

بررسی خواص خوردگی سایشی و خوردگی داغ پوشش آلومینا اعمال شده بر روی پایه فولادی به روش پاشش حرارتی حاصل از سوخت اکسیژن دار

سید علی خسروی فرد^{۱*}، امیر حسین یقطین^۱، امین اخباری زاده^۲، علیرضا عراقی^۳

۱- استادیار، گروه مهندسی متالورژی و مواد، دانشکده مهندسی شیمی و مواد، واحد شیراز، دانشگاه آزاد اسلامی، شیراز، ایران

۲- دکتر، گروه مهندسی متالورژی و مواد، دانشکده مهندسی شیمی و مواد، واحد شیراز، دانشگاه آزاد اسلامی، شیراز، ایران

۳- دانشجوی دکتر، گروه مهندسی متالورژی و مواد، دانشکده مهندسی شیمی و مواد، واحد شیراز، دانشگاه آزاد اسلامی، شیراز، ایران

*khosravifard@iaushiraz.ac.ir

(تاریخ دریافت: ۹۳/۱۱/۲۵، تاریخ پذیرش: ۹۳/۱۲/۱۶)

چکیده

در این تحقیق پوشش آلومینا بر روی زیر لایه فولاد ابزار گرم کار ۴۳۴۰ با ضخامت ۲۴۰ میکرومتر و با کمک روش پاشش حرارتی حاصل از سوخت اکسیژن دار (HVOF) اعمال گردید. مورفولوژی پوشش و تاثیر محیط خورنده اسیدی حاوی اسید کلریدریک (۵-۱۵٪ حجمی) با کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مورد بررسی قرار گرفت. در ادامه، رفتار سایشی این پوشش ها در محیط خشک و محیط تر اسیدی با کمک دستگاه سایش پین روی دیسک بررسی شده و مکانیزم سایش با کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد تحلیل قرار گرفت. نتایج آزمون سایش نشان می دهد که نرخ سایش در محیط تر با اسید ۵٪ و محیط خشک تقریبا یکسان است. همچنین نتایج بررسی ها نشان داد که با افزایش میزان اسید در محیط سایش تا غلظت ۱۵٪ حجمی، نرخ سایش به دلیل افزایش نرخ خوردگی به شکل پیوسته ای افزایش می یابد. مکانیزم غالب برای سایش در تمام نمونه ها سایش چسبان است که با افزایش نرخ سایش، سطح ساییده شده، پستی و بلندی بیشتری از خود نشان می دهد. در نهایت، آزمون خوردگی داغ بر روی نمونه های پوشش داده شده در دمای ۸۸۰ °C برای تعیین عمر پوشش ها انجام شد. نتایج این آزمون نشان می دهد که عمر پوشش های آلومینا در دمای مذکور، ۴۶۰ ساعت است.

کلمات کلیدی:

پوشش سد حرارتی، آلومینا، خوردگی سایشی، خوردگی داغ.

۱- مقدمه

گرفته است. مواد مورد استفاده در این گونه صنایع را می توان در دو دسته مواد تکاملی و مواد نو معرفی نمود. دسته اول، شامل فلزات بهینه شده همانند سوپرآلیاژها و دسته دوم، شامل ترکیبات بین فلزی، سرامیک ها و کامپوزیت ها می باشند [۱-۴]. علی رغم خواص مکانیکی مطلوب سوپر آلیاژهای تک کریستال در دمای

در چند دهه اخیر، افزایش دمای ورودی در موتورهای جت و توربین های گازی به منظور افزایش راندمان، همواره مورد توجه محققین قرار گرفته است. در این میان به منظور برقراری توازن بین افزایش دمای ورودی و بازدهی، توجه خاصی بر طراحی مواد پوشش و توسعه سوپر آلیاژهای با خواص جدید صورت

اکسید آلومینای آلفا ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$) به علت پایداری حرارتی بالا، سرعت رشد کم در دماهای بالاتر از 1000°C و چسبندگی بالا به عنوان یک اکسید محافظ مطلوب در پوششهای فلزی دما بالا مطرح می‌باشد [۱۲-۱۴]. با وجود تردی زیاد این ماده که کاربرد آن را محدود می‌سازد، پوشش‌های آلومینا، به طور گسترده بر روی قطعات مورد استفاده در شرایط سخت به کار گرفته می‌شوند [۱۵-۱۶].

توسعه و رشد لایه اکسیدی Al_2O_3 بر روی آلیاژهای مختلفی همچنان در حال بررسی و مطالعه می‌باشد. بعلاوه، مطالعات بسیار اندکی در خصوص تأثیر همزمان سایش و اکسیداسیون بر روی این پوشش صورت گرفته است. در این تحقیق، پس از اعمال پوشش آلومینا بر روی زیر لایه فولادی گرم کار به روش HVOF، مورفولوژی پوشش ایجاد شده و تأثیر سایش در دو محیط خشک و محیط تر اسیدی (با غلظت‌های متفاوت) مورد بررسی میکروسکوپی قرار گرفت. همچنین، آزمون خوردگی داغ بر روی نمونه های پوشش داده شده در دمای 880°C برای تعیین عمر پوشش‌ها انجام گردید.

۲- مواد و روش انجام تحقیق

۲-۱- آماده سازی نمونه‌ها

در تحقیق حاضر، از فولاد ابزار گرم کار ۴۳۴۰ با ترکیب شیمیایی جدول ۱ به عنوان زیر لایه برای پوشش آلومینا استفاده شد. برای این منظور نمونه‌ها به شکل دیسک‌هایی به ضخامت ۵ میلی‌متر از یک میله فولاد ۴۳۴۰ به قطر ۲۰ میلی‌متر با روش با تخلیه الکتریکی (EDM) بریده شدند. قبل از انجام عملیات پوشش دهی، سطح نمونه‌ها تا شماره ۱۰۰۰، صیقل و آماده اعمال پوشش گردید.

جدول (۱): ترکیب شیمیایی زیر لایه فولادی ۴۳۴۰ (درصد وزنی)

Element	Wt.%
Cr	0.8
Ni	1.85
Si	0.23
Fe	96

بالا، مقاومت ضعیف در برابر اکسیداسیون و خوردگی داغ، منجر به توسعه سیستم پوششهای حفاظتی گردید. استفاده از پوشش‌های سد حرارتی (TBC) روی پوشش‌های فلزی علاوه بر کاهش دمای پوشش فلزی، باعث کاهش سرعت اکسیداسیون و خوردگی داغ پوشش‌های فلزی می‌گردد.

روشهای متنوعی برای تولید پوششهای روکشی معرفی شده‌اند. از این میان، فرایند پاشش حرارتی مواد خام به شکل پودر با ترکیب شیمیایی، مورفولوژی و اندازه ذرات بهینه شده و فرایند رسوب فیزیکی فاز بخار به وسیله اشعه الکترونی (EB-PVD)، مناسب‌ترین و اقتصادی‌ترین روشهای مورد توجه هستند [۳-۴]. فرایند به کار گرفته شده، تأثیر زیادی بر ریز ساختار، خواص مکانیکی و مقاومت در برابر اکسیداسیون و خوردگی داغ داراست. به عنوان مثال، نشان داده شده است که پوشش‌های NiCoCrAlY اعمال شده به روش EB-PVD دارای بافت ستونی عمود بر سطح مشترک پوشش زیرلایه می‌باشد، در حالی که در فرایند پاشش حرارتی، این ساختار به شکل لایه‌ای می‌باشد [۵-۷]. روش HVOF، یکی از روشهای نسبتاً نوین زیر مجموعه فرایند پاشش حرارتی است. ذرات پودر ماده پوشش همراه با یک مخلوط گازی موسوم به گازهای حامل به سمت زیرلایه حرکت می‌کنند. مخلوط گازی، عموماً ترکیبی شامل اکسیژن و استیلن است که به طور مکرر دچار انفجار می‌شود. گرمای موج های انفجار کنترل شده، قادر است ذرات پودری ماده پوشش را تا دمایی نزدیک به 4500°C گرم کند. حرارت ایجاد شده، مخلوط گازی را منبسط کرده و در نتیجه، سرعت آن را به مقادیری بیش از سرعت صوت افزایش می‌دهد [۸-۹]. در بعضی از مراجع، سرعت ذرات پودر ماده روکش تا حدود ۸۰۰ متر بر ثانیه تخمین زده شده است [۱۰-۱۱]. یکنواختی، فشردگی یکسان و ساختار لایه ای پوشش انفجاری به دلیل دما و انرژی جنبشی بالای ذرات، سبب افزایش سختی، چگالی و استحکام چسبندگی بالای این پوشش‌ها نسبت به دیگر پوشش‌های پاشش حرارتی می‌شود [۱۰].

۲-۲- پوشش دهی نمونه ها

(موجود در شرکت پودرافشان اصفهان) و ساخت کشور انگلستان با سوخت نفت سفید بود.

پوشش آلومینا، به روش HVOF و مطابق با شرایط قید شده در جدول ۲ بر روی نمونه ها اعمال شد. سیستم پاشش HVOF مورد استفاده، یک دستگاه Metallisation MET-JET 4L

جدول (۲): پارامترهای اعمال شده جهت پوشش دهی پودر Al_2O_3 در روش HVOF

پارامتر	سوخت	نرخ جریان سوخت	نرخ تغذیه پودر	فاصله پاشش	نرخ جریان اکسیژن	فشار اکسیژن	دمای اکسیژن و سوخت
نوع/مقدار	نفت سفید	۲۸۰ ml/min	۷۰ g/min	۵۰/۸ cm	۸۳۵ l/min	۲ MPa	دمای محیط

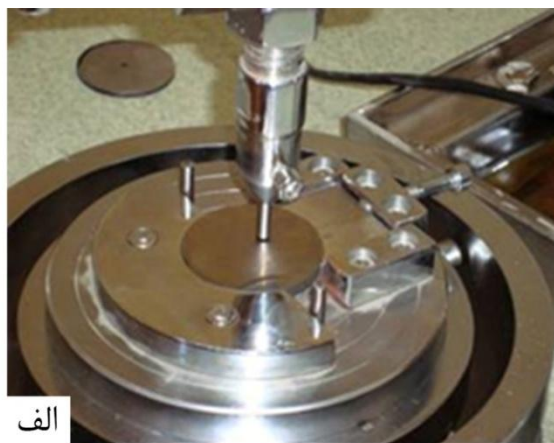
۲-۴- آزمون سایش

نمونه های آزمون سایش به شکل دیسک هایی با قطر ۲ cm بریده شد. نمونه های مورد استفاده برای آزمون سایش، به شکل نمونه های گرد و طبق استاندارد ASTM E28-1004 تهیه شد. آزمون سایش با استفاده از روش پین روی دیسک، با پین فولاد بلبرینگ (100Cr6) و سختی HRC ۶۴ و دیسک متحرک در نیروی ۰/۲ کیلوگرم نیرو و در سرعت ۰/۰۵m/s انجام شد (شکل الف). در مراحل آزمایش، کاهش وزن نمونه توسط ترازوی دیجیتال و با دقت یک ده هزارم گرم محاسبه شد. آزمون سایش در مسافت ۸۰۰ متر، در رطوبت هوای $5 \pm 30\%$ و دمای $5 \pm 25^\circ C$ انجام شد. برای آزمون سایش تر، فیکسچر دستگاه به شکلی طراحی شد که توانایی نگهداری محیط خورنده را در حین آزمون دارا باشد (شکل اب). آزمون سایش تر در محیط های مختلف دارای محلول آب اسید کلریدریک با غلظت های اسید ۵٪، ۱۰٪ و ۱۵٪ انجام گردید.

جهت رویت سطح مقطع و ضخامت پوشش، نمونه های پوشش داده شده برش عرضی داده شدند. پس از برش عرضی پوشش ها، ضخامت پوشش اعمال شده با کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) (Stereoscan (Oxford Instrument (TESCAN) \ 120 and VEGA) مورد بررسی قرار گرفت.

۲-۳- اندازه گیری سختی

آزمایش میکروسختی بر اساس روش اندازه گیری سختی ویکرز توسط دستگاه Leitz L137 با نیروی عمودی ۱۰۰ g و مدت زمان اعمال نیرو ۱۵ ثانیه بر روی نمونه ها انجام شد. عدد گزارش شده برای میکروسختی هر نمونه، میانگین پنج بار اندازه گیری میکروسختی برای هر نمونه می باشد.



شکل (۱): (الف): نحوه حرکت پین روی دیسک، و (ب): نگهدارنده مورد استفاده برای آزمایش های محیط تر

۲-۵- خوردگی داغ

به منظور انجام آزمایش خوردگی داغ، محلول اشباع از نمک با ترکیب NaVO_3 20 wt.% Na_2SO_4 تهیه گردید. عملیات محلول سازی، شامل توزین مقدار ۵۰ گرم پودر مواد مورد نظر و حل کردن آنها در مقدار ۱۰۰ mL آب مقطر در دمای 70°C توسط همزن مغناطیسی انجام شد. پس از آماده سازی سطح نمونه‌ها، چربی زدایی توسط استون انجام گردید و سپس، وزن نمونه‌ها با ترازوی دیجیتال با دقت ۰/۱ میلی گرم اندازه گیری شد. در ادامه، نمونه‌ها تا دمای 150°C پیش گرم شد و محلول نمک بر روی سطح نمونه‌ها پاشیده شد. اشاره می‌گردد که با استفاده از سیستم پاشش، آب موجود در محلول نمک تبخیر شده و لایه بسیار نازکی از نمک مورد نظر بر روی سطح نمونه‌ها باقی می‌ماند. در مورد کلیه نمونه‌ها، تغییرات وزن نمونه پس از پاشش نمک، کنترل گردید تا مقدار نمک موجود بر روی سطح نمونه، در محدوده $0.5-0.7 \text{ mg/cm}^2$ باشد. آزمایش خوردگی داغ، در دمای 880°C (در کوره لوله‌ای) به مدت ۲۰ ساعت و با سرد کردن آهسته نمونه‌ها در کوره انجام گردید. با تکرار سیکل مذکور، اندازه گیری تغییرات وزن نمونه‌ها بعد از اتمام هر سیکل تا مرحله تخریب نمونه‌ها انجام گردید.

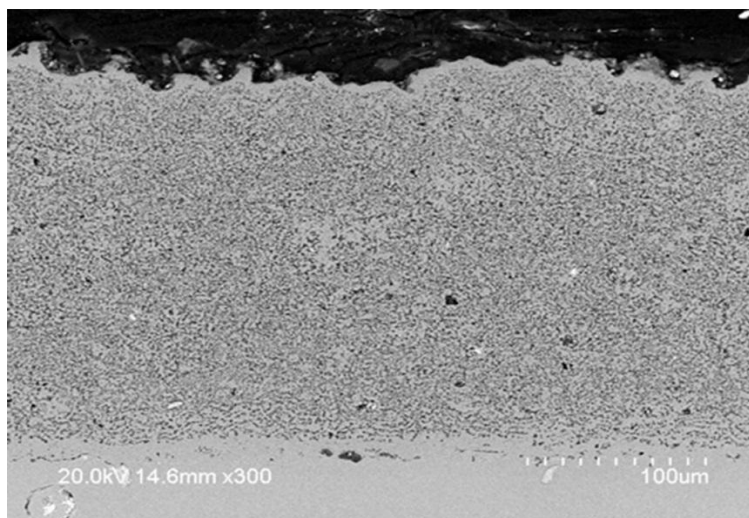
۲-۶- مطالعات ریزساختاری

برای مطالعه فازها، ضخامت پوشش و مورفولوژی پوشش، سطوح نمونه‌ها توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی مشاهده شدند. همچنین برای مطالعه سطح و بررسی مکانیزم سایش نیز از این میکروسکوپ الکترونی روبشی استفاده گردید. بعلاوه، با استفاده از آنالیز EDX، امکان بررسی ترکیب شیمیایی سطح سایش و تغییرات آن فراهم شد و در بررسی دقیق تر مکانیزم سایش مورد استفاده قرار گرفت. به منظور بررسی تأثیر محیط خورنده بر مورفولوژی پوشش، نمونه های پوشش داده شده به مدت ۳ ساعت در محیط آبی اسید کلریدریک ۵٪، ۱۰٪ و ۱۵٪ حجمی نگهداری شدند. سپس نمونه ها از محیط، خارج و توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی قرار گرفتند.

۳- بررسی نتایج و بحث

۳-۱- ریزساختار و سختی پوشش های آلومینا

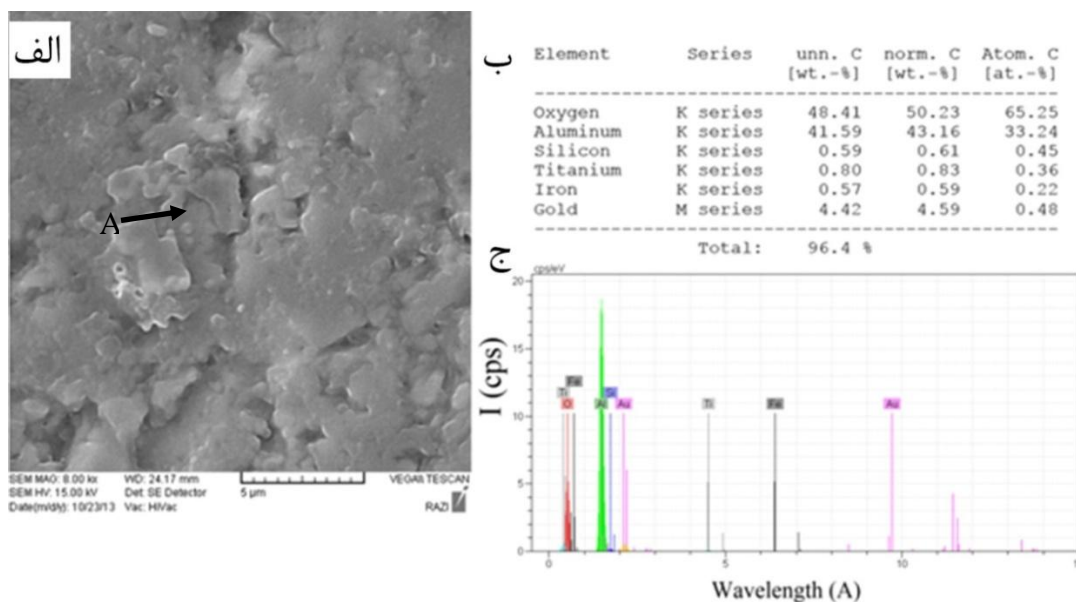
بررسی سطح مقطع برش خورده از نمونه پوشش داده شده، با کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی، نشان داد که ضخامت پوشش اعمالی در حدود $240 \mu\text{m}$ است (شکل ۲). همچنین، آزمون میکروسختی نشان داد که سختی سطح در فولاد بدون پوشش از 320 MPa به 1040 MPa در نمونه های پوشش داده شده، افزایش یافته است. دلیل این بهبود، سختی بالای پوشش های آلومینای اعمال شده بر روی سطح است.



شکل (۲): سطح مقطع پوشش آلومینای اعمال شده به روش HVOF

آهن به عنوان زیر لایه و پیک های تیتانیوم و سیلیسیم به عنوان عناصر ناخالصی و آلیاژی افزوده شده به فولاد قابل رؤیت هستند (درصد این عناصر کمتر از ۱٪ است). مورفولوژی سطح نمونه‌ها، تقریباً یکنواخت و عاری از تخلخل و ناپوستگی می باشد.

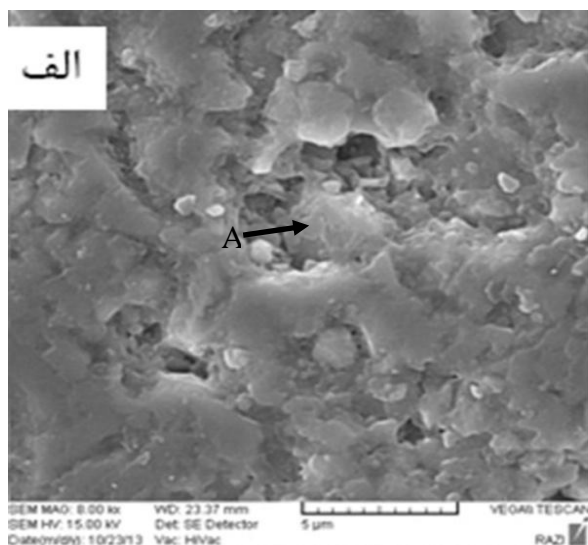
بررسی سطح پوشش در نمونه های پوشش داده با کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) و EDX نشان داد که پوشش اعمالی، حاوی آلومینا (آلومینیوم و اکسیژن) می باشد (شکل ۳). همچنین پیک طلا بدلیل پوشش دهی نمونه ها و پیک



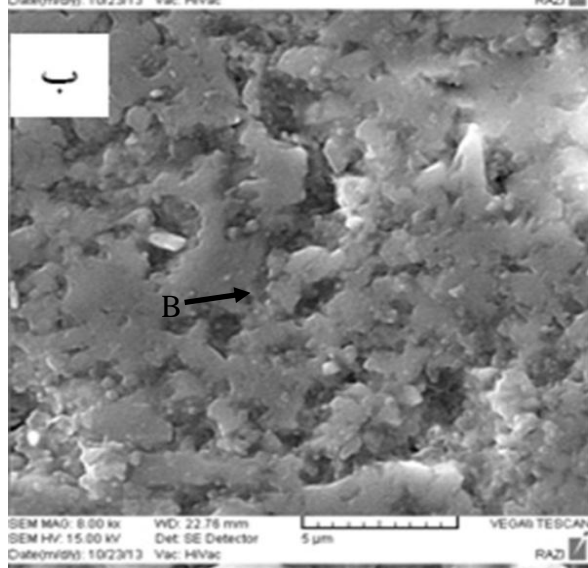
شکل (۳): آنالیز سطح پوشش آلومینا: (الف): SEM، (ب) و (ج): EDX

دهد که نرخ خوردگی به حدی نیست که زیر لایه فولادی در آنالیز مشخص گردد. در تمام نمونه‌ها، مقداری کلر مشاهده می شود. میزان این عنصر با افزایش درصد اسید مورد استفاده افزایش می یابد. با توجه به تمیز کردن سطح نمونه‌ها بعد از قرار گیری در محیط اسید، کلر بدست آمده در خلل و فرج سطحی ایجاد شده در اثر خوردگی، به دام افتاده و در آنالیز EDX مشخص می شود (شکل ۴). به عبارت دیگر با افزایش قدرت خوردگی اسید، میزان خلل و فرج سطحی افزایش می یابد. بدلیل ضخیم بودن پوشش آلومینا در نمونه های قرار داده شده در محیط اسید، آهن بسیار کمی در آنالیز EDX مشاهده می شود.

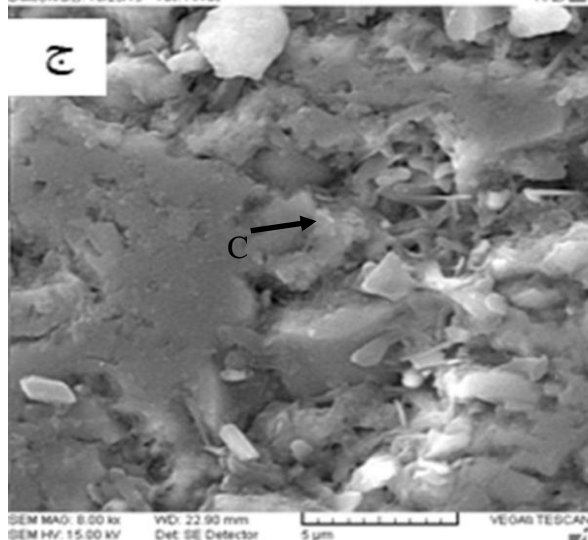
تصاویر سطوح نمونه هایی که به مدت ۳ ساعت در محیط خورنده اسید کلریدریک ۵، ۱۰ و ۱۵٪ قرار داشتند، در شکل ۴ آورده شده است. بررسی سطوح این نمونه‌ها نشان می دهد که مطابق انتظار، با افزایش غلظت اسید، میزان خوردگی افزایش یافته است. در اثر قرار گرفتن پوشش در محیط اسید، پوشش خورده شده و ذرات آلومینای جدا شده از سطح، در محل های دیگری در روی سطح با چسبندگی کم قرار می گیرند. در نتیجه این جابجایی، پوشش متخلخل شده و پیوستگی خود را از دست می دهد. با افزایش درصد اسید، میزان خلل و فرج پوشش افزایش یافته است. ذرات آلومینای جدا شده از پوشش در محلول اسیدی ۱۵٪ حجمی کاملاً مشخص است (شکل ۴). بررسی EDX سطح پوشش قرار گرفته در محیط اسید نشان می



Element	Normalized concentration (wt. %)
Oxygen	50.61
Aluminum	44.23
Chlorine	0.27
Titanium	1.43
Iron	0.00
Gold	3.46



Element	Normalized concentration (wt. %)
Oxygen	49.80
Sodium	0.39
Aluminum	44.01
Silicon	0.24
Chlorine	0.37
Titanium	0.59
Gold	4.60



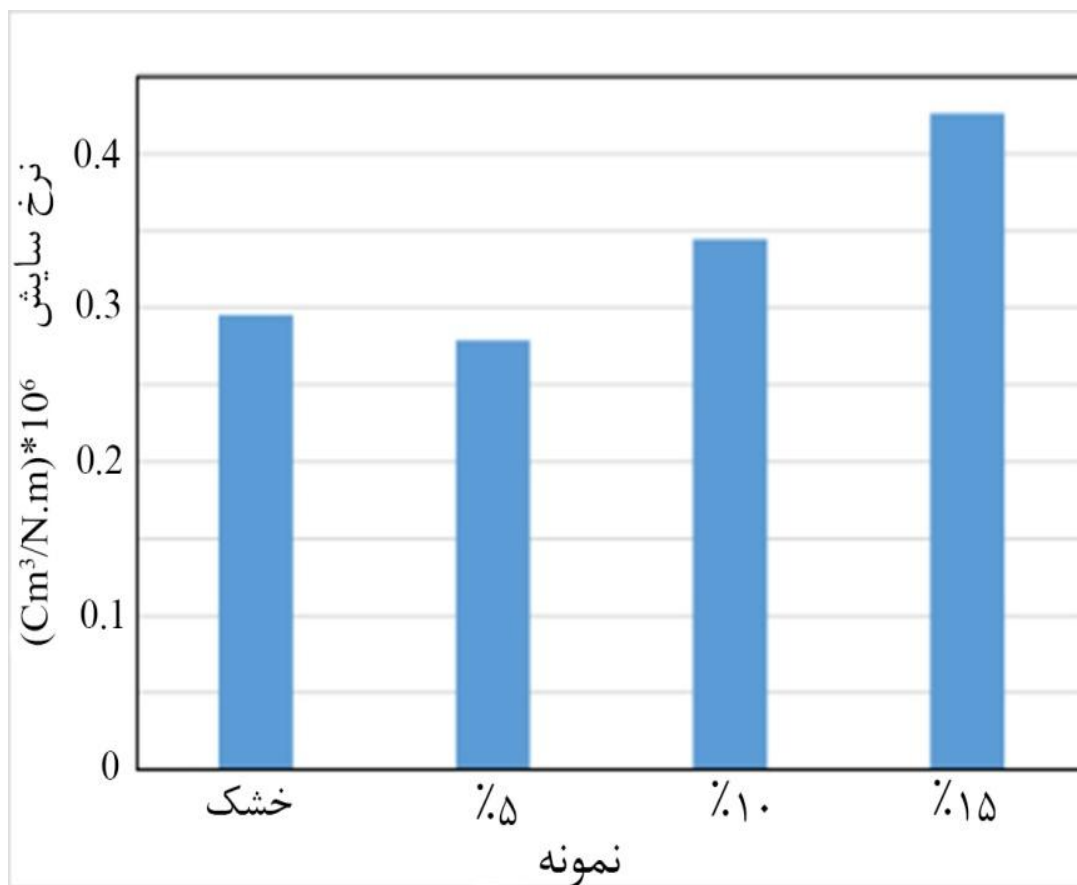
Element	Normalized concentration (wt. %)
Oxygen	51.11
Sodium	0.64
Aluminum	43.12
Chlorine	0.80
Titanium	0.82
Gold	3.51

شکل (۴): تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی و آنالیز EDX از سطح پوشش نمونه های پوشش داده با آلومینا پس از قرارگیری در محیط آبی اسید سولفوریک با درصد های: (الف): ۵٪، (ب): ۱۰٪ و (ج): ۱۵٪ حجمی

۳-۲- آزمون‌های سایش

ترتیب ۱۶٪ و ۴۴٪ افزایش نشان می‌دهد. دلیل این افزایش با توجه به نرخ خوردگی بالاتر سطح در محیط اسیدی با غلظت بالاتر قابل توجیه است. با افزایش قدرت اسید، سطح پوشش در اسید ناپایدار شده و تا حدودی حل می‌شود. تخریب سطح پوشش در حضور عامل خورنده باعث سهولت جدا شدن لایه های پوشش در حین سایش می‌شود. به این ترتیب، با افزایش قدرت اسید، نرخ سایش بدلیل جدا شدن پوشش آلومینا از روی سطح افزایش می‌یابد (شکل ۴).

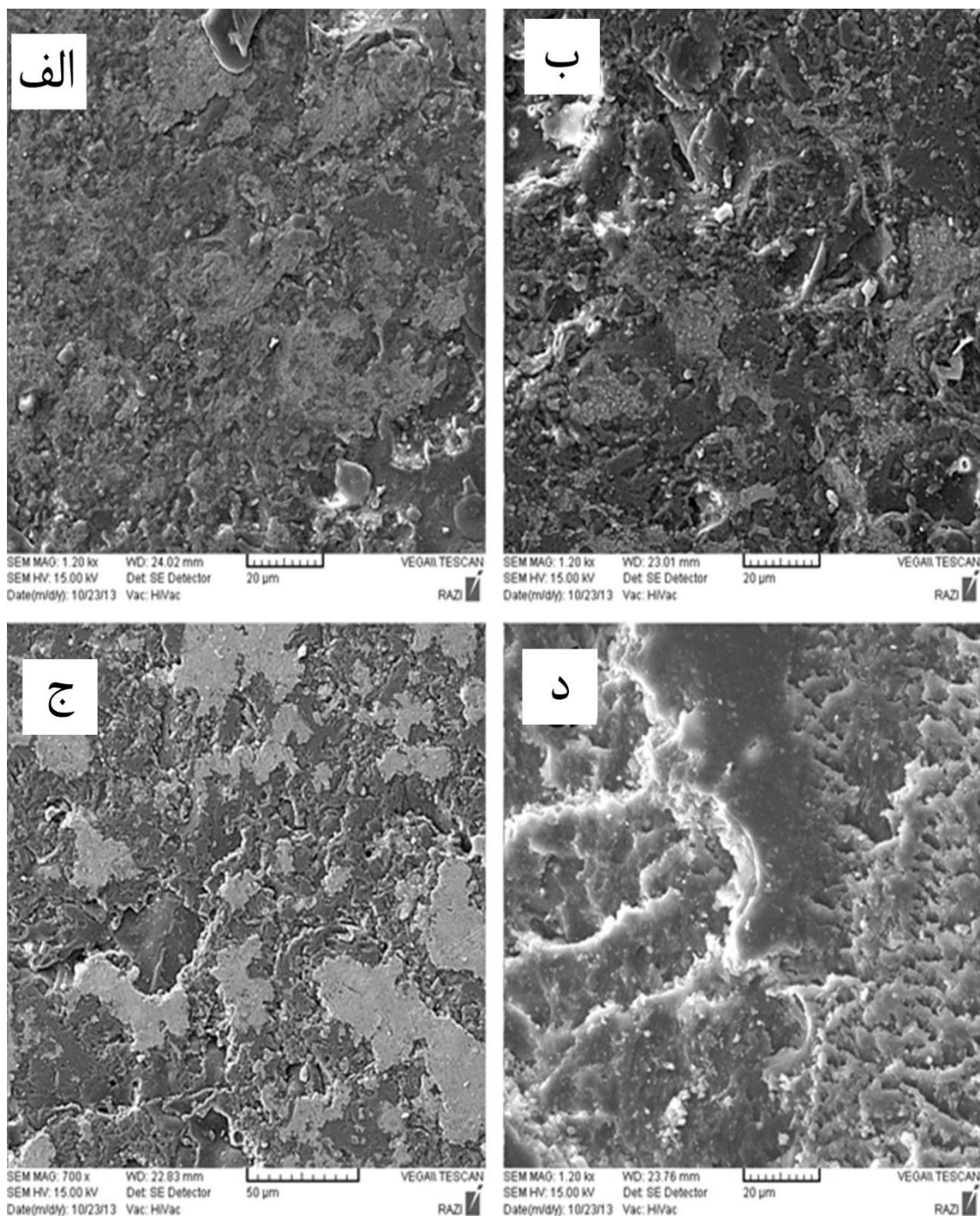
نتایج آزمون سایش نشان می‌دهد که نرخ سایش در نمونه های پوشش آلومینا که در محیط خشک و تحت نیروی ۲۰۰ گرم مورد بررسی قرار گرفته اند، تقریباً برابر با نمونه هایی است که در محیط آبی اسید کلریدریک ۵٪ تحت سایش قرار گرفته اند (شکل ۵). علیرغم نرخ خوردگی بالاتر در محیط اسیدی، کاهش ضریب اصطکاک باعث کاهش نرخ سایش شده و اثر متضاد همزمان این دو عامل باعث می‌شود که نرخ سایش تغییر چندانی در محیط خشک و اسیدی ۵٪ نشان ندهد. با افزایش درصد اسید، نرخ سایش در محیط های ۱۰ و ۱۵٪ به



شکل (۵): نرخ سایش نمونه‌ها در شرایط تر و خشک بعد از سایش در مسافت ۸۰۰ متر و در نیروی ۰/۲ کیلوگرم نیرو

افزایش درصد اسید، میزان خوردگی و سایش سطح افزایش یافته است. در نتیجه، سطحی ناصاف تر و با فرو رفتگی و برآمدگی بسیار بیشتری ایجاد می‌شود.

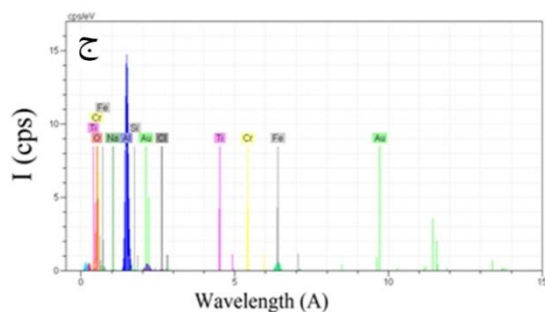
شکل ۶، تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح سایش نمونه های پوشش داده را بعد از آزمون سایش نشان می‌دهد. مکانیزم غالب سایش در تمام نمونه ها سایش چسبان است و با



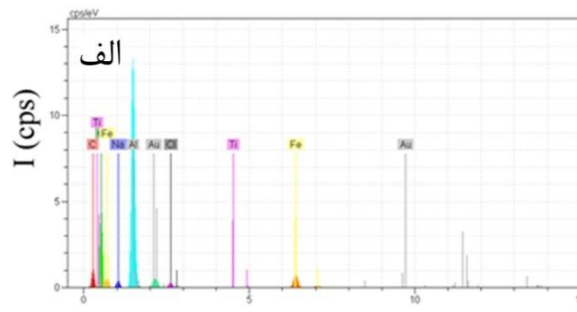
شکل (۶): سطوح سایش نمونه های پوشش داده شده بعد از سایش در مسافت ۸۰۰ متر و در نیروی ۰/۲ کیلوگرم در محیط های: (الف): خشک، (ب): آبی اسید کلریدریک ۰/۵٪، (ج): آبی اسید کلریدریک ۱۰٪ و (د): آبی اسید کلریدریک ۱۵٪ حجمی

در دو حالت تر و محلول آبی اسید ۰/۵٪ تقریباً یکسان است که نشانگر میزان سایش تقریباً یکسان در این دو محیط است.

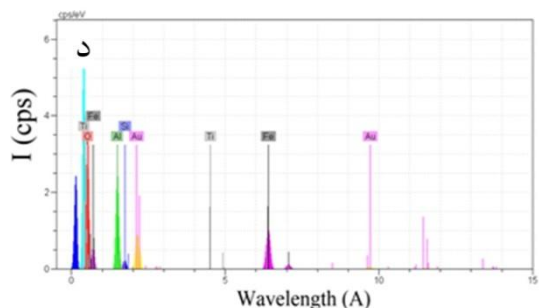
آنالیز EDX سطح، نشان می دهد که با افزایش اسید، میزان آهن افزایش می یابد (شکل ۷). به عبارت دیگر با افزایش خوردگی محیط سایش، پوشش به میزان بیشتری از بین می رود. میزان آهن



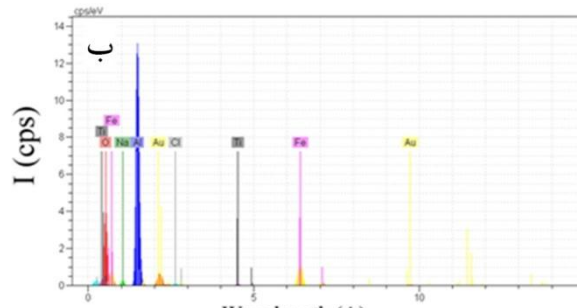
Element	Series	unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]
Oxygen	K series	36.38	33.62	53.99
Sodium	K series	1.17	1.09	1.21
Aluminum	K series	37.09	34.27	32.64
Chlorine	K series	0.63	0.59	0.42
Titanium	K series	0.22	0.20	0.11
Iron	K series	25.22	23.30	10.72
Gold	M series	7.49	6.92	0.90
Total:		108.2 %		



Element	Series	unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]
Oxygen	K series	50.66	49.26	60.81
Sodium	K series	1.27	1.23	1.11
Aluminum	K series	39.22	38.20	31.63
Chlorine	K series	0.91	0.88	0.51
Titanium	K series	0.00	0.00	0.00
Iron	K series	15.46	14.92	5.53
Gold	M series	3.88	3.75	0.39
Total:		103.6 %		



Element	Series	unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]
Oxygen	K series	36.48	55.98	80.59
Aluminum	K series	4.58	7.03	6.00
Silicon	K series	0.32	0.50	0.41
Titanium	K series	0.00	0.00	0.00
Iron	K series	19.27	29.56	12.19
Gold	M series	4.52	6.94	0.81
Total:		65.2 %		



Element	Series	unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]
Oxygen	K series	44.75	46.55	64.60
Sodium	K series	0.23	0.24	0.24
Aluminum	K series	34.15	35.53	29.23
Silicon	K series	0.22	0.23	0.18
Chlorine	K series	0.32	0.33	0.21
Titanium	K series	0.09	0.10	0.04
Chromium	K series	0.12	0.12	0.05
Iron	K series	11.97	12.46	4.95
Gold	M series	4.27	4.45	0.50
Total:		96.1 %		

شکل (۷): بررسی ترکیب شیمیایی سطح سایش با کمک EDX بعد از سایش در مسافت ۸۰۰ متر در محیط های (الف): خشک، (ب): آبی اسید کلریدریک ۵٪، (ج): آبی اسید کلریدریک ۱۰٪ و (د): آبی اسید کلریدریک ۱۵٪ حجمی.

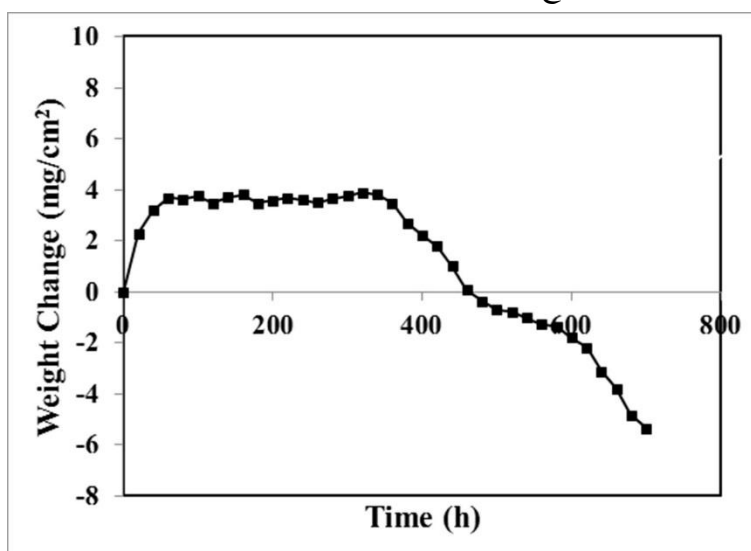
ناحیه کاملاً متمایز در منحنی تغییرات وزن نمونه ها قابل تشخیص است. ناحیه اول، شامل افزایش وزن ناشی از اکسیداسیون و تشکیل لایه اکسیدی است. این مرحله برای پوششهای آلومینای آزمایش شده، ۶۰ ساعت بود. ناحیه دوم که شامل کمترین تغییرات وزن و یا مرحله حفاظت پوشش در برابر خوردگی داغ می باشد که برای این پوشش ها در محدوده ۳۶۰-۶۰ ساعت بود. ناحیه سوم، شامل کاهش وزن نمونه ها در

۳-۳ خوردگی داغ

آزمون های خوردگی داغ، مطابق روندی که در بخش ۲-۵ توضیح داده شد، انجام گردید. شکل ۸، میانگین تغییرات وزن نمونه های آزمایش خوردگی داغ برای پوشش آلومینای اعمالی به روش HVOF را نشان می دهد. این منحنی شامل افزایش وزن ناشی از اکسیداسیون و کاهش وزن ناشی از پوسته شدن و حل شدن پوسته اکسیدی در نمک مذاب می باشد. سه

طول عمر پوششها که نقطه تقاطع منحنی تغییرات وزن با محور زمان تعریف می‌شود، ۴۶۰ ساعت بود.

اثر جدا شدن و حل شدن لایه اکسیدی و یا افزایش ناگهانی وزن ناشی از اکسیداسیون داخلی می‌باشد. برای پوششهای آزمایش شده، این مرحله بعد از ۳۶۰ ساعت خوردگی داغ پدیدار شد.



شکل (۸): میانگین تغییرات وزن نمونه‌های آزمایش خوردگی داغ برای پوشش آلومینای اعمالی به روش HVOF

تقریباً برابر با نمونه‌هایی است که در محیط آبی اسید کلریدریک ۵٪ تحت سایش قرار گرفته‌اند. علیرغم نرخ خوردگی بالاتر در محیط اسیدی، کاهش ضریب اصطکاک باعث کاهش نرخ سایش شده و اثر متضاد همزمان این دو عامل باعث می‌شود که نرخ سایش تغییر چندانی در محیط خشک و اسیدی ۵٪ نشان ندهد.

۴- با افزایش درصد اسید، نرخ سایش در محیط‌های ۱۰ و ۱۵٪ به ترتیب ۱۶٪ و ۴۴٪ افزایش نشان می‌دهد. دلیل این افزایش، با توجه به نرخ خوردگی بالاتر سطح در محیط اسیدی تر قابل توجیه است. با افزایش قدرت اسید، سطح پوشش در اسید ناپایدار شده و تا حدودی حل می‌شود.

۵- نتایج آزمون خوردگی داغ بر روی نمونه‌های پوشش داده شده در دمای ۸۰ °C نشان داد که عمر پوشش‌های آلومینا در این شرایط، در حدود ۴۶۰ ساعت است.

۵- مراجع

[1] ا. اخباری زاده، ع. عراقی، م. ح. پایدار، "بررسی رفتار خوردگی پوشش‌ها و آستری‌های مختلف مورد استفاده برای لوله‌های انتقال در

۴- نتیجه‌گیری

پوشش آلومینا به روش پاشش حرارتی حاصل از سوخت اکسیژن‌دار (HVOF) بر روی زیرلایه فولاد ابزار گرم کار ۴۳۴۰ اعمال گردید و خواص خوردگی سایشی و خوردگی داغ آن مورد بررسی قرار گرفت. برخی از مهمترین نتایج به دست آمده، به شرح زیر است:

۱- آزمون میکرو سختی نشان می‌دهد که سختی سطح در فولاد بدون پوشش از ۳۲۰ MPa به ۱۰۴۰ MPa در نمونه‌های پوشش داده شده، افزایش می‌یابد.

۲- در اثر قرار گرفتن پوشش در محیط اسیدی، پوشش خورده شده و ذرات آلومینا جدا شده از سطح، در محل‌های دیگری در روی سطح با چسبندگی کم قرار می‌گیرند. در نتیجه این جابجایی، پوشش متخلخل شده و پیوستگی خود را از دست می‌دهد. با افزایش درصد اسید، میزان خلل و فرج پوشش افزایش می‌یابد.

۳- نرخ سایش در نمونه‌های پوشش آلومینا که در محیط خشک و تحت نیروی ۲۰۰ گرم مورد بررسی قرار گرفته‌اند،

- Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, Vol. 24, pp. 372-381, 2007.
- [11] Valarezo, W. B. Choi, W. Chi, A. Gouldstone & S. Sampath, "Process control and characterization of NiCr coatings by HVOF-DJ2700 system: a process map approach", Journal of thermal spray technology, Vol. 19, pp. 852-865, 2010.
- [12] Bhushan & B. K. Gupta, "Handbook of Tribology: Material Coating and Surface Treatments", McGraw-Hill, New York, 1991.
- [13] AWS, "Thermal Spraying: Practice, Theory and Application", American Welding Society, 1995.
- [14] J. Wigren, L. Pejryd, "Thermal barrier coatings- why, how, where and where to", Proceedings of 15th International Thermal Spray Conference, Edited by Coddet, Nice, France, pp. 1531-1542, 1998.
- [15] Y. H. Sohna, E. Y. Lee, B. A. Nagaraj, R. R. Biederman & Jr. R. D. Sisson, "Microstructural characterization of thermal barrier coatings on high pressure turbine blades," Surface and Coatings Technology, Vol. 146-147, pp. 132-139, 2001.
- [16] E. Lugscheider, C. Herbst & L. Zhao, "Parameter studies on HVOF spraying of MCrAlY coatings," Surface and Coatings Technology, Vol. 108-109, pp. 16-23, 2003.
- [17] Y. Liu, T. E. Fischer & A. Dent, "Comparison of HVOF and plasma-sprayed alumina/titania coatings—microstructure", mechanical properties and abrasion behavior, Surface and Coatings Technology, Vol. 167, pp. 68-76, 2003.
- [18] E. Turunen, T. Varis, T. E. Gustafsson, J. Keskinen, T. Fält & S. P. Hannula, "Parameter optimization of HVOF sprayed nanostructured alumina and alumina-nickel composite coatings", Surface and Coatings Technology, Vol. 200, pp. 4987-4994, 2006.
- صنعت آب کشور"، فصلنامه فرایندهای نوین در مهندسی مواد، دوره ۹، شماره ۲، صفحه ۷۷-۹۰، ۱۳۹۴.
- [2] S. Bose, "High temperature coatings", Elsevier, 2007.
- [3] R. Sivakumar & B. L. Mordike, "High temperature coatings for gas turbine blades: A Review", Surface and Coatings Technology, Vol. 37, pp. 139 - 160, 1998.
- [۴] م. علیشاهی، م. ح. بینا، س. م. منبرواقفی، "تشکیل و بررسی اثر درصد CNT بر رفتار خوردگی پوشش الکترولس کامپوزیتی Ni-P-CNT"، فصلنامه فرایندهای نوین در مهندسی مواد، دوره ۷، شماره ۳، صفحه ۳۱-۳۸، ۱۳۹۲.
- [5] G. W. Goward, "Progress in coatings for gas turbine airfoils," Surface and Coatings Technology, Vol. 108-109, pp. 73-79, 1998.
- [6] M. J. Pomeroy, "Coatings for gas turbine Materials and long terms stability issues", Materials and Design, Vol. 26, pp. 223-231, 2005.
- [7] S. Sharafat, A. Kobayashi, Y. Chen & N. M. Ghoniem, "Plasma spraying of micro-composite thermal barrier coatings," Vacuum, Vol. 65, pp. 415-425. 2002.
- [8] U. Schulz, O. Bernardi, A. Ebach-Stahl, R. Vassen & D. Sebold, "Improvement of EB-PVD thermal barrier coatings by treatments of a vacuum plasma-sprayed bond coat," Surface and Coatings Technology, Vol. 203, pp. 160-170, 2008.
- [9] V. K. Tolpygo & D. R. Clarke, "The effect of oxidation pre-treatment on the cyclic life of EB-PVD thermal barrier coatings with platinum-aluminide bond coats," Surface and Coatings Technology, Vol. 200, pp. 1276-1281, 2005.
- [10] M. Hetmańczyk, L. Swadźba & B. Mendala, "Advanced materials and protective coatings in aero-engines application", Journal of