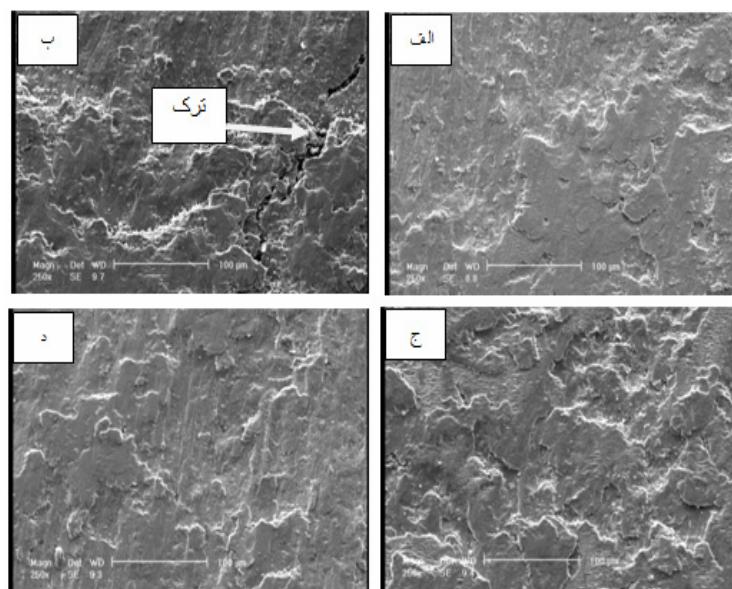


شکل ۱۳- آنالیز EDS ذرات سایشی نمونه شماره ۲



شکل ۱۲- تصویر SEM ذرات سایش نمونه ۲

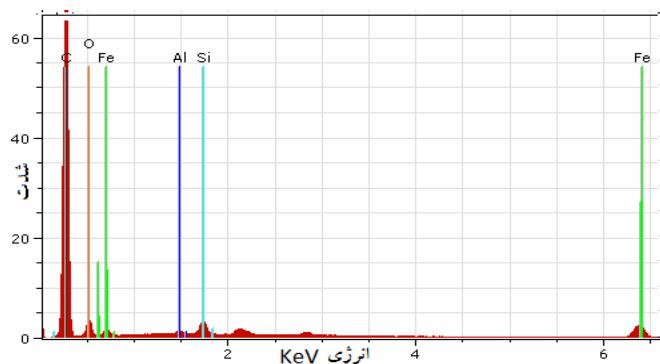
شکل (۱۴) تصاویر میکروسکوپی الکترونی حاصل از سطح سایش نمونه‌های گروه ۳، ۴، ۵ و ۶ را نشان می‌دهد.



شکل ۱۴- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح سایش نمونه‌ها (الف) نمونه ۳، (ب) نمونه ۴، (ج) نمونه ۵، (د) نمونه ۶.

تصاویر "ب" و "ج" به نمونه‌های با سختی بالا مربوط است. آن‌گونه که در این تصاویر قابل مشاهده است، در سطح سایش آثار کنده شدن لایه‌های سطحی توأم با ترک خودگی در سطح وجود دارد. این بدان معنی است که همچنان مکانیزم سایش ورقه‌ای احتمالاً به همراه سایش چسبان و خراشان رخ داده است. خصوصاً آن که در میان ذرات سطحی حاصل از سایش این نمونه‌ها ذرات کاربید سیلیسیوم مشاهده شدند. در شکل (۱۵) نتیجه آنالیز عنصری ذرات سایشی حاصل از این نمونه‌ها نشان داده شده

است. البته وجود این ریز ترک‌ها می‌تواند نتیجهٔ کار سختی سطحی نیز باشد. این ترک‌ها در صورتی که در مراحل اولیه سایش مشاهده شوند، می‌توانند در مراحل بعدی با کاهش شدید جرم همراه شوند. مشاهده ترک‌ها پس از طی مسافت ۱۰۰۰ متر البته می‌تواند نشان دهنده مقاومت بالای پوشش باشد. زیرا تنها به این دلیل است که پس از تحمل مسافت بالای سایشی، این پدیده (ایجاد ترک‌های ناشی از کارسختی) در مراحل اولیه خود قرار دارد. از سوی دیگر دقت در تصاویر "الف" و "د" شکل (۱۴) نشان می‌دهد، در سطح سایش علاوه بر وجود آثار رخداد مکانیزم‌های سایش ورقه‌ای و اکسایش سطحی، شیارهای ناشی از خراش سطحی نیز وجود دارد. اما میزان این خراش‌ها چندان زیاد نیست. لذا به نظر می‌رسد مکانیزم غالب سایش در تمامی نمونه‌ها ترکیبی از سایش ورقه‌ای، اکسایش سطحی و سایش چسبان باشد [۱۴]. آن‌چه در این مورد اهمیت دارد آن است که علیرغم وجود ذرات سخت سرامیکی درون زمینه‌ای نسبتاً نرم از فولاد کم کربن، مکانیزم سایش خراشان غالب سایش نبوده است. در این رابطه می‌توان، میزان نسبتاً پایین ذرات سخت وارد شده به زمینه و اتصال مناسب بین زمینه و ذرات را عامل این پدیده قلمداد نمود. از سوی دیگر وجود زمینه‌ای نرم حاوی مقدار فریت نسبتاً بالا می‌تواند عامل چسبندگی موضعی سطح نمونه‌ها به سطوح در تماس و رخداد سایش چسبان باشد.



شکل ۱۵- نتیجه آنالیز EDS ذرات کاربیدی موجود در ذرات سایشی حاصل از آزمون سایش بر نمونه شماره ۴.

۴- نتیجه گیری

- اهم نتایج حاصل از این پژوهش به صورت زیر خلاصه می‌گردد:
- با استفاده از این شیوه، دستیابی به پوشش و فصل مشترک زیر لایه و پوشش خالی از ترک و حفره قابل دستیابی بود.
 - پوشش ایجاد شده دارای ساختاری دندریتی و ریز دانه همراه با تقویت کننده‌های کاربید سیلیسیوم در نواحی بین دندریتی بود.
 - دامنه سختی پوشش ایجاد شده بر حسب شرایط ایجاد، در محدوده ۶۵۰ تا ۱۲۰۰ ویکرز قرار داشت.
 - افزایش میزان تقویت کننده کاربید سیلیسیوم و کاهش حرارت ورودی منجر به افزایش سختی پوشش شد.
 - مکانیسم سایش در نمونه بدون پوشش از نوع ورقه‌ای و اکسایش سطحی و در نمونه‌های پوشش داده شده ترکیبی از مکانیزم‌های ورقه‌ای، اکسایش سطحی و سایش چسبان بود.

مراجع

- [1] Buytoz S, Yildirim M M, Eren H, Microstructural and microhardness characteristics of gas tungsten arc synthesized Fe-Cr-C coating on AISI 4340, Materials Letters, 59, 2005, 607-614.
2. Udhayabhan V, Ravi K R, Synthesis of in-situ NiAl-Al₂O₃ nanocomposite by reactive milling and subsequent heat treatment, Intermetallics, 18, 2010, 353-358.
- [2] Madadi F, Ashrafizadeh F, Shamanian M, Optimization of pulsed TIG cladding process of stellite alloy on carbon steel using RSM, Journal of Alloy and Compounds, 510, 2012, 71-77.
- [3] Chen Y C, Reinforcements affect mechanical properties and wear behaviors of WC clad layer by gas tungsten arc welding, Materials and Design, 45, 2013, 6-14.
- [4] Lin Y C, Chen H M, Analysis of microstructure and wear performance of SiC clad layer on SKD61 die steel after gas tungsten arc welding, Materials and Design, 47, 2013, 828-835.
- [5] Buytoz S, Ulutan M, In situ synthesis of SiC reinforced MMC surface on AISI 304 stainless steel by TIG surface alloying, Surface & Coatings Technology, 200, 2006, 3698-3704.

- [6] ASTM A-106. Standard specification for seamless carbon steel pipe for high temperature service. USA: ASTM International, 2011.
- [7] Lippold J, Kotteeck D, Welding metallurgy and weld ability of stainless steels, John Wiley & Sons, New York, 2007.
- [8] Buytoz S, Microstructural properties of SiC based hardfacing on low alloy steel, Surface & Coatings Technology, 200, 2006, 3734-3742.
- [9] Buchely M F, Gutierrez J C, The effect of microstructure on abrasive wear of hardfacing alloys, Wear, 259, 2005, 52-61.
- [10] Majumdar J, Studies on compositionally graded silicon carbide dispersed composite surface on mild steel developed by laser surface cladding, 203, 2008, 505-512.
- [11] Yang R, Liu Z, Study of in-situ synthesis TiCp/Ti composite coating on alloy Ti6Al4V by TIG cladding, 36, 2012, 349-354.
- [12] Lin Y C, Elucidating the microstructure and wear behavior of tungsten carbide, Journal of Materials Processing Technology, 210, 2010, 219-225.
- [13] Amini K, Akhbarizadeh A, Investigating the effect of the quench environment on the final microstructure and wear behavior of 1.2080 tool steel after deepcryogenic heat treatment, Materials and design, 45, 2013, 316-322.

عوامل موثر بر جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی کامپوزیت زمینه فلزی Al₆₀₆₁/Al₂O₃

صاحب‌الی منافی، جواد عباس‌نژاد متی کلایی
گروه مهندسی مواد، دانشگاه آزاد اسلامی واحد شاهرود

چکیده:

در این تحقیق، به بررسی عوامل موثر بر جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی (FSW) در ماده کامپوزیتی آلومینیومی تقویت شده با ذرات Al₂O₃ به صورت پرداخته شده است. ماده کامپوزیتی Al₆₀₆₁/Al₂O₃ به روش تولید حالت مایع و جوش اصطکاکی اغتشاشی با استفاده از دستگاه فرز انجام شده است که به منظور ارزیابی محل جوش از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) استفاده شده است. مقاومت محل جوش با استفاده از آزمون کشش و خمش مورد بررسی قرار گرفته است. نتایج آزمون کشش، نشان دهنده مقاومت بالای محل جوش نسبت به قطعه مورد نظر می‌باشد. نتایج آزمون خمش نشان دهنده مقاومت مرکز جوش نسبت به دیگر نواحی جوش می‌باشد که ناشی از عواملی همچون تجمع ذرات در مرکز جوش می‌باشد. سختی سنجی محل جوش نیز با استفاده از آزمون سختی سنجی ماکرو به روش ویکرنس انجام شده است. با توجه به نتایج آزمون های انجام شده بر روی محل جوش، جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی انجام شده دارای کیفیت بالایی می‌باشد.

کلمات کلیدی: جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی، کامپوزیت Al₆₀₆₁/Al₂O₃، آزمون کشش، آزمون سختی سنجی

۱ - مقدمه

کامپوزیت‌های پایه فلزی آلومینیومی تقویت شده با ذرات سرامیکی توسط فرآیندهای ذوبکاری به یکدیگر اتصال داده می‌شوند [۱]. اگر چه روش‌های جوشکاری ذوبی سنتی به این‌گونه مواد آسیب می‌رساند که ناشی از انبساط حرارتی و هدایت گرمایی بالا، ترکیب بالای گاز در حالت مذاب و ایجاد ترک ناشی از ذرات اکسید می‌باشد. وجود ذرات سرامیکی نیز باعث ایجاد مشکلاتی در جوشکاری می‌گردد که می‌توان به بالا بردن ویسکوزیته مذاب، وجود تنش‌های پسماند به خاطر ضریب انبساط حرارتی متفاوت و جدایش ذرات در هنگام سرد شدن اشاره کرد. روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی یک روش اتصال جدید می‌باشد که در سال ۱۹۹۱ در موسسه جوشکاری توسعه پیدا کرد و تا به حال به شدت مورد توجه قرار گرفته است [۲-۵]. در این روش جوشکاری، عضوی شبیه به پین با چرخش و حرکت در راستای طولی محل اتصال موجب می‌شود که دو لبه آلومینیوم در محل اتصال گرم و ذوب گردد و جوش مورد نظر بین دو لبه کامپوزیت آلومینیوم تقویت شده ایجاد گردد. مهم‌ترین عوامل تعیین کننده در این نوع جوشکاری شامل سرعت چرخش پین، ابعاد پین، سرعت حرکت طولی پین و میزان نیروی فشاری جهت نگهداری دو قطعه در کنار هم می‌باشد. جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی در ابتدا برای جوشکاری آلیاژهای آلومینیوم مورد استفاده قرار می‌گرفت اما در سال‌های بعد برای مواد دیگر از جمله آلومینیوم‌های تقویت شده با ذرات سرامیکی مورد استفاده گرفت [۷-۹] که تنها عیب آن آسیب رسیدن به پین می‌گردد که ناشی از زبری و اصطکاک ایجاد شده بین آلومینیوم تقویت شده و پین در حال گردن می‌باشد [۱۰]. البته در این روش مشکلات قبلی مانند ایجاد چین خوردگی و چروک در محل جوش بوجود نمی‌آید. در سال ۲۰۰۹، الانگون و همکارانش با استفاده از یک مدل ریاضی، به بررسی مقاومت یک جوش ایجاد شده به روش اصطکاکی اغتشاشی پرداختند و در مدل مورد نظر عوامل تاثیرگذار در مقاومت جوش را به کار گرفتند [۱۱] و در سال‌های بعد نیز در زمینه تخمین

مقاومت اتصال، سختی و خوردگی به روش جوشکاری اغتشاشی آلیاژ آلومینیوم مورد بررسی قرار گرفته است [۱۲]. یکی دیگر عوامل موثر بر میکروساختار و خواص مکانیکی جوش اصطکاکی اغتشاشی، سرعت چرخش و اصطکاک موجود بین درحال چرخش و آلیاژهای آلومینیوم در جوشکاری می‌باشد که مورد توجه محققین قرار گرفته است [۱۳-۱۴]. در سال ۲۰۱۴ کومار و موروگان به بهینه سازی عوامل موثر بر مقاومت جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی در کامپوزیت AA6061-T6/AlN پرداختند [۱۵]. در این پژوهش کامپوزیت مورد استفاده از روش حالت مایع تولید شده اند در ابتدا شمش آلومینیوم ۶۰۶۱ ذوب را در کوره قوس ذوب کرده و سپس پس از رسیدن به درجه حرارت مد نظر پودر آلومینا را از طریق گاز آرگون به درون مذاب تزریق کرده. به منظور جوشکاری از دستگاه فرز استفاده کرده، به این ترتیب که نیروی لازم برای اصطکاک را از دستگاه فرز تامین کرده و جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی انجام گرفته است. به منظور بررسی مقاومت جوش، آزمون‌های مختلفی همچون آزمون کشش و آزمون خمش بر روی محل جوش انجام می‌شود. به منظور سختی سنجی سطح جوش نیز آزمون سختی سنجی به روش ویکرز انجام شده است.

۲- روش انجام تحقیق

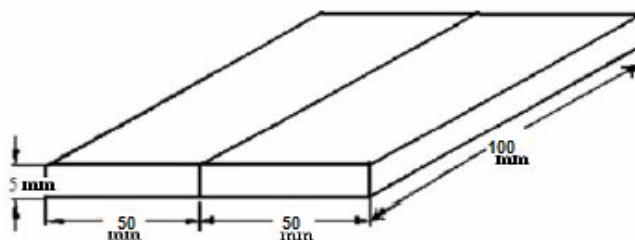
۲-۱- مواد اولیه و ابعاد هندسی

آلومینیوم به کار گرفته شده در این تحقیق از گروه ۶۰۰۰ و شمش آلومینیومی ۶۰۶۱ بوده است که میزان ترکیبات شیمیایی به کار گرفته شده شمش مورد نظر در جدول ۱ نشان داده شده است. آلومینیمی مورد استفاده با مش بندی ۴ میکرون و به مقدار ۱۵ درصد وزنی بوده است.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی شمش آلومینیومی ۶۰۶۱ [۱۶]

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr
۰/۶۵	۰/۱۵	۰/۱۸	۰/۱۰	۰/۹۷	۰/۰۰۹	۰/۰۲	۰/۱۹

ابعاد در نظر گرفته شده برای ورق‌های آلومینیومی تقویت شده با آلومینا برابر با $(mm) 5 \times 5 \times 100$ می‌باشد که دارای ضخامت ۵ می‌باشد و به صورت ریختگی تهیه شده است. شماتیکی از ابعاد نمونه و نحوه قرار گرفتن آن‌ها در شکل ۱ نشان داده شده است.



شکل ۱- نحوه قرار گرفتن نمونه‌ها و ابعاد هندسی در نظر گرفته شده

۲-۲- ساخت کامپوزیت Al6061-Al₂O₃ به روش تولید حالت مایع و روش همزدن

به منظور ساخت کامپوزیت Al6061-Al₂O₃، ابتدا اکسید آلومینیوم را به منظور رطوبت‌زدایی حرارت داده می‌شود تا از گرانول شدن اکسید در داخل مذاب جلوگیری شود. سپس با تنظیم دمای کوره بر ۷۵۰ درجه سانتیگراد، شمش آلومینیومی را درون کوره قرار داده می‌شود. پس رسیدن دمای آلومینیوم به ۷۵۰ درجه سانتیگراد، اکسید مورد نظر را در داخل نازل ریخته شده و انتهای نازل را به کپسول گاز آرگون وصل می‌شود و انتهای دیگر نازل در داخل مذاب قرار می‌دهیم، سپس در حین همزدن مذاب توسط همزن ذرات اکسید آلومینیوم را به وسیله گاز به داخل مذاب تزریق می‌کنیم. پس از تزریق، اکسید مذاب را در داخل درجه تخلیه کرده و کامپوزیت مد نظر حاصل می‌شود.

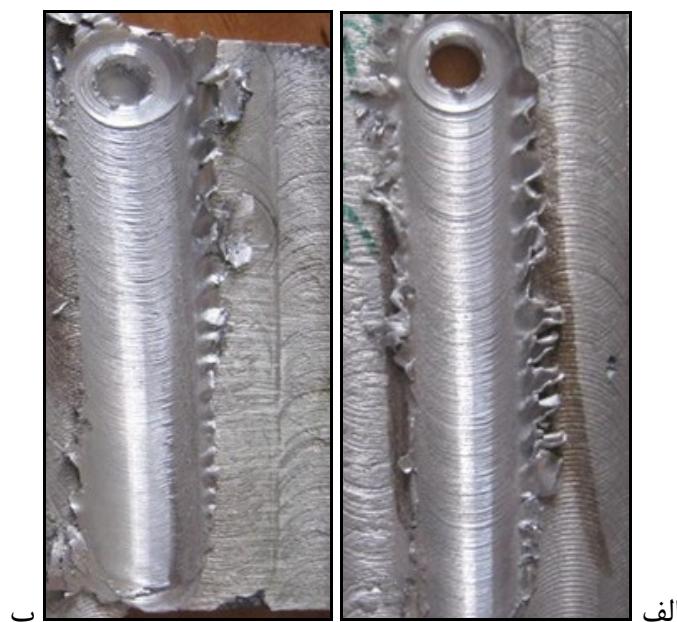
۳-۲- جوشکاری کامپوزیت تولید شده

در این پژوهش جهت انجام جوشکاری از دستگاه فرز مدل FP4M استفاده شده است. پس از اطمینان از تمیز بودن محل اتصال، پین مورد نظر را در جای خود قرار داده و قطعه را با استفاده از گیره دستگاه محکم می‌کنیم. مشخصات پین مورد استفاده در جدول ۲ آمده است.

جدول ۲- مشخصات پین مورد استفاده

جنس پین	ارتفاع پین (mm)	قطر پین (mm)	قطر شولدر (mm)
فولاد H-13	۱۰۰	۲۵	۲۲

در این پژوهش با توجه به اثر سرعت دوران و پیشروی ابزار بر منطقه جوش از لحاظ ظاهری و خواص مکانیکی و فیزیکی، سرعت پیشروی به صورت ثابت و برابر با 8 mm/min و سرعت دوران ابزار برابر 1000 rpm در نظر گرفته شده است [۱۶]. نمونه‌هایی از قطعات جوشکاری شده در شکل ۲ نشان داده شده است.

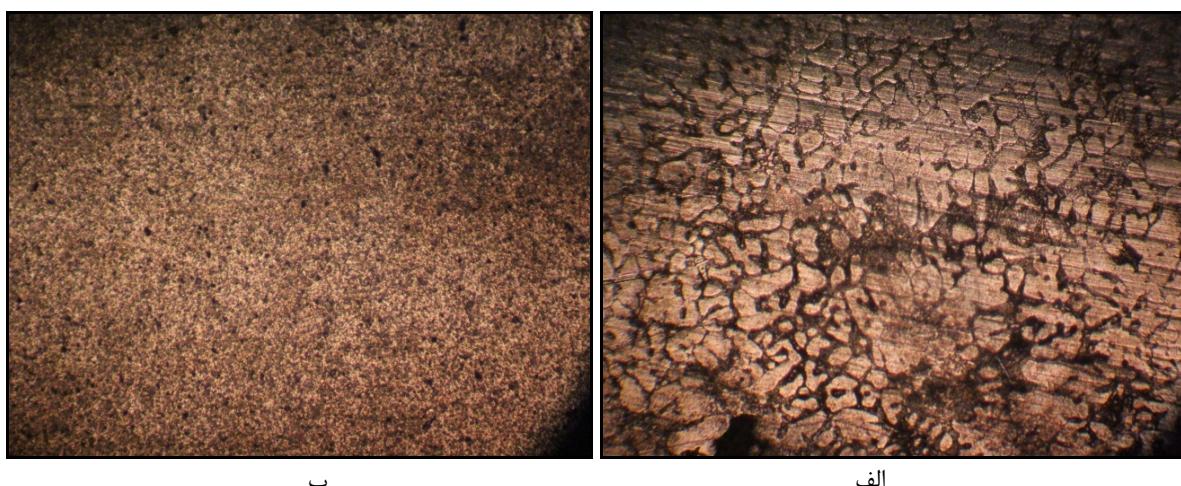


شکل ۲- الف و ب نمونه‌ای از قطعات جوشکاری شده

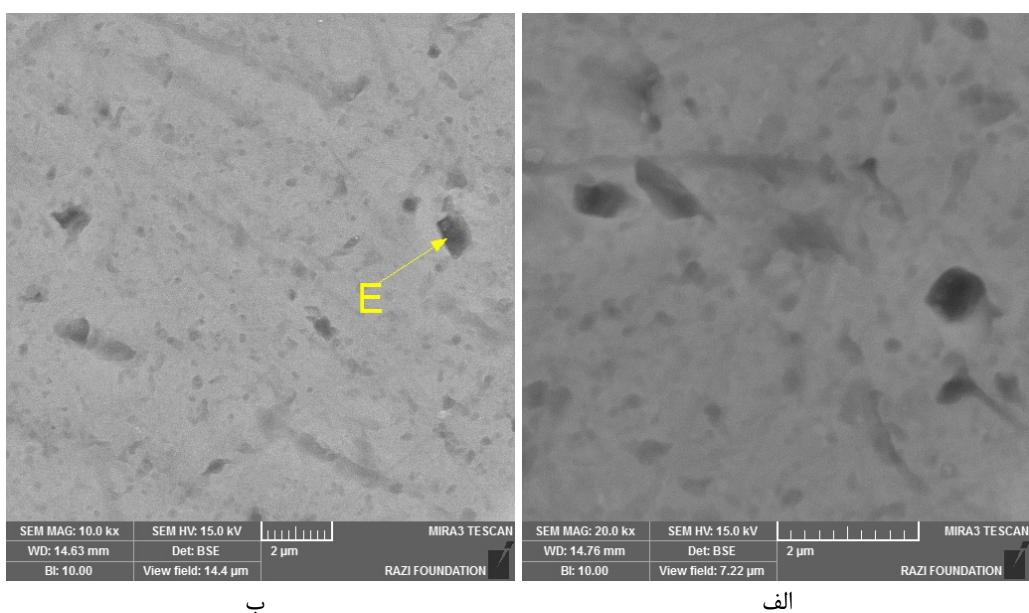
۳- نتایج و بحث

۳-۱- ارزیابی ریز ساختاری

برای مشاهده ریز ساختار و بررسی چگونگی توزیع ذرات تقویت کننده در منطقه اغتشاش، از میکروسکوپ الکترونی استفاده شده است. تصاویر SEM و میکروسکوپ نوری جوش بدست آمده نشان می‌دهد که در ناحیه مرکزی جوش به سبب اغتشاش ناشی از چرخش ابزار و سطح کار، دما نسبت به دیگر نواحی افزایش یافته و شرایط برای انحلال ذرات آلومینیا فراهم شده است. با توجه به وجود شرایط تبلور مجدد، در این ناحیه دانه‌های جدید با اندازه بسیار ریزتر از دانه‌های فلز پایه متبلور می‌شوند که باعث توزیع همگن ذرات تقویت کننده در زمینه شده است، در شکل ۳ و شکل ۴ نشان داده شده است. سچینی و فرناندز به همراه همکارانشان [۱۷-۱۸] نیز در گذشته نشان داده بودند که در ناحیه جوش به علت افزایش دما نسبت به دیگر نواحی و به وجود آمدن تبلور مجدد شرایط برای انحلال ذرات آلومینیا فراهم شده است.



شکل ۳- توزیع ذرات آلومینیومی (الف) قبل از جوش (ب) بعد از جوش



شکل ۴- الف و ب تصاویر SEM از کامپوزیت تهیه شده بعد از جوشکاری

۲-۳- خواص مکانیکی

جهت بررسی سختی سنجی نیز، آزمون سختی سنجی به روش ویکرز (VH) طبق استاندارد ISO 65075-1(2005) انجام شده است. آزمون سختی از مرکز جوش تا فاصله (mm) ۱۰ در دو طرف جوش اندازه گیری شده است، که سختی دوطرف جوش برابر ۴۵ VH و سختی در مرکز جوش برابر با ۶۲ VH بددست آمده است که ناشی از اندازه دانه، کارسختی باقیمانده، دانسیته بالای ذرات آلومینیا براثر تبلور مجدد در ناحیه مرکزی جوش اتفاق افتاده است. ساتو [۱۹] نیز در گذشته نشان داده بود که کمترین ناحیه سختی در مرکز ناحیه جوش قرار ندارد بلکه در (mm) ۱۰ از مرکز جوش واقع است. آزمون کشش عرضی و خمش نیز از نوارهای جوشکاری شده، مطابق استاندارد ASME SEC IX در دمای محیط انجام شده است. آزمون خمش شکست در زاویه ۱۸۰ درجه را نشان داده است که ناشی از تنش‌های باقیمانده در منطقه جوش می‌باشد. جمیز و همکاراش [۲۰] با انجام عملیات حرارتی می‌توان تنش‌های باقیمانده را کاهش داد. در آزمون کشش انجام شده، نمونه در باری برابر با (KN) ۹۷۰۰ از ناحیه فلز پایه، دچار شکست شده است. تحت آزمون کشش منطقه جوش کمی دچار کشش می‌گردد اما گلوبی شدن و شکست در فلز پایه اتفاق افتاده که خود این امر نشان دهنده کیفیت جوش می‌باشد.

۴- نتیجه‌گیری

با توجه به نتایج میکروسکوپ الکترونی (SEM)، ذرات اکسید آلمینیوم به طور یکنواخت در نمونه پخش شده است. نتایج مربوط به آزمون سختی که به روش ویکرز نیز انجام شده است، نشان دهنده که سختی بیشتر مرکز جوش نسبت به اطراف جوش می‌باشد که ناشی از تجمع ذرات اکسید و ریزتر شدن آن‌ها می‌باشد. نمونه مورد نظر، تحت آزمون خم شدند گرفته شده است که در این آزمون شکست در محل جوش اتفاق افتاده است. عامل اصلی شکست جوش در آزمون خم شدند وجود تنش‌های باقیمانده در محل جوش می‌باشد که می‌توان از عملیات حرارتی جهت کاهش تنش‌های پسماند استفاده کرد و مقاومت جوش را افزایش داد. علاوه بر سختی سنجی و آزمون خم شدند، آزمون کشش نیز انجام شده است. شکست آزمون کشش در محلی خارج از ناحیه جوش رخ داده است که نشان دهنده کیفیت بالای جوش می‌باشد بنابراین روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی روش مناسبی جهت اتصال کامپوزیت زمینه آلمینیومی تقویت شده با ذرات آلمینیما می‌باشد.

مراجع

- [1] Ellis, M.B.D, Joining of aluminium based metal matrix composites. International Materials Reviews, 41 (1996), pp.41-58.
- [2] Miles, M.P., B.J. Decker and T.W. Nelson, Formability and Strength of Friction-Stir-Welded Aluminum Sheets. Metallurgical and Materials Transactions A, 35 (2004), pp.3461-3468.
- [3] Thomas, W.M. et al. Friction Stir Butt Welding. International Patent Appl. No.PCT/GB92/02203 and GB Patent Appl. No. 9125978.8, U.S. Patent No. 5460, 317 (1991).
- [4] Dawes, C. and Thomas W. TWI Bulletin 6 (1995), p.124.
- [5] Ellis, M. and M. Strangwood. TWI Bulletin 6 (1995), p.138.
- [6] Gould, J. E., Z. Feng and P. Ditzel. Preliminary modeling of the friction stir welding process. Proceedings of ICAWT, EWI, Columbus, (1996),pp.297-310.
- [7] Mishraa R.S., Z.Y. Ma Friction stir welding and processing. Materials Science and Engineering R 50, (2005) pp. 1-78.
- [8] Marzoli, L., A. Von Stombeck, J.F. Dos Santos, C. Gambaro, M.L. Volpone and E. Rizzuto. Giunzioni di Al-CMM mediante Friction Stir Welding: influenza sulla distribuzione e sulle dimensioni delle particelle della fase dispersa. 29° Convegno Nazionale AIM, Modena, Novembre, 2002.
- [9] Fernandez, G.J. and L.E. Murr. Characterization of tool wear and weld optimization in the friction-stir welding of cast aluminium 359+20% SiC metal-matrix composite. Mat Charact, 52 (2004), pp. 65-75.
- [10] Wert, J.A. Microstructures of friction stir weld joints between an aluminium-base metal matrix composite and a monolithic aluminium alloy. Scripta Mat, 49 (2003), p. 607.
- [11] Elangovan, K. Balasubramanian, V. Babu, S. Predicting tensile strength of friction stir welded AA6061 aluminium alloy joints by a mathematical model, Materials and Design, 30 (2009), PP 188–193.
- [12] Rajakumar, S. Muralidharan, C. Balasubramanian, V. Predicting tensile strength, hardness and corrosion rate of friction stir welded AA6061-T6 aluminium alloy joints, Materials and Design, 32 (2011), pp 2878–2890.
- [13] Liu, H.J. Hou, J.C. Guo, H. Effect of welding speed on microstructure and mechanical properties of self-reacting friction stir welded 6061-T6 aluminum alloy, Materials and Design, 50 (2013), pp872–878.
- [14] Dinaharan, I, Murugan, N, Effect of friction stir welding on microstructure, mechanical and wear properties of AA6061/ZrB₂ in situ cast composites, Materials Science and Engineering A, 543 (2012), pp 257– 266.
- [15] Ashok Kumar, B, Murugan, N, Optimization of friction stir welding process parameters to maximize tensile strength of stir cast AA6061-T6/AlN_p composite, Materials and Design, 55 (2014), pp 176–182.
- [16] Marzoli, L. M. Strombeck, A. v. Dos Santos, J. F. Gambaro, C and Volpone L.M, Friction stir welding of an AA6061/Al₂O₃/20p reinforced alloy. Composites Science and Technology, 66 (2006), pp 363–371.
- [17] Ceschini, L. Boromei, I. Minak, G. Morri, A and Tarterini F.a, Effect of friction stir welding on microstructure, tensile and fatigue properties of the AA7005/10 vol.%Al₂O₃_p composite, Composites Science and Technology, 67 (2004), pp 605-615.
- [18] Fernandez, G.J and Murr L.E, Characterization of tool wear and weld optimization in the friction-stir welding of cast aluminum 359+20% SiC metal-matrix composite, Materials Characterization, 52 (2004), pp 65-75.
- [19] Sato Y. S., Kokawa, H. Enmoto, M and Jogan S, Precipitation sequence in friction stir weld of 6063 aluminum during aging, 30(1999), pp 3125-3130.
- [20] James M and Mahoney M., Proceedings of the First International Symposium on Friction Stir Welding "CA, USA, June 14-16, 1999.

بررسی تاثیر عوامل مختلف بر فرمولاسیون و طراحی لابهای آنتی باکتریال

صادق اسماعیلی، علی نعمتی

گروه مهندسی مواد- سرامیک، دانشگاه آزاد اسلامی واحد علوم و تحقیقات تهران

چکیده: برای ساختن لابهای آنتی باکتریال از فلزات مختلفی به عنوان عامل ضد میکروبی استفاده شده است. از میان این فلزات، میتوان به نقره، طلا، روی، جیوه اشاره کرد. از آنجایی که نانو ذرات نقره دارای اثر ضد باکتری نسبتاً بالایی بوده و از این جهت به طور گسترده در علوم و صنایع گوناگون مورد استفاده قرار می‌گیرند. در تاثیر عوامل مختلفی از جمله سایز، شکل، نوع پوشش، نوع باکتری و شرایط محیطی را بر میزان اثر پخشی و فعالیت آنتی باکتریال این نانو ذره بررسی نمودیم.
کلمات کلیدی: آنتی باکتریال، لاب، هیدروکسی آپاتیت، آناتاز، روتایل، دی اکسید تیتانیوم

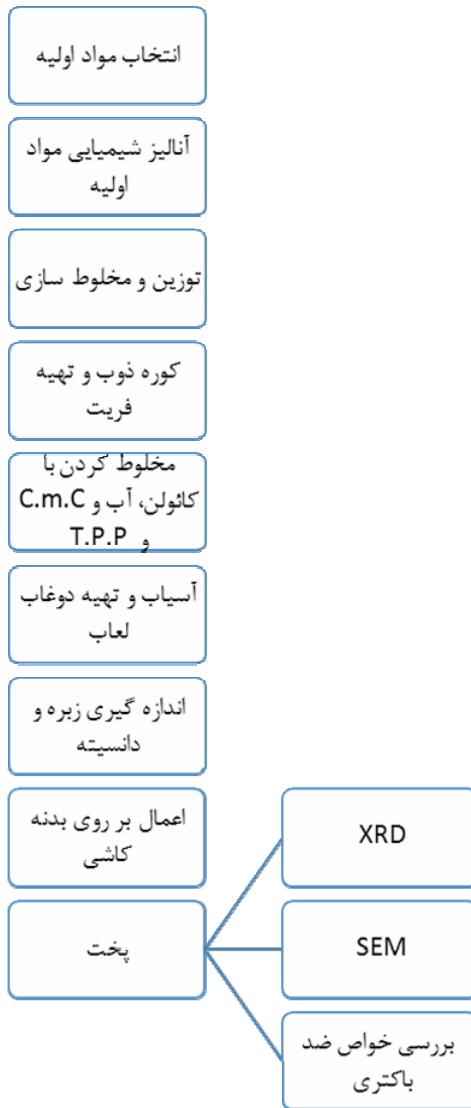
۱- مقدمه

لابهای آنتی باکتریال عمدتاً به وسیله ترکیب کردن مواد ضد میکروبی با دوغاب لاب و اعمال آن بر روی بدنه سرامیکی ایجاد شده اند. اولین توصیف علمی از اثرات ضد میکروبی نقره توسط دانشمندی به نام رالین در سال ۱۸۶۹ داده شد که نشان داد، آسپرژیلوس نیجر در ظروف نقره‌ای نمی‌تواند رشد کند، در سال ۱۸۸۱ نیز پژوهشکی به نام کارل کرد نیترات نقره ۲٪ را برای جلوگیری از کوری از سوزاک که از مادران سوزاکی به دنیا می‌آمدند، به کار برد [۱]. ترکیب ضد میکروبی نیترات نقره کلوبیدی در سال ۱۹۲۰ ساخته شد و در سال ۱۹۶۵ دکتر چارز، سولفادیازین و نقره را برای بهبود زخم‌ها به کار برد [۲]. در عصر حاضر نانو ذرات نقره به عنوان یک ماده‌ی ضد میکروبی، گسترش فراوانی یافته است. ترکیبات نقره، سلاح اصلی در مقابل زخم‌های عفونی در جنگ جهانی اول بود تا اینکه آنی بیوتیک‌ها تولید شدند. در سال ۱۹۹۹ سازمان غذا و دارو آمریکا تایید نمود که مضرات زیر برای نقره وجود ندارند: ایجاد انرژی نمی‌کند، تداخل دارویی مضر به وجود نمی‌آورد و مرگ در اثر استفاده از آن گزارش نشده است [۳]. سایز نانو ذرات از مهم‌ترین عوامل تاثیر گذار بر خواص آنتی باکتریال به شمار می‌آید. هانگ لی-یو و همکارانش در مقاله‌ی خود، سه سایز مختلف از نانو ذرات کوچک، متوسط و بزرگ را به منظور مشاهده اثر ضد باکتری و همچنین اثر سمیشان مورد مطالعه قرار دادند. در این مطالعه مشخص شد که نانو ذرات نقره با اندازه‌ی کوچکتر دارای ویژگی‌های ضد باکتری بهتری بوده و دارای اثر سمیت سلولی بالاتری نیز می‌باشند. همچنین مشخص شد که با افزایش سایز نانو ذرات نقره فعالیت ضد باکتری آن‌ها کاهش می‌یابد و این مطلب یافته‌های قبلی را در این مورد که در نانو ذرات نقره‌ی کوچکتر به دلیل بالاتر بودن نسبت سطح به حجم، احتمال تعامل با سطح باکتری افزایش یافته و منجر به تشید اثر آنتی باکتریال می‌شود تایید می‌کند [۴]. Radniecki و همکارانش (۲۰۱۱) در مطالعات خود دریافتند که نانو ذرات نقره با اندازه‌ی ۲۰ nm دارای اثر سمیت بیشتری نسبت به نانو ذرات با سایز ۸۰ nm می‌باشد و این به دلیل بالاتر بودن نسبت سطح به حجم در ذرات کوچکتر است. همچنین این نکته قابل توجه است که اثر بازدارندگی نانو ذرات نقره بر روی باکتری به غلظت نانو ذرات و همچنین تعداد (میزان) اولیه‌ی باکتری وابسته می‌باشد به گونه‌ای که رشد سلول‌های باکتری با کاهش غلظت نانو ذرات، به سرعت از سر گرفته می‌شود [۵]. در سال ۲۰۰۵ Morones و

همکارانش اثر آنتی باکتریال نانو ذرات نقره که دارای سایزی در محدوده ۱-۱۰۰ نانومتر بودند را بر روی ۴ گونه از باکتری های گرم منفی شامل: *E. coli*, *V. cholera* و *S. typhus* مورد بررسی قرار دادند. نتایج این بررسی نشان داد که خواص آنتی باکتریال نانو ذرات نقره به سایز آن وابسته است به گونه ای که نانو ذرات نقره با قطر ۱ تا ۱۰۰ نانومتر دارای اثر آنتی باکتریال بودند [۷]. همکاران Panacek و همکاران (۲۰۰۶) ذرات نقره با سایز ۴۵۰-۲۵۰ نانومتر را سنتز نموده و خواص آنتی باکتریال ذرات سنتز شده را نیز مورد مطالعه قرار دادند. نتایج بررسی این گروه نشان داد که بیشترین اثر آنتی باکتریال مربوط به ذراتی با قطر میانگین ۲۵ نانومتر می باشد [۸]. نتایج بدست آمده از بررسی که توسط Choi و Hu (۲۰۰۸) صورت گرفت نیز نتایج پیشین را تایید نمود [۹]. LOK و همکارانش (۲۰۰۷) که با استفاده از روش borohydride کروی شکل با قطر میانگین ۹ نانومتر را سنتز نمودند [۱۰]، Martinez-Castanon و همکارانش (۲۰۰۸) [۱۱] و Baker (۲۰۰۵) [۱۲] نیز با بررسی خواص آنتی باکتریال نانو ذرات نقره مشاهده نمودند که نانو ذرات کوچکتر دارای خواص آنتی باکتریال بالاتری می باشند. Kim و همکارانش (۲۰۰۷) جهت بررسی ارتباط میان غلظت نانو ذرات نقره با خلوص آنتی باکتریال آن از غلظت های ۰/۲ تا ۳۳ مولار نانو ذرات نقره استفاده نموده و اثر آن را بر روی دو باکتری *E. coli* و گرم مثبت *S. aureus* مطالعه نمودند [۱۳].

۲- مواد و روش تحقیق

مراحل کلی انجام تحقیق در شکل (۱) آمده است.



شکل ۱- مراحل کلی انجام تحقیق

۳- مطالعات و آزمایشات انجام شده

مطالعات و آزمایشات انجام شده جهت فرمولاسیون لعب به شرح ذیل می‌باشد:

۳-۱- بررسی آنالیز فازی

این تست جهت بررسی و شناسایی فازهای ایجاد شده در نمونه توسط دستگاه XRD انجام شد. انجام آزمایش XRD به جهت بررسی حضور نقره، دی اکسید تیتانیوم و هیدروکسید آپاتیت در سطح لعب صورت گرفت. البته هدف از آنالیز اشعه ایکس نمونه‌ها یافتن مکانیزم از بین بردن باکتری‌ها توسط حضور نقره، دی اکسید تیتانیوم و هیدروکسید آپاتیت به عنوان یک ماده آنتی‌بакتریال نیز بود.

۳-۲- آنالیز ریزساختاری

این تست توسط میکروسکوپ الکترونی روشنی (SEM) به منظور بررسی کریستال‌های موجود در لعب، آنالیز نقطه‌ای انجام شد. دستگاه SEM در مرکز پژوهش رازی تهران موجود بود.

۳-۳- آزمون تعیین زاویه تماس ترشوندگی دینامیکی

به منظور بررسی رفتار ترشوندگی نمونه از دستگاه تعیین زاویه ترشوندگی دینامیکی شد. بدین منظور نمونه آماده شد. نمونه در ابعاد 1×1 بربد و سطح آن قبل از استفاده در دستگاه به طور کامل تمیز شده خروجی دستگاه نمودارهای نیرو بر حسب جابه جایی است.

۳-۴- آزمایش ضد میکروبی

خاصیت آنتی‌بакتریال نیترات نقره طی دو مرحله، آزمایش می‌گردد. در مرحله اول خاصیت آنتی‌بакتریال نیترات نقره به تنها‌یی اندازه‌گیری می‌شود تا آنتی‌بакتریال بودن این ماده اثبات گردد. مرحله دوم آزمایش، اندازه‌گیری خاصیت آنتی‌بакتریالی نمونه‌های حاوی نیترات نقره می‌باشد. در این مرحله خاصیت آنتی‌بакتریالی نیترات نقره در درون لعب، قبل و بعد از پخت مورد آزمایش قرار می‌گیرد. آزمایش ضد میکروبی بر روی نمونه‌ها با بررسی هاله عدم رشد اطراف هر نمونه و مطابق با روش استاندارد $0/5$ مک فارلند صورت پذیرفت. به منظور انجام این آزمایش از دو نوع باکتری استافیلوکوک و اشرشیاکلی استفاده شد. در این روش از هر باکتری، سوسپانسیون میکروبی با غلظت 10^7 CFU/ml با 10^8 تهیه گردید. سپس با کمک سوآپ از سوسپانسیون هر باکتری به طور مجزا بر روی محیط مولر هینتون آگار که درون پلیت‌های استریل ریخته شده اند، کشت داده شد. پس از آن نمونه‌ها از سطح حاوی لعب بر روی محیط آغشته به باکتری قرار داده شدند. پلیت‌ها به منظور رشد باکتری‌ها به مدت $24-48$ ساعت درون انکوباتور با دمای 37°C درجه سانتیگراد قرار داده شد.

از باکتری اشرشیاکولی برای اندازه‌گیری میزان خاصیت ضدبакتریایی استفاده گردید. روش استفاده شده برای انجام آزمون ضد باکتری در شکل (۲) نشان داده شده است. یک سوسپانسیون از باکتری E.Coli با کشت باکتری در مدت 24 ساعت آماده شد، سپس شسته و تا میزان $CFU/mL \times 10^7$ رقیق گردید. سطح کاشی به وسیله اتانول 80% استریل و خشک، سپس میزان 100 میکرو لیتر از محلول باکتری به کمک قطره چکان بر روی سطح کاشی ریخته شد.

کاشی با یک لام شیشه‌ای برای تماس بهتر و جلوگیری از خشک شدن سوسپانسیون پوشیده و به مدت 24 ساعت نگهداری شد. بعد از آن مقداری از سوسپانسیون بر روی پتری دیش نمونه برداری و به مدت 24 ساعت در دمای 37°C درجه سانتی گراد برای کشت باکتری‌های باقیمانده نگهداری شد که در این مرحله کلونی‌های باکتریایی تشکیل گردید. در مرحله بعد میزان باکتری‌های زنده مانده با استفاده از شمارش تعداد کلونی‌های تشکیل شده در پتری دیش، اندازه‌گیری شد. خواص ضد باکتری نمونه‌ها با استفاده از مقایسه باکتری‌های زنده مانده هر نمونه با باکتری‌های لعب مرجع طبق رابطه زیر اندازه گیری شد:

$$S=100(N_e/N_c)$$

که در این رابطه S درصد باکتری‌های زنده مانده، N_e تعداد باکتری‌های زنده مانده در نمونه مورد آزمایش و N_c تعداد باکتری‌های

زندگانه در نمونه مرجع (نمونه‌ای که اثر ضد میکروبی ندارد) می‌باشد. جهت بهبود خواص ضد باکتری نمونه، از نمونه به وسیله پولیش یا اج شیمیابی لایه نازک سطحی برداشته شده تا محل تجمع نانو ذرات نقره بیشتری حاصل شود.



شکل ۲- روش استفاده شده برای انجام آزمون ضد باکتری

۴- بحث و بررسی نتایج

۴-۱- آزمایش ضد میکروبی نمونه‌ها (حاله عدم رشد)

در صورت وجود خاصیت آنتی باکتریالی در هر کدام از نمونه‌ها در اطراف نمونه بسته به قدرت ضد میکروبی ماده آنتی باکتریال، حاله‌ای با نام حاله عدم رشد تشکیل می‌شود. این حاله در اثر از بین رفتن باکتری‌های اطراف نمونه تحت تاثیر خاصیت آنتی باکتریال آن‌ها، ایجاد می‌شود. در واقع فضای هاله محدوده‌ای است که به واسطه خاصیت آنتی باکتریال نیترات نقره، باکتری‌ها قابلیت رشد و ریست نخواهند داشت. به منظور کمی شدن خاصیت آنتی باکتریال اندازه هاله‌ها بر حسب سانتی‌متر بیان می‌شود. در جدول (۱) قطر هاله عدم رشد برای نمونه‌ها با درصدهای مختلف نیترات نقره، دی اکسید تیتانیوم و هیدروکسی آپاتیت و البته قبل و پس از پخت نشان داده شده است. نتایج به دست آمده نشان از موثر نبودن افزودن بیش از ۲٪ نیترات نقره به ترکیب لعاب می‌باشد. البته ممکن است این وضعیت در مورد نمونه‌های پخته متفاوت باشد. ایجاد هاله عدم رشد در اطراف نانو ذرات نقره و هیدروکسی آپاتیت بهینه نشان‌گر خاصیت ضد باکتریایی این نانوذرات می‌باشد. هر چه قطر هاله عدم رشد بیشتر باشد خاصیت آنتی میکروبیال نانوذرات قوی‌تر است. طبق نتایج نانو ذرات نقره و هیدروکسی آپاتیت بارگذاری شده با خاصیت ضد باکتریایی بر روی نمونه‌های TiO_2 (A) نشان داد که هاله عدم رشد در نمونه‌ها بیش از ۲ سانتی‌متر است.

جدول ۱- نتایج آزمایش ضد میکروبی نمونه‌های نانو ذرات نقره و هیدروکسی آپاتیت

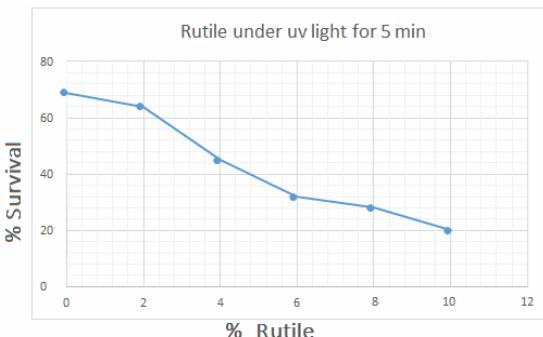
کد	حاله عدم رشد		
	نمونه	E. coli	S. aureous
TiO_2 (r)		.	.
TiO_2 (A)	۱	۱	
TiO_2 (r)-0.5%Ag-0.5%HAP	۲/۱	۳/۰	
TiO_2 (A)-1%Ag-1%HAP	۲/۳	۳/۲	
TiO_2 (A)-2%Ag-2%HAP	۲/۰	۲/۹	
TiO_2 (A)-3%Ag-3%HAP	۲/۰	۲/۹	

منظور قطر هاله عدم رشد همرا با باکتری‌های مقاوم است.

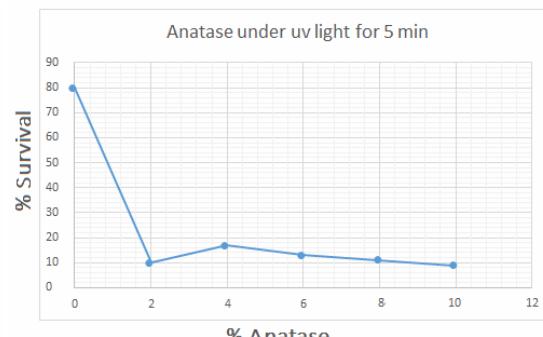
۴-۲- بررسی اثر مقدار کاتالیست بر مرگ باکتری‌ها

در شکل (۳) اثر ضد باکتریایی دی اکسید تیتانیوم در معرض نور فرابنفش نشان داده شده است. با افزایش جرم آناتاز در لعاب اثر ضد باکتریایی آن افزایش یافته است. و این به دلیل افزایش تعداد الکترون‌ها و حفره‌ها در سطح پوشش می‌باشد. در نتیجه

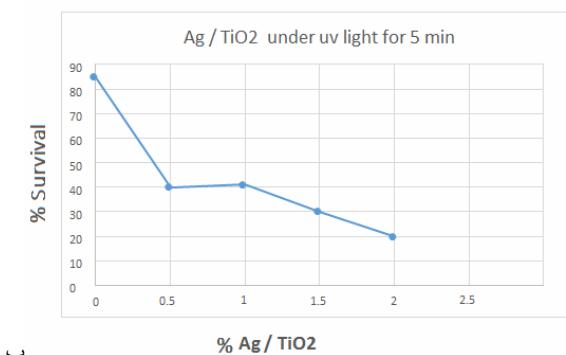
افزایش تعداد الکترون-حفره‌ها، مقدار گونه‌های اکسیداتیو زیاد می‌شود. و این خود مرگ باکتری‌ها را در بر دارد. این کاهش سلول‌های زنده با افزایش مقدار روتایل و نقره/دی اکسید تیتانیوم نیز تکرار می‌شود. (شکل (۳) تا شکل (۵)).



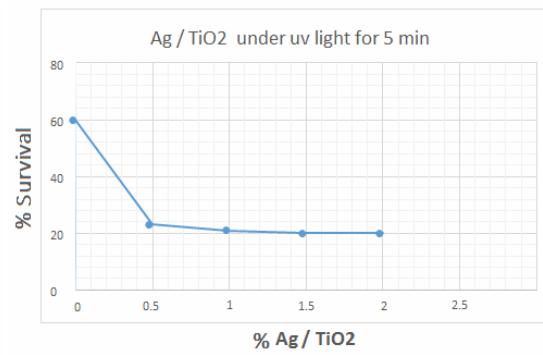
شکل ۴- اثر مقدار روتایل بر درصد سلول‌های زنده تحت فراغت به مدت ۵ دقیقه و در غلظت اولیه (CFU/ML) $۳/۷ \times 10^4$



شکل ۳- اثر مقدار آناتاز بر درصد سلول‌های زنده تحت فراغت به مدت ۵ دقیقه و در غلظت اولیه (CFU/ML) $۲/۷ \times 10^4$



ب

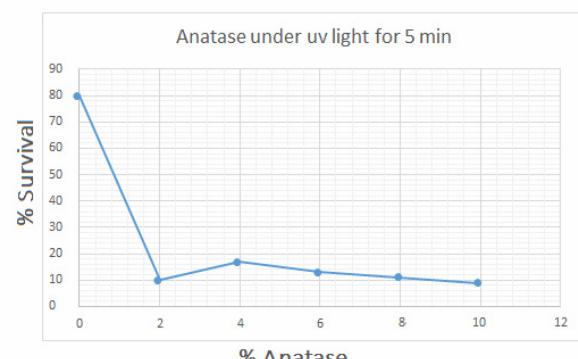
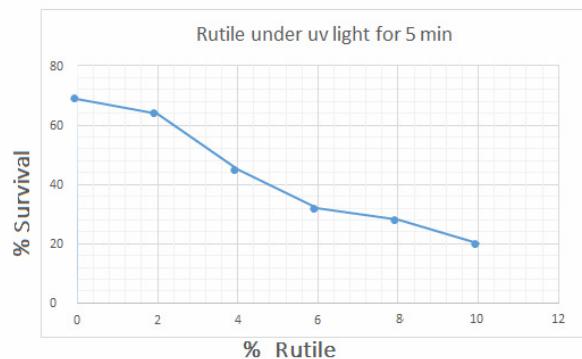


الف

شکل ۵- اثر مقدار نقره / آناتاز بر درصد سلول‌های زنده باقیمانده در غلظت اولیه (الف) (CFU/ML) $۳/۸ \times 10^5$ به مدت ۵ دقیقه تحت فراغت (ب) (CFU/ML) $۲/۵ \times 10^5$ به مدت ۵ دقیقه در نور مرئی

۳-۴- بررسی اثر نوع کاتالیست دی اکسید تیتانیوم بر مرگ باکتری‌ها

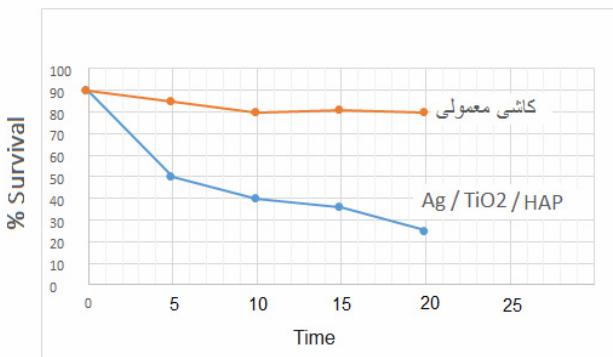
نوع فتوکاتالیست به کار برد شده در لعاب کاشی بر خاصیت ضد باکتریایی تاثیر گذار است. شکل (۶) نشان می‌دهد که فتوکاتالیست دی اکسید تیتانیوم در شکل کریستالی آناتاز از روتایل فعال‌تر است.



شکل ۶- بررسی اثر ضد باکتریایی کاشی حاوی آناتاز / هیدروکسی آپاتیت و روتایل / هیدروکسی آپاتیت در معرض نور فراغت به مدت ۵ دقیقه

نوع فتوکاتالیست به کار برد شده در لعاب کاشی بر خاصیت ضد باکتریایی تاثیر گذار است. شکل (۶) نشان می‌دهد که فتوکاتالیست دی اکسید تیتانیوم در شکل کریستالی آناتاز از روتایل فعال‌تر است.

تخربی کشنه القا شده در غشا سلول به خاطر واکنش اکسیداتیو قوی می‌باشد که O_2^- (رادیکال‌های آنیونی سوپر اکسید) و رادیکال OH تولید شده از واکنش اکسیداتیو قوی می‌باشد که O_2^- در سیستم تر TiO_2 در سیستم تر ($H_2O + O_2$) موجبات این عمل را فراهم می‌کند. اولی از انتقال الکترون برانگیخته از Ti^{3+} به O_2 ایجاد می‌شود و بعدی هم از به تله انداختن حفره تشکیل شده بر OH روی سطح شکل می‌گیرد. قدرت باکتری شاید حاصله از آناتاز با مقدار گاف انرژی بالاتر بیشتر است. آناتاز با گاف انرژی بزرگ $\frac{3}{2}$ الکترون ولت، به تابش فرابنفش نیاز دارد. به این معنا که انرژی لازم جهت برانگیختگی الکترون‌ها از نوار ظرفیت و انتقال آن به نوار هدایت تنها از طریق نور فرابنفش تولید می‌شود. به محض از بین رفنن تابش فرابنفش باز ترکیب الکترون‌ها و حفره شکل می‌گیرد. این در حالیست که جدایش الکترون‌ها و حفره‌ها با نشاندن نانو ذرات نقره بر سطح دی اکسید تیتانیوم افزایش یافته و نقره به عنوان تله الکترون عمل می‌کند. الکترون‌های به دام افتاده جذب O_2 شده و گونه اکسیداتیو تولید می‌گردد. با افزایش زمان تابش می‌توان انتظار داشت که کاشی‌های حاوی نقره/ دی اکسید تیتانیوم تمامی سلول‌های باکتری را از بین ببرد.



شکل ۷ - مقایسه اثر ضد باکتریایی کاشی معمولی و کاشی حاوی نقره/ دی اکسید تیتانیوم/ هیدروکسی آپاتیت در معرض نور مرئی

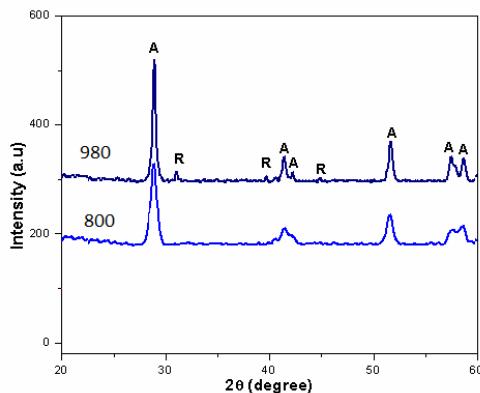
شکل (۷) نشان می‌دهد که درصد کمی از نقره/ آناتاز/ هیدروکسی آپاتیت در لعاب کاشی ($25/20\%$ درصد) می‌تواند اثر قابل توجهی بر مرگ باکتری‌ها داشته باشد (60% درصد باکتری‌ها از بین رفتند). این در حالیست که کاشی معمولی در مدت ۲۰ دقیقه تابش کاهشی ۱۵ درصدی باکتری‌ها را در برداشت که این کاهش می‌تواند به دلیل خشک شدن محلول بر روی کاشی باشد. همچنین با افزایش زمان تابش نور مرئی و افزایش درصد نقره/ آناتاز/ هیدروکسی آپاتیت تمامی سلول‌ها از بین روند. اما از آنجا که افزایش بیش از اندازه مواد افزودنی به لعاب بر ترکیب لعاب خواص نوری، ظاهری آن تاثیر گذار است، درصد بهینه افزایش نقره/ دی اکسید تیتانیوم/ هیدروکسی آپاتیت بین $25/20\%$ تا ۱ پیشنهاد می‌شود.

۴-۴-بورسی دمای پخت بر شکل کریستالی دی اکسید تیتانیوم

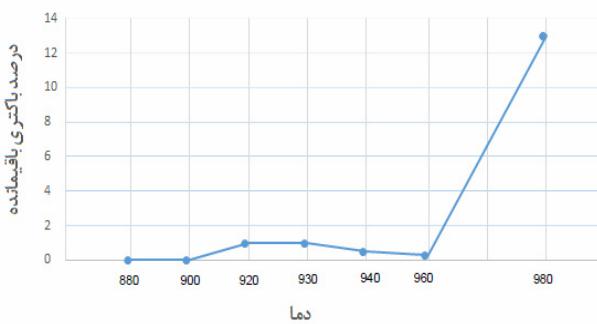
تیدیل فاز آناتاز به روتایل در دمای پخت $980^\circ C$ درجه سانتی‌گراد اتفاق می‌افتد. این تغییر فاز به صورت ظاهری نیز قابل تشخیص می‌باشد. به این ترتیب که کاشی حاوی 10% آناتاز به مراتب کدرتر از کاشی معمولی می‌باشد. تفاوت رنگ ظاهری در کاشی حاوی آناتاز که در دو دمای مختلف پخت گردیدند گویای این مطلب است که در دمای $980^\circ C$ درجه سانتی‌گراد آناتاز به روتایل تبدیل شده است. می‌دانیم آناتاز به دلیل گاف انرژی بزرگتر ($3/2\text{eV}$) از روتایل (3eV) موثرتر می‌باشد. شکل (۸) نشان می‌دهد که وقتی دمای پخت کاشی حاوی 10% آناتاز از $800^\circ C$ به $980^\circ C$ درجه سانتی‌گراد افزایش می‌یابد، تغییر فاز آناتاز به روتایل افزایش می‌یابد.

وقتی که دمای پخت از $800^\circ C$ تا $980^\circ C$ درجه سانتی‌گراد افزایش می‌یابد کاهش میزان فاز آناتاز چشمگیر می‌باشد. میزان فاز آناتاز با افزایش دما بالاتر از $800^\circ C$ درجه سانتی‌گراد نیز بطور واضحی کاهش می‌یابد. میزان فاز آناتاز با افزایش دمای پخت از $800^\circ C$ تا $980^\circ C$ درجه سانتی‌گراد تقریباً بطور خطی کاهش می‌یابد. نتایج XRD نشان می‌دهد که خاصیت فتوکاتالیستی لایه نازک TiO_2 با افزایش

دماهی پخت کاهش می‌یابد. علمت اصلی آن این است که خاصیت فتوکاتالیستی فاز روتایل به مراتب کمتر از فاز آناتاز می‌باشد. شکل (۹)، اثر دماهی پخت لایه نازک را بر خواص آنتی باکتریالی نشان می‌دهد. این خاصیت بوسیله تماس بین E.Coli و سطح نمونه در معرض نور فلورسنت برای ۳۰ دقیقه حاصل شد. همانطور که شکل (۹) نشان می‌دهد خواص آنتی باکتریالی با افزایش دماهی پخت افزایش می‌یابد. هنگامی که دماهی پخت کمتر از ۹۰۰ درجه سانتیگراد است خواص آنتی باکتریالی ۱۰۰ درصد می‌باشد و تقریباً میزان این خاصیت تا ۹۴۰ درجه سانتیگراد بیش از ۹۹ درصد می‌باشد اما پس از آن این خاصیت به شدت کاهش می‌یابد.



شکل ۸- آنالیز XRD و مقایسه مقدار روتایل تولیدی در اثر تغییر دماهی پخت کاشی

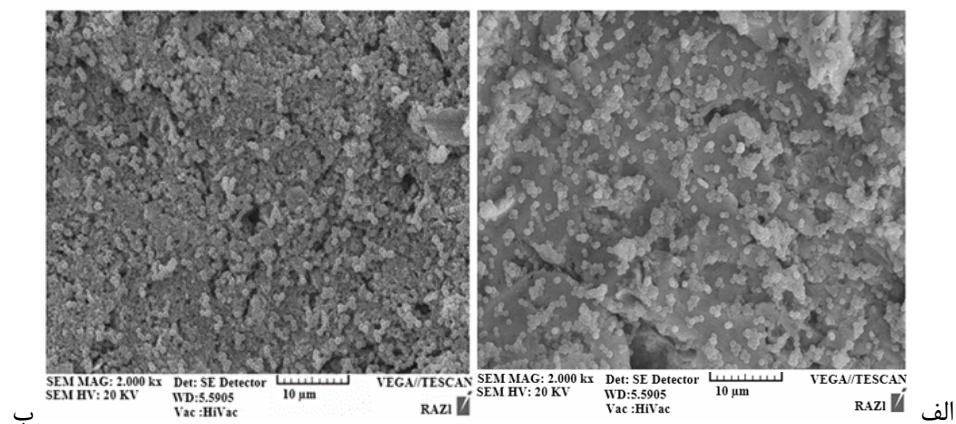


شکل ۹- ارتباط بین دماهی پخت و میزان E.Coli آنتی باکتری

این نتایج را بدین گونه می‌توان توجیه کرد که خاصیت فتوکاتالیستی با افزایش دما کاهش یافته و این خاصیت شدیداً تحت تاثیر نسبت فاز آناتاز به روتایل است. نتایج XRD بیانگر کاهش نسبت روتایل به آناتاز با افزایش دماست. از طرف دیگر با افزایش دما لعاب شروع به ذوب شدن می‌کند و لایه نازک TiO_2 را می‌پوشاند، بنابراین باید دماهی پخت را طوری تنظیم کرد که فاز روتایل تشکیل نگردد و از طرف دیگر ذوب لعاب نیز اتفاق نیفتد. با توجه به نتایج به دست آمده این‌طور به نظر می‌رسد که پس از اعمال فرآیند پخت، خاصیت آنتی باکتریال نمونه‌ها دچار کاهش می‌گردد. به همین دلیل به کارگیری درصدهای بستر نیترات نقره مفید می‌باشد. کاهش خاصیت آنتی باکتریال پس از پخت نمونه‌ها، در اثر تبخیر مقدار جزئی از نیترات نقره از ترکیب لعاب صورت می‌گیرد. البته احتمال انجام واکنش و تشکیل ترکیبات غیر مؤثر در درون لعاب نیز دور از انتظار نیست.

۴-۵- بررسی مورفولوژی

سطح مقطع شکست و سطح لعاب‌ها پس از پولیش، پوشش طلا شد و توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی مشاهده گردید و نتایج به دست آمده در شکل (۱۰) تصویر میکروسکوپ الکترونی (الف) تصویر میکروسکوپ الکترونی (الف) بعد از قرار گرفتن در محیط کشت باکتری (ب) از لایه HAP بعد از قرار گرفتن در محیط کشت باکتری نشان داده شده است. تصویر میکروسکوپ الکترونی به منظور بررسی شکل نانوذرات و خواص ضدمیکروبی آن‌ها بر روی باکتری‌ها تهیه گردید. ذرات ریز موجود در شکل (۱۰) نانوذرات دی‌اکسید تیتانیوم هستند که از طریق احاطه کردن باکتری و برهم کش شیمیایی با پروتئین‌های تیول دار موجود در دیواره سلولی به باکتری متصل شده و کارهای سلولی نظیر تنفس و انتقال مواد را مختل می‌کنند و در نتیجه سبب مرگ سلول باکتری می‌شوند.



شکل ۱۰- تصویر میکروسکوپ الکترونی

(الف) لایه TiO_2 بعد از قرار گرفتن در محیط کشت باکتری (ب) از لایه HAP بعد از قرار گرفتن در محیط کشت باکتری

پس از قرار گرفتن لایه در محیط کشت، اجتماع زیادی از باکتری‌ها به رنگ تیره بیشتر نقاط سطح لایه پوشانده است. تصاویر میکروسکوپ الکترونی نیز نشان دهنده اجتماعی از باکتری E.Coli بر روی سطح هیدروکسی آپاتیت HAP است. می‌توان گفت سطح HAP در مقایسه با سطح TiO_2 ، تمایل بسیار زیادی به جذب باکتری دارد. با توجه به قدرت بسیار بالای تخریب باکتری توسط فنوكاتالیست TiO_2 ، و نیز ویژگی جذب بسیار زیاد باکتری توسط HAP، پوشش‌های ترکیبی ساخته شده HAP-TiO_2 دارای ویژگی جذب و تخریب باکتری هستند. نیترات نقره موجود در ترکیب لعاب در اثر بالا رفتن دما و انجام واکنش در درون لعاب، نهایتاً به اکسید نقره تبدیل شده و بر روی سطح لعاب باقی می‌ماند. این امر با توجه به نتایج به دست آمده از آنالیز XRD نمونه‌های آزمایش شده قابل تشخیص می‌باشد. پس از انجام تست میکروبی بر روی نمونه‌ها هاله عدم رشد در اطراف نمونه‌ها تشکیل گردید. قطر این هاله‌ها با توجه به درصد نیترات نقره اضافه شده به ترکیب لعاب در جدول (۱) به طور کامل مشخص شده است. لعاب ساخته شده با نیترات نقره به لحاظ آزمایشات میکروبیولوژیکی از خاصیت آنتی‌باکتریال مطلوبی برخوردار می‌باشد.

۵- نتیجه‌گیری

در این تحقیق، لایه نازکی از ذرات نقره و هیدروکسی آپاتیت و دی اکسید تیتانیوم که بر این لایه رسوب‌دهی نوری گردیده است بر روی سطح لعاب خورده نمونه‌های کاشی پوشش داده شد. لعاب ساخته شده با نیترات نقره به لحاظ آزمایشات میکروبیولوژیکی از خاصیت آنتی‌باکتریال مطلوبی برخوردار می‌باشد. از XRD جهت بررسی ارتباط بین فاز تشکیل شده و خواص آنتی‌باکتریالی آن استفاده شد، همچنین اثر افزایش دما بر فاز تشکیل شده و خواص آنتی‌باکتریالی بررسی شد و نتایج بدین شرح بود: لایه تشکیل شده در محدوده دمایی ۸۸۰ تا ۹۸۰ درجه سانتیگراد مخلوطی از فاز روتایل و آناتاز می‌باشد که با افزایش دما میزان فاز روتایل افزایش می‌یابد. با افزایش دما خواص آنتی‌باکتریالی پوشش کاهش می‌یابد که این نشان دهنده خاصیت فنوكاتالیستی بیشتر فاز آناتاز نسبت به روتایل می‌باشد. تصاویر میکروسکوپ الکترونی نیز نشان دهنده اجتماعی از باکتری E.Coli بر روی سطح هیدروکسی آپاتیت HAP است. سطح HAP در مقایسه با سطح TiO_2 ، تمایل بسیار زیادی به جذب باکتری دارد.

مراجع

- [1] Berk, R. G., (1947)., Abstracts of articles on oligodynamic sterilization, US Army Corps of Engineers, Virginia, 768.
- [2] Clement, J., Jarrett, P., (1994), Antibacterial Silver, Prog. Med. Chem, 1, 5-6.
- [3] Wesley Alexander, J., (2009), History of the Medical Use of Silver, SURGICAL INFECTIONS,10(3), 92-289.
- [4] Henglein, A: Small-particle research(1989). physicochemical properties of extremely small colloidal metal and semiconductor particles, Chem. Rev. 89, 1861-1873.
- [5] Hung, L., Shenghong, A., Keng-Yen, F., Shan-hui, H(2010). Antibacterial properties of silver nanoparticles in three different sizes and their nanocomposites with a new waterborne polyurethane, IJN.5,1017-1028.
- [6] Radniecki, T., Stankus,D., Neigh,A., Nason,J., Semprini,L. (2011),Influence of liberated silver from silver nanoparticles on nitrification inhibition of Nitrosomonas europaea, Chemosphere, 85,43-49.

- [7] Morones, J. R., Elechiguerra, J. L., Camacho, A., Holt, K., Kouri, J. B., Ramírez J. T., Yacaman, M. J., (2005), The bactericidal effect of silver nanoparticles, INSTITUTE OF PHYSICS PUBLISHING, Nanotechnology 16, 2346–2353.
- [8] Panacek A, Kvítek L, Prucek R, Kolar M, Vecerova R, Pizúrova N, Sharma VK, Nevecna T, Zboril R, (2006), Silver colloid nanoparticles: synthesis, characterization, and their antibacterial activity 16248-53.
- [9] Choi O, Hu Z., (2008), Size dependent and reactive oxygen species related nanosilver toxicity to nitrifying bacteria. Environ Sci Technol 42:4583–4588.
- [10] Lok C, Ho C, Chen R, He Q, Yu W, Sun H, Tam P, Chiu J, Che C., (2007) ,Silver nanoparticles: partial oxidation and antibacterial activities. J Biol Inorg Chem 12:527–534.
- [11] Martínez-Castañón GA, Niño-Martínez N, Martínez-Gutierrez F, Martínez-Mendoza JR, Ruiz F. (2008),Synthesis and antibacterial activity of silver nanoparticles with different sizes. J Nanopart Res.,10 (8),1343–1348.
- [12] Baker C, Pradhan A, Pakstis L, Pochan DJ, Shah SI, (2005),Synthesis and antibacterial properties of silver nanoparticles., J Nanosci Nanotechnol. ,5(2):244-9.
- [13] Kim, J. S., E. Kuk, K. N. Yu, J. H. Kim, S. J. Park, H. J., Lee, S. H. Kim, Y. K. Park, Y. H. Park, C. Y. Hwang, Y. K. Kim, Y. S. Lee, D. H. Jeong and M. H. Cho, 2007, Antimicrobial effects of silver nanoparticles. Nanomedicine, 3,95-101.

مروزی بر هدایت الکتریکی اکسیدهای غیراستوکیومتری

Ti_nO_{2n-1}

محمد شریفی، ناصر عابدینی، ناصر احسانی، کوروش جعفرزاده

دانشگاه صنعتی مالک اشتر تهران

چکیده: امروزه اکسیدهای غیراستوکیومتری یا فازهای ماگنلی^۱ تیتانیوم به دلیل ویژگی‌های الکتریکی، مغناطیسی و پایداری شیمیایی مناسب‌شان به طور وسیعی مورد بررسی و در کاربردهای زیادی بکار گرفته شده‌اند. این مواد که بصورت تجاری با نام ایونکس^۲ شناخته می‌شوند زیست سازگاری خوب، هزینه تولید کم، هدایت الکتریکی بالا و پایداری شیمیایی مناسبی را از خود نشان می‌دهند. این اکسیدها ساختارهای کربیستالی ویژه‌ای به نام ساختار برشی دارند. ساختار ویژه آنها منجر شده تا به یک سوژه در زمینه‌های متعدد تحقیقاتی به دلیل خواص منحصر به فردی همچون تغییر فلز-غیرفلز، خواص الکتریکی، حرارتی، ویژگی‌های نوری و... تبدیل شوند. در کلی از خواص الکتریکی فازهای ماگنلی جهت توسعه زمینه‌های کاربردی آنها، بسیار مهم است. از این رو هدف از این مقاله بررسی دقیق ساختار این مواد و یافتن ارتباط میان آن با رسانایی الکتریکی بالای ایجاد شده در مقایسه با ساختار نیمه رسانایی دی اکسید تیتانیوم می‌باشد.

کلمات کلیدی: فازهای ماگنلی اکسید تیتانیوم، اکسیدهای غیراستوکیومتری تیتانیوم، ایونکس

۱- مقدمه

اکسیدهای فرعی تیتانیوم با طیف وسیعی از اکسیدهای در سال ۱۹۵۰ عنوان یک مجموعه متمایز از ترکیبات دارای هدایت الکتریکی با فرمول عمومی Ti_nO_{2n-1} که $n < 3$ شناسایی و سپس به صورت رایج به روش‌های مختلف، از جمله احیای هیدروژن، کربوترمال^۳، زیتر جرقه الکتریکی (SPS) تولید شده‌اند [۱۶]. همچنین فیلم‌های فاز ماگنلی بوسیله روش سل-ژل^۴ و رسوب فیزیکی بخار و پلاسمما اسپری^۵ تهیه شده‌اند [۳]. معمولاً با عملیات حرارتی دی اکسید تیتانیوم، اکسیژن از ساختار خارج شده و یک ساختار ناقص را با نام فازهای ماگنلی اکسید تیتانیوم ایجاد می‌شود که این تغییر ساختار، فاکتور مهمی در بوجود آمدن ویژگی‌های جالب این ماده همچون رسانایی الکتریکی و پدیده فوتوكاتالیستی حساس به نور مرئی می‌باشد [۵ و ۶].

این مواد سرامیکی آبی/سیاه رنگ در مقایسه با گرافیت، رسانایی خوبی را از خود نشان می‌دهند [۶]. هنگامی که ساختارهای کربیستالی فازهای ماگنلی Ti_nO_{2n-1} با ساختار روتایل دی اکسید تیتانیوم استوکیومتری سنجیده می‌شوند، بهبود برخی خواص فیزیکی جالب، از قبیل افزایش استحکام برشی، سختی و بکری و همچنین خواص نوری و فوتوكاتالیستی را نشان می‌دهند. با این حال برجسته‌ترین ویژگی، میزان بالای هدایت الکتریکی مشاهده شده از سه عضو ابتدایی ($n \leq 4$) این فازهای است [۴]. این رسانایی الکتریکی بسته به نوع اکسید فرعی (مقدار n) متفاوت است [۲]. فازهای ماگنلی علاوه بر هدایت الکتریکی بالا، دارای مقاومت به خوردگی مطلوبی هستند. معمولاً این مواد در بسیاری از شرایط خورنده، نسبت به مواد الکترودی معمولی مورد استفاده در صنایع بزرگ فرآیندهای الکتروشیمیایی، مقاومت بیشتری در برابر خوردگی دارند. آن‌ها

¹ Magnéli phases

² Ebonex®

³ Carbothermal

⁴ Sol-gel

⁵ Plasma Spray

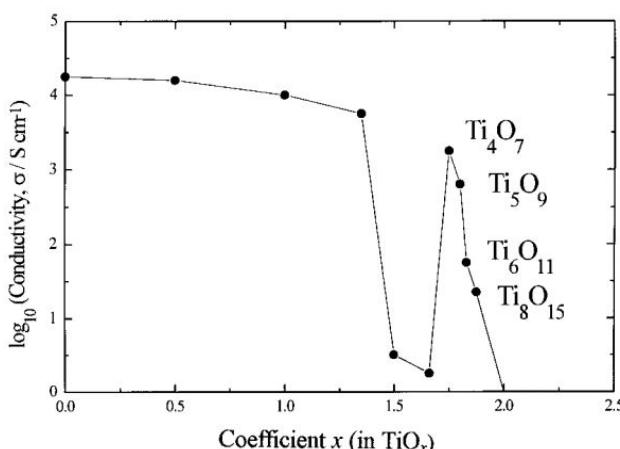
از نظر شیمیایی نسبت به فلز مادر تیتانیوم و حتی دی‌اکسید تیتانیوم، بویژه در ترکیبات اج‌کننده و ترکیبات آبی خورنده، پایدارترند [۱].

ویژگی‌های منحصر به فرد این مواد منجر شده تا در صنعت الکتروشیمیایی بصورت الکترودهای سرامیکی جایگزین الکترودهای فلزی و کربنی شوند و به عنوان مواد پشتیبان کاتالیستی بادوام استفاده شوند. سایر کاربردهای این مواد شامل الکترووینینگ^۱، آبکاری، مواد باتری‌ها، آندهای حفاظت کاتدیک جریان موثر، اکسیداسیون زباله‌های آلی، اصلاح خاک‌های الکتروشیمیایی، مواد کابل‌های انعطاف‌پذیر و الکتروفورسیس^۲ می‌باشد [۱۰۷ و ۱۰۸]. همچنین با توجه به دارا بودن خاصیت انتقال عایق به رسانایی این فازها، که توسط محرك‌های خارجی نظیر دما، نور و فشار قابل کنترلنده، می‌توانند برای کاربردهای نظیر حافظه‌ها (ذخیره کننده داده)، سنسورهای الکتریکی و سوئیچینگ (تعویض کننده مسیر) دستگاه‌ها مفید باشند [۱۰۹ و ۱۱۰].

با توجه به ویژگی‌های الکتریکی منحصر به فرد این اکسیدها در مقایسه با دی‌اکسید تیتانیوم نیمه رسانا در این پژوهش به بررسی و مقایسه ساختار این مواد و تشریح چگونگی ایجاد این رسانایی جهت توسعه زمینه‌های کاربردی آن‌ها، پرداخته شده است.

۲- خواص رسانایی فازهای ماقنلی

شکل (۱) مقادیر گزارش شده برای \log_{10} از رسانایی اکسیژن برای اکسیدهای فرعی مختلف را نشان می‌دهد [۶]. همانطور که از شکل مشاهده می‌شود چند اکسید از سری‌های همسان، اصولاً Ti_4O_7 و Ti_5O_9 بالاترین رسانایی الکتریکی را در دمای اتاق دارند. با افزایش مقدار x ، رسانایی الکتریکی کاهش می‌یابد [۱۱۰ و ۱۱۱].



شکل ۱- رسانایی الکتریکی در سیستم تیتانیوم-اکسیژن با تغییر ترکیب استوکیومتری اکسیدها [۶].

در دمای اتاق رسانایی تک‌کریستال Ti_4O_7 ($10^{35} S \cdot cm^{-1}$) و مواد پلی‌کریستال Ti_4O_7 ($10^{38} S \cdot cm^{-1}$) بیش از گرافیت پیرویتی است (حدود $10^{30} S \cdot cm^{-1}$) که این ماده را به عنوان مواد الکترود جایگزین جالب تبدیل می‌کند. تک‌کریستال‌های Ti_5O_9 و Ti_6O_{11} نیز نسبتاً رسانایی خوبی به ترتیب حدود $630 S \cdot cm^{-1}$ و $630 S \cdot cm^{-1}$ دارند [۶]. جدول (۱) مقادیر رسانایی را برای این فازها ارائه می‌دهد [۲]: میزان مقاومت الکتریکی Ti_4O_7 در منابع مختلف حدود $10^{-3} \Omega cm$ ذکر شده است. دلیل اختلاف در مقادیر، میزان تخلخل، روش ساخت و حضور عناصر ناخالصی می‌باشد [۶]. در واقع میزان رسانایی یک نمونه، تابعی از نوع فازهای ماقنلی حاضر، فرایند ساخت نمونه و نوع مواد اولیه به کار گرفته شده، می‌باشد [۱]. در پژوهشی مقاومت الکتریکی دو نمونه، که اولین نمونه تهیه شده از پودر معمولی و دومین نمونه تهیه شده از پودر بسیار خالص مقایسه شدند. همان‌گونه که در جدول (۲) دیده می‌شود، رسانایی الکتریکی ماده با خلوص بالا به میزان چشمگیری بالاتر است [۶].

^۱ Electrowinning
^۲ Electrophoresis

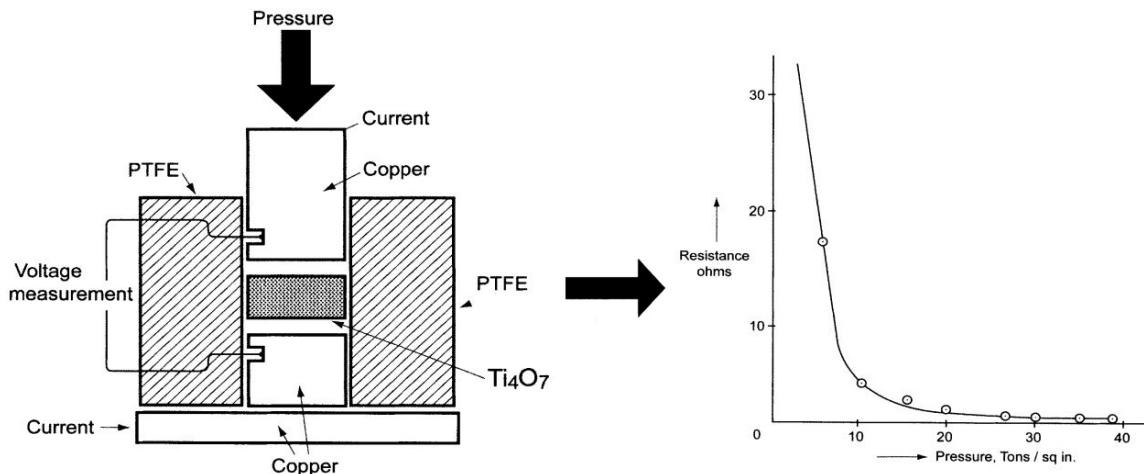
جدول ۱- مقادیر رسانایی گزارش شده برای مواد فازهای ماگنلی تک و چند کریستالی [۲]

Ti_nO_{2n-1} phase(s)	Electricale conductivity(S.cm ⁻¹)	Log ₁₀ (σ/S.cm ⁻¹)
Ti_4O_7	۱۰۳۵	۳
Ti_5O_9	۶۳۱	۲/۸
Ti_6O_{11}	۶۳	۱/۸
Ti_8O_{15}	۲۵	۱/۴
$Ti_4O_7 + Ti_5O_9$	۳۳۰	۲/۵
$Ti_5O_9 + Ti_6O_{11}$	۵۰۰	۲/۷

جدول ۲- مقاومت رسانایی گزارش شده برای مواد بسیار خالص فازهای ماگنلی [۶]

Ti_nO_{2n-1} phase	Electricale resistivity
Ti_4O_7 (high purity)	۰/۰۰۲ Ω
Ti_4O_7 (commercial standard)	۰/۰۱۴ Ω
Ti_5O_9 (high purity)	۰/۰۱۲ Ω

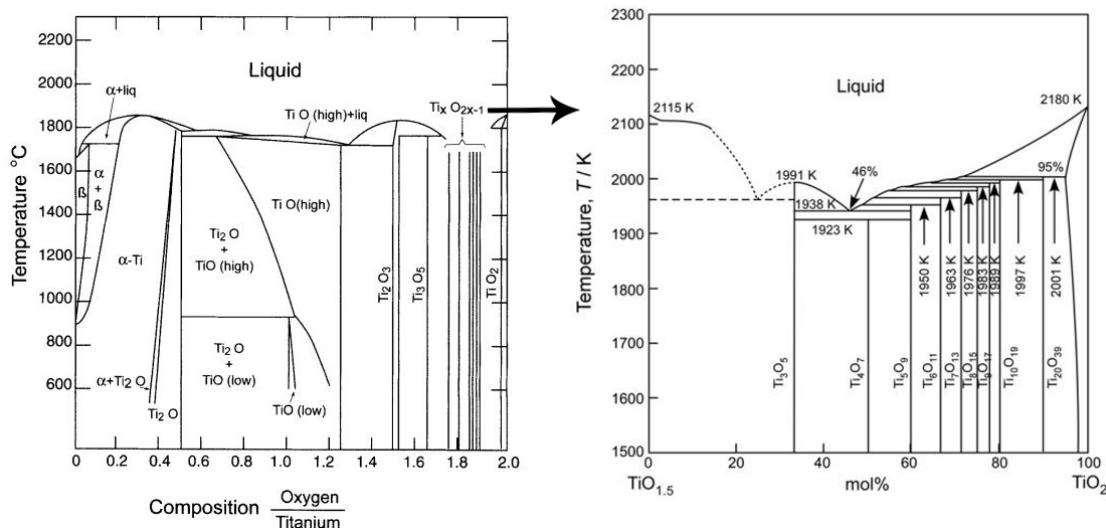
هدایت الکتریکی فازهای ماگنلی اکسید تیتانیوم به شدت تحت تاثیر تخلخل است. زیرا تخلخل‌ها سطح مقطع موجود برای هدایت را محدود می‌کنند [۴]. این امر را می‌توان با انجام آزمایشی که در شکل (۲) نشان داده شده است به اثبات رساند [۶].

شکل ۲- تاثیر افزایش فشار بر مقاومت الکتریکی پودر Ti_4O_7 [۶]

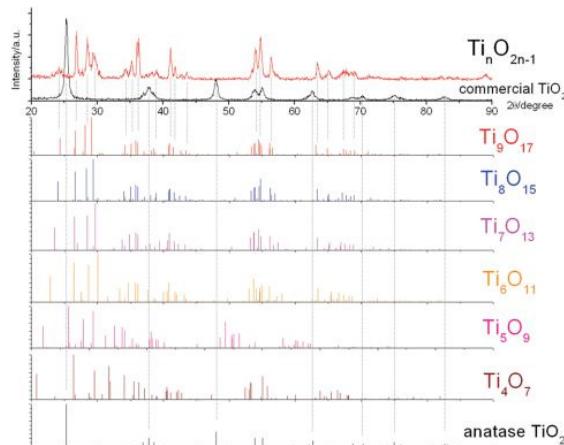
در این آزمایش مطابق شکل (۲) پودر Ti_4O_7 در یک قالب و میان دو فک یک پرس قرار داده می‌شود. هنگامی که فشار افزایش می‌باید، رسانایی الکتریکی موثر پور مترکم شده افزوده می‌شود [۶]. به عنوان یک نتیجه، غالباً ایونکس‌های چگالی که شامل میزان قابل توجهی از فازهای Ti_5O_9 و Ti_6O_{11} هستند، نسبت به ایونکس‌های متخلخل Ti_4O_7 رسانایی بیشتری دارند [۴]. به منظور درک علت تغییرات ناپیوسته رسانایی الکتریکی مشاهده شده در فازهای ماگنلی، در این مقاله به بررسی ساختارهای کریستالی دما پایین این فازها بویژه Ti_4O_7 پرداخته شده است.

۳- ساختار کریستالی

با مطالعه دیاگرام فازی سیستم $Ti-O$ که در شکل (۳) نشان داده است، در محدوده $TiO_{1.5}-TiO_2$ مجموعه‌ای از ترکیباتی نظیر Ti_3O_5 , Ti_2O_3 , TiO_2 و... مشاهده می‌شوند [۶].

شکل ۳- دیاگرام فازی سیستم $\text{TiO}_{1.5}\text{-TiO}_2$ [۳۶ و ۳۷].

شکل (۳) برخی الگوهای پراش XRD بدست آمده از فازهای ماقنلی اکسید تیتانیوم را در مقایسه با الگوی TiO_2 تجاری نشان می‌دهد [۱۰] و جدول (۳) ثوابت سلول واحد را برای هر یک از این فازهای اصلی ارائه می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود، ساختار شبکه فازهای ماقنلی بصورت تریکلینیک^۱ می‌باشد و به علت نزدیک بودن ثابت شبکه این فازها، تشخیص‌شان توسط دستگاه XRD اندکی دشوار است [۱۱]. با وجود این، هر یک از این فازهای ماقنلی الگوی پراش اشعه X مشخص و متمایزی نسبت به یکدیگر دارند [۱۱].

شکل ۴- الگوهای پراش TiO_2 تجاری و اکسیدهای فازهای ماقنلی تیتانیوم [۱۰].

جدول ۳- ثوابت سلول واحد برای برخی از اکسیدهای فازهای ماقنلی تیتانیوم [۱۱]

$\text{Ti}_n\text{O}_{2n-1}$ phase	a	b	c	α	β	γ
Ti_4O_7	۵/۶۰۰	۷/۱۳۳	۱۲/۴۶۶	۰.۵/۹۵	۱۷/۹۵	۱۰.۸/۷۱
Ti_5O_9	۵/۵۶۹	۷/۱۲۶	۸/۸۶۵	۱۷/۹۳	۳۴/۱۱۲	۱۰.۸/۵۰
Ti_6O_{11}	۵/۵۵۲	۷/۱۲۶	۳۲/۲۳۳	۹۴/۶۶	۰.۸/۵۷	۱۰.۸/۵۱
Ti_7O_{13}	۵/۵۳۷	۷/۱۳۲	۳۸/۱۵۱	۷۰/۶۶	۱۲/۵۷	۱۰.۸/۵۰
Ti_8O_{15}	۵/۵۲۶	۷/۱۳۳	۴۴/۰۵۷	۵۴/۶۶	۱۸/۵۷	۱۰.۸/۵۱
Ti_9O_{17}	۵/۵۲۴	۷/۱۴۲	۱۲/۴۶۶	۰.۵/۹۵	۱۷/۹۵	۱۰.۸/۷۱

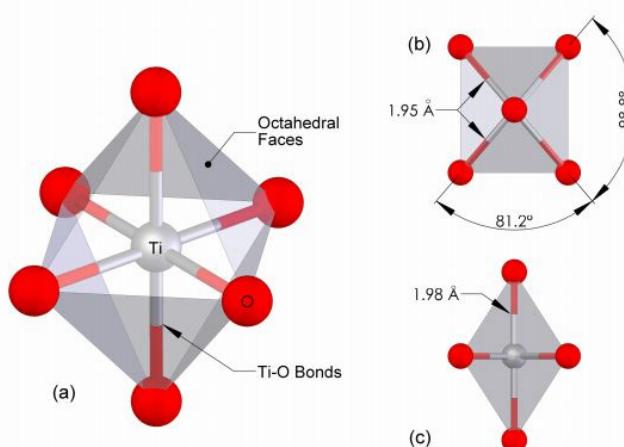
^۱ Triclinic

ساختار کریستالی فازهای مانگنی اکسیدهای تیتانیوم بر پایه شبکه کریستالی TiO_2 روتایل^۱ می‌باشد و بهترین ساختار کریستالی ماده اولیه برای تولید فازهای مانگنی ساختار روتایل فاز TiO_2 می‌باشد [۱۲و۱۳]. به منظور توصیف شناسایی این فازها توسط اندرسون و همچنین ویژگی‌های گفته شده بوسیله دیگر نویسنده‌گان، در ابتدا لازم است به بررسی ساختار استوکیومتری و غیراستوکیومتری روتایل و با توجه به برخی جزئیات بپردازیم [۱۴]:

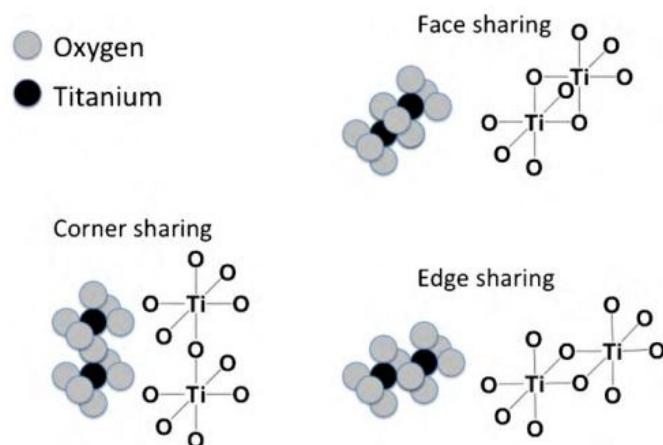
۳-۱- ساختار کریستالی استوکیومتری روتایل

دی اکسید تیتانیوم دارای سه پلی‌مورف^۲ اصلی در دما و فشار محیط می‌باشد: آناتاز^۳، بروکیت^۴ و روتایل، که به صورت ترمودینامیکی ساختار روتایل پایدارتر است [۱۲و۱۴]. ساختار کریستالی روتایل برای اولین بار توسط وگارد^۵ و با استفاده از پراش اشعه-X تک کریستال مورد بررسی قرار گرفت و از آن زمان به بعد چندین بار توسط روش‌های پراش نوترون و اشعه-X دیگر بررسی و ویرایش شده است [۱۴].

واحد ساختاری دی اکسید تیتانیوم از هشت‌وجهی‌های TiO_6 تشکیل شده است (شکل ۵). قرار گیری اتم‌ها به گونه‌ای است که یک اتم تیتانیوم در مرکز قرار دارد و اتم‌های اکسیژن در گوش‌ها هستند. مطابق شکل (۶)، این هشت‌وجهی‌ها می‌توانند اکسیژن خود را به سه حالت: گوش، یال و سطح به اشتراک گذاشته و تشکیل زنجیره بدهند [۱۲و۱۴].



شکل ۵- واحد TiO_6 هشت‌وجهی سازنده اکسیدهای تیتانیوم، (a) نمای کلی، (b) نمای بالا و (c) نمای جانبی [۱۴]



شکل ۶- جهت‌گیری‌های مختلف TiO_6 در اکسیدهای تیتانیوم: سطح، گوش و لبه به اشتراک گذاشته شده است [۱۲].

¹ Rutile

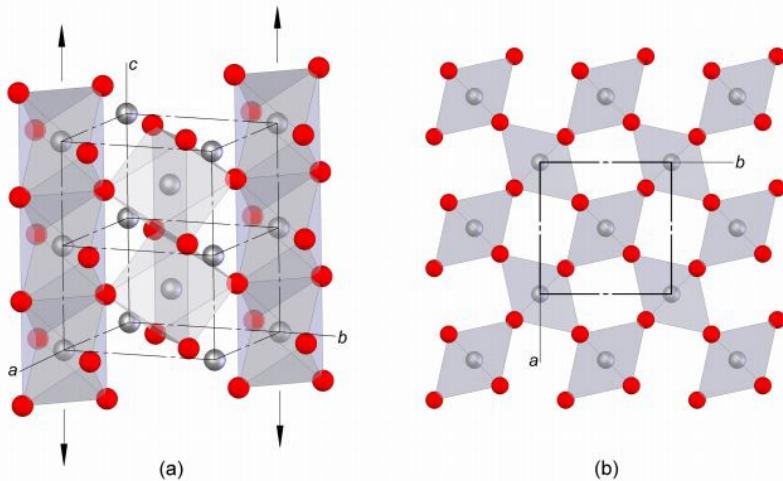
² Polymorphic

³ anatase

⁴ Brookite

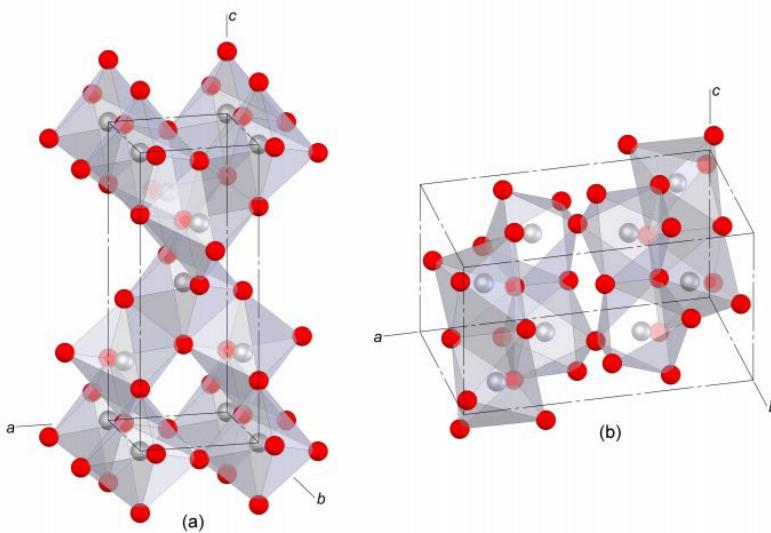
⁵ Vegard

در ساختار روتایل هشت وجهی‌های TiO_6 ، در موازات محور c ، از طریق به اشتراک گذاشتن یال منظم شده و تشکیل زنجیره می‌دهند در حالی که زنجیره‌های همسایه توسط به اشتراک‌گذاری گوشه به موازات جهات a و b و به صورت متناوب پیوند خورده‌اند. با توجه به شکل (۷) مشاهده می‌شود که هر اتم اکسیژن در ۳ هشتوجهی همسایه مشترک است [۲۶].



شکل ۷- طرح شماتیکی ساختار روتایل: (a) دو سلول واحد تشکیل شده از هشت وجهی‌های TiO_6 با به اشتراک‌گذاری یال در جهت c . (b) اشتراک‌گذاری گوشه در جهات a و b [۲۶].

ساختار آناتاز و بروکیت نیز از هشتوجهی‌های TiO_6 تشکیل شده‌اند. با توجه به شکل (۸) می‌توان مشاهده کرد که آرایش این واحدها در چنین ساختارهایی با آنچه در روتایل مشاهده شد، متفاوت است [۴].



شکل ۸- ساختار کریستالی دو پلیمراف از TiO_2 (a) آناتاز و (b) بروکیت [۴].

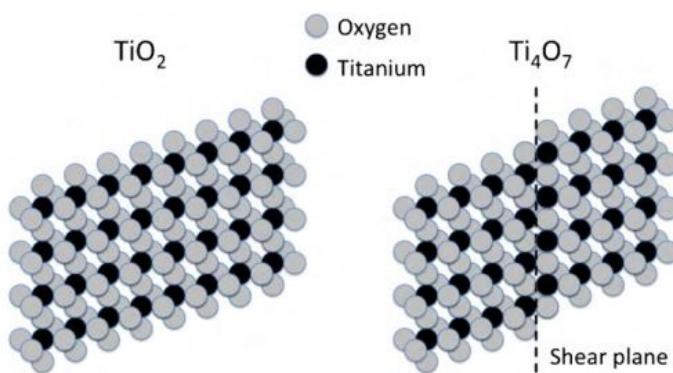
۳-۲-۳- ساختار کریستالی غیراستوکیومتری روتایل

در ساختار روتایل، تئوری عیب نقطه‌ای، ایجاد ساختار غیراستوکیومتری را از طریق الحاق جاهای خالی اکسیژن یا بین‌نشینی تیتانیوم یا مخلوطی از هر دو توصیف می‌کند. هرچند این عیوب نقطه‌ای، مکان‌های موضعی قابل محسوسی را در ساختار روتایل ایجاد می‌کنند، اما به صورت تئوری غلظت تعادلی آن‌ها، حتی در درجه حرارت نسبتاً بالا، بسیار کم است [۴]. بدین منظور لیبوریو^۱ و همکارانش به صورت ترمودینامیکی مکانیزم تشکیل فازهای ماگنلی را محاسبه کردند. نتایج نشان داد که جای خالی اکسیژن به منظم شدن و قرار گرفتن در صفحات تحت پتانسیل‌های اکسیژن پایین تمایل دارند [۳]. به

^۱ Liborio

عبارت بهتر به منظور خروج از حالت استیوکیومتری در اکسیدهای تیتانیوم بالاتر، این عیوب نقطه‌ای مجزا بایستی به یکدیگر بپیوندد و یا به طریقی باهم واکنش و تعامل کرده تا کرنش ایجاد شده در ساختار روتایل اصلی را به حداقل برسانند. در سال ۱۹۵۵، وادسلی^۱ پیشنهاد داد که حذف اکسیژن از انواع خاص ترکیبات نیازی به غلظت بالای عیوب نقطه‌ای ندارد، اما بایستی در عوض، به متراکم کردن ساختار در امتداد صفحات خاص، که در کریستالوگرافی برشی (CSP)^۲ نامیده می‌شوند، منجر شود [۴].

بدین ترتیب فازهای ماکلی با فرمول $TinO_{2n-1}$ از زنجیره‌های دو بعدی اکتاهدرال، با لایه‌های n اتم‌های اکسیژن خود را جهت اصلاح و ایجاد استوکیومتری پایین‌تر از دست داده‌اند، ساخته شده‌اند [۱]. هر لایه، کمبود یک اکسیژن دارد که باعث ایجاد صفحات برشی در ساختار کریستالی می‌شود. در صفحات برشی، زنجیره‌های دو بعدی هشت وجهی، جهت جبران کمبود اکسیژن، به سطح و یال به اشتراک گذاشته تبدیل می‌شوند [۸ و ۹ و ۱۰]. شکل (۹) مقایسه میان صفحات موجود در ساختار Ti_4O_7 و TiO_2 را نمایش می‌دهد، صفحات برشی ایجاد شده در ساختار Ti_4O_7 در تصویر دوم مشخص شده است [۲].



شکل ۹- ساختار Ti_4O_7 و TiO_2 به ترتیب با گوش و سطوح به اشتراک گذاشته [۲].

نورنبرگ^۳ و همکارانش نیز با مطالعه توسط میکروسکوپ تونلی روبشی (STM) و مشاهده پلکانی بودن سطوح، به وجود صفحات برشی در ساختار Ti_4O_7 ، که در اثر نیروی برشی استحاله ایجاد می‌شوند، پی برند. همان‌طور که در شکل (۱۰) نشان داده شده است، آن‌ها به این نتیجه رسیدند که ساختار فاز Ti_4O_7 دارای حالت پلکانی است. تغییر رنگ اتم‌ها نشان دهنده تغییر مکان اتم‌ها و ساختار است. دایره‌های سیاهرنگ موقعیت اصلی اتم‌های تیتانیوم، دایره‌های سفید مکان تغییر یافته اتم‌های تیتانیوم در صفحات برشی، دایره‌های خاکستری کمرنگ و تیره نیز به ترتیب موقعیت اتم‌های اکسیژن را در مکان اصلی و صفحه برشی نشان می‌دهد [۱۳].



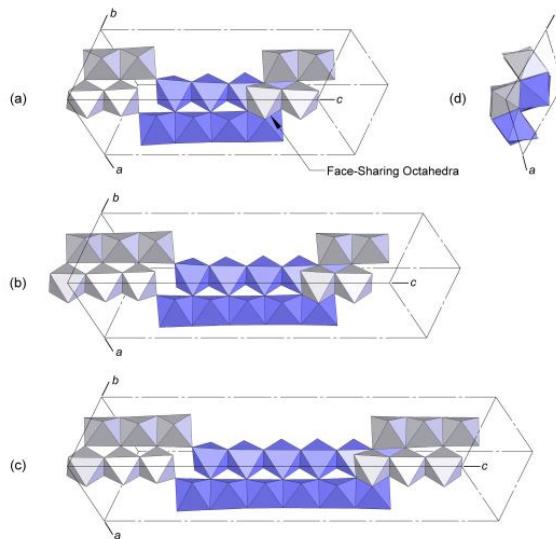
شکل ۱۰- طرح شماتیکی از مشاهدات نورنبرگ بوسیله مطالعات STM از صفحه (۱۰) فاز Ti_4O_7 [۱۳].

در شکل (۱۱) شماتیک ساختاری فازهای Ti_4O_7 , Ti_5O_9 و Ti_6O_{11} نشان داده شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، تفاوت این ساختارهای همسان در تعداد TiO_6 های هشت وجهی در زنجیره‌های روتایل مانند می‌باشد. بنابراین به سادگی و با تغییرات کوچک در راستای محور c و موقعیت مبداء، قابل تبدیل به یکدیگرند. تقریباً تمامی پارامترهای دیگر شبکه برای هر عضو در این سری‌ها ثابت می‌باشد [۴].

¹ Wadsley

² crystallographic shear planes

³ Norenberg



شکل ۱۱-ساختارهای کریستالی برای (a) Ti_4O_7 , (b) Ti_5O_9 و (c) Ti_6O_{11} . بخش (d) ساختار Ti_4O_7 را در زیر محور c نشان می‌دهد. برای تجسم بهتر ساختار با دو رنگ آبی و خاکستری طراحی شده است [۴].

۴- رابطه ساختار کریستالی با خواص رسانایی:

در طی سال‌های اخیر پژوهش‌های زیادی درمورد ارتباط ساختار کریستالی و هدایت الکتریکی فازهای ماگنلی تیتانیوم انجام شده است.

در ابتدا ارزیابی رسانایی الکتریکی فازهای ماگنلی به دلیل فقدان نمونه تک کریستال مناسب یا عدم بدندهای زیتر شده با دانسیته مناسب و نبود خلوص فازی برای اندازه‌گیری مقاومت (امپدانس^۱) الکتریکی دشوار بود. در این میان، اولین نشانه‌های رسانا بودن اعضای فازهای TiO_{2n-1} بواسطه بررسی‌های انجام شده به روی حساسیت مغناطیسی آن‌ها در دماهای مختلف توسط کیس^۲ و مولای^۳ بدست آمد. انجام روش حساسیت مغناطیسی، که می‌تواند جهت بررسی پیوند و ساختار الکترونیکی مواد به کار رود، دارای مزیت بیشتری نسبت به روش‌های مستقیم اندازه‌گیری نظری امپدانس DC یا AC می‌باشد؛ بویژه اینکه این روش می‌تواند جهت نمونه‌های پودری به آسانی اعمال شود. کیس و مولای در طی تحقیقات خود، به وجود الکترون‌های آزاد قادر به شرکت در انتقال الکترونیکی پی برند و نیز شواهدی از انتقال نیمه‌رسانا/رسانا در تعدادی از نمونه‌های مربوط به مواد فازهای ماگنلی در دمای ۱۵۰ درجه کلوبین یافت شد. بنابراین آن‌ها اظهار کردند که تغییراتی در ساختار الکترونیکی این فازها در دمای پایین رخ می‌دهد [۴].

هنگامی که دستیابی به نمونه‌های تک کریستال راحت‌تر شد، بارتولومیو^۴ و فرانکل^۵ یافته‌های کیس و مولای را با استفاده از اندازه‌گیری رسانایی الکتریکی DC در دمای ۷۸ تا ۲۹۸ درجه کلوبین تایید کردند. انگلیس^۶ و همکارانش نیز یک مطالعه مشابه برای دمای ۴ تا ۳۲۰ درجه کلوبین انجام دادند. در این دو مطالعه نیز، انتقال مکانیزم رسانایی از نیمه هادی به فلز در دمای ۱۵۰ درجه کلوبین مشاهده شد [۸].

نتیجه اینکه در فازهای دمای پایین، یون‌های جفت شده Ti^{3+} با ایجاد پیوندهای کوالانسی کوچک فلز-فلز ناشی از همپوشانی الکترون‌های 3d، از یکدیگر جدا می‌شوند. بالاتر از دمای انتقال (۱۴۹/۲) این پیوندهای به صورت $Ti-Ti$ مجذراً شکسته شده و به طور ناگهانی افزایش می‌یابند و الکترون‌های 3d در هدایت فلزی شرکت می‌کنند [۱]. در مورد فازهای با n بالاتر، جهت گیری TiO_6 هشت وجهی دوباره شکل می‌گیرد و از میزان رسانایی آن‌ها کاسته می‌شود [۱۲].

¹ Impedance

² Keys

³ Mulay

⁴ Bartholomew

⁵ Frankl

⁶ Inglis

۵- نتیجه‌گیری

مکانیزم‌هایی وجود دارند که توسط آن‌ها، ساختار غیراستوکیومتری می‌تواند در اکسیدهای فلزات واسطه حاکم شود که اغلب واسته به ساختار فاز اولیه، دما و درجه غیراستوکیومتری هستند. این امر درمورد دی‌اکسید تیتانیوم نیز صادق است. TiO_2 یک نیمه‌هادی با باند منوعه بزرگ است اما می‌تواند با عملیات حرارتی معمولاً در بالای ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد در حضور هیدروژن و یا کربن و یا یک عامل احیا کننده دیگر و تبدیل به اکسیدهای غیراستوکیومتری، رسانا شود. این فرآیندها منجر به افزایش عدد همسایگی اتم‌های اکسیژن درگیر شده می‌شوند و همچنین به اتم‌های فلز واسطه همسایه اجازه می‌دهد تا یک الکترون را نگه دارند که این الکترون می‌تواند در دمای به اندازه کافی بالا (بالاتر از دمای انتقال) آزاد شوند. این الکترون آزاد و به طور کلی حضور جای خالی اکسیژن و ایجاد یک شبکه ناقص به نام ساختار برشی، فاکتورهای مهمی در بوجود آمدن ویژگی‌های جالب این ماده همچون رسانایی الکتریکی و پدیده فوتوكاتالیستی حساس به نور مرئی می‌باشند. لازم به ذکر است مکانیسم تشکیل صفحات برشی شرح داده شده، تنها مفهومی و ادراکی است و لزوماً بیانگر آن نیست که این صفحات از طریق یک فرآیند برشی مکانیکی واقعی معرفی می‌شوند. به همین دلیل نباید به طور مختصر "برشی" خوانده شوند، بلکه با مستقیم به عنوان "صفحات برشی کربستالی" نامیده شوند.

مراجع

- [1] J. R. Smith, F. C. Walsh, R. L. Clarke "Electrodes based on Magneli phase titanium oxides: the properties and applications of Ebonex materials" Journal of Applied Electrochemistry, Vol. 28, pp. 1021-1033, 1998.
- [2] F. C. Walsh, R. G. A. Wills "The continuing development of Magneli phase titanium sub-oxides and Ebonex electrodes" Journal of Electrochimica Acta, Vol. 55, pp. 6342-6351, 2010.
- [3] T. Rong, H. Guangsheng, K. Teiichi, G. Takashi "Preparation of Magnéli phases of Ti_2TiO_5 and Ti_6O_{11} films by laser chemical vapor deposition" Journal of Thin Solid Films, Vol. 518, pp. 6927-6932, 2010.
- [4] M. J. Styles, "In Situ Studies of the Structure and Oxidation of Magnéli Phase Electrodes and Their Application in Molten Salt Electrolysis", Phd Thesis, Dept of Mechanical Engineering, The University of Melbourne, pp. 13-60, 2012.
- [5] M. Toyoda, T. Yano, B. Tryba, S. Mozia, T. Tsumura, M. Inagaki "Preparation of carbon-coated Magneli phases TiO_2n-1 and their photocatalytic activity under visible light" Journal of Applied Catalysis B: Environmental, Vol. 88, pp. 160-164, 2009.
- [6] P. C. S. Hayfield, "Development of a New Material Monolithic Ti407 Ebonex Ceramic", UK, Royal Society of Chemistry Publishing, 2002.
- [7] D. Regonini, V. Adamaki, C. R. Bowen, S. R. Pennock, J. Taylor, A. C. E. Dent "AC electrical properties of TiO_2 and Magneli phases, TiO_2n-1 " Journal of Solid State Ionics, Vol. 229, pp. 38-44, 2012.
- [8] D. Regonini, A. C. E. Dent, C. R. Bowen, S. R. Pennock, J. Taylor "Impedance Spectroscopy analysis of TiO_2n-1 Magneli phases" Journal of Materials Letters: Mater Electron, Vol. 65, No. 23-24, pp. 3590-3592, 2011.
- [9] Kitada, G. Hasegawa, Y. Kobayashi, K. Kanamori, K. Nakanishi, H. Kageyama "Selective Preparation of Macroporous Monoliths of Conductive Titanium Oxides TiO_2n-1 ($n = 2, 3, 4, 6$)" Journal of American Chemical Society, Vol. 134, pp. 10894-10898, 2012.
- [10] S. T. Nguyen, J. Lee, A. Yang, X. Wang "Excellent Durability of Substoichiometric Titanium Oxide As a Catalyst Support for Pd in Alkaline Direct Ethanol Fuel Cells" Journal of Industrial and Engineering Chemistry, Vol. 51, pp. 9966-9972, 2012.
- [11] Gusev, E. G. Avvakumov, O. B. Vinokurova "Synthesis of Ti_4O_7 Magneli Phases Using Mechanical activation" Journal of Science of Sintering, Vol. 35, pp. 141-145, 2003.
- [12] CH. Tang, D. Zhou, Q. Zhang "Synthesis and characterization of Magneli phases: Reduction of TiO_2 in a decomposed NH_3 atmosphere" Journal of Materials Letters, Vol. 79, pp. 42-44, 2012.
- [13] H. Norenberg, G. A. D. Briggs "Surface structure of the most oxygen deficient Magneli phase an STM study of Ti_4O_7 " Journal of Surface Science, Vol. 402-404, pp. 738-741, 1998.

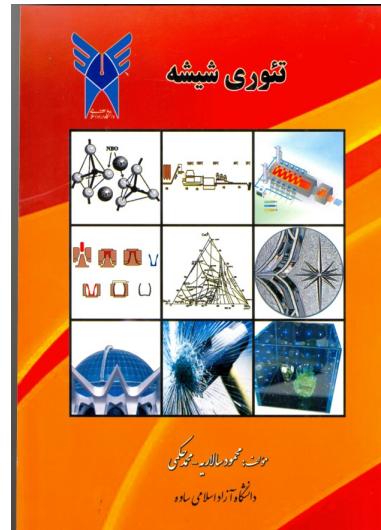
تازه‌های نشر

تئوری شیشه

مؤلفان: محمود سالاریه، محمد حکمی

ناشر: دانشگاه آزاد اسلامی ساوه

امروزه اهمیت شیشه بر کسی پوشیده نیست. کاربردهای آن در تمام عرصه‌های زندگی بشر از درب و پنجره‌ها و ظروف نگهداری مواد غذایی و آشامیدنی و دارویی و ظروف خانگی گرفته تا شیشه‌های عینک و دوربین و میکروسکوپ و تلسکوپ و انواع فیلترهای نوری و حسگرها و وسایل و ادوات نظامی را هم شامل می‌شود. علاوه بر شیشه‌های عایق و نیمه‌هادی با کاربردهای الکتریکی و الکترونیکی و پوشش به صورت لعاب بر قطعات سرامیکی و فلزی و حباب‌های لامپ و اخیراً به صورت الیاف نوری در صنایع مخابرات نفوذ و رخنه کرده است. از سوی دیگر علم شیشه که همانا علم شناخت ساختار، ماهیت و ویژگی مختلف این ماده و ارتباط آن‌ها با یکدیگر است نیز به تدریج رشد و تکامل یافته است. به خاطر وجود تعداد زیادی مقالات و کتب علمی در این حوزه به ویژه به زبان‌های انگلیسی و غیرپارسی همچنین کمبود منابع پارسی در دسترس ضرورت توجه به تهیه کتاب‌های پارسی در زمینه شیشه را ضروری کرده است و این کتاب با پائزده فصل منبع مناسبی برای علاقمندان و دانشجویان می‌باشد.



معرفی پایان‌نامه‌های دانشجویی

ستنتز نانومگهمیت و بررسی عملکرد آن بعنوان آند در باتری لیتیومی

دانشجو: محمد گل محمد

اساتید: دکتر فرهاد گلستانی‌فرد، دکتر علیرضا میرحبیبی
دانشگاه علم و صنعت ایران

چکیده: در این پژوهش، با روش طراحی آزمایش و بهینه‌سازی پارامترهای روش هم‌رسوبی، نانومگهمیت با اندازه متوسط 11 nm جهت استفاده به عنوان آند باتری لیتیومی سنتز گردید. بررسی پارامترهای موثر در این روش نشان داد که pH و نسبت $\text{Fe}^{3+}/\text{Fe}^{2+}$ تاثیر بیشتری بر اندازه ذرات نسبت به دما و زمان دارند. برای بررسی تاثیر اندازه ذرات اولیه بر عملکرد، با افزایش زمان واکنش ذرات با اندازه متوسط 22 nm و 41 تهیه شد. همچنین برای بررسی تاثیر شکل پودر اولیه، با تغییر پارامترهای فرایند سنتز، علاوه بر ذرات شبکه‌کروی، ذرات با اشکال شبکه‌سوزنی و صفحه‌ای با سطح ویژه نسبتاً مشابه (حدود $112 \pm 7\text{ m}^2\text{ g}^{-1}$) و برای بررسی تاثیر تخلخل، ذرات متخلخل با سطح ویژه $285\text{ m}^2\text{ g}^{-1}$ تهیه گردید. در ادامه، دوگابی از ذرات مگهمیت تهیه و لای آند به روش ریخته‌گری نواری جهت آزمایش با تری‌آماده گردید. بررسی تعییرات ظرفیت ویژه نانوذرات مگهمیت به عنوان آند در دانسیته جریان 500 mA.g^{-1} نشان داد که ظرفیت برگشت پذیر برای نانومگهمیت با اندازه متوسط 11 nm (430 mAh.g^{-1}) از نانومگهمیت‌های با اندازه متوسط 22 nm و 41 (290 mAh.g^{-1}) بالاتر بود. علت این افزایش می‌تواند ناشی از سطح ویژه بالاتر و طول نفوذ کوتاه‌تر یون لیتیوم باشد. همچنین نتایج آزمایش با تری برای نمونه شبکه‌سوزنی ظرفیت برگشت پذیر 510 mAh.g^{-1} را نشان داد که بیشتر از ظرفیت برگشت پذیر نمونه‌های صفحه‌ای و شبکه‌کروی (470 mAh.g^{-1} ، 430 mAh.g^{-1}) است که این امر ناشی از مقاومت بالاتر ذرات شبکه‌سوزنی در رهایی تنش در حین شارژ و دشارژ است. نتایج آزمایش نمونه متخلخل حاکی از ظرفیت ویژه بر سطح ویژه بالاتر، وجود تخلخل‌هایی است که در هنگام شارژ و دشارژ باعث تحمل تعییرات حجمی ذرات گردیده و از جدایش ذرات از یکدیگر و از زیرلایه در الکترود جلوگیری می‌کنند. در نهایت تعییرات ظرفیت آهن در حین دشارژ مورد بررسی قرار گرفت و روند مکانیزم واکنش لیتیوم با مگهمیت پیشنهاد گردید. نتایج این تحقیق نشان داد که افزایش سطح ویژه، کنترل شکل ذرات و ایجاد تخلخل در پودر اولیه باعث افزایش ظرفیت برگشت پذیر و سیکل پذیری مگهمیت به عنوان آند شده و امکان استفاده از آن را به عنوان آند در باتری‌های لیتیومی فراهم می‌کند.

کلمات کلیدی: باتری لیتیومی، نانومگهمیت، روش هم‌رسوبی، شکل ذرات، ظرفیت برگشت پذیر

واژه‌گزینی سرامیک با همکاری

فرهنگستان زبان و ادب فارسی

واژه‌گزینی سرامیک با همکاری فرهنگستان زبان و ادب فارسی

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

- ۱- دکتر واهاک کاسپاری مارقوسیان - دانشگاه علم و صنعت ایران
- ۲- دکتر حسین سرپولکی - دانشگاه علم و صنعت ایران
- ۳- دکتر مهران صولتی هشجین - دانشگاه امیرکبیر
- ۴- دکتر مسعود محبی - دانشگاه بین‌المللی امام خمینی
- ۵- دکتر محمود ریبعی - دانشگاه بابل
- ۶- مهندس مهران غفاری - پژوهشگاه مواد و انرژی
- ۷- خانم فخام زاده - فرهنگستان زبان فارسی
- ۸- آقای صباغی - فرهنگستان زبان فارسی

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

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

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

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

لغات مصوب:

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

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

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

true density	چگالی واقعی	۴۰	-۷۴
theoretical density	چگالی نظری	۴۱	-۷۵
tap density	چگالی تقهای	۴۲	-۷۶
green density	چگالی خام	۴۳	-۷۷
green body	بدنه خام	۴۴	-۷۸
green strength	استحکام خام	۴۵	-۷۹
glass annealing	تاب کاری شیشه	۴۷	-۸۰
glass-ceramic	شیشه-سرامیک	۴۸	-۸۱
glass softening point	نقطه نرم شوندگی شیشه	۴۹	-۸۲
glass refining/ fining	حباب زدایی شیشه	۵۰	-۸۳
sheet glass	شیشه جام	۵۱	-۸۴
container glass	شیشه ظرف	۵۲	-۸۵
glass container	ظرف شیشه‌ای	۵۳	-۸۶
sodalime glass	شیشه سدآهکی	۵۴	-۸۷
network former	شکه‌ساز	۵۵	-۸۸
network modifier	دگرگون‌ساز شبکه	۵۶	-۸۹
bridging oxygen	اکسیژن پُل زن	۵۷	-۹۰
non-bridging oxygen	اکسیژن غیرپُل زن	۵۷-۱	-۹۱

اعضاي حقوقی انجمن سراميك ايران

اعضاي حقوقی ویژه انجمن سراميك ايران



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



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



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



شرکت پویا همراه سرام (بازرگانی و مهندسین مشاور)
مدیر عامل: مهندس محسنی طارمسی
آدرس دفتر مرکزی: تهران، تهرانپارس، خیابان رشید، نبش خیابان غربی، ساختمان امیرکبیر، طبقه ۲، واحد ۱۰
تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۷۷۳۹۵۴۹۸
نشانی سایت: www.phceram.com

اعضاي حقوقی ممتاز انجمن سراميك ايران

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



پارس اپال
مدیر عامل: مهندس احمد دهقان
آدرس دفتر مرکزی: تهران، میدان آزادی، خیابان احمد قصیر، کوچه چهاردهم غربی، پلاک ۲۶، طبقه سوم
تلفن دفتر مرکزی: ۰۸۸۱۵۰۱۵

دانشگاه آزاد اسلامی واحد دزفول

مدیریت: دکتر متین
آدرس دفتر مرکزی: تهران، میدان ونک، خیابان ونک، پاساژ تک، طبقه دوم، آپارتمان شماره ۷
تلفن: ۰۶۱۳۴۴۵۷۱۷۴
نشانی سایت: www.iaud.ac.ir



چيني بهداشتی آرمیتاژ

مدیر عامل: مهندس محمدحسین وکیلی مقدم
آدرس دفتر مرکزی: تهران، میدان ونک، خیابان ونک، پاساژ تک، طبقه دوم، آپارتمان شماره ۷
تلفن دفتر مرکزی: ۰۸۸۷۹۰۲۲۷

دانشگاه آزاد اسلامی واحد دزفول

مدیریت: دکتر متین

آدرس: دزفول، کوی آزادگان، دانشگاه آزاد اسلامی

تلفن دفتر مرکزی: ۰۶۱۳۴۴۵۷۱۷۴

نشانی سایت: www.iaud.ac.ir

فرآورده‌های نسوز آذر

مدیر عامل: مهندس حسن زاده

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان آفریقا، خیابان فرزان غربی،

پلاک ۸۰، واحد ۱۱



کوچه ساعی ۲، روبروی مدرسه پسرانه

هاتف، پلاک ۳۱، واحد منفی ۱

تلفن دفتر مرکزی: ۸۸۸۸۲۰۹۵

نشانی سایت:

www.azarref.ir

شاپرادر تجارت پارس

مدیر عامل: محمد رضا آجرلو

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان آفریقا، خیابان فرزان غربی،

تلفن دفتر مرکزی: ۰۸۶۴۸۳۱۰

نشانی سایت: www.shyrad.com

کاشی گرانیت و کاشی لعاب زهره

مدیر عامل: مهندس خیاط

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



کاشمر به مشهد، جنب

شهرک صنعتی، شرکت کاشی

زهره کاشمر

تلفن دفتر مرکزی: ۰۵۱۵۵۳۸۳۵۹۱

نشانی سایت: www.zohretile.com

کاشی کسری

مدیر عامل: مهندس روشنفکر

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان آفریقا، خیابان ناهید شرقی،

پلاک ۱۲، طبقه ۳ و ۵

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۲۲۰۱۰۱۴۰

نشانی سایت: www.kasratileco.com

گروه پژوهشی سرامیک - پژوهشکده مواد - پژوهشگاه

علوم و فنون هسته‌ای

مدیر عامل: دکتر نوزاد

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

هسته‌ای پژوهشکده مواد

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۱۳-۸۹۱۲۰۸۲

نشانی سایت: www.aeoi.org.ir

اعضای حقوقی انجمن سرامیک ایران

آریا تهران سرام

مدیر عامل: محمد علی سلیمانی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان ملاصدرا، خیابان شیرازی

جنوبی، خیابان اتحاد، پلاک ۴، واحد ۱

تلفن دفتر مرکزی: ۸۸۰۵۹۶۱۰



آپادانا سرام

مدیر عامل: دکتر شیرآلی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان

ملاصدرا، روبروی بیمارستان بقیه‌الله،

کوچه گلداشت، گلداشت یکم، پلاک ۸

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۴۳۱۰۰۰

نشانی سایت: www.apadanaceram.com

اشكان پارت آفرين

مدیر عامل: مهندس غفارى

آدرس دفتر مرکزی: کرج، گلشهر ويلا رودکى

غربى، پلاک ۲۷۱

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۶۳-۶۶۷۰۸۳۶

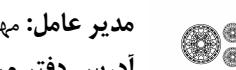
ایران آيمدي

مدیر عامل: مهندس مطلب لو

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خيابان شيراز شمالى، نبش كوچه

شهريار، ساختمان ۳۳، واحد ۱۲

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۰۴۷۰۷۱

نشانى سایت: www.imdco.netپارس کاثولن

مدیر عامل: مهندس صمدى

آدرس: طبس، نرسيد به جو خواه، معدن کاثولن پارس

تلفن: ۰۲۱-۸۰۷۵۵۷۳

نشانى سایت: www.parskaolin.comپيشرو ذوب آتور

مدیر عامل: مهندس ملائي دارياني

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خيابان احمد

قصير، كوچه يك، پلاک ۶، واحد ۱۰

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۵۴۹۸۸۴

نشانى سایت: www.pishrozob.comپژوهشگاه مواد و انرژى

مدیر عامل: دکتر هادوى

آدرس دفتر مرکزی: تهران، ميدان آزادتىن،

انتهای خيابان الوند، كوچه جوين، پلاک ۱۶

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۷۷۱۶۲۶-۲۷

نشانى سایت: www.merc.ac.irترمه سراميك

مدیر عامل: مهندس سلطانى

آدرس دفتر مرکزی: تهران،

خيابان ونك، خيابان آفتاب، برج آفتاب، طبقه اول ادارى، واحد ۱

تلفن: ۰۲۱-۸۸۶۱۲۹۳۹

نشانى سایت: www.terme.irپيشگامان سراميك برسام

مدیر عامل: مهندس سرجهاني

آدرس دفتر مرکزی: شيراز، بلوار امير كبير برج صنعت

ورودى ۳، طبقه ۴، واحد ۴۱۷

تلفن دفتر مرکزی: ۰۷۱۳۸۳۸۵۴۴۴

نشانى سایت: www.barsamceram.comتوليدی و مهندسی نسوzin

توليدی و مهندسی نسوzin

مدیر عامل: مهندس زريعيان

آدرس دفتر مرکزی: تهران، ميدان

آزادتىن، خيابان بيهقى، خيابان دوازدهم

شرقي، پلاک ۲، طبقه ۳، شماره ۶

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۵۰۴۵۹۱

نشانى سایت: www.nasoozin.comتوليدی و صنعتی سامان کاشی

مدیر عامل: مهندس سیدمحسنی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، بلوار ميرداماد،

بين نفت و مدرس، شماره ۲۳۷، طبقه ۱

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۲۲۲۵۸۸۲۱

نشانى سایت: www.samantile.comچيني اصفهان

مدیر عامل: مهندس جهانباني

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

چپ، خيابان خوشانى

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۱۴۵۸۳۶۲۰۰

تهيه و توليد خاک نسوز استقلال آباده

مدیر عامل: مهندس صفرى

آدرس دفتر مرکزی: آباده، چهارراه جواديه

تلفن دفتر مرکزی: ۰۷۱۴۴۳۳۷۹۹۷



شرکت صنایع
خاک چینی ایران

خاک چینی ایران

مدیر عامل: مهندس نوروزی

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

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۰۱۸۱۰۷



چینی زرین ایران

چینی زرین ایران

مدیر عامل: مهندس قصاعی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، میدان ونک،
خیابان ونک، ساختمان شماره ۲۵
تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۷۷۰۰۴۴

نشانی سایت: www.zariniran.com

دانشگاه آزاد اسلامی واحد میبد

مدیر گروه سرامیک: دکتر میرجلیلی

آدرس: میبد، دانشگاه آزاد اسلامی واحد میبد

تلفن: ۰۳۵۲-۷۷۸۰۱۶۱-۴

نشانی سایت: www.iaumaybod.ir

دانشگاه آزاد اسلامی واحد شهرضا

معاون پژوهشی: دکتر فقیه‌یان

آدرس: شهرضا، کیلومتر ۲ جاده بروجن

تلفن: ۰۳۲۱-۳۲۴۳۰۰۰۱-۵



رنگدانه‌های سرامیکی گهرفام

مدیر عامل: مهندس مهینی

آدرس دفتر مرکزی: یزد، شهرک صنعتی خضرآباد، بلوار اقاما،
خیابان زیتون
تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۵۳-۷۷۷۲۴۴۸



درسا سرام ایساتیس

مدیر عامل: مهندس ندافیان

آدرس دفتر مرکزی: سعادت آباد،
بلوار فرهنگ، نبش خیابان ۲۰ شرقی، پلاک ۲، طبقه ۴ شمالی
تلفن: ۰۲۱-۲۲۳۸۳۱۶۰

نشانی سایت: www.Doramic.com

سارا لاعاب 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

سارا کاشی سپاهان

مدیر عامل: مهندس مجذون

آدرس دفتر مرکزی: اصفهان، خیابان سجاد، ابتدای خیابان ارباب،
جنوب بانک صادرات، مجتمع کسری، واحد ۱

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۱۳-۶۶۲۷۱۱۷

نشانی سایت: www.saratile.com

سرامیک البرز

مدیر عامل: مهندس نظیفی

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

تلفن دفتر مرکزی: ۰۸۰۵۵۸۹۰-۳

نشانی سایت: www.alborzceramic.com



ساقا کار و قطعات نسوز

مدیر عامل: مهندس معرفتی

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

تلفن: ۰۴۱۴۲۲۲۲۳۸۲

نشانی سایت: www.saggarmfg.com

سیماب رزین

مدیر عامل: مهندس اخوین

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

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۲۱۱۲۱۶-۸

نشانی سایت: www.simabresin.com



سرامیک‌های صنعتی اردکان

مدیر عامل: مهندس برهانی

آدرس دفتر مرکزی: اصفهان،
میدان آزادی، ابتدای خیابان
سعادت‌آباد، پلاک ۱، طبقه ۴، واحد ۸

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۱۳-۶۶۸۷۷۷۲

نشانی سایت: www.aic.ir

شرکت بین‌المللی سارنگ تدارک

مدیر عامل: مهندس اتحادی

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

۴

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۲۲۲۶۵۱۸۰

نشانی سایت: www.sis-company.com**شرکت صنایع سرام آرا**

مدیر عامل: مهندس آهنی ها

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان سپهيد قرنی، بالاتر از چهارراه

طالقانی، خیابان شاداب غربی، پلاک ۳۳، طبقه ۶

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۸۹۱۰۴۵

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

مدیر عامل: مهندس لاچوردي

آدرس دفتر مرکزی: اصفهان، خیابان چهارباغ خواجه، جنب بانک

ملی، ساختمان چاپ اندیشه، طبقه سوم

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۱۳-۲۲۱۵۷۳۳

نشانی سایت: www.negartile.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**شرکت مهندسی بازار گانی درداران****سریر**

مدیر عامل: مهندس طهماسبی

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

میدان سلماس، پلاک ۳، طبقه ۳

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۳۳۷۳۶۸-۸

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

مدیر عامل: مهندس برازجانی

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

ساختمان شهد، طبقه ۲

تلفن دفتر مرکزی: ۰۸۸۰۸۹۴۵-۷

نشانی سایت: www.khazar-Tile.com**صنایع سرامیک بهرنگ (سهامی خاص)**

مدیر عامل: مهندس پوربابایی

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

پلاک ۲۸۹، طبقه ۴

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۵۶۸۸۲۸

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

مدیر عامل: مهندس ناصری

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

طبقه ۱، واحد ۲

تلفن دفتر مرکزی: ۰۵۱۳-۷۶۲۳۳۳۶

نشانی سایت: www.niloofartile.com**صنایع کاشی زرین خراسان**

مدیر عامل: مهندس شرکت

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

پلاک ۹۹، طبقه اول

تلفن دفتر مرکزی: ۰۸۰۶۷۶۸۱

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

مدیر عامل: مهندس عزیزیان

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

۲۳

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۲۲۷۲۳۰۱

نشانی سایت: www.Sinatile.ir**صنایع کاشی و سرامیک الوند**

مدیر عامل: مهندس پورهاشمی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان آفریقا،

بالاتر از چهارراه اسنديار، كوچه شهيد سعيدي،

پلاک ۳۳

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۰۵۷۸۱۱

نشانی سایت: www.alvancer.com

فرآورده‌های 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: ۰۴۱۳۵۵۱۸۴۴۱

نشانی سایت: www.azarshahab.com

صنعت سرام

مدیر عامل: مهندس غفاری

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان فرجام، بین چهارراه خاور و ولی‌عصر، پلاک ۱۱، واحد ۱۱۰

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۷۷۷۷۳۵۸۹

فرآورده‌های نسوز پارس

مدیر عامل: مهندس حیدرپور

آدرس دفتر مرکزی: تهران، میدان ونک، خیابان ونک، برج آبین ونک، طبقه ۷، واحد ۷۱

تلفن دفتر مرکزی: ۸۸۷۸۶۶۹۲

نشانی سایت: www.pars-ref.ir

فرآورده‌های نسوز ایران

مدیر عامل: مهندس لقمانی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان بهار شیراز، خیابان سليمان خاطر، بعد از ملایری پور، پلاک ۵۱، واحد ۳

تلفن دفتر مرکزی: ۸۸۳۴۳۴۰۸

نشانی سایت: www.irefco.ir

کائولین و خاک‌های نسوز

خراسان

Kaolin Khorasan


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

فصلنامه کاشی و سرامیک

مدیریت: دکتر دین محمدی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، میدان ونک، خیابان ملاصدرا، نبش شیراز جنوبی و کوی بهار، پلاک ۱

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۱-۸۸۲۱۲۶۷۸

نشانی سایت: www.tileandceramic.ir

کاشی تیما

مدیر عامل: دکتر ناصری

آدرس دفتر مرکزی: مشهد، شهرک صنعتی

توس، فاز ۲، اندیشه ۲، انتهای دانش ۲

تلفن دفتر مرکزی: ۰۵۱۳-۵۴۱۳۹۹۰

نشانی سایت: www.tima-tile.com

کاشی ایرانا

مدیر عامل: مهندس طلوعی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، کیلومتر ۱۳

جاده مخصوص کرج، روپروی ایران خودرو

تلفن دفتر مرکزی: ۰۴۹۰۰۵۰۰۱-۵

نشانی سایت: www.irana-tile.com

کاشی طوس

مدیر عامل: مهندس توکلی فرد

آدرس دفتر مرکزی: مشهد، خیابان ستاد، جنب داروخانه ستاد

ساختمان ۴۶۵، طبقه ۳

تلفن دفتر مرکزی: ۰۵۱۳۸۴۱۶۴۱۸

نشانی سایت: www.toostileco.com

کاشی ستاره مبید

مدیر عامل: مهندس خالقیه

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

واحد ۷

تلفن دفتر مرکزی: ۸۰۴۴۷۴۴

نشانی سایت: www.setarehtile.com

کاشی کرد

مدیر عامل: مهندس مرادی

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

تلفن دفتر مرکزی: ۰۸۳۵۲۳۳۳

نشانی سایت: www.cordgroup.com

کاشی فیروزه مشهد

مدیر عامل: مهندس سقاء رضوی

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

صندوق پستی: ۹۱۳۷۵-۴۴۳۷

تلفن دفتر مرکزی: ۰۵۱۳-۷۶۷۰۰۰۱

نشانی سایت: www.firoozehtile.com

کاشی مرجان

مدیر عامل: مهندس معصومی

آدرس دفتر مرکزی: اصفهان، خیابان

چهار باع بالا، کوچه کاویان، پلاک ۴۱

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۱۳-۶۲۴۸۰۱۹

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

مدیر عامل: مهندس فرشادپور

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

تجارت ايران، طبقه ۹، واحد

تلفن دفتر مرکزی: ۰۲۶۲۱۲۶۳۵-۳۷

نشانی سایت: www.masoudtile.com**کسری لعب مبید**

مدیر عامل: دکتر قهرمانی

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

تلفن: ۰۳۵۳۲۳۷۷۹۳۱

لعاد مشهد

مدیر عامل: دکتر یوسفی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان

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

تلفن دفتر مرکزی: ۸۰۴۳۶۹۶

**کاشی نواواران**

مدیر عامل: مهندس کهدوئی

آدرس دفتر مرکزی: یزد، مبید،

شهرک صنعتی جهان آباد، بلوار مریم

تلفن: ۰۳۵۳۲۳۷۷۱۹۳

نشانی سایت: www.noavaranceramics.ir**گلسار فارس**

مدیر عامل: مهندس تازش

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان کریم خان زند،

خیابان سپهبد قرنی، خیابان برادران شاداب، پلاک

۳۳، طبقه ۲

تلفن دفتر مرکزی: ۸۹۰۸۰۴۴

نشانی سایت: www.golsarfars.com**لعايران**

مدیر عامل: مهندس رجایي

آدرس دفتر مرکزی: تهران، میدان ونك، خیابان

گاندي شمالی، کوی شهيد صانعی، شماره ۲۵

تلفن دفتر مرکزی: ۸۸۷۹۵۱۴۱-۲

نشانی سایت: www.loab.iran.com**لعاد ياس فارس**

مدیر عامل: مهندس کريمي علووجه

آدرس: شيراز، كيلومتر ۳ جاده شيراز بوشهر، بعد از پل شهيد عليپور،

جاده ايستگاه شماره ۱ گاز

تلفکس: ۰۷۱۳-۸۳۰۱۹۹۰

مجتمع تولید چيني بهداشتی نوين سرام

مدیر عامل: مهندس حقی

آدرس دفتر مرکزی: مشهد، چهارراه ابوطالب، مجتمع برجيس، طبقه

دوم، واحد ۳

تلفن دفتر مرکزی: ۰۵۱۱۷۷۶۰۳۳

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

مدیریت: مهندس میرحسینی

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

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۵۱-۸۲۱۲۷۳۰

مجتمع صنعتی اردکان (چيني رز)

مدیر عامل: مهندس ضرابیه

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

تلفن دفتر مرکزی: ۰۳۵۳۵۲۲۹۷۶۰

نشانی سایت: www.chinirose.com**مجتمع تولیدي چيني مقصود**

مدیر عامل: مهندس گلکار

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان ولیعصر، بالاتر از پارک ساعی،

نبش کوچه ۳۴، پلاک ۱۱۵۹، طبقه ۲

تلفن دفتر مرکزی: ۸۸۸۶۹۸۵

نشانی سایت: www.maghsoudporcelain.com



معدنی و صنعتی سوراوجین عقیق

مدیر عامل: مهندس معصومی

آدرس دفتر مرکزی: مشهد، ضلع غربی میدان احمدآباد، پلاک ۱۲

آباد، خیابان علامه شمالي، انتهای کوچه

اقبال ملی، پلاک ۱، واحد ۲

تلفن دفتر مرکزی: ۰۵۱۳-۸۴۱۶۸۸۰

نشانی سایت: www.iranclay.com

مجتمع کارخانجات تولیدی تووس چینی

مدیر عامل: مهدی کاملان نجار

آدرس دفتر مرکزی: مشهد، ضلع غربی میدان احمدآباد، پلاک ۱۲

تلفن دفتر مرکزی: ۰۵۱۳-۸۴۱۶۸۸۰

نشانی سایت: www.toosporcelain.com

مقره سازی ایران

مدیر عامل: دکتر کورنگی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان بهار جنوبي، کوچه نیلوفر،

شماره ۴

تلفن دفتر مرکزی: ۷۷۵۲۸۶۴۴

نشانی سایت: www.iraninsulator.com

مفید شیشه

مدیر عامل: مهندس موسوی کریمی

آدرس دفتر مرکزی: تهران، خیابان ولیعصر، پایین تر از میدان ونک،

شماره ۲۵۴۰، طبقه ۷

تلفن دفتر مرکزی: ۸۸۶۴۸۱۱

نشانی سایت: www.mofidglass.com

مهندسين مشاور کاووشگران

مدیر عامل: مهندس رفیعا

آدرس دفتر مرکزی: تهران، انتهای اشرفی اصفهانی، خیابان زیتون،

نش خیابان چمران، کوچه ارغوان یکم، پلاک ۴

تلفن دفتر مرکزی: ۰۴۸۰۶۰۷۰

نشانی سایت: www.kavoshgaranmine.com

تقویم رویدادهای سرامیک

اولین کنفرانس ملی کاربرد کامپوزیت‌ها در صنعت ساخت
دانشکده مهندسی عمران دانشگاه تربیت دبیر شهید رجایی، تهران
۱۳۹۵-۳۰ اردیبهشت
1cfca@srttu.edu

اولین همایش سراسری توسعه پایدار در نانو مواد، نانو ساختار و نانو تکنولوژی
شرکت هم اندیشان نوآور علم
۱۳۹۵-۳۱ اردیبهشت
info@nanoconf.ir

سمپوزیوم بین‌المللی نانو تکنولوژی
دانشگاه آزاد اسلامی واحد نجف‌آباد، مرکز تحقیقات مواد پیشرفته
۱۳۹۵-۲۲ اردیبهشت
lsm2016@gmail.com

International Conference on Nanomaterials, Nanodevices, Fabrication and Characterization (ICNNFC'16)
Prague, Czech Republic
April, 1-2 2016
<http://icnnfc.com/>

EI&SCOPUS - 2016 Int. Conf. on Mechanical, Materials, and Manufacturing Engineering (ICMMME 2016)
Seoul, Korea (south)
April, 15-17 2016
[Ceramitec.de](http://ceramitec.de)

International Science, Technology and Engineering Conference 2016 (ISTEC 2016) – Advanced Materials, Chemistry and Physics
Penang, Malaysia
April, 20-23 2016
<http://i-idea2016.com/istec>

2016 International Conference on Energy Materials and Applications (ICEMA2016)-Ei Compendex, Scopus
Seoul, Korea (south)
May, 5-7 2016
<http://www.icema.org/>

**2016 International Conference on Crystalline, Ceramic and Composite Materials
(IC3CM 2016)**
Seoul, Korea (south)
May, 12-14 2016
<http://i-idea2016.com/istec>

**SCOPUS, Ei--2016 International Conference on Carbon Materials Science and
Technology (ICCMST2016)**
Taipei, Taiwan
May, 21-23 2016
<http://www.iccmst.org/>

**2016 International Conference on Nanotechnology and Nanomaterials in Energy
(ICNNE 2016)--SCOPUS, Ei**
Paris, France
June, 13-15 2016
<http://www.icnne.org>

