

رفتار تریبو خوردگی پوششهای آمورف و نانو ساختار الکترو لیس نیکل - فسفر

فریده طباطبایی، کیوان رئیسی و احمد ساعتچی

دانشگاه صنعتی اصفهان، دانشکده مهندسی مواد

مصطفی اورگان

دانشکده متالورژی و مهندسی مواد، دانشگاه استانبول ترکیه

(دریافت مقاله : ۹۲/۰۴/۱۵ - پذیرش مقاله : ۹۲/۱۱/۰۸)

چکیده

در این پژوهش رفتار تریبو خوردگی پوشش‌های الکترو لیس نانو ساختار نیکل - فسفر ایجاد شده بر روی نمونه‌های فولادی در محلول ۳/۵٪ کلرید سدیم در دو حالت خام و عملیات حرارتی شده مورد ارزیابی قرار گرفته است. بدین منظور، ابتدا پوشش نیکل - فسفر با درصد فسفر بالا بر روی زیر لایه‌هایی از جنس فولاد کم کربن به روش الکترو لیس ایجاد شد و سپس نمونه‌های پوشش داده شده به صورت هم‌دما در دماهای ۴۰۰°C و (HT400) و ۶۰۰°C (HT600) به مدت ۱ ساعت آنبیل شدند. رفتار الکتروشیمیایی پوشش‌ها توسط روش پلاریزاسیون پتانسیودینامیک در محلول ۳/۵٪ کلرید سدیم مورد ارزیابی قرار گرفت. آزمون‌های تریبو خوردگی نیز در محلول ۳/۵٪ کلرید سدیم انجام شدند. میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) و پروفیلومتری سه بعدی برای مطالعه خراش سایشی استفاده شدند. نتایج نشان داد که بیشترین مقاومت به تریبو خوردگی و کمترین میزان ضریب اصطکاک برای پوشش نیکل - فسفر عملیات حرارتی شده در ۶۰۰°C به دست آمد.

واژه های کلیدی: پوشش، الکترو لیس، نیکل، نانو ساختار، تریبو خوردگی، عملیات حرارتی.

Effect of heat treatment on tribocorrosion behavior of amorphous and nanostructure Ni-P electroless coatings

F. Tabatabaei, K. Raeissi, A. Saatchi

Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology

M. Ürgen

Department of Metallurgical and Materials Engineering, Istanbul Technical University, Turkey

(Received 6 July 2013, accepted 28 January 2014)

Abstract

In this study, the tribocorrosion behavior of nanostructure Ni-P electroless coatings in 3.5 wt-% NaCl solution has been investigated. High phosphorus Ni-P coatings were deposited on mild steel by electroless plating and then they were isothermally heat treated at 400°C (HT400) and 600°C (HT600) for 1 h. The electrochemical behavior of the coatings was evaluated by potentiodynamic polarization technique in 3.5 wt-% NaCl solution. Tribocorrosion tests were also done in 3.5 wt-% NaCl solution. Scanning Electron Microscopy (SEM) and 3D profilometry were also used to study the wear scars. The results showed that the maximum tribocorrosion resistance and the lowest friction coefficient were obtained for heat treated Ni-P coating at 600°C.

Keywords: Coating, Electroless, Nickel, Nanostructure, Corrosion, Tribocorrosion, Heat treatment.

E-mail of corresponding author: f.tabatabaei@ma.iut.ac.ir

مقدمه

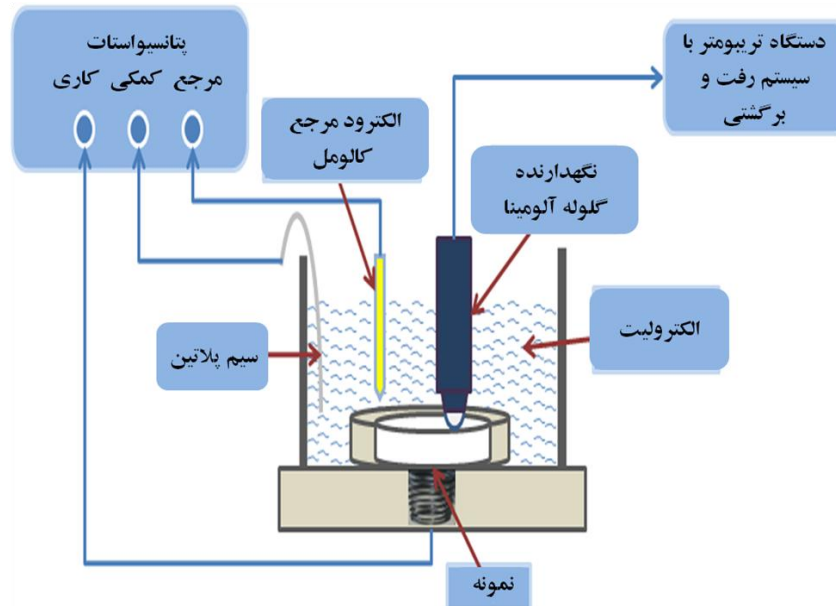
تریبوخوردگی تأثیر همزمان سایش و خوردگی است که در کاربردهای مختلفی اعم از صنایع اتومبیل سازی، فضایی، شیمیایی، میکروالکترونیک‌ها، صنایع معدنی و دریایی مشاهده شده است [۱-۳]. اگرچه بیشتر مطالعات انجام شده در مورد رفتار خوردگی پوشش‌ها و فلزات پسیو متمرکز بر شرایط خوردگی یکنواخت بوده‌اند [۴ و ۵]، اما تعداد کمی از مطالعات رفتار تریبوخوردگی فلزات را در شرایط خوردگی موضعی بررسی کرده‌اند [۶]. پوشش کترولس نیکل- فسفر یکی از پوشش‌های متداول به کار رفته در محیط‌های خوردنده و ساینده است. پوشش کترولس نیکل- فسفر با درصد‌های فسفر بالا در شرایط خام به دلیل دارا بودن ساختاری آمورف و تشکیل فیلم پسیو پایدار در محیط‌های خوردنده، مقاومت به خوردگی خوبی را از خود نشان داده است. این لایه پسیو بر پایه ترکیبات فسفاتی است و با مسدود کردن حفرات موجود در پوشش، مقاومت به خوردگی را افزایش می‌دهد [۷]. عملیات حرارتی پوشش به دلیل ایجاد ساختار کریستالی نیکل و فاز ثانویه Ni_3P موجب کاهش مقاومت به خوردگی پوشش می‌شود [۸]. از طرف دیگر تغییر ساختار آمورف پوشش نیکل- فسفر به ساختار نانوکریستالی و همچنین تغییرات فازی ایجاد شده در اثر عملیات حرارتی باعث افزایش سختی و مقاومت به سایش این پوشش می‌گردد [۹]. با انتخاب دمای مناسب عملیات حرارتی می‌توان یک حالت بهینه از مقاومت به خوردگی و سایش پوشش نیکل- فسفر ایجاد کرد. اگرچه در سال‌های اخیر مطالعات زیادی بر روی رفتار سایشی و خوردگی پوشش‌های کترولس نیکل- فسفر انجام شده است [۱۰-۱۲]. اما تأثیر همزمانی این دو پدیده تاکنون مورد ارزیابی قرار نگرفته است. بر این اساس در این مطالعه، اثر عملیات حرارتی بر روی رفتار تریبوخوردگی پوشش‌های کترولس نیکل- فسفر با درصد فسفر بالا مورد بررسی قرار گرفته است.

مواد و روش تحقیق

زیرلایه‌هایی از جنس فولاد AISI 1045 بصورت نمونه‌های دیسکی شکل با قطر ۴/۵ سانتیمتر و ضخامت ۷ میلی‌متر تهیه شدند. عملیات آماده‌سازی سطحی نمونه‌ها شامل سنباده زنی تا سنباده ۶۰۰، چربی زدایی در محلول قلیایی NaOH در دمای 80°C ، شستشوی اولتراسونیک در استون و شستشوی متناوب با آب مقطر بوده است. از محلول تجاری MacDermid ELV 811 به عنوان محلول کترولس استفاده شد که شامل 6 g L^{-1} سولفات نیکل، 30 g L^{-1} هیپوفسفات سدیم و مقادیر مناسبی افزودنی و پایدار کننده بوده است. فرآیند آبکاری در یک حمام دوجداره با ظرفیت ۵۰۰ mL متصل به سیستم گرمایشی آب در گردش، در دمای 90°C و $\text{pH}=4.8$ به مدت ۳ ساعت جهت دستیابی به پوششی با ضخامت ۳۰ میکرومتر انجام شده است. همچنین عملیات حرارتی هم‌ما در دماهای 400°C (HT400) و 600°C (HT600) به مدت یک ساعت بر روی نمونه‌های پوشش داده شده اجرا گردید. آنالیز پراش پرتو ایکس (XRD) برای مطالعه ریزساختار پوشش‌های Ni-P با تیوب اشعه ایکس $\text{CuK}\alpha$ تحت ولتاژ ۴۰kV انجام شد. مورفولوژی سطح پوشش‌های نیکل- فسفر توسط آنالیز تصویری و با استفاده از تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی (JEOL JSM-5410 SEM) مورد بررسی قرار گرفت. رفتار خوردگی شیمیایی نمونه‌های پوشش داده شده در محلول ۳/۵٪ وزنی کلرید سدیم با استفاده از منحنی‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی و اسپکتروسکوپی امپدانس الکتروشیمیایی (EIS) مورد ارزیابی قرار گرفت. آزمون‌های تریبوخوردگی با استفاده از یک سیستم تریومتر متصل به دستگاه پتانسیو استات /گالوانواستات EG&G مدل ۲۶۳A در الکترولیت مشابه با آزمون‌های خوردگی انجام شد. آزمون‌های تریبوخوردگی در شرایط رفت و برگشتی تحت بار ثابت اعمالی ۲۰N و با سرعت متوسط ۰/۵cm/s انجام شدند. در شکل ۱ تصویر شماتیکی از تجهیزات تریبوخوردگی مورد استفاده آمده است. در

سطحی پوششها پس از آزمون تریبوخوردگی توسط پروفیلومتری نوری مورد ارزیابی قرار گرفت.

این آزمون ها از گلوله آلومینا با قطر ۱۰mm به عنوان جزء مقابل در فرآیند سایش استفاده گردید. مورفولوژی



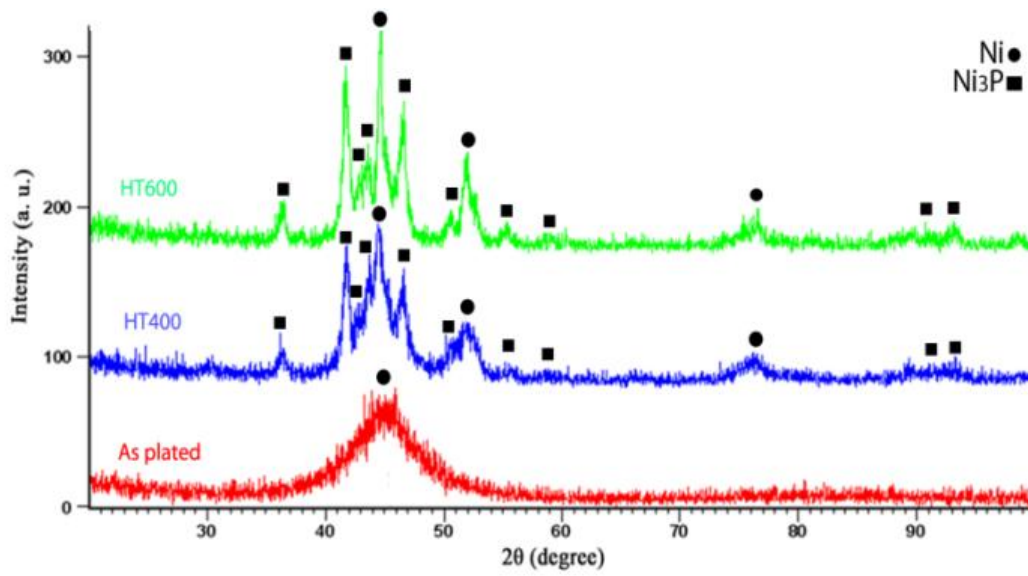
شکل ۱. تصویر شماتیکی از سیستم تریبوخوردگی.

استفاده از رابطه شرر، اندازه دانه‌های کریستالی فاز نیکل زمینه محاسبه شدند که برای پوشش‌های آنیل شده در دماهای 400°C و 600°C به ترتیب برابر ۱۴ و ۱۸ نانومتر به دست آمد. این نتایج تطابق خوبی با داده‌های ارایه شده توسط محققین دیگر دارد [۱۳ و ۱۴]. همانطور که در شکل ۴ آمده است، بیشینه مقدار سختی (حدود ۱۰۶۰ ویکرز) برای پوشش آنیل شده در دمای 400°C به دست آمده است. افزایش دمای عملیات حرارتی به 600°C موجب افت سختی به حدود ۹۳۰ ویکرز شده است. عملیات حرارتی موجب تشکیل فاز ثانویه فسفید نیکل در اثر فرآیند رسوب سختی می‌شود. وجود رسوبات کوهیرنت و نیمه کوهیرنت عامل اصلی افزایش سختی پوشش‌های عملیات حرارتی شده است [۱۵].

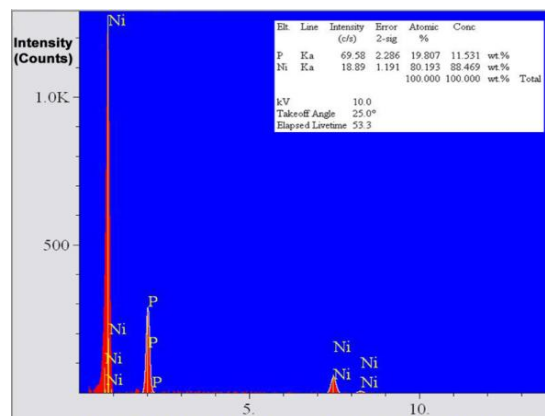
نتایج و بحث

ساختار و سختی پوشش‌ها

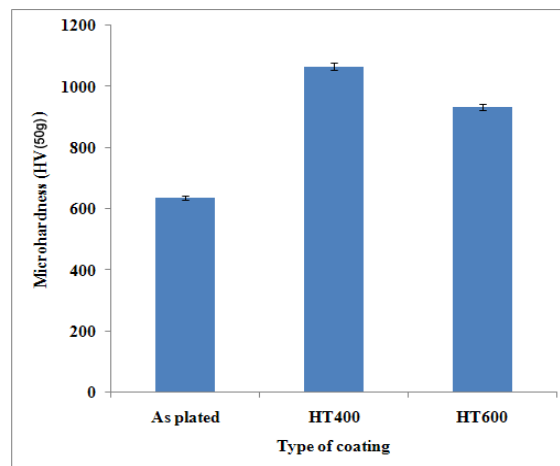
آنالیز فازی پوشش‌های خام و آنیل شده در شکل ۲ آمده است. پوشش خام شامل ساختاری آمورف است که این ساختار در نتیجه حضور درصد فسفر بالای موجود در پوشش است. آنالیز EDS ارایه شده در شکل ۳ نشان دهنده حضور درصد بالای فسفر (حدود ۱۲ درصد وزنی) در پوشش است. عملیات حرارتی در دماهای 400°C و 600°C موجب تغییر ساختار آمورف به ساختاری نانو کریستال شامل زمینه نیکل و ذرات فاز ثانویه Ni_3P می‌شود. چنانچه در شکل ۲ آمده است، همه پیک‌های موجود در پوشش‌های آنیل شده متعلق به دو فاز کریستالی مذکور است. با اندازه‌گیری پهنای پیک در نصف ارتفاع بیشینه (FWHM) پیک‌های اصلی نیکل و با



شکل ۲. الگوی پراش پرتو ایکس پوشش های الکترولس نیکل- فسفر در حالت های خام و عملیات حرارتی شده.



شکل ۳. آنالیز EDS پوشش الکترولس نیکل - فسفر خام.



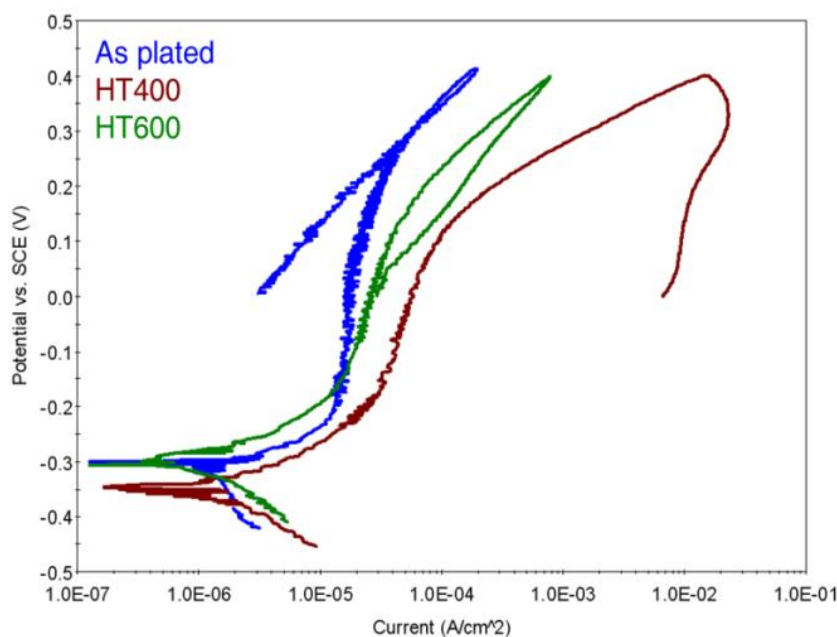
شکل ۴. مقادیر میکروسختی پوشش های الکترولس نیکل - فسفر خام و عملیات حرارتی شده.

خوردگی و تریبوخوردگی

پلاریزاسیون پتانسیودینامیک سیکیلی

منحنی‌های پلاریزاسیون سیکیلی پوشش‌های خام و عملیات حرارتی شده در محلول ۳/۵٪ وزنی کلرید سدیم در شکل ۵ آمده است. با توجه به این منحنی‌ها، حضور منطقه پسیو برای همه نمونه‌ها در منحنی پلاریزاسیون قابل‌مشاهده است. کمترین دانسیته جریان پسیو و بزرگترین بازه پتانسیلی پسیو مربوط به پوشش خام است. چنانچه در شکل ۵ آمده است، پوشش‌های آنیل شده مستعد به خوردگی حفره‌ای هستند. اگرچه، پوشش HT600 دانسیته جریان پسیو کمتر و محدوده پتانسیلی پسیو بزرگتری در مقایسه با پوشش HT400 دارد. وجود یک حلقه هیستریزس در منحنی پلاریزاسیون سیکیلی نشان دهنده بروز خوردگی حفره‌ای است. هرچه اندازه این حلقه کوچکتر باشد نشان‌دهنده مقاومت به خوردگی حفره‌ای بیشتر در نتیجه باز پسیو شدن آسان‌تر پوشش است. از طرف دیگر، عملیات حرارتی در دمای حدود 400°C موجب تشکیل رسوبات نیکل فسفید می‌شود و در نتیجه آن، مقدار فسفر در زمینه نیکل باقیمانده کاهش می‌یابد. بنابراین مقاومت به خوردگی و همچنین توانایی

ایجاد پسیواسیون کاهش می‌یابد [۱۶]. به علاوه، ذرات Ni_3P تشکیل شده، با ایجاد پیل‌های گالوانیکی اکتیو/پسیو، تخریب ناشی از خوردگی را افزایش می‌دهند. همچنین با اعمال عملیات حرارتی، رسوبات Ni-P دچار انقباض شده و در اثر این انقباض، ترک‌هایی در ساختار ایجاد می‌شود که می‌تواند عامل رسیدن الکتروولت به زیر لایه و تشدید شرایط خورنده شود [۱۶]. پوشش HT600 رفتار خوردگی بهتری را از خود نشان می‌دهد که دلیل آن را می‌توان به حضور تنش‌های باقیمانده کمتر و همچنین تشکیل لایه دیفوزیونی یکپارچه در محل فصل‌مشترک زیرلایه با پوشش، مرتبط دانست [۱۳ و ۱۷]. داده‌های اقتباس شده از منحنی‌های پلاریزاسیون در جدول ۱ ارائه شده‌اند. با توجه به این داده‌ها، دانسیته جریان خوردگی در هر سه نمونه بسیار کم است. حضور لایه‌های پسیو فسفاتی بر روی پوشش خام و اکسیدی بر روی پوشش‌های عملیات حرارتی شده عامل ایجاد مقاومت به خوردگی خوب در شرایط پتانسیل مدار باز (OCP) برای این پوشش‌ها است [۱۸].

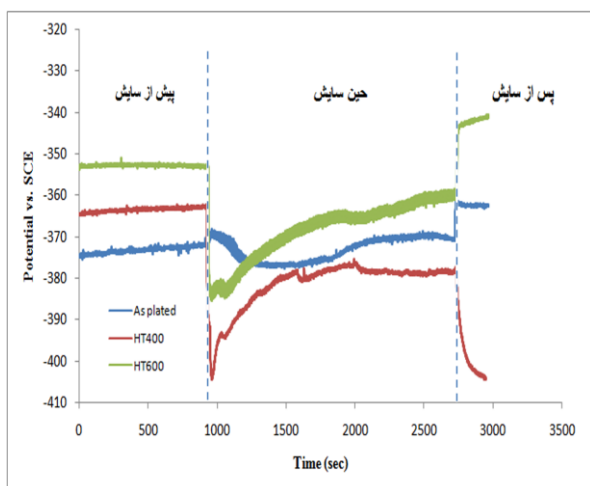


شکل ۵. نمودارهای پلاریزاسیون تافل پوشش‌های الکتروکترولس Ni-P در حالت خام و عملیات حرارتی شده در محلول ۳/۵٪ NaCl.

جدول ۱. پارامترهای خوردگی پوشش های الکترولس نیکل- فسفر در محلول ۳/۵٪ وزنی کلرید سدیم.

نمونه	چگالی جریان خوردگی ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	پتانسیل خوردگی (mV vs. SCE)	چگالی جریان روئین ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)
خام	$1/3 \pm 0/05$	-300 ± 20	$16 \pm 0/05$
HT400	$1/1 \pm 0/03$	-345 ± 15	$40 \pm 0/1$
HT600	$0/9 \pm 0/04$	-300 ± 25	$20 \pm 0/15$

مجدد تأثیرگذار است. از آنجایی که نوع پسیو ایجاد شده بر روی پوشش خام (فسفات نیکل) و پوشش آنیل شده (اکسید نیکل) یکسان نیست، سرعت پسیواسیون مجدد و در نتیجه آن، تغییرات OCP پوشش در دو حالت آنیل شده و خام متفاوت خواهد بود. پس از اتمام لغزش، پوشش های خام و HT600 دوباره پسیو شده اما پتانسیل پوشش HT400 به سمت مقادیر منفی تر شیفته پیدا کرده است. دلیل منفی تر شدن پتانسیل پوشش HT400 را باتوجه به نمودار پلاریزاسیون، می توان تمایل به خوردگی موضعی آن دانست (شکل ۵).



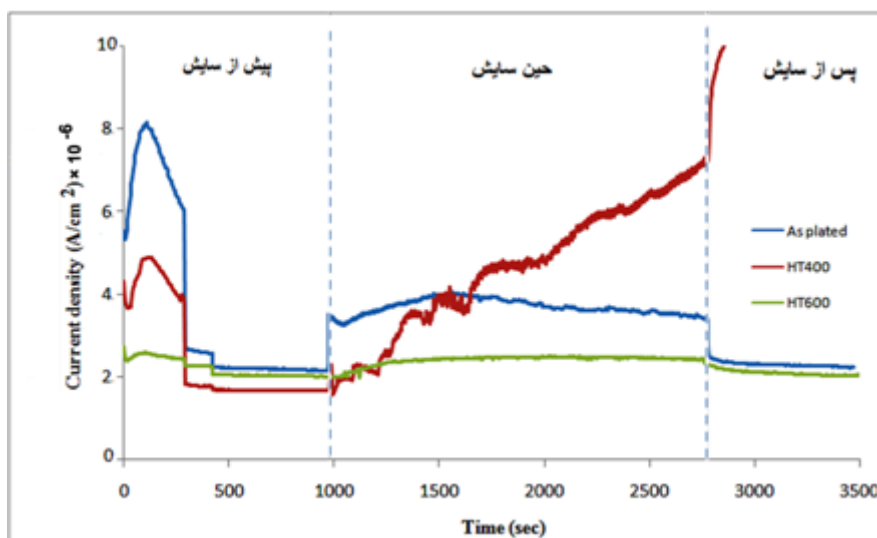
شکل ۶. تغییرات پتانسیل مدار باز پوشش ها در اثر آزمون تریبوخوردگی.

رفتار تریبوخوردگی پوشش ها در پتانسیل مدار باز تغییرات OCP پوشش ها نسبت به زمان در شکل ۶ ارایه شده است. با غوطه ور شدن نمونه های پوشش داده شده در محلول خورنده، فیلم پسیو بر روی سطح تشکیل شده است. با شروع لغزش، به دلیل تخریب سریع لایه پسیو اکسید نیکل، پتانسیل پوشش های آنیل شده به سمت مقادیر منفی کاهش ناگهانی یافته است. در مقابل، پتانسیل پوشش نیکل - فسفر خام با شروع لغزش به سمت مقادیر نجیب تر شیفته پیدا کرده است که علت آن را می توان به حضور لایه غنی از فسفر در زیر لایه سطحی فسفات نیکل مربوط دانست. پتانسیل خوردگی لایه غنی از فسفر بیشتر از پوشش نیکل- فسفر است [۱۹]. سایش بیشتر سطح موجب کاهش پتانسیل پوشش تا رسیدن به پتانسیل خوردگی پوشش نیکل- فسفر آمورف می گردد. پس از آن در طول زمان سایش، پتانسیل تقریباً مقدار ثابتی داشته و تغییر قابل توجهی نداشته است. اما پتانسیل پوشش های آنیل شده با گذشت زمان یک تغییر تدریجی به سمت مقادیر نجیب تر داشته است. مشابه چنین رفتاری برای پوشش آلیاژی نیکل توسط حسنی و همکارانش مشاهده شده است [۲۰]. مقادیر پتانسیل در محدوده اعمال لغزش وابسته به پتانسیل خوردگی ذاتی سطوح ساییده شده و ساییده نشده و سرعت پسیواسیون مجدد سطوح ساییده شده است. در واقع، نسبت نواحی اکتیو به نواحی پسیو، درجه خوردگی گالوانیک در سطوح ساییده شده را تعیین می کند و به طور عمده ای بر میزان سرعت پسیواسیون

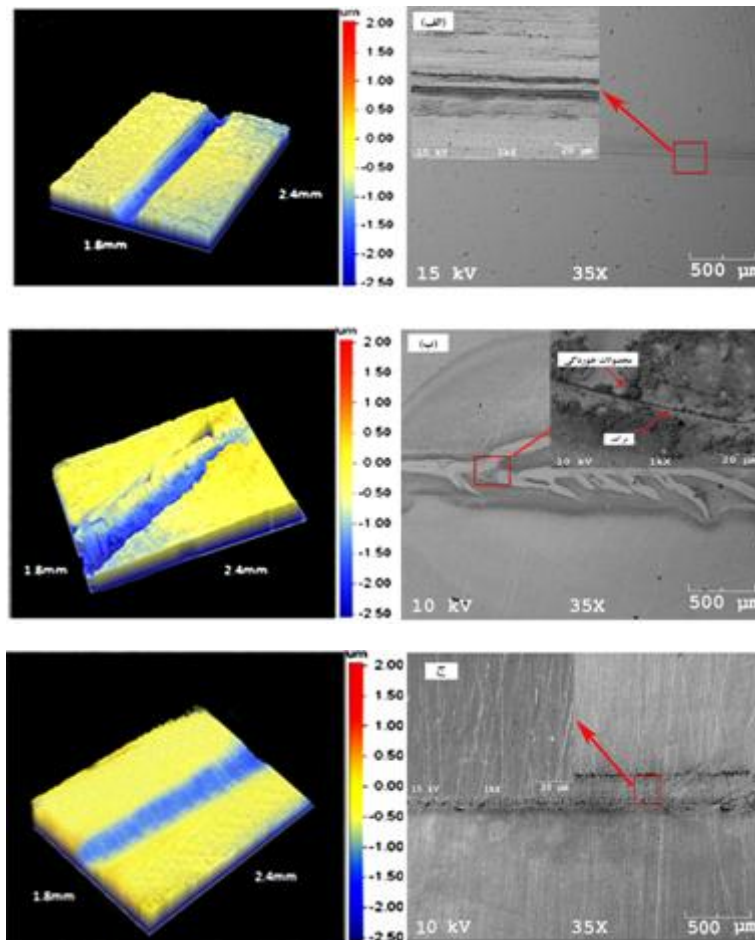
رفتار تریبوخوردگی در شرایط پتانسیواستاتیک

خام و HT600 نسبتاً کم بوده که در اثر تمایل به تشکیل سریعتر لایه پسیو در این نمونه‌ها نسبت به پوشش HT400 است. در مورد پوشش HT400، در طول سایش تغییرات بسیار زیادی در مقدار دانسیته جریان خوردگی پوشش ایجاد شده است. پس از سایش نیز پوشش‌های خام و HT600 دوباره پسیو شده و دانسیته جریان در آن‌ها به سمت مقادیر پیش از سایش بازگشته است اما در پوشش HT400، نه تنها دانسیته جریان کاهش نیافته است بلکه، شیب آن در جهت افزایش نیز به مراتب بیشتر از محدوده سایش است. به نظر می‌رسد که نفوذ محلول خوردنده از طریق ترک‌ها و عیوب پوشش به سمت زیر لایه و در نتیجه خوردگی زیر لایه فولادی عامل بروز چنین رفتاری در پوشش HT400 است. تصاویر SEM از محل خراش سایشی در پوشش‌های خام و HT600 که در شکل‌های ۸ الف و ۸ ج آمده‌اند، نشان دهنده حضور تخریبات ناشی از خوردگی بسیار ناچیز در این نمونه‌ها است. در مقابل، وجود تعداد زیادی از ترک‌ها و همچنین محصولات خوردگی اطراف خراش سایشی در پوشش HT400 به وضوح قابل مشاهده است (شکل ۸ ب). نتایج حاصل از آنالیز EDS از محصولات خوردگی مذکور نشان داد که مقادیر قابل توجهی از ترکیبات آهن در آن‌ها وجود دارد و این مساله مؤید نفوذ الکتروولت به زیر لایه و ایجاد خوردگی زیر لایه فولادی است (شکل ۹).

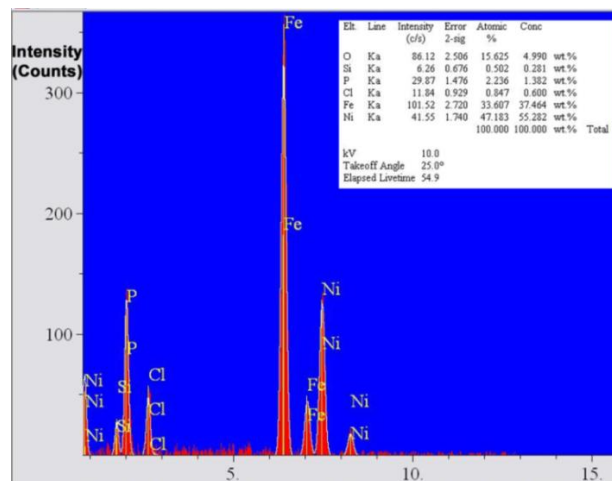
آزمون‌های تریبوخوردگی پتانسیواستاتیک بر روی نمونه‌های پوشش داده شده خام و آنیل شده در پتانسیل ۱۰۰ میلی ولت بالاتر از OCP مربوط به هر نمونه در محلول ۳/۵٪ وزنی کلرید سدیم انجام شدند. داده‌های مربوط به این آزمون‌ها به صورت نمودار تغییرات دانسیته جریان بر حسب زمان در شکل ۷ آمده است. بلافاصله پس از غوطه وری پوشش Ni-P در محلول خوردنده، نیکل شروع به حل شدن می‌کند و در نتیجه آن دانسیته جریان افزایش می‌یابد. پس از گذشت مدت زمان اندکی، با تشکیل لایه پسیو بر روی سطح، دانسیته جریان روند کاهشی را آغاز کرده و پس از گذشت زمانی در حدود ۵ دقیقه، مقدار جریان به حالت تقریباً پایداری می‌رسد. بر طبق گزارش ارایه شده توسط Elsener و همکارانش [۷]، با فرارگیری پوشش نیکل- فسفر خام در محیط‌های خوردنده کلریدی، سرعت انحلال نیکل بیشتر از فسفر است، لذا یک فیلم پسیو دو لایه شامل یک لایه فسفاتی و یک لایه غنی از فسفر بر روی سطح تشکیل می‌گردد. در پوشش آنیل شده، لایه پسیو ایجاد شده به جای فسفات نیکل، اکسید نیکل است. با توجه به شکل ۷، اعمال سایش سبب افزایش دانسیته جریان به مقادیر مثبت شده است. تغییرات دانسیته جریان برای پوشش نیکل - فسفر



شکل ۷. تغییرات مقادیر دانسیته جریان خوردگی پوشش‌های الکتروکترولس نیکل - فسفر خام و عملیات حرارتی شده در پتانسیل ۱۰۰ میلی ولت نسبت به OCP در آزمون تریبوخوردگی.



شکل ۸. تصاویر SEM و پروفیل سه بعدی از محل خراش پس از آزمون تریبوخوردگی برای نمونه های پوشش داده شده خام و آنیل شده.

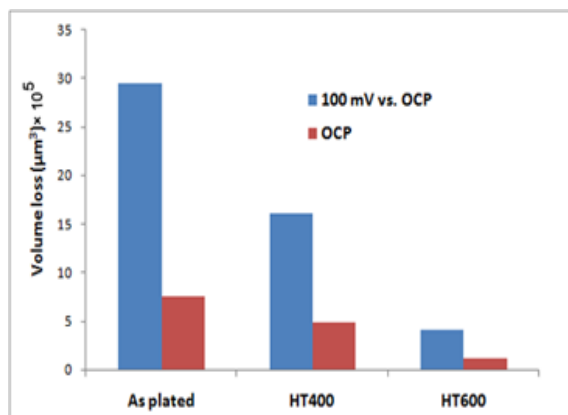


شکل ۹. آنالیز EDS از محصولات خوردگی در محل خراش آزمون تریبوخوردگی بر روی پوشش HT400.

دست آمده و با استفاده از داده‌های مربوط به هندسه شیار، مقدار حجم و ماده از دست رفته محاسبه شده است. با توجه به نمودار ارایه شده در شکل ۱۰، بیشترین میزان

مقادیر کاهش حجم و ضریب اصطکاک پوشش‌ها برای محاسبه میزان کاهش حجم یافته، پس از آزمون تریبوخوردگی پروفیل سطحی در محل شیار سایشی به

است که موجب شده محققین درصدد اصلاح روش‌های موجود جهت ارزیابی رفتار تریبوخوردگی مواد برآیند.



شکل ۱۰. مقادیر کاهش حجم پس از آزمون تریبوخوردگی تحت پتانسیل‌های مختلف.

ضریب اصطکاک نمونه‌های پوشش داده شده در طول آزمون‌های تریبوخوردگی در جدول ۲ ارائه شده است. با توجه به این داده‌ها، ضرایب اصطکاکی مربوط به پوشش‌های آنیل شده در مقایسه با پوشش خام در هر دو پتانسیل کمتر بوده است که با توجه به گزارش ارائه شده توسط Dellacorte، حضور لایه پسیو از نوع اکسید نیکل به دلیل شرایط روانکاری خوب این اکسید عامل کاهش ضریب اصطکاک است. به نظر می‌رسد که وجود لایه‌ای از جنس فسفات نیکل بر روی سطح پوشش نیکل - فسفر خام می‌تواند ضریب اصطکاک را افزایش دهد [۲۱].

حجم از دست رفته ناشی از آزمون تریبوخوردگی در پتانسیل آندی ایجاد شده است. همانطور که از نمودارهای پلاریزاسیون سیکنی استنباط می‌شود، با افزایش پتانسیل به سمت مقادیر آندی، دانسیته جریان خوردگی پوشش‌ها نیز افزایش می‌یابد. بنابراین، بر طبق رابطه فارادی میزان جرم و حجم از دست رفته ناشی از محیط خوردنده نیز افزایش خواهد یافت. بر این اساس در پتانسیل +۱۰۰ میلی ولت نسبت به OCP، کاهش حجم کلی نیز افزایش می‌یابد. مشابه چنین رفتاری برای فولاد AISI 304 توسط Sun و Rana مشاهده شده است [۶]. آن‌ها دریافتند که با افزایش پتانسیل اعمالی، مجموع جرم کاهش یافته در آزمون‌های تریبوخوردگی پتانسیواستات، افزایش می‌یابد. همچنین می‌توان مشاهده کرد که حجم کاهش یافته پوشش HT600 در مقایسه با دو پوشش دیگر در هر دو حالت OCP و شرایط آندی، کمتر است. مقاومت به خوردگی بهتر پوشش HT600 در مقایسه با پوشش HT400 و همچنین سختی بالاتر این پوشش نسبت به پوشش خام می‌تواند علت بهبود رفتار تریبوخوردگی آن باشد. شایان ذکر است که اگرچه مقدار ماده از دست رفته در اثر تریبوخوردگی مربوط به پوشش HT400 کمتر از پوشش خام است، اما از آنجایی که در روش به کار رفته تنها حجم کاهش یافته درون شیار سایشی محاسبه می‌گردد، لذا اثرات ترک‌های ایجاد شده در اطراف شیار در نظر گرفته نشده است. بر این اساس مقایسه رفتار تریبوخوردگی مواد در شرایط خوردگی موضوعی تنها با در نظر گرفتن شیار سایشی، دارای محدودیت‌ها و معایبی

جدول ۲. ضریب اصطکاک پوشش‌های نیکل - فسفر در پتانسیل‌های مختلف.

پتانسیل	نمونه		
	خام	HT400	HT600
+100 mV	۰/۶±۰/۰۵	۰/۴۵±۰/۰۱	۰/۲۴±۰/۰۹
OCP	۰/۵۸±۰/۰۲	۰/۵۱±۰/۰۲	۰/۵۴±۰/۰۳

نتیجه گیری

منابع

1. P. Ponthiaux, D. Wenger, F. Dress and J. P. Celis, *Electrochemical techniques for studying tribocorrosion processes*, *Wear*, 256(2004)459-468.
 2. D. Landolt, *Electrochemical and materials aspects of tribocorrosion systems*, *Journal of Physics. D*, 39(2006)3121-3127.
 3. M. T. Mathew, P. Srinivasa Pai, R. Pourzal, A. Fischer, and M. A. Wimmer, *Significance of tribocorrosion in biomedical applications: overview and current status*, *Advanced Tribology*, 2009, DOI 10.1155/2009/250986.
 4. N. Papageorgiou and S. Mischler, *Electrochemical simulation of the current and potential response in sliding tibocorrosion*, *Tribology Letters*, 48(2012)271-283.
 5. P. Jemmely, S. Mischler and D. Landolt, *Tribocorrosion behaviour of Fe-17Cr stainless steel in acid and alkaline solutions*, *Tribology International*, 32(1999)295-303.
 6. Y. Sun and V. Rana, *Tribocorrosion behaviour of AISI 304 stainless steel in 0.5M NaCl solution*, *Materials Chemistry and Physics*, 129(2011)138-147.
 7. B. Elsener, M. Crobu, M. A. Scorciapino and A. Rossi, *Electroless deposited Ni-P alloys: corrosion resistance mechanism*, *Journal of Applied Electrochemistry* 38(2008)1053-1060.
 8. Y. Liu, D. Beckett and D. Hawthorne, *Effect of heat treatment, top coatings and conversion coatings on the corrosion properties of black electroless Ni-P films*, *Applied Surface Science*, 257(2011)4486-4494.
 9. M. Novak, D. Vojtech and T. Vitu, *Influence of heat treatment on tribological properties of electroless Ni-P and Ni-P-Al₂O₃ coatings on Al-Si casting alloy*, *Applied Surface Science*, 256(2010)2959-2960.
 10. V. Kumar Bulasara, Ch. S. N. Mahesh Babu and R. Uppaluri, *Effect of surfactants on performance of electroless plating baths for nickel-ceramic composite membrane fabrication*, *Surface Engineering*, 28 (2012)44-48.
۱. منحنی‌های پلاریزاسیون سیکیلی برای پوشش‌های نیکل- فسفر نشان داد که پوشش‌های خام و عملیات حرارتی شده در محلول ۳/۵٪ وزنی کلرید سدیم پسیو می‌شوند. همچنین پوشش HT400 حساسیت به خوردگی موضعی بیشتری را از خود نشان داد.
۲. پوشش‌های خام و HT600 قابلیت بازپسیو شدن پس از آزمون تریبوخوردگی در پتانسیل‌های آندی را دارند اما پوشش HT400 امکان پسیو شدن مجدد را ندارد.
۳. مینیمم مقدار کاهش وزن پس از آزمون تریبوخوردگی در پتانسیل‌های مدار باز و آندی، برای پوشش HT600 بدست آمد. مقاومت به خوردگی بالاتر پوشش HT600 در مقایسه با پوشش HT400 و همچنین سختی بالاتر این پوشش در مقایسه با پوشش خام، می‌تواند دلیل برای بهبود رفتار تریبوخوردگی این پوشش باشد.
۴. ضریب اصطکاک پوشش‌های عملیات حرارتی شده در پتانسیل‌های مدار باز و آندی کمتر از پوشش خام است که علت آن را می‌توان به حضور لایه روانکار اکسید نیکل بر روی پوشش‌های عملیات حرارتی شده نسبت داد.
۵. نه تنها پوشش HT600 رفتار تریبوخوردگی خوبی را در محلول کلرید سدیم نشان داد بلکه کمترین مقدار ضریب اصطکاک در هر دو پتانسیل برای این پوشش به دست آمد.

تشکر و قدردانی

بدین وسیله از زحمات آقایان شهرام علیرضایی و Serkan Oktay و خانم Sinem Eraslan از دانشگاه صنعتی استانبول کمال تشکر و قدردانی می‌گردد.

11. R. Arghavanian and N. Parvini Ahmadi, *Electrodeposition of Ni-ZrO₂ composite coatings and evaluation of particle distribution and corrosion resistance*, Surface Engineering, 27(2011)649-654.
12. K. Zangeneh-Madar and A. Jafari, *Characterisation of electroless nickel plated titanium powder*, Surface Engineering, 28(2012)393-399.
13. T. Rabizadeh, S. R. Allahkaram, A. Zarebidaki, *An investigation on effects of heat treatment on corrosion properties of Ni-P electroless nano-coatings*, Materials and Design, 31(2010)3174-3179.
14. M. Crobu, A. Scorciapino, B. Elsener and A. Rossi, *The corrosion resistance of electroless deposited nano-crystalline Ni-P alloys*, Electrochemical Acta, 53(2008)3364-3370.
15. N. M. Martyak and K. Drake, *Peak-profile analysis of electroless nickel coatings*, Journal of Alloys and Compounds, 312(2000)30-40.
16. D. W. Baudrand, *ASM Metals Handbook—Plating and Electroplating*, United State of America, ASM International, 5 (1994) 297-298.
17. P. H. Lo, W. T. Tsai, J. T. Lee and M. P. Hung, *The study of inter diffusion phenomena of Ni-P steel interface*, Scripta Metallurgica et Materialia, 29(1993)37-42.
18. W. J. Cheong, B. L. Luan, N. S. McIntyre and D. W. Shoesmith, *XPS characterization of the corrosion film formed on the electroless nickel deposit prepared using different stabilizers in NaCl solution*, Surface and Interface Analysis, 39(2007)405-414.
19. G. Lu and G. Zangari, *Corrosion resistance of ternary Ni-P based alloys in sulfuric acid solutions*, Electrochemical Acta, 47 (2002) 2969-2979.
20. Sh. Hassani, K. Raeissi, M. Azzi, D. Li, M. A. Golozar and J. A. Szpunar, *Improving the corrosion and tribocorrosion resistance of Ni-Co nanocrystalline coatings in NaOH solution*, Corrosion Science, 51 (2009) 2371-2379.
21. Dellacorte, *The effect of counterface on the tribological performance of a high temperature solid lubricant composite from 25 to 650°C*, Surface and Coating Technology, 86 (1996) 486-492.