

خاصیت خودروانکاری دما بالا در پوشش هیبریدی نانوکامپوزیت

Ni-P-Ag-Al₂O₃

شهرام علیرضایی، فریده طباطبایی

مؤسسه آموزش عالی نقش جهان، گروه مهندسی مواد

بهنوش علیرضایی

دانشگاه یزد، دانشکده فیزیک

(دریافت مقاله ۹۴/۱۱/۰۳ - پذیرش مقاله ۹۵/۰۱/۲۴)

چکیده

از جمله پوشش‌های محافظ مورد استفاده در صنایع فضایی و نیروگاهی، پوشش‌های خودروانکار بوده که در دمای بالا پایداری و عملکرد مناسبی دارند. در این تحقیق، هم‌رسوبی ذرات آلومینا و نقره همراه با پوشش الکترولس Ni-P بر زیرلایه فولاد کربنی انجام گردید. تأثیر عملیات حرارتی بر سختی پوشش‌ها بررسی شده و مورفولوژی و سطح مقطع پوشش‌های کامپوزیتی توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) ارزیابی شدند. رفتار تریبولوژی پوشش‌ها در دمای بالا و دمای محیط به روش پین روی دیسک با استفاده از پین‌های فولادی ۵۲۱۰۰ بررسی شده و نرخ سایش توسط پروفیلومتری نوری سه بعدی محاسبه گردید. همچنین با استفاده از آنالیز طیف‌نگاری توزیع انرژی (EDS) و تصاویر میکروسکوپی سطوح سایش، مکانیزم روانکاری مورد تجزیه و تحلیل قرار گرفت. نتایج نشان دادند که مقاومت سایشی و روانکاری در پوشش Ni-P-Ag-Al₂O₃ بطور همزمان بهبود یافته و خاصیت خودروانکاری دمای بالا در پوشش هیبریدی نانوکامپوزیت بعلاوه نفوذ گسترده نقره از داخل پوشش و ایجاد لایه‌های تریبوفیلم غنی از نقره بهبود یافته است.

واژه‌های کلیدی: نانوکامپوزیت، پوشش هیبریدی، خودروانکاری، تریبوفیلم، الکترولس.

High Temperature Self-lubricating Properties in Ni-P-Ag-Al₂O₃ Hybrid Nanocomposite Coating

Shahram Alirezaei, Farideh Tabatabaei

Materials Engineering Group, Naghshejahan Institute of Higher Education

Behnoush Alirezaei

Department of Physics, Yazd University

(Received 23 Jan 2016, accepted 12 Apr 2016)

Abstract

Self lubricating coatings are one of the conventional protective coatings in aerospace and power plant industries which have the suitable stability and performance at high temperature. In this research, co-deposition of alumina and silver particles within Ni-P electroless coating were implemented on mild carbon steel substrate. The effect of heat treatment on the hardness of the coatings was investigated and morphology and cross section of the coatings were evaluated by Scanning Electron Microscopy (SEM). The tribological behavior of the coatings was evaluated by pin-on disc method and by using 52100 steel pins at ambient and high temperature and the wear rate was measured by 3d optical profiler. Also, lubrication mechanism was investigated by using energy dispersive spectroscopy analysis (EDS) and wear track micrographs. The results showed that the wear resistance and lubrication of Ni-P-Ag-Al₂O₃ hybrid coating were increased simultaneously and high temperature self-lubricating characteristics of the hybrid coating have been enhanced by the diffusion of silver through the coating and the production of silver-rich tribofilms.

Keywords: Nanocomposite, Hybrid coating, Self-lubricating, Tribofilm, Electroless.

E-mail of corresponding author: shahram79ir@yahoo.com

مقدمه

استفاده گسترده‌ای قرار گرفته اند [۹]. در این پوشش‌های کامپوزیتی با ورود ذرات سخت یا نرم یکی از خواص مقاومت سایشی یا روانکاری بهبود می‌یابد ولی در اغلب موارد نیاز است تا هر دو خاصیت بطور همزمان ارتقاء یابند. اگرچه مطالعات متعددی پیرامون خواص تریبولوژیکی پوشش‌های الکترولس کامپوزیتی و هیبریدی انجام شده است [۹-۱۲] ولی تحقیقی در مورد ارزیابی رفتار تریبولوژیکی پوشش هیبریدی نانوکامپوزیت حاوی ذرات نقره صورت نگرفته است. هدف از انجام این تحقیق، ارزیابی خواص سایشی و اصطکاکی پوشش‌های هیبریدی Ni-P-Ag-Al₂O₃ در دمای محیط و در دمای بالا بوده است.

نحوه آزمایش

در ابتدا نمونه‌های فولاد کربنی دیسکی شکل به قطر ۴۰ و ضخامت ۵ میلیمتر توسط عملیات سنباده زنی تا سنباده ۶۰۰، چربی زدایی در محلول قلیایی NaOH و استون همراه با شستشوی متناوب با آب مقطر آماده‌سازی شدند. از محلول تجاری الکترولس نیکل-فسفر (MacDermid NiKlad ELV 811) شامل ۷g/L سولفات نیکل، ۳۰g/L هیپوفسیت سدیم و مقادیری افزودنی و پایدارکننده جهت پوشش‌دهی استفاده گردید. قبل از اجرای فرایند آبرکاری، نانوذرات آلومینا (با متوسط اندازه ذرات ۸۰nm و غلظت ۱۵۰mg/l) و ذرات نقره (با متوسط اندازه ذرات ۵μm و غلظت ۳۰mg/l) همراه با مقادیری ترکننده کاتیونی CTAB به مقداری محلول الکترولس اضافه شده و سپس عملیات همزدن توسط یک سیستم اولتراسونیک به مدت زمان یک ساعت در داخل بشر انجام شد. فرآیند پوشش‌دهی کامپوزیتی در یک بشر دوجداره آزمایشگاهی ۱۰۰۰ml متصل به یک سیستم حمام آب در چرخش با شرایط تلاطم آرام محلول توسط همزن مغناطیسی با سرعت

سایش و اصطکاک همواره از جمله چالش‌های مهم و مطرح در قطعات تحت لغزش بوده است، به همین علت تلاش‌های بسیاری توسط محققان مهندسی سطح در جهت توسعه پوشش‌های محافظ انجام شده اند. دونت^۱ و اردمیر^۲ در یک مقاله مروری ضمن طبقه‌بندی پوشش‌های روانکار، مکانیزم‌های روانکاری در هر گروه را توصیف کرده [۱] و در تحقیقات مشابه نیز رفتار تریبولوژیکی برخی از این پوشش‌ها ی محافظ در دماهای پایین و بالا مورد ارزیابی قرار گرفته اند [۴-۲]. در یکی از این تحقیقات که توسط دلاکورت^۳ انجام گردیده است، مزایا و معایب نسل‌های مختلف ذرات جامد روانکار مورد تجزیه و تحلیل قرار گرفته است. در این تحقیق بیان شده که ذرات اکسید فلزی نظیر NiO و MoO₃، فلوریدهای فلزات قلیایی و قلیایی-خاکی نظیر LiF₂, BaF₂, CaF₂ و فلزات نرم نجیب نظیر Ag, Au, Pt بعلت پایداری و استحکام برشی کم می‌توانند به راحتی در شرایط سایش دمای بالا مورد استفاده قرار گیرند [۵]. نقره بعنوان یک ماده جامد روانکار قابلیت منحصربفردی جهت روانکاری هم در دمای پایین و هم در دمای بالا دارد. سیونگ^۴ و همکارانش دریافتند که افزودن ذرات نقره به قطعات متالورژی پودر آلیاژ پایه نیکل، ضریب اصطکاک را به شدت کاهش می‌دهد [۶]. مولیگان^۵ و گنگلر^۶ در تحقیقات جداگانه‌ای دریافتند که مهاجرت اتم‌های نقره از درون پوشش‌های CrN-Ag و YSZ-Ag به سطوح تحت لغزش در سایش دمای بالا موجب ایجاد خاصیت خودروانکاری گردیده است [۷ و ۸].

پوشش‌های الکترولس کامپوزیتی از جمله پوشش‌های محافظی بوده که در دو گروه مقاوم به سایش و روانکار مورد

1. Donnet

2. Erdemir

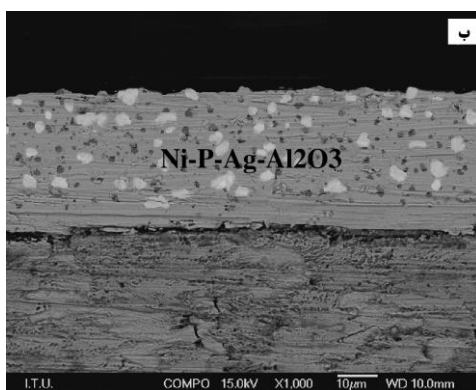
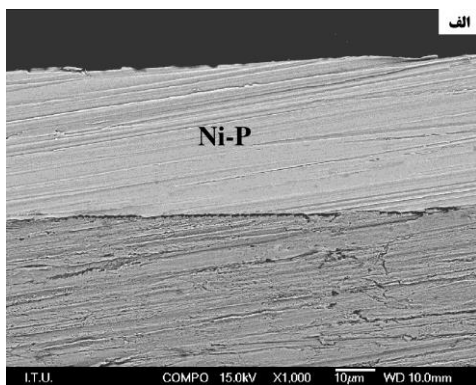
3. Dellacorte

4. Xiong

5. Mulligan

6. Gengler

نانوکامپوزیت Ni-P-Ag-Al₂O₃ متأثر از دو مکانیزم و در طی دو مرحله است: در مرحله اول، ذرات معلق شده در محلول توسط نیروی مکانیکی ناشی از همزدن و توسط جریان سیال به سمت قطعه حرکت کرده و بصورت فیزیکی به سطح قطعه جذب می‌شوند. در مرحله بعدی، ذرات جذب شده بعلت میدان الکتریکی قوی لایه هلموتز^۲، دهیدراته شده و جذب شیمیایی قوی ذرات از نوع بازگشت ناپذیر بر روی سطح زیرلایه فولادی اتفاق می‌افتد. در نهایت، ذرات جذب شده به سطح توسط فرایند جوانه‌زنی و رشد فلز در حال رسوب، در زمینه پوشش هم‌رسوب می‌شوند [۱۶].



شکل ۱. تصاویر میکروسکوپی از سطح مقطع پوشش‌های (الف) Ni-P و (ب) Ni-P-Ag-Al₂O₃.

چرخش ۳۵۰rpm به مدت ۲ ساعت در دمای ۹۰±۲°C و pH در حدود ۴/۸±۰/۱ انجام گردید. عملیات حرارتی پوشش‌ها در دمای ۴۰۰°C به مدت زمان یک ساعت انجام شده و سختی پوشش‌ها توسط دستگاه ریزسختی سنج (Leitz Wetzlar) تحت بار اعمالی ۵۰g اندازه‌گیری شدند. آزمایشات تریبولوژی در دمای محیط و دمای ۵۰۰°C در شرایط خشک و رطوبت نسبی ۴۰٪ به روش پین بر روی دیسک تحت نیروی اعمالی ۱۰N و سرعت لغزش ۰/۰۵m/s با استفاده از پین‌های فولادی مقطع پوشش‌ها و نیز سطوح سایش توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به آنالیز EDS (Jeol JSM-5410) بررسی شدند. زبری سطوح و نرخ سایش پوشش‌های کامپوزیتی و هیبریدی نیز توسط یک پروفیلومتر نوری سه بعدی (Wyko 1100 NT) اندازه‌گیری و تعیین شدند.

نتایج و بحث

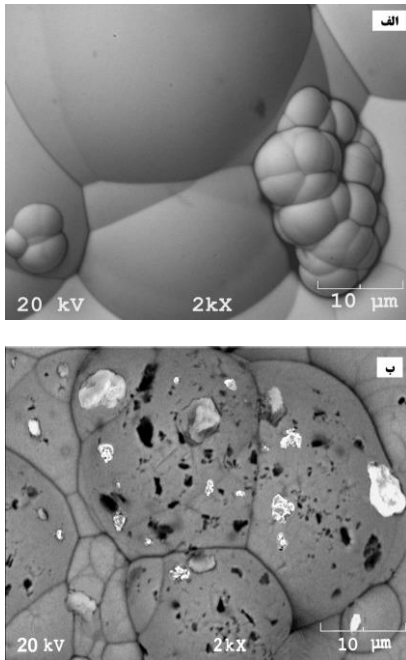
مشخصه‌یابی ریزساختار پوشش‌ها

سطح مقطع پوشش‌های Ni-P-Ag-Al₂O₃ و Ni-P در شکل ۱ نشان می‌دهند که ذرات نقره و آلومینا در زمینه نیکل-فسفر با توزیع نسبتاً یکنواختی هم‌رسوب شده‌اند. آنالیز EDS از نقاط روشن (ذرات نقره) و تیره (ذرات آلومینا) در سطح مقطع پوشش هیبریدی نانو کامپوزیت Ni-P-Ag-Al₂O₃ هم‌رسوبی ذرات نقره و آلومینا را در زمینه پوشش هیبریدی تأیید می‌کند (شکل ۲). در برخی نواحی تصویر میکروسکوپی پوشش هیبریدی، تجمع مقادیری از نانوذرات آلومینا مشاهده می‌شود که می‌تواند بعلت انرژی آزاد سطحی زیاد نانوذرات آلومینا و پتانسیل زتای^۱ بسیار کم آنها در محلول الکترولس باشد [۱۳]. آنالیز EDS از زمینه پوشش الکترولس Ni-P در شکل ۳، مقدار ۱۲ درصد وزنی فسفر را در پوشش نیکل-فسفر نشان داده است که معرف پوشش الکترولس با فسفر بالا و با ساختار آمورف است [۱۴ و ۱۵]. مکانیزم تشکیل پوشش‌های هیبریدی

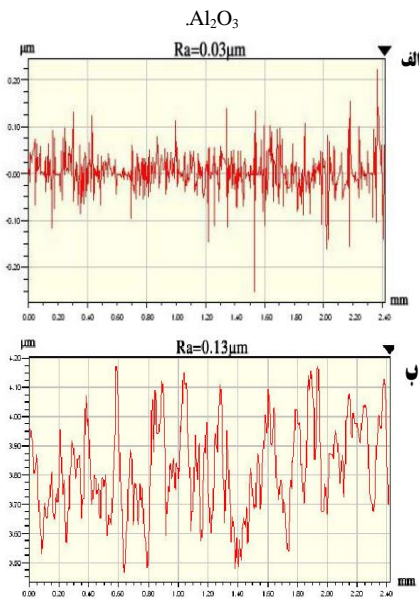
². Helmholtz

¹. Zeta potential

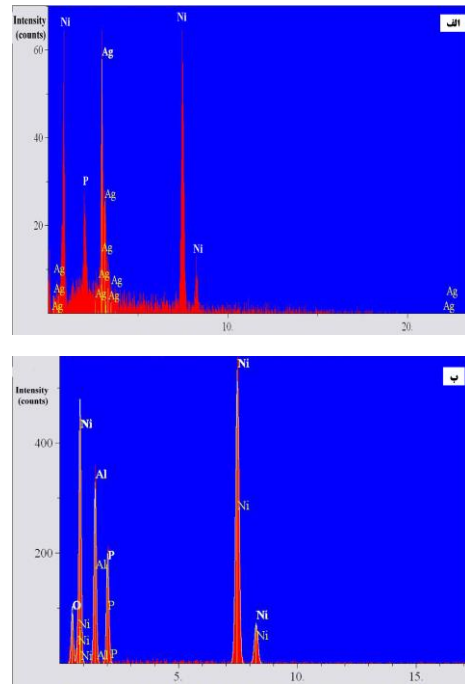
تقویت کننده آلومینا و نقره است. چنین شرایطی در سایر پوشش‌های کامپوزیتی نیز مشاهده شده به نحوی که با ورود ذرات به درون زمینه پوشش، زبری سطحی افزایش یافته و رفتار تریبولوژیکی آنها تحت تأثیر قرار گرفته است [۱۷ و ۹].



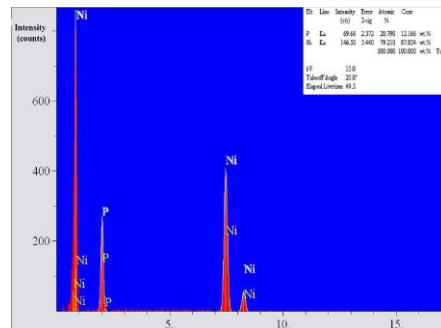
شکل ۴. مورفولوژی سطح پوشش‌های (الف) Ni-P و (ب) Ni-P-Ag



شکل ۵. پروفیل سطحی پوشش‌های (الف) Ni-P و (ب) Ni-P-Ag

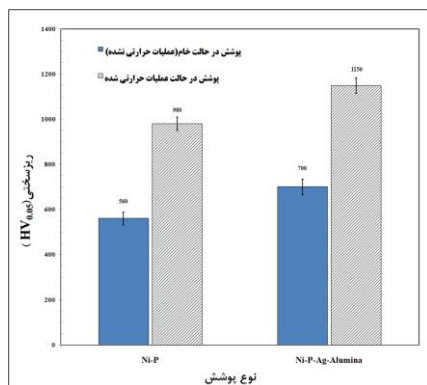


شکل ۲. آنالیز EDS از (الف) نقاط روشن (ذرات نقره) و (ب) نقاط تیره (ذرات آلومینا) در پوشش هیبریدی.



شکل ۳. آنالیز EDS از زمینه پوشش الکترولس Ni-P.

در شکل ۴، تصاویر SEM مربوط به مورفولوژی سطح پوشش‌های Ni-P و Ni-P-Ag-Al₂O₃ نشان داده شده است. مورفولوژی این دو پوشش بصورت گنبدی شکل بوده و با ورود و به دام افتادن ذرات در زمینه پوشش هیبریدی، زبری سطح پوشش افزایش یافته است (شکل ۵). همانطور که در شکل ۵ ملاحظه می‌شود با توجه به حضور همزمان ذرات نقره و نانوذرات آلومینا، پروفیل سطحی دارای نوسان نسبتاً زیادی است که در نتیجه حضور ذرات



شکل ۶. ریزسختی پوشش‌های Ni-P-Ag-Al₂O₃ و Ni-P در دو حالت خام (عملیات حرارتی نشده) و عملیات حرارتی شده.

خواص و رفتار تریبولوژیکی در دمای بالا

شکل ۷، پروفیل سطحی سطوح سایش و شکل ۸ نرخ سایش پوشش‌های Ni-P-Ag-Al₂O₃ و Ni-P در دمای بالا (~۵۰۰°C) را در مقایسه با سایش در دمای محیط نشان می‌دهد. ملاحظه می‌شود که مقاومت به سایش پوشش هیبریدی به ویژه در حالت عملیات حرارتی شده در هر دو حالت دمای محیط و دمای بالا بیشتر از پوشش نیکل-فسفر بوده و در عین حال ضریب اصطکاک متوسط آن نیز مطابق با داده‌های جدول ۱ کمتر از پوشش فاقد ذره است. با نگاهی به پروفیل سطحی پوشش هیبریدی در حالت سایش دمای بالا، می‌توان دریافت که با وجود سایش کمتر پوشش هیبریدی، سطح لغزش میان پوشش و جفت ساینده افزایش یافته است. بهبود سختی و مقاومت سایشی از یک طرف و بهبود روانکاری در پوشش هیبریدی از طرف دیگر منجر به سایش بیشتر سطح پین مقابل و افزایش سطح در تماس ناهمگونی‌های سطحی پوشش/پین شده است. از آنجا که پوشش هیبریدی دارای سختی بیشتری نسبت به پوشش Ni-P است، حضور نانوذرات سخت تقویت‌کننده آلومینا موجب افزایش مقاومت سایشی و وجود ذرات روانکار نقره منجر به کاهش اصطکاک بطور همزمان گردیده است. از سوی دیگر سطوح سایش پوشش هیبریدی Ni-P-Ag-Al₂O₃ در دمای محیط (شکل ۹-الف) وجود لایه‌های غنی از نقره را در مسیر سایش نشان

خواص مکانیکی پوشش‌های Ni-P و Ni-P-Ag-Al₂O₃

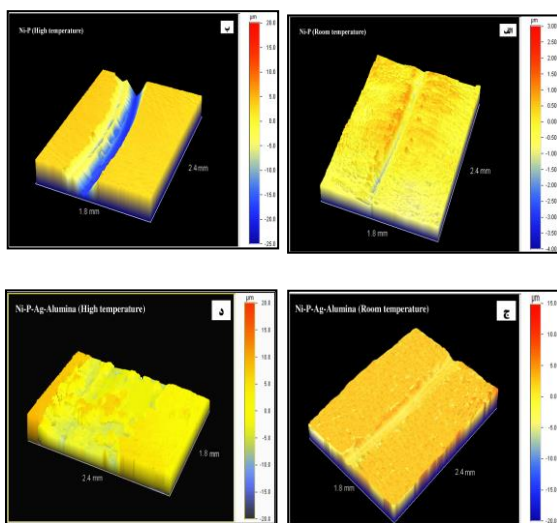
همانطور که در شکل ۶ مشاهده می‌شود، عملیات حرارتی پوشش‌ها در دمای ۴۰۰°C به مدت زمان یک ساعت موجب افزایش سختی پوشش شده است. علت افزایش سختی در اثر عملیات حرارتی، استحاله و تجزیه زمینه آمورف پوشش نیکل-فسفر به فاز نیکل کریستالی و ذرات فاز ثانویه Ni₃P بوده که ایجاد و حضور فازهای ثانویه Ni₃P در پوشش موجب افزایش سختی از طریق مکانیزمی مشابه با رسوب سختی^۱ شده است [۱۸ و ۱۹]. در مورد پوشش هیبریدی نیز ملاحظه می‌شود که سختی پوشش هیبریدی Ni-P-Ag-Al₂O₃ بیشتر از پوشش Ni-P است. با لحاظ اینکه شرایط تحلیل در پوشش هیبریدی پیچیده‌تر از پوشش‌های کامپوزیتی تک ذره‌ای است، می‌توان از رابطه مخلوط در کامپوزیتها بصورت زیر بهره گرفت [۲۰]:

$$H_c = V_{hp}H_{hp} + V_{sp}H_{sp} + V_mH_m \quad (\text{رابطه ۱})$$

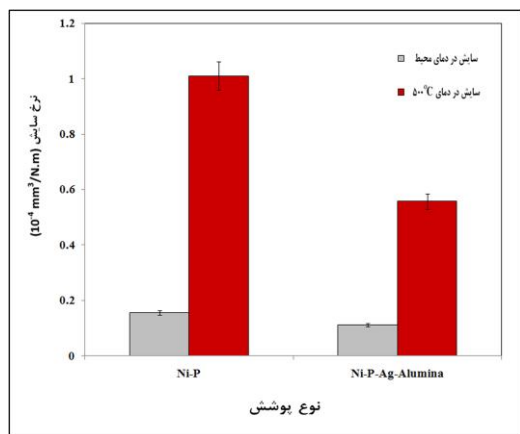
بطوری که در این رابطه، H_c سختی کامپوزیت هیبریدی، V_{hp} ، V_{sp} و V_m به ترتیب کسر حجمی ذرات سخت (آلومینا)، ذرات نرم (نقره) و زمینه و H_{hp} ، H_{sp} و H_m نیز به ترتیب سختی ذرات سخت، ذرات نرم و زمینه می‌باشند. اگرچه بر طبق رابطه ۱، نانوذرات آلومینا بعلاوه سختی بالا تأثیر مثبتی بر مقدار سختی پوشش هیبریدی داشته و باعث افزایش سختی می‌شوند، ولی از سوی دیگر ذرات نرم نقره تأثیر منفی داشته و سبب کاهش سختی می‌گردند. در این حالت به نظر می‌رسد که رقابتی میان نانوذرات سخت آلومینا و ذرات نرم نقره جهت افزایش و کاهش سختی وجود داشته و این تغییرات به شدت تحت تأثیر درصد ذرات هم‌رسوب هستند.

¹. Precipitation hardening

لایه‌های ترکیبی با زمینه پوشش درآمده‌اند. از سوی دیگر، در حالت سایش دمای بالا علاوه بر تغییر فرم پلاستیکی ذرات روانکار در مسیر سایش، شرایط نفوذ و جوانه‌زنی گسترده نقره در سطح پوشش به وجود آمده که در نهایت به بهبود مضاعف خاصیت روانکاری (خودروانکاری) منجر شده است.



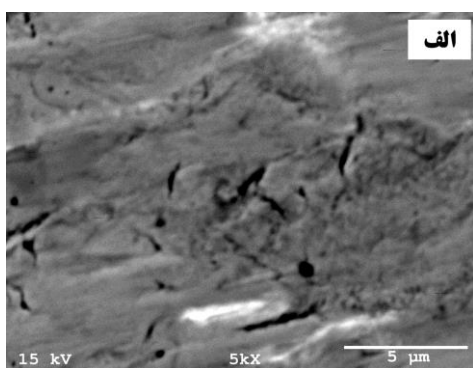
شکل ۷. پروفیل سه بعدی سطوح سایش پوشش‌های (الف) و (ب) Ni-P و (ج) و (د) Ni-P-Ag-Al₂O₃ به ترتیب در سایش دمای محیط و دمای بالا.



شکل ۸. نرخ سایش پوشش‌های Ni-P و Ni-P-Ag-Al₂O₃ در دمای محیط و دمای بالا.

می‌دهد که این لایه‌های تریبوفیلم بعلت تغییر فرم پلاستیک منطقه تحت سایش در این ناحیه به وجود آمده‌اند. تصویر میکروسکوپی و X-ray map از سطوح سایش مؤید وجود نقره در لایه‌های روانکار غنی از نقره در مسیر سایش است (شکل‌های ۱۰-الف و ۱۱-الف). علاوه بر این در حالت سایش دمای بالا، جوانه‌زنی گسترده نقره در مسیر سایش پوشش هیبریدی رخ داده است (شکل ۹-ب). با توجه به اینکه دمای سایش در حد ۵۰۰°C است، لذا جوانه‌زنی نقره از طریق فرایند نفوذ در پوشش محتمل است. علت این جوانه‌زنی گسترده، نفوذ نقره از منابع داخلی نقره در داخل پوشش به سمت سطح پوشش در دمای ۵۰۰°C بوده است (شکل‌های ۱۰-ب و ۱۱-ب). در سایر کامپوزیت‌های هیبریدی روانکار و مقاوم به سایش دیگر، علت کاهش ضریب اصطکاک در دمای بالا به ایجاد یک لایه نازک انتقالی از ماده روانکار در سطح هیبرید نسبت داده شده است [۲۱-۲۳]. بعنوان مثال در پوشش‌هایی نظیر YSZ-Ag-Mo مشاهده شده که در دمای ۵۰۰°C، نقره از داخل پوشش به سطح پوشش نفوذ کرده و باعث ایجاد لایه‌های غنی از نقره شده است که در نهایت موجبات کاهش ضریب اصطکاک را در دمای بالا فراهم آورده است [۲۴]. با توجه به بهبود همزمان خواص سایشی و روانکاری مطلوب پوشش هیبریدی Ni-P-Ag-Al₂O₃ در دمای محیط و دمای بالا و نیز نوع ذرات هم رسوب مورد استفاده می‌توان گفت که این پوشش هیبریدی بعنوان یکی از پوشش‌های چاملون^۱ می‌تواند در نقش یک پوشش هوشمند، خاصیت خودروانکاری مطلوبی را در طی زمان لغزش ایجاد نماید [۲۵-۲۷]. مکانیزم روانکاری پوشش هیبریدی نانوکامپوزیت حاوی نقره را می‌توان بصورت شماتیک مطابق با شکل ۱۲ نشان داد. در این شکل، مکانیزم روانکاری در دمای محیط متأثر از تشکیل لایه‌های تریبوفیلم غنی از نقره بوده که تحت تأثیر تغییر فرم پلاستیکی ذرات نقره بصورت

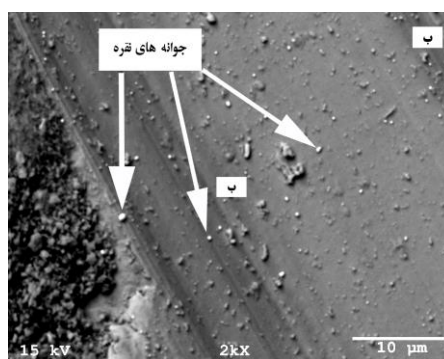
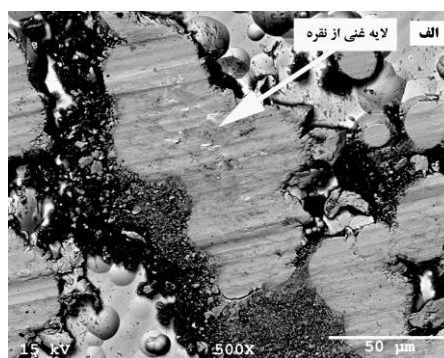
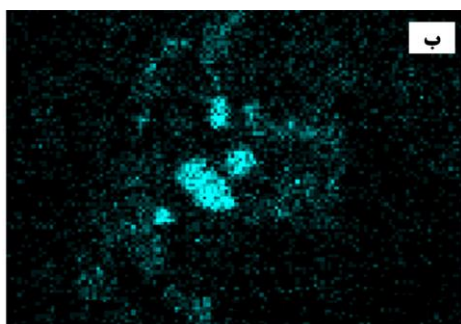
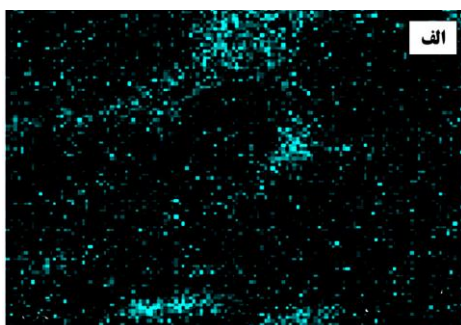
^۱. Chameleon



جدول ۱. مقادیر متوسط ضریب اصطکاک پوشش‌های مختلف در دمای محیط و دمای بالا.

ضریب اصطکاک	نوع پوشش
۰/۴۸	Ni-P (در حالت سایش در دمای محیط)
۰/۴	Ni-P-Ag-Al ₂ O ₃ (در حالت سایش در دمای محیط)
۰/۵۷	Ni-P (در حالت سایش در دمای بالا)
۰/۴۵	Ni-P-Ag-Al ₂ O ₃ (در حالت سایش در دمای بالا)

شکل ۱۰. تصاویر میکروسکوپی لایه‌های تریبوفیلیم در سطح سایش پوشش Ni-P-Ag-Al₂O₃ در حالت سایش (الف) دمای محیط و (ب) دمای بالا.

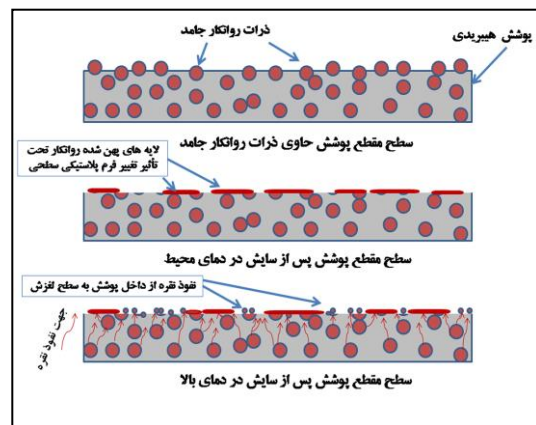


شکل ۹. تصاویر میکروسکوپی از سطوح سایش پوشش Ni-P-Ag-Al₂O₃ در حالت سایش (الف) دمای محیط و (ب) دمای بالا.

شکل ۱۱. تصاویر X-ray map از لایه‌های تریبوفیلیم پوشش Ni-P-Ag-Al₂O₃ مرتبط با تصاویر میکروسکوپی شکل ۱۰ در حالت سایش (الف) دمای محیط و (ب) دمای بالا.

مراجع

1. C. Donnet, A. Erdemir, *Solid lubricant coatings: recent developments and future trends*, Tribology Letter, 17(2004)389-397.
2. M. Gui, S.B. Kang, *Aluminum hybrid composite coatings containing SiC and graphite particles by plasma spraying*, Materials Letter, 51(2001)396-401.
3. H.E. Sliney, *A new chromium carbide-based tribological coating for use to 900°C with particular reference to the stirling engine*, Journal of Vacuum Science and Technology, 4(1986)2629-2632.
4. H.M. Wang, Y.L. Yu, S.Q. Li, *Microstructure and tribological properties of laser clad $\text{CaF}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$ self-lubrication wear-resistant ceramic matrix composite coatings*, Scripta Materialia, 47(2002)57-61.
5. C. Dellacorte, *The effect of counterface on the tribological performance of a high temperature solid lubricant composite from 25 to 650°C*, Surface and Coatings Technology, 86-87(1996)486-492.
6. R. Tyagi, D.S. Xiong, J.L. Li, J. Dai, *High-temperature friction and wear of Ag/h-BN containing Ni-based composites against steel*, Tribology Letter, 40(2010)181-186.
7. C.P. Mulligan, D. Gall, *CrN-Ag self lubricating hard coatings*, Surface and Coatings Technology, 200(2005)1495-1500.
8. J.J. Gengler, C. Muratore, A.K. Roy, J. Hu, A.A. Voevodin, S. Roy, J.R. Gord, *Ytria-stabilized zirconia-based composites with adaptive thermal conductivity*, Composite Science and Technology, 70(2010)2117-2122.
9. P. Sahoo, S.K. Das, *Tribology of electroless nickel coatings: A review*, Materials and Design, 32(2011)1760-1775.
10. J.N. Balaraju, T.S.N. Sankara Narayanan, S.K. Seshadri, *Electroless Ni-P composite coatings*, Journal of Applied Electrochemistry, 33(2003)807-816.
11. Y. Wu, H. Liu, B. Shen, L. Liu, W. Hu, *The friction and wear of electroless Ni-P matrix with PTFE and/or SiC particles composite*, Tribology International, 39(2006)553-559.
12. Y. Wu, B. Shen, L. Liu, W. Hu, *The tribological behaviour of electroless Ni-P-*



شکل ۱۲. شماتیکی از مکانیزم‌های روانکاری پوشش هیبریدی حاوی ذرات روانکار نقره در سایش دمای محیط و دمای بالا.

نتیجه‌گیری

۱. رفتار تریبولوژیکی مطلوب پوشش هیبریدی نانوکامپوزیت $\text{Ni-P-Ag-Al}_2\text{O}_3$ تلفیقی از مقاومت به سایش بالای نانوذرات آلومینا و خواص روانکاری ذرات نقره بوده است بطوری که حضور ذرات آلومینا در پوشش هیبریدی نانوکامپوزیت $\text{Ni-P-Ag-Al}_2\text{O}_3$ منجر به افزایش سختی و مقاومت سایشی پوشش شده در حالی که وجود ذرات نقره در پوشش هیبریدی موجب کاهش ضریب اصطکاک نسبت به پوشش Ni-P شده است.
۲. خاصیت خودروانکاری پوشش هیبریدی $\text{Ni-P-Ag-Al}_2\text{O}_3$ در دمای محیط بعلاوه تغییر فرم پلاستیکی ذرات و ایجاد لایه‌های ترکیبی غنی از نقره در مسیر سایش بوده است.
۳. خاصیت خودروانکاری پوشش هیبریدی حاوی ذرات نقره در دمای بالا ناشی از ایجاد لایه‌های تریبوفیلم روانکار نقره و نیز نفوذ گسترده نقره از داخل پوشش به سطح پوشش $\text{Ni-P-Ag-Al}_2\text{O}_3$ بوده است.

- Chen, *Microstructure and wear behaviors of laser clad NiCr/Cr₃C₂-WS₂ high temperature self-lubricating wear-resistant composite coating*, Applied Surface Science, 258(2012)3757-3762.
24. J.J. Hu, C. Muratore, A.A. Voevodin, *Silver diffusion and high-temperature lubrication mechanisms of YSZ-Ag-Mo based nanocomposite coatings*, Composite Science and Technology, 67(2007)336-347.
25. S.M. Aouadi, D.P. Singh, D.S. Stone, Polychronopoulou, K., Nahif, F., Rebholz, C., Muratore, C., Voevodin, A.A., *Adaptive VN/Ag nanocomposite coatings with lubricious behavior from 25 to 1000°C*, Acta Materialia, 58(2010)5326-5331.
26. D.S. Stone, J. Migas, A. Martini, T. Smith, C. Muratore, A.A. Voevodin, S.M. Aouadi, *Adaptive NbN/Ag coatings for high temperature tribological applications*, Surface and Coatings Technology, 206(2012) 4316-4321.
27. A.A. Voevodin, J.S. Zabinski, C. Muratore, *Recent advances in hard, tough, and low friction nanocomposite coatings*, Tsinghua Science and Technology, 10(2005)665-679.
- Gr-SiC composite*, Wear, 261(2006)201-207.
13. S. Vallar, D. Houivet, J. El Fallah, D. Kervadec and J.M. Haussonne, *Oxide slurries stability and powders dispersion: optimization with zeta potential and rheological measurements*, Journal of European Ceramics Society, 19(1999)1017-1021.
14. R. Parkinson, *Properties and applications of electroless nickel*, NiDI technical series, 10051(1997)1-35.
15. W. Riedel, *Electroless nickel plating*, 1st ed., ASM International, Ohio, 1991.
16. J.N. Balaraju, K.S. Rajam, *Electroless deposition and characterization of high phosphorus Ni-P-Si₃N₄ composite coatings*, International Journal of Electrochemical Science, 2(2007)747-761.
17. M. Madej, D. Ozimina, *Electroless Ni-P-Al₂O₃ composite coatings*, Kovove Materialy-Metallic Materials, 44(2006)291-296.
18. I. Apachitei, F.D. Tichelaar, J. Duszczyk, L. Katgerman, *The effect of heat treatment on the structure and abrasive wear resistance of autocatalytic NiP and NiP-SiC coatings*, Surface and Coatings Technology, 149(2002)263-278.
19. O.A. León, M.H. Staia, H.E. Hintermann, *High temperature wear of an electroless Ni-P-BN(h) composite coating*, Surface and Coatings Technology, 163-164(2003)578-584.
20. B. Harris, *Engineering composite materials*, 2nd ed., The Institute of Materials, Minerals and Mining, London, 1999.
21. F. Li, J. Cheng, Z. Qiao, J. Ma, S. Zhu, L. Fu, J. Yang, W. Liu, *A nickel alloy based high temperature self-lubricating composite with simultaneously superior lubricity and high strength*, Tribology Letter, 49(2013)573-577.
22. S. Soleymani, A. Abdollah-Zadeh, S.A. Alidokht, *Microstructural and tribological properties of Al5083 based surface hybrid composite produced by friction stir processing*, Wear, 278-279(2012)41-47.
23. M.S. Yang, X.B. Liu, J.W. Fan, X.M. He, S.H. Shi, G.Y. Fu, M.D. Wang, S.F.