

# بررسی خواص تریبولوژیکی پوشش کامپوزیتی نیکل - کاربید سیلیسیم با افزایش دمای سایش

محمد فاضل و محمدرضا گرسیوز جزی  
دانشگاه مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان

سعیدرضا بخشی و مظاهر رضانی  
دانشگاه مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر شاهین شهر

سعید بهرامزاده

دانشگاه مهندسی مواد، دانشگاه تهران  
(دریافت مقاله: ۹۲/۰۲/۱۴ - پذیرش مقاله: ۹۲/۱۲/۰۴)

## چکیده

در این پژوهش، پوشش کامپوزیتی نیکل-کاربید سیلیسیم که در پوشش‌دهی جداره داخلی سیلندرها موتور، بسیار مورد استفاده قرار می‌گیرد، به روش رسوب‌دهی همزمان الکتریکی در حمام سولفامات نیکل ایجاد شد. در طول فرآیند از حضور همزمان همزن مکانیکی و آتراسونیک استفاده گردید. آزمون سایش به روش پین روی دیسک و در محدوده دمایی  $25-300^{\circ}\text{C}$  بر روی پوشش‌ها انجام گرفت و رفتار تریبولوژیکی پوشش در دمای محیط و دماهای بالا ارزیابی شد. نتایج به‌دست آمده نشان داد در دماهای  $200^{\circ}\text{C}$  و  $300^{\circ}\text{C}$ ، که نزدیک به دمای کاری سیلندرها است، پوشش با کاهش شدید مقاومت سایشی روبرو می‌شود. در دمای اتاق و  $100^{\circ}\text{C}$ ، جدا شدن ذرات از سطح و مقادیر کاهش وزن بسیار کم بود، اما با افزایش دمای آزمون، مقاومت سایشی بسیار کاهش یافت. از سوی دیگر افزایش دمای سایش سبب شد تا مقادیر میانگین ضریب اصطکاک از حدود  $0.36$  در دمای محیط، به ترتیب به  $0.42$ ،  $0.65$  و  $0.60$  در دماهای  $100$ ،  $200$  و  $300$  درجه سانتیگراد افزایش یابند.

واژه‌های کلیدی: پوشش کامپوزیتی، نیکل-کاربید سیلیسیم، رسوب‌دهی همزمان الکترشیمیایی، سیلندر موتور، رفتار تریبولوژیکی، دمای بالا.

## Evaluation of tribological properties of Nickel -Silicon Carbide composite coating by increasing the wear temperature

M. Fazel, M. R. Garsivaz jazi,

Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology

S. Bahramzadeh

Department of Materials Engineering, Tehran University

S.R. Bakhshi and M. Ramazani

Materials Engineering Department, Malek-e-Ashtar University of Technology

(Received 4 May 2013, accepted 23 February 2014)

### Abstract

In this research, the Ni-SiC composite coating, which is mostly used for coating the inner walls of engine cylinders, was carried out by electro-co-deposition from a sulfamate bath. Both of mechanical and ultrasonic stirrers were used simultaneously during the process. The wear tests were carried out from  $25^{\circ}\text{C}$  to  $300^{\circ}\text{C}$  by Pin-on-Disk method and the room and high temperature tribological behaviors of the coating were investigated. The results showed that at the  $200^{\circ}\text{C}$  and  $300^{\circ}\text{C}$  which is nearly the working temperature of the cylinders, wear resistance of coating greatly decreases. At room and  $100^{\circ}\text{C}$  temperatures, the detachment of particles from the surface and the weight loss values were very low, but at higher test temperatures, the wear resistance highly decreased. On the other hand, increase in wear test temperature caused to increase the friction coefficient to about 0.42, 0.65 and 0.60 at  $100^{\circ}\text{C}$ ,  $200^{\circ}\text{C}$  and  $300^{\circ}\text{C}$  rather than about 0.36 at  $25^{\circ}\text{C}$ , respectively.

**Keywords:** electrochemical co-deposition, Ni-SiC, composite coating, engine cylinder, tribological behavior, high temperature

**E-mail of corresponding author:** m\_fazel2012@yahoo.com

## مقدمه

روش آبرکاری الکتریکی به علت سادگی فرآیند، تأثیرپذیری بالا و دمای پایین عملیات، در چند دهه اخیر به‌طور گسترده مورد استفاده قرار گرفته است [۱]. در راستای گسترش و بهبود خواص پوشش‌ها با توجه به کاربرد مورد نیاز، همواره مطالعات برای تولید پوشش‌های جدید با خواص بهینه در جریان بوده است. یکی از نوآوری‌هایی که منجر به تولید پوشش‌های جدید با خواص و کارایی مناسب‌تری شده، پوشش‌دهی کامپوزیتی از طریق رسوب‌دهی همزمان زمینه و فاز تقویت‌کننده است [۲].

ذرات سخت کاربید سیلیسیم یکی از پرکاربردترین ذرات تقویت‌کننده در پوشش‌های کامپوزیتی‌اند. خواص مطلوب پوشش‌های کامپوزیتی حاصل از افزودن این ذرات درون زمینه نیکل، با قیمت تمام‌شده پایین، طرفداران بسیار زیادی دارد. از این رو شاید بتوان گفت در بین پوشش‌های کامپوزیتی، پوشش نیکل-کاربید سیلیسیم بیشترین توجه را به خود اختصاص داده است [۳-۵]. مهم‌ترین هدف از افزودن این ذرات به‌عنوان فاز تقویت‌کننده در زمینه نیکل، بهبود مقاومت سایشی است که یکی از اساسی‌ترین دلایل آن افزایش سختی پوشش است. در مقالات متعددی این افزایش سختی ناشی از حضور ذرات SiC گزارش شده است [۴-۶]. علت این افزایش سختی را می‌توان در تأثیر توأمان سه فرآیند مختلف جستجو کرد:

نخست، تغییر و اصلاح بافت کریستالیت‌های نیکل از بافت (۱۰۰) به جهت‌گیری ترجیحی مخلوط [۷ و ۸]. دوم، کاهش اندازه دانه که با توجه به رابطه هال-پچ (Hall-Petch) منجر به افزایش سختی می‌شود [۸-۱۰]. سوم، مکانیزم پراکنده سختی که مطابق نظریه اوراوان منجر به ایجاد حلقه‌های نابجایی در اطراف ذرات رسوبی می‌شود؛ این حلقه در ادامه، تنش متقابلی به سایر نابجایی‌ها وارد خواهد نمود و آن‌ها می‌بایست برای لغزش بر این میدان‌های تنشی و موانع جدید غلبه کنند [۱۱].

مطلب حایز اهمیت دیگر در مورد رفتار تریبولوژیکی پوشش‌های کامپوزیتی Ni-SiC، ضریب اصطکاک است. در این مورد تفاوت‌های زیادی بین پژوهش‌هایی که تاکنون انجام شده وجود دارد که علت آن را می‌توان در تفاوت شرایط آزمایش نظیر بار اعمالی، اتمسفر حین تست و یا تفاوت کسر حجمی ذرات در پوشش دانست؛ اما آنچه که تقریباً بین تمامی گزارش‌ها مشترک است پایداری ضریب اصطکاک در پوشش‌های کامپوزیتی است [۱۲ و ۱۳]. این در حالی است که ضریب اصطکاک پوشش نیکل خالص در قیاس با پوشش کامپوزیتی به شدت وابسته به زمان و سرعت سایش است و نوسانات شدیدی را نشان می‌دهد. تفاوت مورفولوژی سطح و نقش مهم سایش چسبان در مورد پوشش نیکل خالص از مهم‌ترین دلایل این تفاوت است [۱۳].

استحکام و چسبندگی ذرات درون پوشش، دیگر فاکتور مهم در مقاومت سایشی پوشش‌های کامپوزیتی است. پیوند مستحکم ذرات SiC با زمینه نیکل که در اثر رسوب‌دهی همزمان و به دام افتادن آن‌ها در زمینه نیکل حاصل می‌گردد، موجب شده تا این ذرات به‌عنوان گزینه‌ای بسیار مناسب برای بهبود مقاومت سایشی پوشش‌های زمینه نیکل مطرح گردند [۱۴]. مطالعات نشان می‌دهند افزایش مقاومت سایشی پوشش با افزایش کسر حجمی ذرات تا یک مقدار بیشینه افزایش یافته و پس از آن دوباره دچار افت می‌شود. علت این امر در ناتوانی اندک نیکل باقیمانده برای حفظ ذرات سخت کاربید درون خود گزارش شده است [۱۴-۱۶]. نکته دیگر این‌که افزایش دما و بار اعمالی در فرآیند سایش می‌تواند جدا شدن ذرات سخت کاربید از زمینه را تشدید کرده و در نتیجه مقاومت سایشی را کاهش دهد [۱۷].

برای ایجاد پوششی با مقاومت سایشی مناسب، هم‌زدن محلول حین فرآیند آبرکاری و توزیع یکنواخت ذرات در پوشش، بسیار حایز اهمیت است. برای این منظور روش‌های متعددی مطرح شده‌اند؛ لکن تمامی آن‌ها فقط

بر روی زیرلایه و همچنین دستیابی به صافی سطح مناسب، افزودنی ترکنده سطحی با نام تجاری Slotonik M و افزودنی کاهنده تنش با نام تجاری BFL در غلظت‌های کم به حمام اضافه گردید.

به منظور جلوگیری از آگلومره شدن و نیز توزیع هرچه یکنواخت‌تر ذرات تقویت‌کننده در محلول، عملیات هم‌زدن به کمک دو همزن مکانیکی و آلتراسونیک و به طور همزمان در طول فرآیند انجام گرفت. همزن مکانیکی مورد استفاده، با سرعتی در حدود ۴۰۰ دور بر دقیقه در نزدیکی آند و در موقعیت مشابهی نسبت به تمامی نمونه‌ها قرار گرفت. این در حالی بود که دستگاه آلتراسونیک در تمامی طول فرآیند عملیات هم‌زدن را انجام می‌داد. سایر شرایط فرآیند به همراه غلظت ذرات و افزودنی‌های مورد استفاده در جدول ۲ مشخص شده‌اند.

جدول ۱. ترکیب حمام آبکاری.

غلظت (g/lit)	ترکیب مورد استفاده
۳۵۰	نیکل سولفامات
۱۵	کلرید نیکل
۳۵	اسید بوریک

جدول ۲. ترکیب حمام و شرایط آبکاری.

حجم محلول	۵ lit
آند	نیکل خالص تجاری
غلظت SiC (۲-۳ μm)	۱۲ g/lit
غلظت افزودنی صاف‌کننده سطح	۰/۵ cm <sup>3</sup> /lit
غلظت افزودنی کاهنده تنش	۲/۵ cm <sup>3</sup> /lit
سرعت همزن مکانیکی	۴۰۰ - ۴۲۰ rpm
زمان آبکاری	۶۰ min
دانسیته جریان آبکاری	۵ A/dm <sup>2</sup>
دمای حمام	۵۰ - ۵۵ °C
pH	۴/۰ - ۴/۶

به منظور کم کردن ضخامت لایه نفوذی اطراف کاتد انجام می‌شود و تأثیر چندانی بر یکنواختی میزان ذرات درون پوشش ندارد. هر چند استفاده از ایجاد گردش در محلول توسط همزن مغناطیسی این مهم را تا حدودی فراهم نموده است، با کوچک‌تر شدن اندازه ذرات، حساسیت موضوع بسیار بیشتر خواهد شد. در این شرایط علاوه بر معلق کردن ذرات درون محلول، فرآیند جداسازی آن‌ها از یکدیگر نیز مطرح است، لذا روش‌های هم‌زدن دیگری از جمله استفاده از همزن آلتراسونیک مطرح می‌شود [۱۵].

هدف از این پژوهش ایجاد پوشش کامپوزیتی Ni-SiC به روش آبکاری الکتریکی، با استفاده همزمان از همزن مکانیکی و آلتراسونیک، و همچنین ارزیابی رفتار تریبولوژیکی پوشش حاصل در اثر افزایش دمای سایش است.

## مواد و روش آزمایش‌ها

### ایجاد پوشش

برای انجام فرآیند آبکاری، نخست دیسک‌هایی از جنس فولاد St37 به قطر ۶۵ میلی‌متر و ضخامت ۷ میلی‌متر به عنوان زیرلایه انتخاب شد. با توجه به این‌که تنها نیاز به آبکاری یک سطح از نمونه‌ها بود، سایر سطوح در معرض محلول، ماسک گردید. در ادامه، به منظور ایجاد چسبندگی مناسب پوشش و زیرلایه، عملیات ماسه‌زنی بر روی سطح موردنظر انجام گرفت. سپس زیرلایه به مدت یک ساعت در محلول چربی‌گیر TURCO در دمای ۶۵-۶۰ درجه سانتیگراد، چربی‌زدایی شد. پس از شستشوی نمونه‌ها توسط آب مقطر، عملیات اسیدشویی به مدت یک دقیقه در محلول اسیدسولفوریک انجام و نمونه‌ها تا پیش از شروع فرآیند آبکاری، در آب مقطر قرار گرفتند. با توجه به خواص مکانیکی و ضخامت مورد نظر برای پوشش، حمام سولفامات نیکل با ترکیبی مطابق جدول ۱ انتخاب و فرآیند آبکاری به مدت ۶۰ دقیقه در شرایطی مطابق جدول ۲ انجام شد. به منظور چسبندگی هرچه بیشتر پوشش

### میکروسختی

پراش پرتو ایکس بر روی نمونه‌ها توسط دیفرکتومتر مدل Bruker D8 ADVANCE و با تابش پرتو  $\text{Cu K}\alpha$  در محدوده  $2\theta = 10-100^\circ$  انجام شد.

### نتایج و بحث

#### بررسی‌های میکروسکوپی و میکروسختی

میکروسختی و ضخامت پوشش پس از اندازه‌گیری در پنج نقطه و محاسبه مقدار میانگین در جدول ۴ آورده شده است. همان‌طور که مقادیر ارایه شده نشان می‌دهد میکروسختی پوشش کامپوزیتی در قیاس با پوشش نیکل خالص (۲۸۱-۲۷۲ ویکرز) بیش از ۶۸ درصد افزایش یافته است. مطابق با تئوری‌های ارائه شده در ارتباط با مکانیزم اوراوان و رفتار نابجایی‌ها در برخورد با رسوبات و ذرات سخت در مواد کامپوزیتی (که در مقدمه اشاره شد)، دو دلیل عمده در افزایش سختی مدنظر است. نخست تداخل میدان‌های تنشی اطراف رسوبات و نابجایی‌ها و دوم برخورد فیزیکی این دو که می‌تواند منجر به برش ذرات رسوب و یا تشکیل حلقه‌های اوراوان گردد؛ که در این بین تشکیل این حلقه‌ها بیشترین تأثیر را در افزایش سختی دارد [۱۱]. قرارگیری ذرات با توزیعی بسیار مناسب و در فواصل کم از یکدیگر نیز خود موجب افزایش اثربخشی مکانیزم اوراوان خواهد شد.

به علاوه همان‌طور که گفته شد، افزودن ذرات کاربید سیلیسیم به زمینه نیکل، منجر به اصلاح بافت زمینه به جهت‌گیری ترجیحی مخلوط می‌گردد [۷ و ۸]. همان‌طور که در شکل ۱ نیز مشاهده می‌شود، الگوی پراش پرتو ایکس پوشش Ni-SiC، تنها بافت (۱۰۰) را شامل نشده و مخلوطی از خطوط پراش (۱۱۱)، (۲۰۰)، (۲۲۰)، (۳۱۱) و (۲۲۲) را نشان می‌دهد. در واقع همان‌گونه که توسط سایر محققین نیز گزارش شده است [۷، ۸ و ۱۷]، ذرات کاربید با تحت تأثیر قرار دادن جوانه‌زنی نیکل و اصلاح جهات ترجیحی رشد، باعث افزایش سختی پوشش خواهند شد. به علاوه، بافت مخلوط ایجاد شده در بهبود رفتار سایشی پوشش کامپوزیتی نیز بسیار مؤثر خواهد بود.

میکروسختی نمونه‌های مانته شده از مقطع، با استفاده از دستگاه ریزسختی‌سنج مجهز به سیستم مانیتورینگ مدل Wilson، با بار ۱۰۰ گرم در مقیاس ویکرز اندازه‌گیری شد. به‌منظور رعایت تکرارپذیری، این مقادیر در پنج نقطه اندازه‌گیری و سپس به صورت سختی میانگین ارایه گردید.

#### بررسی رفتار سایشی

با توجه به اینکه نمونه‌ها به صورت گرد تهیه شده بودند، آزمون سایش به روش پین روی دیسک و به کمک دستگاه سایش دمای بالا انجام شد. در کلیه آزمون‌ها، گوی آلومینا (با کاهش وزن نزدیک به صفر در حین سایش)، به عنوان جسم ساینده استفاده شد. پوشش در چهار دمای ۲۵، ۱۰۰، ۲۰۰ و ۳۰۰ درجه سانتیگراد، به مسافت ۵۰۰ متر تحت سایش قرار گرفت. نمودارهای مربوط، پس از رسم توسط نرم‌افزار دستگاه، در هر پنج متر میانگین‌گیری و بر روی یک گراف قرار گرفت. میزان رطوبت نسبی اتمسفر در دمای محیط، حدود ۳۰ درصد بود. دیگر شرایط آزمون سایش برای همه نمونه‌ها یکسان و مطابق جدول ۳ لحاظ شد.

جدول ۳. شرایط آزمون سایش.

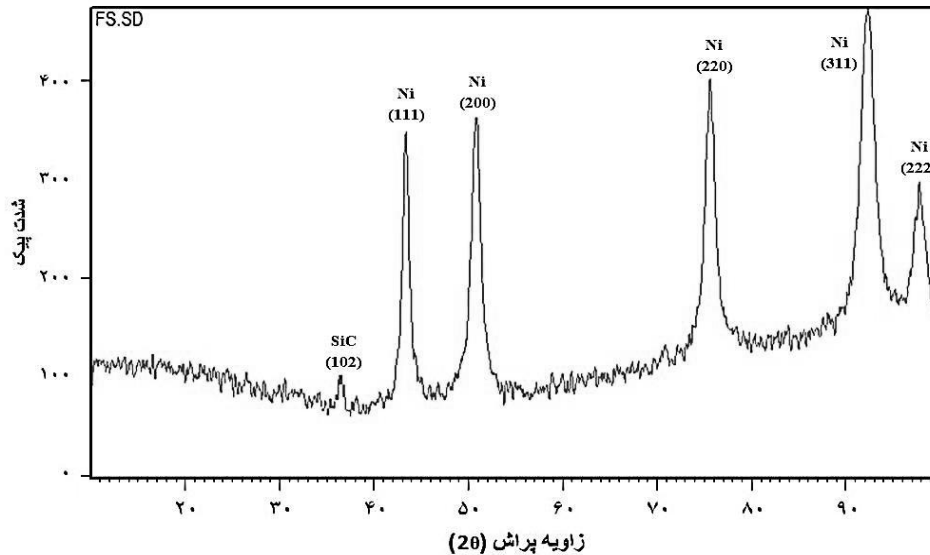
بار اعمالی	۱۵ N
مسافت سایش	۵۰۰ m
سرعت خطی نمونه	۰/۱ m/s
دمای تست	۲۵-۱۰۰-۲۰۰-۳۰۰ °C

#### بررسی‌های میکروسکوپی و ساختاری

بررسی مورفولوژی سطح پوشش، توزیع و یکنواختی ذرات و همچنین بررسی سطوح سایش در دماهای سایش مختلف، به ترتیب توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM: Philips XL 30) و میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (FE-SEM: Hitachi S4160) انجام گرفت. همچنین یکنواختی ضخامت پوشش به کمک تصاویر میکروسکوپ نوری از مقطع پوشش ارزیابی گردید. آنالیز

جدول ۴. میکروسختی و ضخامت پوشش کامپوزیتی Ni-SiC

ردیف	پوشش Ni-SiC	نوبت اندازه گیری				
		۱	۲	۳	۴	۵
۱	میکروسختی (HV <sub>0.1</sub> )	۴۷۸	۴۶۶	۴۶۰	۴۶۴	۴۷۲
۲	ضخامت (μm)	۴۲/۸	۴۳	۴۵/۴	۴۳/۵	۴۴



شکل ۱. الگوی پراش پرتو ایکس از پوشش کامپوزیتی Ni-SiC

نه تنها از ته نشینی ذرات جلوگیری می کند، بلکه به دلیل ایجاد امواج و ارتعاشات شدید، تا حد زیادی مانع از کلوخه شدن آن ها می گردد. به همین دلیل استفاده از همزن آلتراسونیک باعث توزیع هرچه یکنواخت تر ذرات در محلول شده و با جلوگیری از کلوخه شدن، انتقال آن ها به سطح زیرلایه را نیز به مراتب تسهیل می کند.

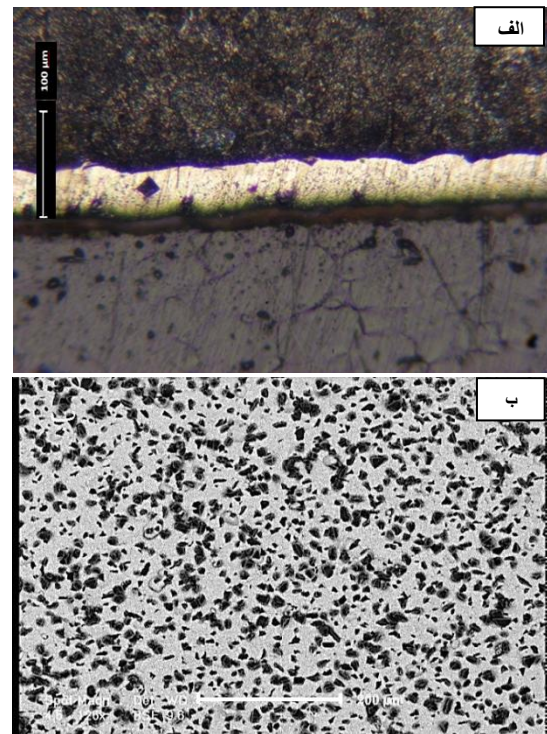
شکل ۳ مورفولوژی سطح پوشش Ni-SiC را نشان می دهد. مطالعات انجام شده توسط سایر محققین نشان می دهد پوشش های آبکاری نیکل، مورفولوژی گل کلمی<sup>۱</sup> دارند [۱، ۱۷ و ۱۸]. لکن همان طور که در شکل ۳ مشخص است، افزودن ذرات SiC مورفولوژی سطح را اصلاح و آن را متراکم تر نموده است. آنالیز EDS از سطح پوشش، هم رسوبی ذرات کاربید سیلیسیم در زمینه نیکل را نشان می دهد که در مطابقت با نتایج سایر محققین است [۱۷، ۲۰ و ۲۱].

شکل ۲، تصاویر میکروسکوپی نوری و الکترونی پوشش را نشان می دهد. همان طور که در جدول ۴ ارایه شد نزدیکی مقادیر سختی و ضخامت پوشش در نقاط مختلف، از نقش پررنگ استفاده همزمان از همزن آلتراسونیک و همزن مکانیکی در طول فرآیند حکایت دارد که باعث ایجاد پوششی با ضخامت بسیار یکنواخت (شکل ۲-الف) شده و ذرات SiC با توزیعی بسیار مناسب و یکنواخت درون پوشش پراکنده شده اند (شکل ۲-ب). بر اساس محاسبات نرم افزاری انجام شده، درصد حجمی و وزنی ذرات کاربید سیلیسیم در پوشش به ترتیب برابر با ۲۶٪ و ۱۱/۲۵٪ است. استفاده تنها از همزن مکانیکی، فقط به معلق نگه داشتن ذرات در حمام کمک می کند، لکن نمی تواند از آگلومره شدن آن ها جلوگیری کند. بنابراین انتقال ذرات کلوخه شده به سطح زیرلایه دشوار خواهد بود و به نظر نمی رسد بتوان به توزیع مناسبی از ذرات دست یافت. این در حالی است که استفاده از همزن آلتراسونیک،

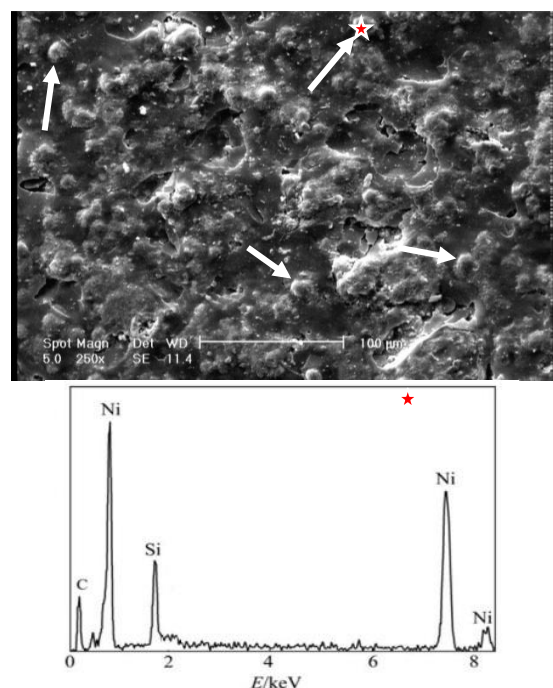
<sup>1</sup> cauliflower structure

زمینه نیکل در پوشش‌های کامپوزیتی به مراتب ریزدانه‌تر خواهد بود که این خود به عنوان یکی از دلایل افزایش سختی در پوشش‌های آبکاری کامپوزیتی نیز مطرح است [۱۹].

بررسی رفتار سایشی پوشش‌ها و مکانیزم‌های سایش منحنی‌های تغییرات ضریب اصطکاک بر حسب مسافت سایش، در شکل ۴ نشان داده شده‌اند. محققین گزارش کرده‌اند ضریب اصطکاک پوشش‌های کامپوزیتی نیکل- کاربید سیلیسیم تحت بارهای اعمالی متوسط، از پایداری بسیار خوبی در طول سایش برخوردار است [۱۲ و ۱۳]. همان‌طور که نمودار مربوط به شکل ۴ نیز نشان می‌دهد، پایداری ضریب اصطکاک با افزایش دما کاهش یافته، به طوری که در دمای ۳۰۰ درجه سانتیگراد، میزان این ناپایداری به طور ناگهانی بسیار زیاد می‌شود. شکل ۵ مقادیر میانگین ضریب اصطکاک را در دماهای مختلف سایش نشان می‌دهد. با توجه به شکل‌های ۴ و ۵، تغییر ضریب اصطکاک با افزایش دمای آزمایش از دمای محیط تا دمای ۱۰۰ درجه سانتیگراد چشمگیر نیست؛ اما با افزایش دما به ۲۰۰ و ۳۰۰ درجه سانتیگراد، ضریب اصطکاک به میزان بسیار زیادی افزایش می‌یابد. علت این مسأله را می‌توان در افزایش داکتیلیته زمینه و عدم توانایی آن برای نگهداری ذرات SiC در پوشش است. به‌علاوه در این دما با افزایش میزان اکسیداسیون نیکل، یک لایه اکسید نیکل بر روی سطح سایش تشکیل می‌شود، ولی به علت ضخامت پایین این لایه در دمای سایش، استحکام و چسبندگی کافی وجود نخواهد داشت. بنابراین ذرات اکسید نیکل نیز همراه با ذرات SiC جدا شده از سطح، به عنوان جسم سوم ساینده وارد مکانیزم سایش شده، خراشان را تشدید می‌کنند. با توجه به موارد گفته شده، مشاهده می‌شود که مقادیر ضریب اصطکاک (شکل ۵) و میزان کاهش وزن پوشش (شکل ۶) در اثر سایش در دماهای بالاتر از دمای محیط، به شدت افزایش می‌یابند. این مسأله با نتایج مربوط به پژوهش لکا و همکارانش نیز در تطابق است [۱۷].

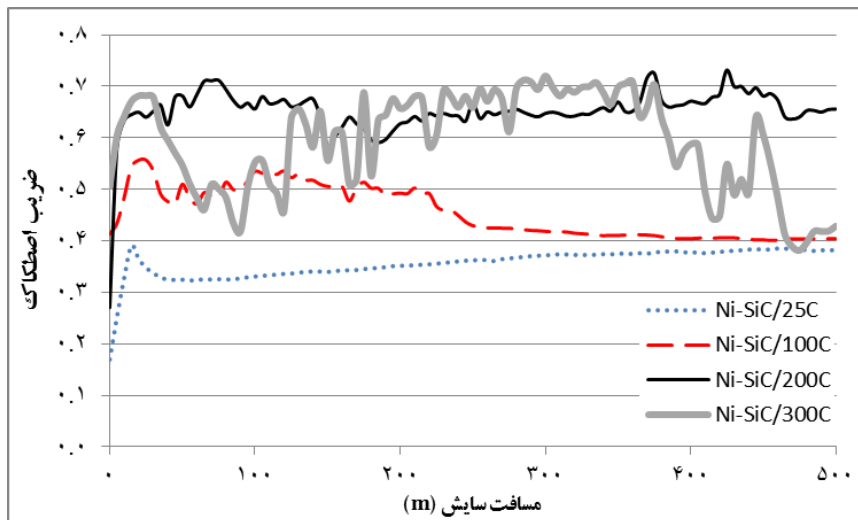


شکل ۲. الف) تصویر میکروسکوپی نوری از سطح مقطع و ب) تصویر میکروسکوپی الکترونی سطح بالایی پوشش کامپوزیتی Ni-SiC

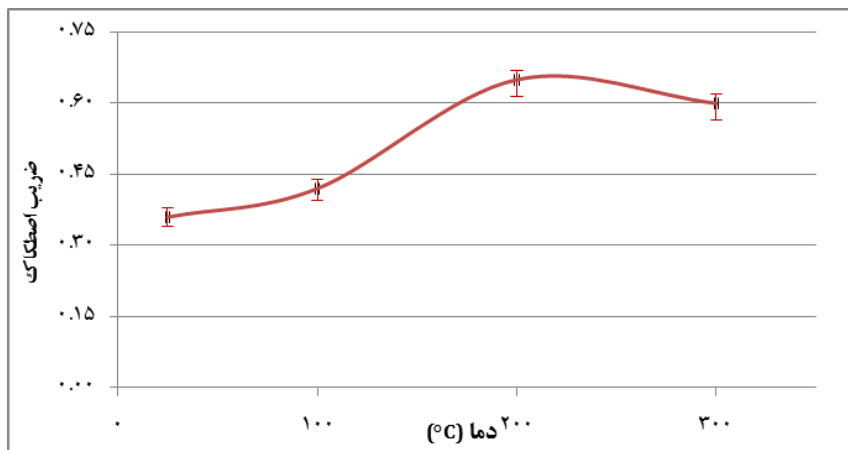


شکل ۳. مورفولوژی و آنالیز EDS از سطح پوشش Ni-SiC

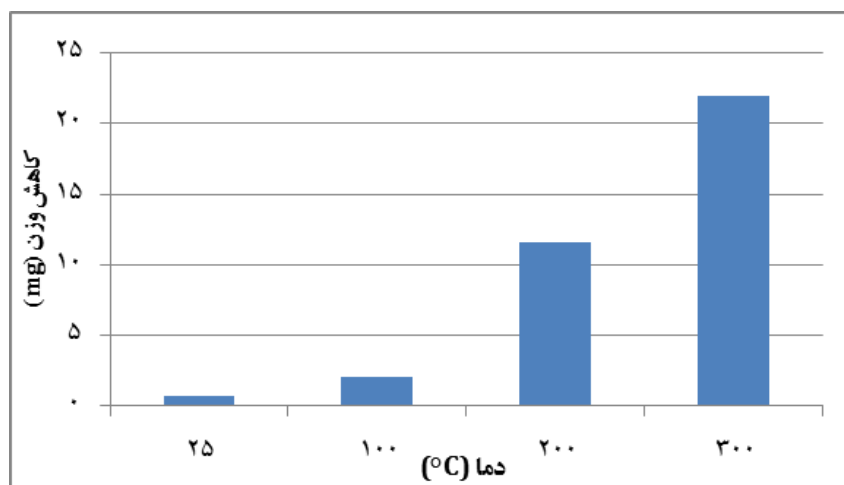
به علاوه محققین گزارش کرده‌اند که افزودن ذرات تقویت کننده سبب خواهد شد مکان‌های جوانه‌زنی بیشتری فراهم شده و رشد دانه‌های نیکل به تأخیر افتد. به همین علت



شکل ۴. منحنی تغییرات ضریب اصطکاک پوشش Ni-SiC در دماهای مختلف سایش.



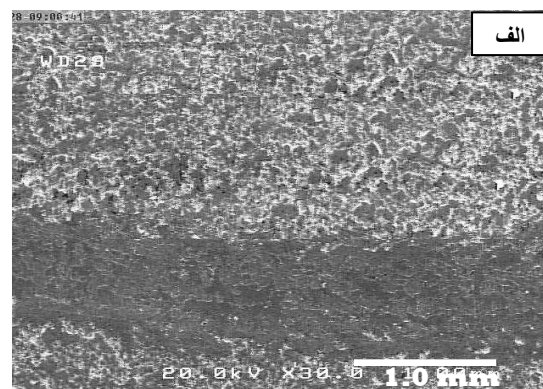
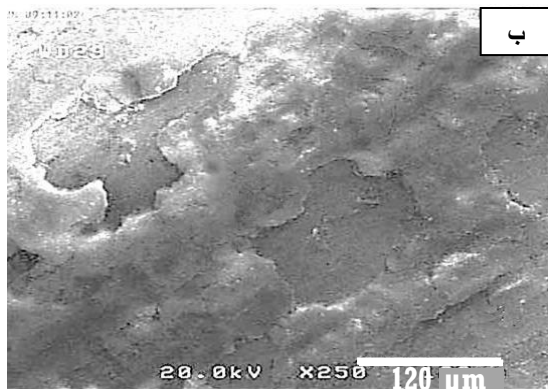
شکل ۵. منحنی تغییرات میانگین ضریب اصطکاک پوشش Ni-SiC بر حسب دمای سایش.



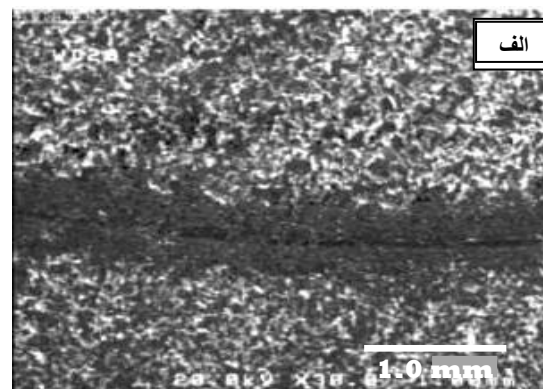
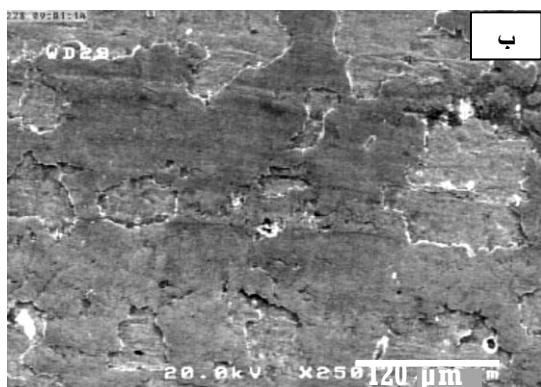
شکل ۶. نمودار ستونی مقادیر کاهش وزن پوشش Ni-SiC پس از آزمون سایش در دماهای مختلف.

نیکل جدا شده از سطح، از عوامل اصلی تخریب پوشش توسط سایش هستند. شکل ۱۰-ج آنالیز تشکیل لایه انتقالی بر روی سطح سایش را در دمای ۳۰۰ درجه سانتیگراد نشان می‌دهد. با توجه به این تصویر می‌توان گفت به دلیل افزایش دما و همچنین اصطکاک شدید بین گلوله ساینده و پوشش، امکان تشکیل لایه اکسیدی وجود خواهد داشت و فرآیند تریبوواکسیداسیون در رفتار سایشی پوشش تأثیرگذار خواهد بود. به علاوه با کاهش استحکام زمینه در دماهای بالا، جدا شدن ذرات کاربید از زمینه نیز افزایش خواهد یافت که بر اساس آنچه گفته شد این ذرات می‌توانند سبب تشدید سایش خراشان گردند. مجموعه عوامل گفته شده سبب شده است تا در دماهای بالا، تخریب پوشش در اثر سایش بیشتر گردد که این مسأله با نتایج ضریب اصطکاک و کاهش وزن نیز تطابق دارد.

لکا و همکارانش [۲۰]، مکانیزم سایش در پوشش‌های کامپوزیتی Ni-SiC را از نوع تریبوواکسیداسیون و در حضور جسم سوم عنوان کرده‌اند. در این شرایط ذراتی که در ابتدای سایش از سطح جدا می‌شوند، دوباره به سطح چسبیده و با ادامه سایش به مرور کارسخت و در نتیجه ترد می‌شوند. در ادامه، این تردی باعث به هم پیوستن ترک‌های ایجاد شده می‌گردد و یک کندگی ناگهانی ایجاد می‌کند که کاهش وزن شدیدی را به دنبال خواهد داشت. همان‌طور که اشاره شد، افزایش دمای سایش باعث تشدید اکسیداسیون و به علاوه، کاهش توانایی زمینه در نگهداری ذرات فاز دوم می‌شود و به این ترتیب با تشدید سایش چسبان، موجب افزایش کندگی‌ها در پوشش می‌شود. شکل‌های ۱۰-۷، سطوح سایش را در دماهای ۲۵ تا ۳۰۰ درجه سانتیگراد نشان می‌دهند. کندگی‌های موجود در پوشش نشان می‌دهد که ذرات کاربید سیلیسیم و اکسید

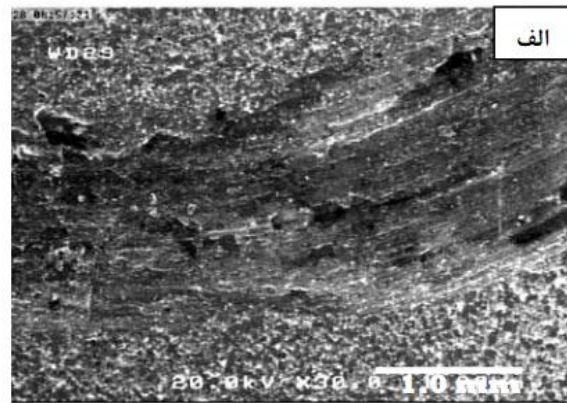
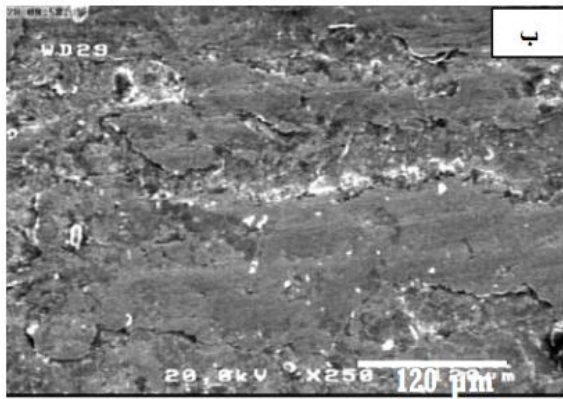


شکل ۷. سطح سایش در دمای ۲۵ درجه سانتیگراد، (الف) بزرگنمایی کم و (ب) بزرگنمایی بالا.

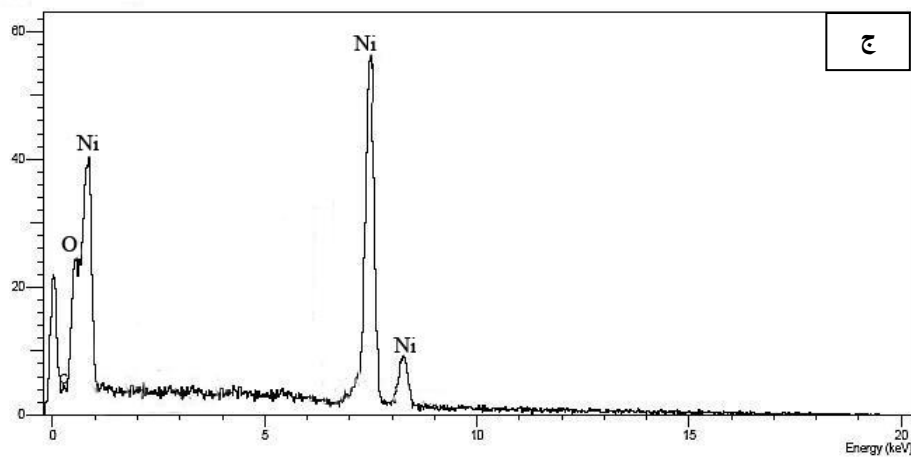
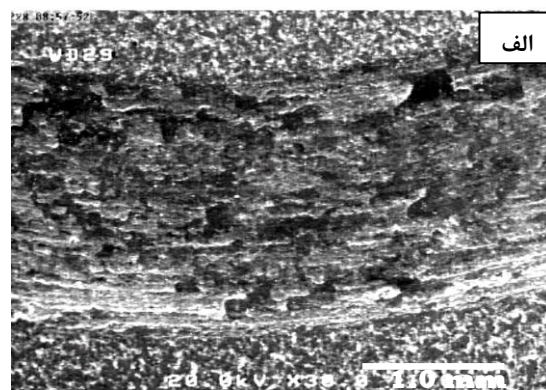


شکل ۸. سطح سایش در دمای ۱۰۰ درجه سانتیگراد، (الف) بزرگنمایی کم و (ب) بزرگنمایی بالا.





شکل ۹. سطح سایش در دمای ۲۰۰ درجه سانتیگراد، الف) بزرگنمایی کم و ب) بزرگنمایی بالا.



شکل ۱۰. سطح سایش در دمای ۳۰۰ درجه سانتیگراد، الف) بزرگنمایی کم، ب) بزرگنمایی بالا.

ج) آنالیز EDS از لایه انتقالی.

### نتیجه گیری

توزیع یکنواخت از ذرات و در نتیجه افزایش قابل توجه سختی پوشش در قیاس با پوشش نیکل خالص شده است.

- رسوبدهی ذرات تقویت کننده در زمینه نیکل با استفاده همزمان از همزن آلتراسونیک و مکانیکی در حین فرآیند آبرکاری کامپوزیتی، باعث بدست آمدن

### منابع

- پوشش‌های کامپوزیتی Ni-SiC در دمای محیط، رفتار سایشی مناسبی داشته و ضریب اصطکاک آن‌ها نیز از پایداری نسبتاً خوبی در طول سایش برخوردار هستند.
  - مکانیزم سایش در پوشش‌های کامپوزیتی Ni-SiC را می‌توان از نوع تریواکسیداسیون و در حضور جسم سوم دانست. حضور ذرات سخت کاربید درون پوشش، موجب شده است تا این پوشش‌ها در دماهای نزدیک به دمای محیط، رفتار تریبولوژیکی مناسبی را نشان دهند. لکن با افزایش دمای سایش و به‌ویژه در ۲۰۰ و ۳۰۰ درجه سانتیگراد، که نزدیک به دمای کاری بسیاری از سیلندرها است، این رفتار دگرگون شده و پوشش با کاهش شدید مقاومت سایشی و افزایش چشمگیر ضریب اصطکاک (از مقادیر حدود ۰/۴ به بیش از ۰/۶) مواجه می‌شود. علت این مسأله را می‌توان در کاهش استحکام زمینه و ناتوانی آن در نگهداری ذرات سخت SiC و همچنین افزایش اکسیداسیون نیکل دانست که هر دو باعث تشدید سایش خواهند شد.
1. G. Heidari, H. Tavakoli and S. M. Mousavi Khoie, *Nano SiC-Nickel composite coatings from a sulfamate bath using direct current and pulsed direct current*, Journal of Materials Engineering and Performance, 19(2010)1183-1188.
  2. E. C. Kedward and K. W. Wright, *Electrodeposited composite coatings*, Electroplating and Metal Finishing, 7(1972)20-24.
  3. F. Hu, K. C. Chan, S. Z. Song and X. J. Yang, *Enhancement of corrosion resistance of electrocodeposited Ni-SiC composites by magnetic field*, Journal of Solid State Electrochemical, 11(2007)745-750.
  4. A. Abdel Aal, Khaled, M. Ibrahim and Z. Abdel Hamid, *Enhancement of wear resistance of ductile cast iron by Ni-SiC composite coating*, Wear, 260(2006)1070-1075
  5. K. H. Hou, M. D. Ger, L. M. Wang and S. T. Ke, *The wear behavior of electrocodeposited Ni-SiC composites*, Wear, 253(2002)994-1003.
  6. I. Garcia, J. Fransaer and J. P. Celis, *Electrodeposition and sliding wear resistance of nickel composite coatings containing micron and submicron SiC particles*, Surface and Coatings Technology, 148(2001)171-178.
  7. P. Gyftou, M. Stroumbouli and E. A. Pavlatou, *Tribological study of Ni matrix composite coatings containing nano and micro SiC particles*, Electrochimica Acta, 50(2005)4544-4550.
  8. E. A. Pavlatou, M. Stroumbouli and P. Gyftou, *Hardening effect induced by incorporation of SiC particles in nickel electrodeposits*, Journal of Applied Electrochemistry, 36(2006)385-394.
  9. A. F. Zimmerman, D. G. Clark, K. T. Aust and U. Erb, *Pulse electrodeposition of Ni-SiC nanocomposite*, Materials Letters, 52(2002)85-90.
  10. Sh. Wang and W. J. Wei, *Characterization of electroplated Ni/SiC and Ni/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>*

- composite coatings bearing nanoparticles*, Journal of Materials Research, 18 (2003) 1566-1574.
11. J. P. Hirth and J. Lothe, *Theory of dislocations*, Second Edition, The Ohio State University, 1992.
  12. K. H. Hou, M. D. Ger, L. M. Wang and S. T. Ke, *The wear behaviour of electrocodeposited Ni- SiC composites*, Wear, 253(2002)994-1003.
  13. M. Lekka, N. Kouloumbi, M. Gajo and P. L. Bonora, *Corrosion and wear resistant electrodeposited composite coatings*, Electrochimica Acta 50(2005)4551-4556.
  14. G. Sharma, R. K. Yadava and V. K. Sharma, *Characteristics of electrocodeposited Ni-Co-SiC composite coating*, Bulletin of Materials Science, 29(2006)491-496.
  ۱۵. دانشی، سید جواد، نصر اصفهانی، علیرضا و جعفری، عبدالحمید، کاربرد همزن آلتراسونیک در حین پوشش دهی بر خواص پوشش نانو کامپوزیتی نیکل-نانو آلومینا حاصل از آبکاری الکتریکی منقطع، علوم و مهندسی سطح، ۱۰ (۱۳۸۹) ۲۳-۳۰.
  16. N. K. Shrestha, M. Masuko and T. Saji, *Composite plating of Ni/SiC using azo-cationic surfactants and wear resistance of coatings*, Wear, 254(2003)555-564.
  17. M. Lekka, A. Lanzutti, A. Casagrande, C. de Leitenburg, P. L. Bonora and L. Fedrizzi, *Room and high temperature wear behaviour of Ni matrix micro- and nano-SiC composite electrodeposits*, Surface & Coatings Technology, 206(2012)3658-3665.
  18. M. R. Vaezi, S. K. Sadrnezhaad and L. Nikzad, *Electrodeposition of Ni-SiC nano-composite coatings and evaluation of wear and corrosion resistance and electroplating characteristics*, Colloids and Surfaces A: Physicochemical Engineering Aspects, 315(2008)176-182.
  19. Th. Lampke, A. Leopold, D. Dietrich, G. Alisch and B. Wielage, *Correlation between structure and corrosion behaviour of nickel dispersion coatings containing ceramic particles of different sizes*, Surface & Coatings Technology, 201(2006)3510-3517.
  20. M. Lekka, N. Kouloumbi, M. Gajo and P. Bonora, *Corrosion and wear resistant electrodeposited composite coatings*, Electrochimica Acta, 50(2005)4551-4556.
  21. B. Cai, Y. Tan, Y. Tu, X. Wang and T. Xu, *Effects of graphite content on microstructure and tribological properties of graphite/TiC/Ni-base alloy composite coatings*, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 21(2011)1741-1749.