

## Corrosion, erosion and erosion-corrosion behavior of SiC reinforced Ni-P coating on the surface of X65 steel

Mohammad Rasool Khorshidi Fard<sup>1</sup>, \*Morteza Abedini<sup>2</sup>

1- M.Sc., Department of Metallurgy and Materials Engineering, Faculty of Engineering, University of Kashan, Kashan, Iran.

2- Assistant Professor, Department of Metallurgy and Materials Engineering, Faculty of Engineering, University of Kashan, Kashan, Iran.

**Citation:** Khorshidi Fard M. R., Abedini M. Corrosion, erosion and erosion-corrosion behavior of SiC reinforced Ni-P coating on the surface of X65 steel. Metallurgical Engineering 2021; 24(2): 110-121 <http://dx.doi.org/10.22076/ME.2022.534520.1326>

 <http://dx.doi.org/10.22076/ME.2022.534520.1326>

### ABSTRACT

In the present paper, corrosion, erosion and erosion-corrosion behavior of Ni-P-SiC composite coatings on the surface of X65 carbon steel were investigated. The coatings were produced in an electroless solution containing 0, 5, 10, and 15 g/l SiC particles. The prepared coatings were studied using scanning electron microscopy (SEM), X-ray diffraction (XRD) and microhardness measurements. Polarization tests in a stagnant solution and during erosion-corrosion were also performed to characterize the corrosion behavior of various coatings. Erosion-corrosion and pure erosion tests were carried out using a slurry impingement rig at an impingement angle of 90° under a jet velocity of 6.5 m/s and the synergy parameters were then calculated. SEM images and XRD results showed an increase in the amount of embedded SiC particles in the coatings by increasing the concentration of SiC particles in Ni-P bath up to 10 g/l. Further increase in the SiC concentration in the electroless bath had less effect on the amount of embedded SiC in the coatings. Polarization tests during erosion-corrosion revealed that the embedded SiC particles could largely lower the corrosion rate of the composite coatings as compared with Ni-P coating. The results also showed that the addition of SiC particles in the coating resulted in a significant decrease in the erosion and erosion-corrosion rates. This was attributed to the limited plastic deformation on the surface of the composite coating as a result of the presence of SiC particles.

**Keywords:** Electroless Ni-P coating, Ni-P-SiC coating, Corrosion, Erosion, Erosion-corrosion.

Received: 22 July 2021

Accepted: 8 February 2022

■ ..... ■

\* *Corresponding Author:*

Morteza Abedini, PhD

Address: Department of Metallurgy and Materials Engineering, Faculty of Engineering, University of Kashan, Kashan, Iran.

Tel: +98 (9132616835)

E-mail: mabedini@kashanu.ac.ir

## رفتار خوردگی، رفتگی و رفتگی-خوردگی پوشش نیکل-فسفر حاوی ذرات SiC روی سطح فولاد X65

محمد رسول خورشیدی فرد<sup>۱</sup>، مر ترضی عابدینی<sup>۲</sup>

۱- کارشناسی ارشد، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشکده مهندسی، دانشگاه کاشان، کاشان، ایران.  
 ۲- استادیار، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشکده مهندسی، دانشگاه کاشان، کاشان، ایران.

### چکیده

هدف این تحقیق بررسی رفتار خوردگی، رفتگی و رفتگی-خوردگی پوشش‌های نیکل-فسفر حاوی ذرات SiC روی سطح فولاد X65 است. پوشش‌دهی در حمام‌های الکترولس حاوی صفر، ۵، ۱۰ و ۱۵ گرم بر لیتر انجام شد. پس از آماده‌سازی پوشش‌ها، بررسی‌ها با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM)، پراش پرتو ایکس (XRD) و سختی‌سنجی انجام شد. همچنین آزمون‌های پلاریزاسیون در حالت ساکن و در حین رفتگی روی پوشش‌های مختلف انجام گرفت. آزمون‌های رفتگی-خوردگی و رفتگی خالص نیز با استفاده از دستگاه جت برخوردی تحت زاویه برخورد ۹۰ درجه و سرعت برخورد ۶/۵ متر بر ثانیه انجام شد و پارامترهای هم‌افزایی رفتگی و خوردگی محاسبه شد. نتایج آزمون XRD و تصاویر SEM بیانگر افزایش مقدار کاربید سیلیسیم در پوشش با افزایش غلظت ذرات SiC در حمام الکترولس نیکل-فسفر تا ۱۰ گرم بر لیتر بود. افزایش بیشتر غلظت ذرات در حمام تاثیر چندانی بر مقدار ذرات در پوشش نداشت. آزمون‌های پلاریزاسیون در حالت رفتگی بیانگر تاثیر زیاد حضور ذرات SiC در کاهش نرخ خوردگی پوشش‌های کامپوزیتی در مقایسه با پوشش ساده نیکل-فسفر بود. همچنین نتایج آزمون‌های رفتگی و رفتگی-خوردگی نشان داد که افزودن ذرات SiC به پوشش می‌تواند منجر به کاهش قابل توجه نرخ رفتگی-خوردگی و نرخ رفتگی شود. این موضوع به نقش ذرات SiC در محدود کردن تغییر شکل پلاستیک ناشی از برخورد ذرات ساینده حین آزمون رفتگی و رفتگی-خوردگی در سطح پوشش کامپوزیتی نسبت داده شد.

واژه‌های کلیدی: پوشش الکترولس Ni-P، پوشش Ni-P-SiC، خوردگی، رفتگی، رفتگی-خوردگی.

دریافت: ۱۴۰۰/۰۴/۳۱ | پذیرش: ۱۴۰۰/۱۱/۱۹

### ۱. مقدمه

و آلیاژهای مختلف است [۶-۹]. در این میان، پوشش‌های الکترولس Ni-P بدلیل سختی بالا، چسبندگی مناسب به زیرلایه و مقاومت به خوردگی عالی به طور گسترده در صنایع مختلف به عنوان یک پوشش محافظ استفاده شده است [۱۰-۱۲]. همچنین تحقیقات نشان داده است که حضور ذرات مختلف سرامیکی و فلزی در پوشش‌های Ni-P می‌تواند منجر به بهبود خواص مکانیکی و الکتروشیمیایی این پوشش‌ها شود [۱۳-۱۶]. در تحقیق انجام شده توسط ما و همکاران [۱۷] تاثیر عملیات حرارتی بر نرخ خوردگی پوشش‌های کامپوزیتی Ni-P-SiC بررسی شد. کمترین دانسیته جریان خوردگی برای نمونه عملیات حرارتی شده در دمای ۴۰۰ درجه سانتیگراد بدست آمد. سلیمانی و همکاران [۱۸] نیز

رفتگی-خوردگی<sup>۱</sup> یکی از مکانیزم‌های تخریب آلیاژهای مهندسی در محیط‌های خورنده حاوی ذرات ساینده است. رفتگی-خوردگی پدیده‌ای مکانیکی الکتروشیمیایی است که در آن سطح فلز در اثر برخورد یک سیال خورنده حاوی ذرات ساینده متحمل خسارت مکانیکی ناشی از ضربات ذرات ساینده توام با خوردگی الکتروشیمیایی می‌شود. رفتگی-خوردگی در شرایط مختلف در تجهیزات دوار، خطوط لوله انتقال نفت، شیرها، پره‌های پمپ‌ها، لوله‌های کندانسورها و مبدل‌های حرارتی دیده می‌شود [۱-۵].

استفاده از پوشش‌های مختلف فلزی و کامپوزیتی، یکی مهمترین راهکارها جهت بهبود رفتار سایشی و خوردگی فلزات

#### 1. Erosion-Corrosion

\* نویسنده مسئول:

دکتر مر ترضی عابدینی

نشانی: کاشان، دانشگاه کاشان، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی.

تلفن: (۹۱۳۲۶۱۶۸۳۵) ۹۸+

پست الکترونیکی: mabedini@kashanu.ac.ir

با وجود تحقیقات گسترده روی خواص مختلف پوشش‌های ساده و کامپوزیتی Ni-P، در مورد رفتار رفتگی-خوردگی پوشش‌های کامپوزیتی Ni-P-SiC تحقیقی یافت نشد. از طرفی با توجه به اینکه مقاومت به رفتگی-خوردگی مواد مختلف به شدت تحت تاثیر پارامترهای ماده است، انجام آزمون‌های رفتگی و رفتگی-خوردگی روی این پوشش‌ها می‌تواند عملکرد این پوشش‌ها در محیط‌های صنعتی در معرض رفتگی-خوردگی را بهتر نشان دهد. بدین منظور در این تحقیق پوشش‌های ساده Ni-P و کامپوزیتی Ni-P-SiC روی سطح فولاد X65 تولید شد و سختی، خوردگی، رفتگی و رفتگی-خوردگی این پوشش‌ها با هم مقایسه شد. علت انتخاب فولاد X65 به عنوان زیر لایه این بود که این فولاد به طور گسترده در خطوط انتقال نفت و گاز و تجهیزات پتروشیمی مورد استفاده قرار می‌گیرد و رفتگی-خوردگی یکی از مکانیزم‌های تخریب این فولاد در این کاربردها است [۲۵].

## ۲. مواد و روش تحقیق

نمونه‌های استوانه‌ای شکل به قطر ۵ میلی‌متر و ارتفاع ۷ میلی‌متر از یک قطعه فولاد X65 با دستگاه وایرکات برش داده شد. برای انجام عملیات سنباذه‌زنی سطح نمونه‌ها قبل از پوشش دهی، تعداد پنج نمونه داخل یک مانت قرار داده شده تا هم عملیات سنباذه‌زنی را آسان کرده و هم از عدم توازن و کج شدن سطح نمونه‌ها جلوگیری شود. سنباذه‌زنی سطح نمونه‌ها از سنباذه شماره ۶۰ شروع شده و تا سنباذه شماره ۶۰۰ ادامه یافت. قبل از پوشش‌دهی، نمونه‌ها در حمام اولتراسونیک در محلول استون به مدت شش دقیقه تمیز شدند.

پوشش‌های نیکل-فسفر و نیکل-فسفر-کاربید سیلیسیم در حمام الکترولس با ترکیب شیمیایی نشان داده شده در جدول ۱ انجام شد. pH محلول در محدوده ۴/۹ تا ۵/۵ و دمای حمام بین ۸۳ تا ۹۳ درجه سانتیگراد تنظیم شد. زمان پوشش‌دهی برای پوشش Ni-P، ۷۵ دقیقه و برای پوشش‌های کامپوزیتی Ni-P-SiC، ۱۵۰ دقیقه بود. با توجه به تفاوت در نرخ رسوب این دو نوع پوشش، زمان پوشش‌دهی برای پوشش‌های ساده و کامپوزیتی متفاوت انتخاب شد تا در نهایت پوشش‌های تولیدی ضخامت تقریباً یکسانی داشته باشند.

جدول ۱. اجزای حمام الکترولس Ni-P

ماده	مقدار، گرم بر لیتر
سولفات نیکل	۲۵
هیپوفسفیته سدیم	۲۵
استات سدیم	۳۰
اسید لاکتیک	۷
تیاوره	۰/۱۲۵
کاربید سیلیسیم (با اندازه ذرات ۳ تا ۵ میکرومتر)	صفر، ۵، ۱۰ و ۱۵

خواص پوشش‌های کامپوزیتی Ni-P-SiC را مورد بررسی قرار داده‌اند. نتایج این تحقیق نشان داد که پوشش‌های کامپوزیتی در نتیجه پراکندگی خوب ذرات در زمینه، سختی بالاتری دارند. نانو ذرات با پراکندگی یکنواخت و چسبندگی خوب به زمینه Ni-P بصورت مانع در برابر لغزش نابجایی‌ها عمل کرده و در نتیجه باعث محدود شدن تغییر شکل پلاستیکی پوشش می‌شود.

فرزانه و همکاران [۱۹] تاثیر وجود ذرات SiC بر رفتار خوردگی پوشش‌های Ni-P را بررسی کردند. نتایج نشان داد که رسوب همزمان ذرات SiC در پوشش Ni-P در حمام حاوی ۲ گرم بر لیتر ذرات می‌تواند منجر به کاهش نرخ خوردگی پوشش شود. از طرفی افزایش غلظت ذرات در حمام، منجر به افزایش نرخ خوردگی پوشش کامپوزیتی می‌شود. در تحقیق انجام شده توسط لی و همکاران [۱۱]، ذرات تیتانیوم به همراه پوشش Ni-P روی سطح یک فولاد کربنی رسوب داده شد و رفتار رفتگی ناشی از برخورد تک ذرات روی سطح مورد ارزیابی قرار گرفت. تشکیل ترکیب بین فلزی NiTi در پوشش حاوی ذرات تیتانیوم در اثر عملیات حرارتی بعدی منجر به افزایش داکتیلیته پوشش و در نتیجه بهبود مقاومت به رفتگی آن شد. تحقیقات محدودی در مورد رفتار رفتگی-خوردگی پوشش‌های Ni-P انجام شده است [۲۰-۲۲]. نتایج آزمون رفتگی-خوردگی روی پوشش ساده Ni-P و پوشش کامپوزیتی Ni-P-Ti بیانگر بهبود مقاومت به رفتگی-خوردگی پوشش نیکل-فسفر در حضور ذرات تیتانیوم است [۲۲]. این موضوع به نقش ذرات تیتانیوم در جلوگیری از گسترش ترکها، برش‌ها و فرورفتگی‌های ناشی از برخورد ذرات ساینده روی سطح نسبت داده شده است. رفتار رفتگی-خوردگی پوشش‌های ساده نیکل-فسفر تولید شده در حمام الکترولس و تاثیر عملیات حرارتی توسط جیانگ و همکاران [۲۰] مورد بررسی قرار گرفت. نتایج نشان داد که پوشش Ni-P عملیات حرارتی شده در دمای ۵۰۰ درجه سانتیگراد کمترین نرخ رفتگی-خوردگی و همچنین بیشترین مقاومت در برابر خوردگی را دارد. خواص مکانیکی و مقاومت در برابر رفتگی ذرات جامد پوشش نیکل-فسفر روی سطح فولاد API X100 در تحقیق دیگری مورد ارزیابی قرار گرفته است. نرخ رفتگی پوشش آمورف نیکل-فسفر بالاتر از زیرلایه فولادی بدست آمد که این موضوع به ترد بودن این پوشش نسبت داده است [۲۳]. در تحقیقی که توسط کالدرون و همکاران [۲۴] انجام شد خواص پوشش‌های نیکل تولید شده به روش رسوب الکتروشیمیایی حاوی مقادیر مختلف ذرات SiC مورد بررسی قرار گرفته است. حضور ذرات SiC در پوشش نیکل منجر به اصلاح ریزساختار و در نتیجه افزایش مقاومت در برابر رفتگی-خوردگی این پوشش‌ها شد. همچنین نتایج بیانگر کاهش نرخ خوردگی پوشش نیکل در حضور ذرات SiC بود که به کاهش مساحت سطح موثر برای واکنش‌های آندی نسبت داده شده است.

## 2. Solid Particle Erosion

در این رابطه  $n_1$ ،  $f_1$  و  $w_1$  به ترتیب نشان‌دهنده تعداد الکترون شرکت کننده در واکنش، درصد وزنی عنصر و وزن اتمی عناصر تشکیل دهنده آلیاژ هستند. پس از آنالیز پوشش‌های ساده و کامپوزیتی، میانگین درصد فسفر در پوشش ۹ درصد وزنی بود و بنابراین درصد وزنی نیکل و فسفر به ترتیب ۰/۹۱ و ۰/۰۹ قرار داده شد. تعداد الکترون‌های شرکت‌کننده در واکنش برای عنصر فسفر و نیکل به ترتیب سه و دو و وزن اتمی فسفر و نیکل نیز به ترتیب ۳۰/۹ و ۵۸/۷ گرم بر مول در نظر گرفته شد و وزن معادل پوشش برابر با ۲۵/۱۶ بدست آمد.

رفتار رفتگی و رفتگی-خوردگی نمونه‌ها با استفاده از دستگاه جت برخوردی<sup>۸</sup> و دوغاب ۳/۵ درصد NaCl حاوی ذرات ساینده SiO<sub>2</sub> مورد بررسی قرار گرفت. شرایط این آزمون‌ها در جدول ۲ ارائه شده است. برای انجام این آزمون‌ها، ابتدا نمونه‌ها در حمام استون تمیز شدند و بعد از پوشاندن تمام سطوح نمونه به جزء سطح بالایی استوانه (سطح در معرض رفتگی-خوردگی) با لاک، نمونه درون نگهدارنده در زیر نازل قرار داده شد. علت لاک زدن نمونه‌ها به این دلیل بود که سطوح دیگر نمونه بجز سطحی که در معرض رفتگی-خوردگی است دچار خوردگی نشود. قبل و بعد از انجام آزمون‌های رفتگی-خوردگی وزن نمونه‌ها با استفاده از ترازوی چهار رقم اعشار اندازه‌گیری شد و کاهش وزن نمونه‌ها محاسبه شد. پس از محاسبه کاهش وزن، نرخ رفتگی-خوردگی نمونه‌ها بر حسب  $mg/cm^2.h$  مطابق رابطه ۴ بدست آمد.

$$T = \frac{\Delta w}{t.A} \quad (4)$$

در این رابطه  $\Delta w$  کاهش وزن نمونه بر حسب میلی‌گرم، A مساحت سطح نمونه در معرض رفتگی-خوردگی بر حسب سانتیمترمربع و t زمان آزمون بر حسب ساعت است.

جدول ۲. شرایط آزمایش رفتگی-خوردگی.

پارامترها	مقدار
سطح مورد آزمایش، cm <sup>2</sup>	۰/۱۹۶۲۵
سرعت برخورد، m/s	۶/۵
زمان آزمون، دقیقه	۳۰
غلظت ماسه، g/l	۶۰
اندازه ذرات ماسه، μm	۲۵۰-۵۰۰
زاویه برخورد، درجه	۹۰

آزمون رفتگی خالص نیز همانند آزمون رفتگی-خوردگی انجام شد با این تفاوت که نمونه از طریق اتصال به دستگاه پتانسیواستات تحت حفاظت کاندی قرار می‌گرفتند. بعد از

برای جلوگیری از آگلومره شدن و تهنشین شدن ذرات کاربرد سیلیسیم در حمام حاوی ذرات SiC، میزان ۰/۲ گرم بر لیتر سورفکتانت پلی وینیل پیرولیدون<sup>۳</sup> به محلول اضافه شد. پس از پوشش‌دهی، سطح مقطع پوشش‌ها با استفاده از میکروسکوپ نوری ساده و میکروسکوپ الکترونی روبشی<sup>۴</sup> (SEM) مدل VEGA/TESCAN-XMU مورد ارزیابی قرار گرفت. همچنین بررسی فازهای موجود در پوشش‌ها با استفاده از پراش پرتو ایکس<sup>۵</sup> (XRD) انجام گرفت. در این آزمون‌ها از پرتو  $Cu-K\alpha$  ( $\lambda=1/54 \text{ \AA}$ )، ولتاژ ۴۰ kV، جریان ۳۰ mA و محدوده زاویه پراش ( $2\theta$ ) ۱۰-۸۰ استفاده شد. سختی‌سنجی از سطح مقطع پوشش با استفاده از دستگاه میکروسختی کوپا مدل ۴ MH تحت نیروی ۱۰ گرم به مدت زمان ۱۰ ثانیه انجام شد. برای هر نمونه حداقل سه بار سختی‌سنجی انجام شد و میانگین آنها به عنوان عدد سختی گزارش شده است. برای بررسی سرعت خوردگی نمونه‌ها، منحنی‌های پلاریزاسیون در محلول ساکن آب مقطر حاوی ۳/۵٪ وزنی NaCl بدست آمد. در این آزمون‌ها از الکتروود مرجع Ag/AgCl، الکتروود کمکی گرافیت و دستگاه پتانسیواستات اتولب مدل ۳۰۲N استفاده شد. بعد از اندازه‌گیری پتانسیل مدار باز<sup>۶</sup> (OCP)، پتانسیل نمونه‌ها از ۳۰۰ میلی‌ولت تا +۵۰۰ میلی‌ولت نسبت به OCP با نرخ روبش ۲ mV/s تغییر داده شد. سپس با استفاده رابطه فارادی (رابطه ۱) کاهش وزن خوردگی و با استفاده از رابطه ۲ نرخ کاهش وزن خوردگی بر حسب مقدار کاهش وزن بر سطح نمونه در واحد زمان محاسبه شد.

$$\Delta m_{corr} = \frac{i_{corr}.t.M}{n.F} \quad (1)$$

$$C = \frac{\Delta m_{corr}}{A.t} = \frac{i_{corr}.M}{n.F} \quad (2)$$

در این رابطه‌ها  $\Delta m_{corr}$ ، کاهش وزن ناشی از خوردگی بر حسب گرم؛  $i_{corr}$ ، شدت جریان خوردگی بر حسب آمپر؛ t، زمان در معرض قرار گیری بر حسب ثانیه؛ M، وزن اتمی فلز یا آلیاژ مورد نظر بر حسب گرم بر مول؛ n، تعداد اتم‌های شرکت کننده در واکنش خوردگی؛ F، عدد فارادی (۹۶۴۸۵ کولن بر مول)، C، نرخ خوردگی بر حسب میلی‌گرم بر سانتیمترمربع بر ساعت؛ و A، سطح در معرض بر حسب سانتیمترمربع می‌باشد. مقدار M/n در رابطه ۲ به عنوان وزن معادل<sup>۷</sup> (EW) بیان می‌شود. برای یافتن وزن معادل پوشش ساده و کامپوزیتی از رابطه ۳ استفاده شد که طبق استاندارد ASTM G102 [۲۶] است.

$$EW = \frac{1}{\sum \frac{w_i}{w_i}} \quad (3)$$

3. Polyvinylpyrrolidone
4. Scanning Electron Microscope
5. X-ray Diffraction
6. Open Circuit Potential
7. Equivalent Weight

### ۳. نتایج و بحث

#### مشخصه یابی پوشش‌ها

شکل ۱ سطح مقطع پوشش Ni-P بدست آمده در حمام‌های حاوی مقادیر مختلف ذرات SiC را نشان می‌دهد. مطابق شکل ۱-الف، پوشش نیکل-فسفر بصورت یکنواخت با ضخامت ۲۰ میکرومتر روی سطح فولاد X65 تشکیل شده است. در فصل مشترک پوشش-زیرلایه تخلخل یا ترکی مشاهده نمی‌شود که بیانگر چسبندگی مناسب پوشش به زیرلایه است. شکل‌های ۱-ب تا ۱-د نشان می‌دهند که با اضافه کردن ذرات SiC به حمام، این ذرات درون پوشش نیکل-فسفر قرار گرفته‌اند. آنالیز EDS پوشش‌های مختلف شکل ۱ در جدول ۳ ارائه شده است. حضور ۵۲ درصد وزنی سیلیسیم در آنالیز نقطه A نشان می‌دهد که نواحی تیره رنگ در پوشش‌ها مربوط به ذرات SiC هستند. همچنین زمینه پوشش‌های کامپوزیتی (نقاط C، B و D) حاوی حدود ۸-۱۱ درصد فسفر و مابقی نیکل است که نشان‌دهنده رسوب شیمیایی همزمان نیکل و فسفر و تشکیل پوشش Ni-P روی سطح زیرلایه فولادی است.

مقایسه تصاویر SEM سطح مقطع پوشش‌ها در شکل ۱ نشان می‌دهد که با افزایش مقدار SiC در حمام پوشش‌دهی از ۵ به ۱۰ گرم بر لیتر، مقدار ذرات SiC در پوشش نیز افزایش یافته است که مطابق انتظار بوده است [۲۸]. با افزایش بیشتر مقدار ذرات در حمام از ۱۰ به ۱۵ گرم بر لیتر، درصد ذرات در پوشش افزایش محسوسی نشان نمی‌دهد. این موضوع را می‌توان به آگلومره شدن ذرات در حمام غلیظ نسبت داد. در واقع ترجیح ذرات در کاهش انرژی سطحی باعث بهم چسبیدن ذرات و آگلومره شدن ذرات کاربرد سیلیسیم بخصوص در غلظت زیاد کاربرد سیلیسیم می‌شود. همچنین کاهش پایداری شرایط حمام پوشش‌دهی در حضور مقدار زیادی ذرات SiC می‌تواند عاملی برای کاهش مقدار ذرات در پوشش تولید شده در حمام حاوی ۱۵ گرم بر لیتر ذرات باشد. افزایش درصد ذرات SiC در پوشش با افزایش میزان ذرات در حمام پوشش‌دهی توسط ژنگ و همکاران [۲۸] نیز نشان داده شده است. آن‌ها نشان دادند که افزایش غلظت ذرات SiC در حمام الکترولس Ni-P تا ۹ گرم بر لیتر منجر به افزایش قابل توجه درصد ذرات در پوشش می‌شود. اما با افزایش بیشتر ذرات در حمام بدلیل آگلومره شده ذرات، غلظت موثر ذرات در حمام کاهش یافته و بنابراین درصد ذرات در پوشش تغییر چندانی نمی‌کند. همچنین مشاهدات نشان داد که با افزایش غلظت ذرات SiC در حمام، کنترل pH و واکنش‌های حمام سخت‌تر می‌شود که این می‌تواند منجر به افزایش تخلخل و ترک در پوشش و همچنین توزیع غیریکنواخت ذرات در پوشش شود. تشکیل ترک در پوشش‌های کامپوزیتی شکل ۱ را می‌توان به تنش‌های ناشی از حضور ذرات در پوشش نسبت داد [۱۹]. شکل ۱ همچنین نشان می‌دهد که با افزایش مقدار

روشن کردن دستگاه جت برخوردی، مقدار پتانسیل مدار باز یا OCP ثبت شد و سپس پتانسیل نمونه به اندازه منهای یک ولت نسبت به پتانسیل مدار باز منفی‌تر شد تا سطح نمونه در برابر خوردگی حافظت شود. پتانسیل منهای یک ولت نسبت به پتانسیل مدار باز در استاندارد ASTM G119 [۲۷] پیشنهاد شده است. زمان آزمون رفتگی تحت حفاظت کاتدی نیز همانند آزمون رفتگی-خوردگی ۳۰ دقیقه بود. مشابه آزمون رفتگی-خوردگی، نمونه‌های آزمون رفتگی قبل و بعد از آزمون تمیز و توزین شدند تا کاهش وزن و نرخ رفتگی خالص ( $W_0$ ) بدست آید.

به منظور محاسبه نرخ خوردگی نمونه‌ها حین برخورد ذرات ( $C_w$ )، آزمون‌های رفتگی-خوردگی جداگانه‌ای انجام شد. در این آزمون‌ها بعد از گذشت ۱۵ دقیقه از زمان شروع آزمون، نمونه‌ها با سرعت روبش  $2 \text{ mV/s}$  پلاریزه شدند تا منحنی‌های پلاریزاسیون حین رفتگی-خوردگی بدست آید. سپس مشابه حالت ساکن، دانسیته جریان خوردگی و کاهش وزن ناشی از خوردگی در حین رفتگی محاسبه شد. نرخ هم‌افزایی (S) به صورت اختلاف بین نرخ برداشت کلی ماده (T) و مجموع نرخ رفتگی خالص ( $W_0$ ) و نرخ خوردگی خالص ( $C_0$ ) به صورت رابطه ۵ تعریف می‌شود:

$$T = W_0 + C_0 + S \quad (5)$$

در این رابطه، T نرخ برداشت کلی در فرآیند رفتگی-خوردگی،  $W_0$  نرخ برداشت ناشی از رفتگی در غیاب خوردگی (که با حذف عامل خوردگی الکتروشیمیایی از طریق اعمال حفاظت کاتدی تعیین می‌شود)،  $C_0$  نرخ خوردگی خالص بدون حضور رفتگی و  $S$  نرخ هم‌افزایی حین رفتگی-خوردگی است. اثر هم‌افزایی را می‌توان مطابق رابطه ۶ به صورت مجموع اثر هم‌افزایی خوردگی بر رفتگی یا تغییر نرخ رفتگی در اثر خوردگی ( $\Delta W_c$ ) و اثر هم‌افزایی رفتگی بر خوردگی یا تغییر نرخ خوردگی در اثر رفتگی ( $\Delta C_w$ ) تعریف نمود:

$$S = \Delta W_c + \Delta C_w \quad (6)$$

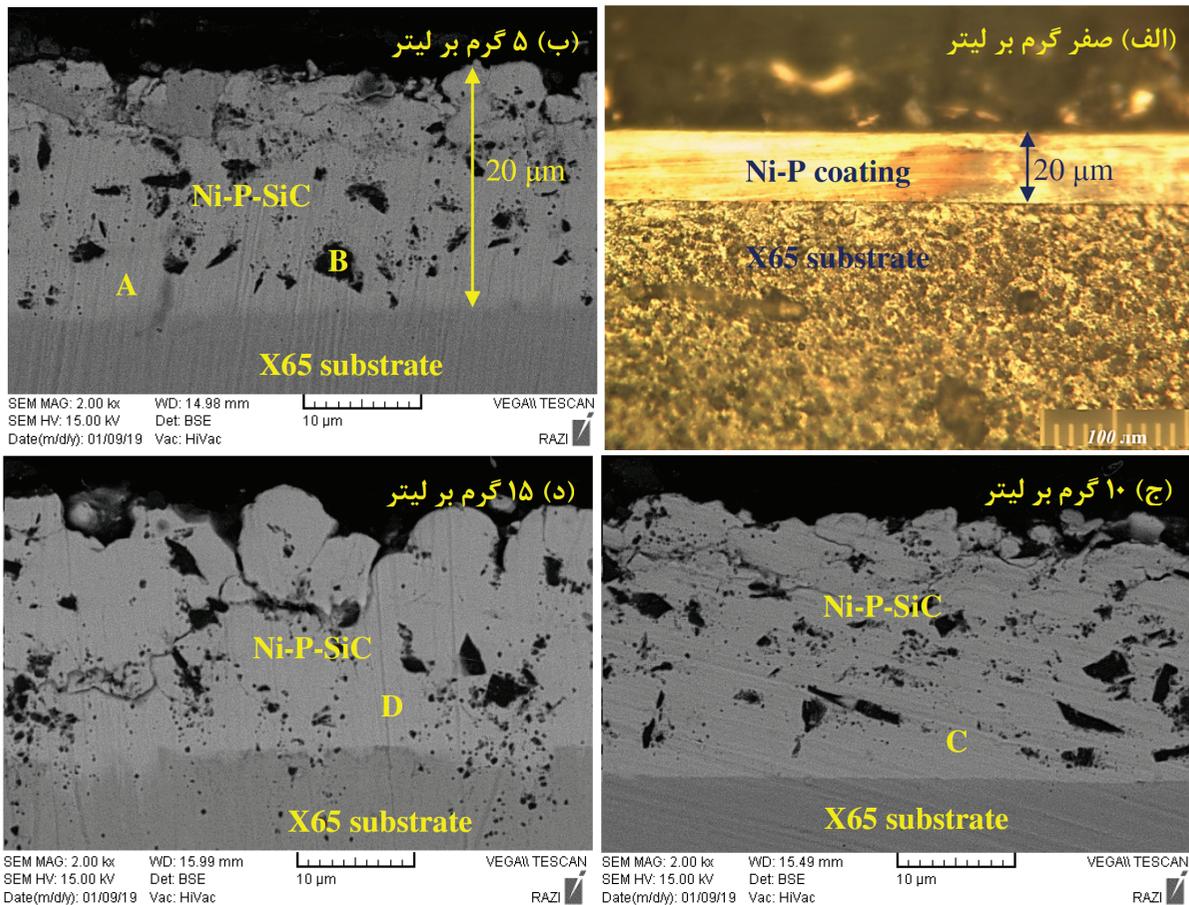
با اندازه‌گیری مقادیر خوردگی در دو حالت بدون حضور سایش رفتگی یا در حالت ساکن ( $C_0$ ) و در حضور سایش رفتگی-خوردگی ( $C_w$ ) می‌توان  $\Delta C_w$  را مطابق رابطه ۷ بدست آورد:

$$\Delta C_w = C_w - C_0 \quad (7)$$

در نهایت با ترکیب روابط ۴، ۵ و ۶، مقدار  $\Delta W_c$  از رابطه ۸ حاصل می‌شود:

$$\Delta W_c = T - W_0 - C_w \quad (8)$$

سطح نمونه‌ها پس از آزمون رفتگی-خوردگی با استفاده از میکروسکپ الکترونی روبشی (SEM) مورد بررسی قرار گرفت تا مکانیزم برداشت ماده از سطح در اثر برخورد ذرات ساینده مشخص شود.



شکل ۱. تصاویر میکروسکپ نوری (الف) و الکترونی (ب، ج و د) از سطح مقطع پوشش‌های Ni-P تولیدی در حمام حاوی: الف) صفر، ب) ۵، ج) ۱۰ و د) ۱۵ گرم بر لیتر SiC.

تولیدی در حمام ۱۵ g/l، پهنای پیک افزایش محسوس‌ی نشان می‌دهد. عوامل مختلفی مانند مقدار فسفر در پوشش [۲۹،۳۰] و میزان تنش‌های باقیمانده در پوشش [۳۱] به عنوان پارامترهای تاثیرگذار بر پهنای پیک آمورف پوشش‌های Ni-P ذکر شده است. آنالیز EDS زمینه پوشش‌های کامپوزیتی در جدول ۳ نشان می‌دهد که کمترین مقدار فسفر در پوشش مربوط به پوشش تولیدی در حمام ۱۵ g/l SiC است. این موضوع می‌تواند دلیلی برای عریض‌تر بودن پیک اصلی نیکل این پوشش در الگوی XRD شکل ۲ باشد.

طبق نمودارهای XRD در مقالات، پیک‌های مربوط به SiC معمولاً در محدوده بین ۳۰ تا ۴۰ درجه و ۶۰ تا ۷۰ درجه ظاهر می‌شوند [۲۸،۳۲] که در شکل ۲ نیز این موضوع دیده می‌شود. با افزایش غلظت ذرات در حمام از ۵ به ۱۰ گرم بر لیتر، شدت پیک‌های مربوط به SiC افزایش پیدا کرده است. که بدلیل حضور بیشتر ذرات در پوشش مطابق شکل ۱ است. مقایسه نتایج XRD پوشش‌های بدست آمده در حمام‌های حاوی ۱۰ و ۱۵ گرم بر لیتر در شکل ۲ نشان می‌دهد که با افزایش ذرات در حمام از ۱۰ به ۱۵ گرم بر لیتر شدت

ذرات در حمام (بخصوص در غلظت ۱۵ گرم بر لیتر)، سطح پوشش زبرتر شده است که این موضوع می‌تواند بر رفتار سایشی و خوردگی پوشش‌ها موثر باشد.

جدول ۳. آنالیز EDS (درصد وزنی) از نقاط نشان داده شده در شکل ۱

ناحیه	Ni	P	Si	C
A	-	-	52/2	47/8
B	89/1	10/9	-	-
C	87/2	12/8	-	-
E	91/6	8/4	-	-

الگوهای پراش پرتو ایکس برای پوشش‌های مختلف در شکل ۲ نشان داده شده است. الگوی پراش مشاهده شده در تمام پوشش‌ها شامل یک شبه-پیک در  $2\theta$  حدود ۴۵ درجه است که مربوط به ساختار آمورف پوشش نیکل-فسفر می‌باشد. مقایسه پیک اصلی مربوط به نیکل در نتایج XRD شکل ۲ نشان می‌دهد که پهنای پیک اصلی در پوشش‌های مختلف تغییر کرده است، بخصوص اینکه در پوشش

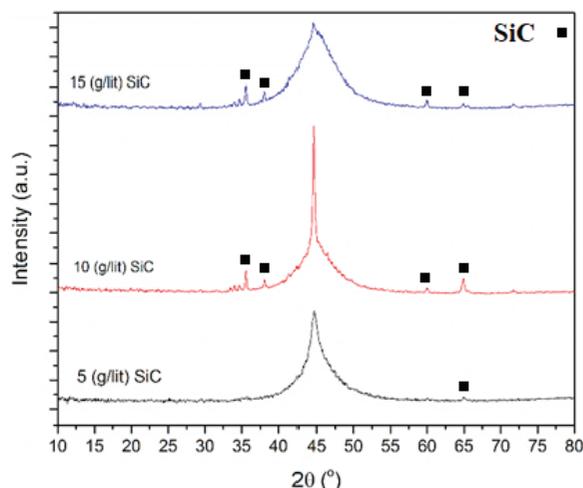
مطابق رابطه اوراوان<sup>۱۰</sup> [۳۳] هرچه تعداد ذرات سخت در ساختار ماده بیشتر و فاصله بین آنها کمتر شود، استحکام و سختی نمونه افزایش پیدا می‌کند. نتایج شکل ۳ از طرفی نشان می‌دهد که با افزایش بیشتر غلظت ذرات در حمام از ۱۰ به ۱۵ گرم بر لیتر، سختی پوشش از ۶۱۷ به ۵۵۷ ویکرز کاهش یافته است. این موضوع را می‌توان به وجود تخلخل و ترک‌های بیشتر در پوشش تولید شده در حمام حاوی ۱۵ گرم بر لیتر ذرات SiC (شکل ۱) نسبت داد.

### رفتار خوردگی پوشش‌ها

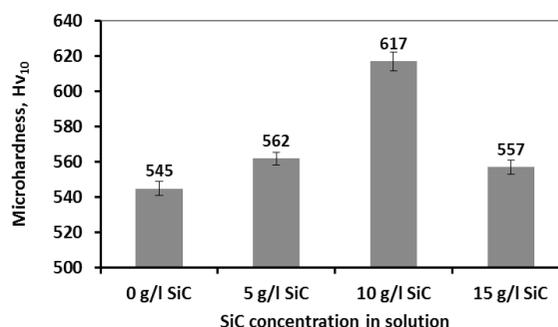
منحنی‌های پلاریزاسیون نمونه‌های مختلف در حالت ساکن و حین برخورد دوغاب (آزمون رفتگی-خوردگی) به ترتیب در شکل‌های ۴ و ۵ نشان داده شده است. دانسیته جریان خوردگی بدست آمده از منحنی‌های پلاریزاسیون به همراه نرخ کاهش وزن ناشی از خوردگی در جدول ۴ ارائه شده است. مقایسه دانسیته جریان خوردگی پوشش‌های Ni-P-SiC و Ni-P نشان می‌دهد که پوشش‌های تولید شده در حمام Ni-P حاوی SiC کمترین دانسیته جریان خوردگی را دارد. از طرفی نرخ خوردگی پوشش‌های ۱۰ و ۱۵ گرم بر لیتر نسبت به پوشش ۵ گرم بر لیتر SiC افزایش قابل توجهی نشان داده است. حضور ذرات SiC در پوشش می‌تواند به چند طریق بر رفتار خوردگی پوشش تاثیرگذار باشد: (۱) کاهش سطح فلزی در معرض محیط خورنده [۱۹]، (۲) تشکیل پیل میکروگالوانیک بین ذرات و زمینه، و (۳) افزایش زبری سطح پوشش و افزایش مقدار تخلخل و ترک در پوشش. مکانیزم اول می‌تواند باعث کاهش نرخ خوردگی پوشش در حضور ذرات سرامیکی باشد و دو مکانیزم آخر می‌تواند عاملی برای افزایش نرخ خوردگی پوشش‌های حاوی ذرات سرامیکی باشند. به نظر می‌رسد در پوشش تولید شده در حمام ۵ g/l از ذرات SiC، عامل اول (کاهش سطح موثر فلزی برای واکنش‌های آندی بدلیل حضور ذرات سرامیکی) باعث کاهش نرخ خوردگی این پوشش در مقایسه با پوشش ساده Ni-P شده است. از طرفی همانطور که در شکل ۱ نشان داده شد، با افزایش غلظت ذرات SiC در پوشش، سطح پوشش ناهموارتر شده و در نتیجه سطح موثر نمونه که در معرض محیط خورنده قرار می‌گیرد افزایش می‌یابد. این موضوع در کنار تخلخل و ترک بیشتر در پوشش‌های تولیدی در حمام‌های ۱۰ و ۱۵ گرم بر لیتر می‌تواند عامل افزایش دانسیته جریان خوردگی در این پوشش‌ها باشد.

نتایج دانسیته جریان خوردگی در جدول ۴ نشان می‌دهد که دانسیته جریان خوردگی تمام نمونه‌ها حین رفتگی-خوردگی بالاتر از دانسیته جریان خوردگی حالت ساکن آن‌ها است. افزایش نرخ خوردگی در اثر رفتگی می‌تواند بدلیل افزایش سرعت رسیدن اکسیژن به سطح، برداشت/تخریب

پیک‌های مربوط به ذرات SiC تغییر چندانی نکرده است. این موضوع موید عدم افزایش درصد ذرات در پوشش با افزایش مقدار ذرات در حمام از ۱۰ به ۱۵ گرم بر لیتر است که در تصاویر SEM شکل ۱ نیز نشان داده شده است.



شکل ۲. الگوی پراش پرو ایکس پوشش‌های کامپوزیتی تولید شده در حمام حاوی ۵، ۱۰ و ۱۵ گرم بر لیتر ذرات SiC.

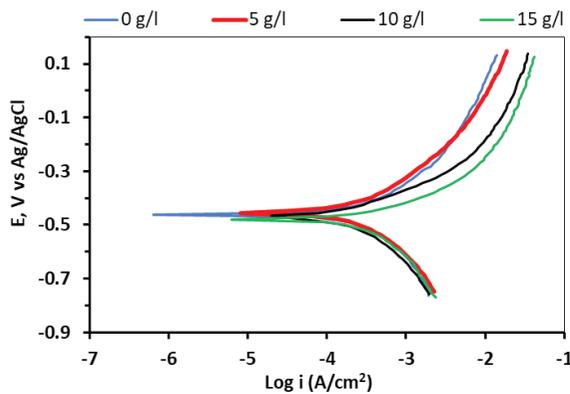


شکل ۳. سختی پوشش‌های Ni-P تولیدی در حمام‌های حاوی مقادیر مختلف ذرات SiC.

سختی پوشش‌های Ni-P حاوی مقادیر مختلف ذرات SiC در شکل ۳ ارائه شده است. حضور ذرات SiC در پوشش منجر به افزایش سختی به مقدار ۱۲-۷۲ ویکرز در نمونه‌های مختلف شده است. وجود ذرات سخت SiC در پوشش از طریق مکانیزم پراکنده سختی<sup>۹</sup> باعث کند شدن حرکت نابجایی‌ها و در نتیجه جلوگیری از تغییر شکل پلاستیک در پوشش و افزایش سختی می‌شود [۱۷]. مطابق شکل ۳، با افزایش غلظت ذرات در حمام از ۵ به ۱۰ گرم بر لیتر، سختی پوشش از ۵۶۲ به ۶۱۷ ویکرز افزایش یافته است. با افزایش غلظت ذرات در حمام از ۵ به ۱۰ گرم بر لیتر، مقدار ذرات در پوشش نیز مطابق شکل‌های ۱ و ۲ افزایش یافته است. از طرفی

10. Orowan

9. Dispersion Hardening



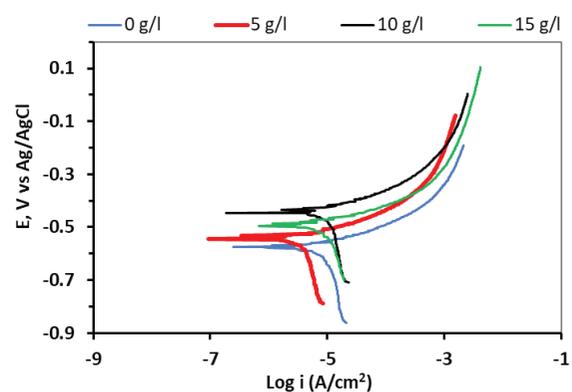
شکل ۵. منحنی‌های پلاریزاسیون پوشش‌های مختلف حین آزمون رفتگی-خوردگی.

### بررسی رفتار رفتگی و رفتگی-خوردگی

در شکل ۶ نرخ رفتگی-خوردگی و رفتگی خالص پوشش‌های تولیدی در حمام‌های حاوی صفر و ۱۰ گرم بر لیتر ذرات SiC ارائه شده است. همچنین نرخ هم‌افزایی بین رفتگی و خوردگی مطابق رابطه ۵ محاسبه شده و در این شکل نشان داده است. مطابق شکل، نرخ رفتگی و رفتگی-خوردگی پوشش حاوی ذرات SiC کمتر از پوشش ساده Ni-P است که بیانگر نقش مثبت وجود ذرات کاربید سیلیسیم در پوشش از منظر رفتگی و رفتگی-خوردگی می‌باشد. در واقع اضافه کردن ذرات باعث افزایش سختی پوشش مطابق شکل ۲ و افزایش مقاومت ماده در برابر تغییر شکل پلاستیک می‌شود که می‌تواند دلیلی برای کاهش نرخ تخریب در پوشش‌های کامپوزیتی باشد. برای بررسی بهتر این موضوع تصاویر SEM از سطح رفتگی-خوردگی دو پوشش Ni-P ساده و Ni-P در حمام ۱۰ g/l ذرات SiC در شکل ۷ نشان داده شده است. مکانیزم اصلی برداشت ماده از روی سطح در اثر برخورد ذرات ساینده تحت زاویه ۹۰ درجه تغییر شکل پلاستیک سطح و ایجاد لبه‌های برآمده است [۳۵]. این مکانیزم برای پوشش‌های ساده و کامپوزیتی در شکل ۷ دیده می‌شود. مقایسه این دو شکل بیانگر تغییر شکل پلاستیک کمتر و لبه‌های برآمده ریزتر در پوشش کامپوزیتی (شکل ۷-د) نسبت به پوشش ساده نیکل-فسفر (شکل ۷-ب) می‌باشد. این موضوع می‌تواند بدلیل عملکرد ذرات کاربید سیلیسیم در پوشش حین برخورد ذرات ساینده باشد که باعث محدود کردن تغییر شکل پلاستیک لایه‌های سطحی و در نتیجه کاهش نرخ رفتگی-خوردگی مطابق شکل ۶ می‌شود.

نتایج آنالیز کلی از سطح رفتگی-خوردگی پوشش ۱۰ گرم بر لیتر در جدول ۵ ارائه شده است. آنالیز سطح رفتگی-خوردگی در این جدول نشان‌دهنده وجود نیکل و فسفر به همان نسبت مشاهده شده در نمونه‌ها قبل از رفتگی-خوردگی در جدول ۳ است. این موضوع موید این نکته است که بعد از

لایه پسیو یا محصولات خوردگی، تغییر شکل پلاستیک سطح و افزایش زبری سطح باشد [۳۴]. مقایسه نرخ خوردگی نمونه‌های مختلف حین رفتگی-خوردگی نشان می‌دهد که حضور ذرات در پوشش باعث کاهش نرخ خوردگی حین آزمون رفتگی-خوردگی شده است. بیشترین مقدار کاهش در نرخ خوردگی برای پوشش تولیدی در حمام ۱۰ گرم بر لیتر است که دانسیته جریان خوردگی آن در مقایسه با پوشش ساده حدود ۶۹٪ کمتر شده است. بنابراین می‌توان گفت که هر چند قرار گرفتن ذرات در پوشش، ممکن است تاثیر چندانی بر نرخ خوردگی حالت ساکن نداشته باشد (بخصوص برای غلظت‌های ۱۰ و ۱۵ گرم بر لیتر SiC)، اما تاثیر زیادی در کاهش نرخ خوردگی حین رفتگی دارد. این موضوع را می‌توان به تاثیر رفتار مکانیکی ماده علاوه بر رفتار الکتروشیمیایی ماده بر نرخ خوردگی حین رفتگی نسبت داد. همانطور که در بالا اشاره شد در اثر برخورد ذرات جامد روی سطح حین پدیده رفتگی-خوردگی، تغییر شکل پلاستیک می‌تواند منجر به ایجاد برآمدگی‌ها و فرورفتگی‌ها روی سطح ماده شود. در نتیجه سطح موثر ماده که در معرض محیط خورنده قرار می‌گیرد افزایش یافته و دانسیته جریان خوردگی بیشتر می‌شود. حضور ذرات SiC در پوشش می‌تواند باعث محدود شدن تغییر شکل پلاستیک ناشی از برخورد ذرات ساینده روی سطح شود و در نتیجه نرخ خوردگی حین رفتگی در پوشش‌های حاوی ذرات SiC کمتر از پوشش ساده شده است. همچنین بیشتر بودن مقدار ذرات SiC در پوشش تولیدی در حمام‌های ۱۰ و ۱۵ گرم بر لیتر نسبت به حمام ۵ گرم بر لیتر (شکل‌های ۱ و ۲)، منجر به افزایش مقاومت ماده در برابر تغییر شکل پلاستیک و در نتیجه کمتر شدن نرخ خوردگی مطابق جدول ۴ شده است. قابل ذکر است که در بحث خوردگی حین رفتگی، زبری اولیه پوشش تاثیر چندانی بر نرخ خوردگی ندارد؛ چرا که در اثر برخورد ذرات ساینده روی سطح پوشش، زبری اولیه از بین خواهد رفت.

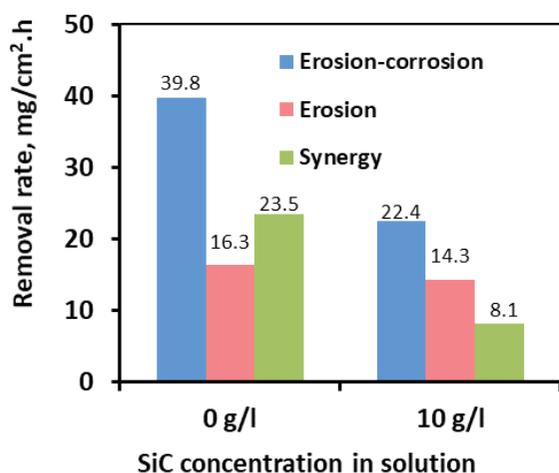


شکل ۶. منحنی‌های پلاریزاسیون پوشش‌های مختلف در محلول ساکن ۳٪ NaCl.

جدول ۴. دانسیته جریان خوردگی و نرخ کاهش وزن پوشش های مختلف بدست آمده از منحنی های پلاریزاسیون شکل های ۴ و ۵

رفتگی-خوردگی ( $C_w$ )		محلول ساکن ( $C_0$ )		غلظت SiC در حمام، g/l
نرخ کاهش وزن ( $mg/cm^2.h$ )	دانسیته جریان خوردگی ( $\mu A/cm^2$ )	نرخ کاهش وزن ( $mg/cm^2.h$ )	دانسیته جریان خوردگی ( $\mu A/cm^2$ )	
۱/۶۲	۱۷۲۳	۰/۰۲۹	۳۱	صفر
۱/۰۹	۱۱۶۳	۰/۰۰۹	۱۰	۵
۰/۵۰	۵۳۴	۰/۰۳۷	۳۹	۱۰
۰/۸۱	۸۶۳	۰/۰۳۱	۳۳	۱۵

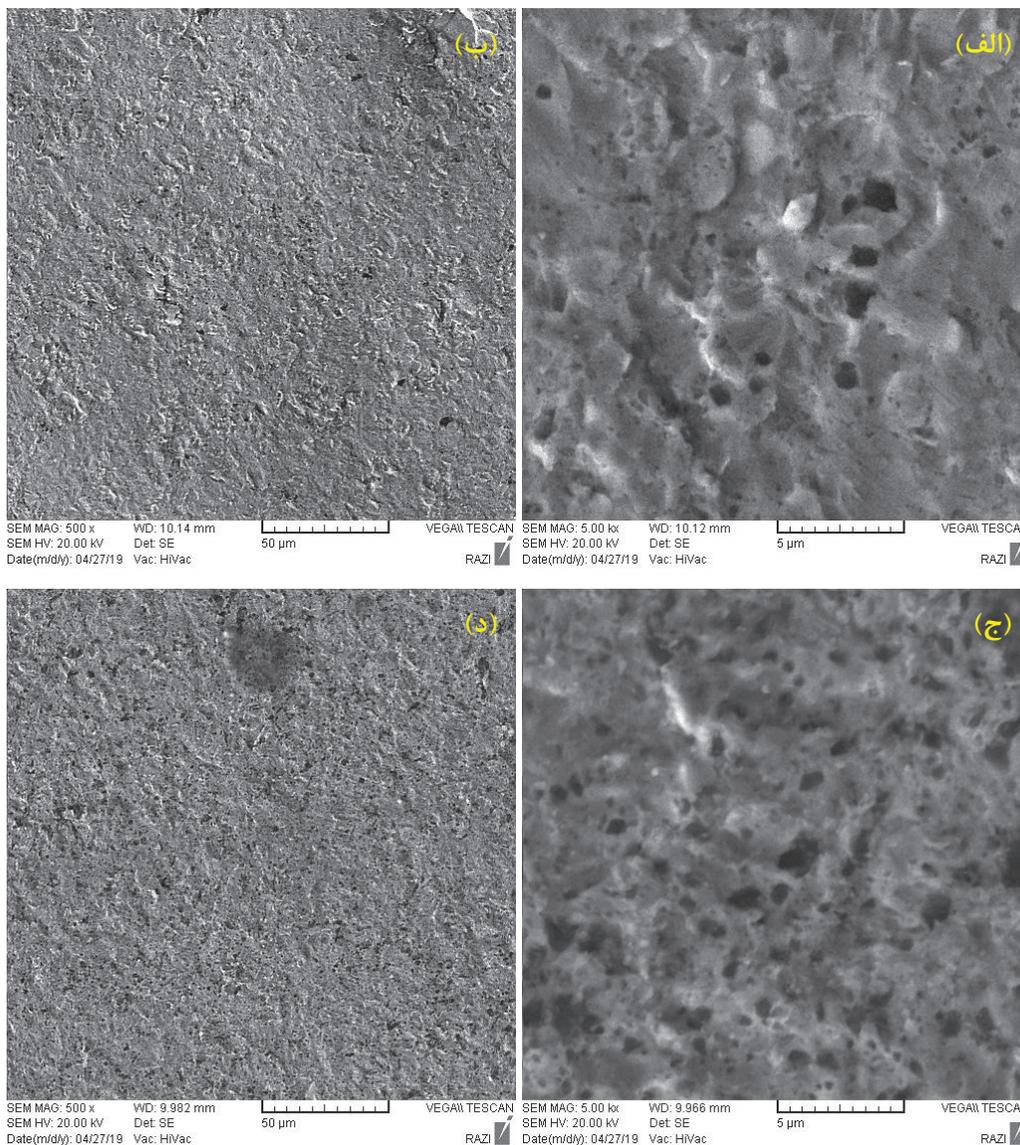
S/T برای پوشش کامپوزیتی، بیانگر نقش مثبت ذرات SiC در کاهش اثرات رفتگی بر خوردگی و خوردگی بر رفتگی و در نتیجه کاهش نقش هم‌افزایی است. همانطور که در جدول ۶ دیده می‌شود وجود ذرات SiC در پوشش منجر به کاهش هر دو پارامتر  $\Delta W_c$  و  $\Delta C_w$  و در نتیجه کاهش مقدار هم‌افزایی (S) شده است. البته همانطور که دیده می‌شود برای هر دو پوشش مقدار  $\Delta W_c$  خیلی بیشتر از مقدار  $\Delta C_w$  است که نشان‌دهنده نقش مهم پارامتر تغییر نرخ رفتگی در اثر خوردگی ( $\Delta W_c$ ) در مقدار هم‌افزایی (S) است. یکی از مکانیزم‌های افزایش نرخ رفتگی در اثر خوردگی، جدا شدن لبه‌های برآمده در سطح ماده در اثر پدیده خوردگی است [۳۴]. وجود ذرات SiC باعث کاهش تغییر شکل پلاستیک در پوشش و در نتیجه کاهش اندازه لبه‌های تغییر شکل یافته روی سطح می‌شود (شکل ۷). کمتر بودن تغییر شکل پلاستیک و لبه‌های برآمده روی سطح رفتگی-خوردگی پوشش کامپوزیتی می‌تواند منجر به کاهش اثرات خوردگی بر تخریب مکانیکی (رفتگی) و در نتیجه کاهش مقدار  $\Delta W_c$  شود.



شکل ۶. نرخ رفتگی-خوردگی، رفتگی و هم‌افزایی پوشش‌های تولید شده در حمام‌های حاوی صفر و ۱۰ گرم بر لیتر ذرات SiC

نیم ساعت رفتگی-خوردگی تحت زاویه برخورد ۹۰ درجه و سرعت برخورد ۶ متر بر ثانیه، هنوز پوشش روی سطح وجود داشته و به زیرلایه نرسیده است. همچنین آنالیز نواحی تیره در این جدول، وجود ذرات SiC در پوشش را تایید می‌کند که در شکل ۷-د نیز وجود این ذرات به وضوح دیده می‌شود. البته در شکل ۷-ب برای پوشش ساده نیکل-فسفر نیز نواحی تیره رنگی دیده می‌شود که شاید با ذرات SiC پوشش اشتباه گرفته شود. این ذرات در واقع ذرات ماسه ( $SiO_2$ ) موجود در دوغاب بوده‌اند که در اثر برخورد با سطح تعدادی از آن‌ها به داخل پوشش فرو رفته و شکسته شده‌اند و بصورت نواحی تیره رنگ در تصویر SEM دیده می‌شود [۳۴].

مقایسه نرخ رفتگی و رفتگی-خوردگی پوشش‌های ساده و کامپوزیتی در شکل ۶ نشان می‌دهد که اضافه شدن ذرات در پوشش باعث کاهش ۴۴ درصدی نرخ رفتگی-خوردگی و کاهش ۱۲ درصدی نرخ رفتگی شده است. این موضوع نشان می‌دهد که وجود ذرات در پوشش، تاثیر زیادی بر نرخ هم‌افزایی بین رفتگی و خوردگی دارد؛ چنانچه در پوشش ساده نرخ هم‌افزایی بالاتر از نرخ رفتگی و در پوشش کامپوزیتی نرخ هم‌افزایی پایین‌تر از نرخ رفتگی بدست آمده است. در پوشش ساده کامپوزیتی وجود عامل خوردگی باعث افزایش زیاد نرخ تخریب (بیش از دو برابر) حین رفتگی شده است که این موضوع به تاثیر همزمان خوردگی بر رفتگی و رفتگی بر خوردگی نسبت داده می‌شود. تغییر نرخ رفتگی در اثر خوردگی ( $\Delta W_c$ ) و تغییر نرخ خوردگی در اثر رفتگی ( $\Delta C_w$ ) برای دو پوشش ساده و کامپوزیتی مطابق روابط ۷ و ۸ محاسبه شد و نتایج در جدول ۶ ارائه شده است. در این جدول همچنین مقدار S/T (تقسیم هم‌افزایی بر نرخ رفتگی-خوردگی) آورده شده است. این پارامتر بیانگر نقش برهم‌کنش دو پارامتر رفتگی و خوردگی بر تخریب سطح ماده حین رفتگی-خوردگی است. برای پوشش ساده نیکل-فسفر حدود ۵۹ درصد از هدررفت ماده ناشی از عملکرد عامل خورنده است، به عبارتی با اعمال حفاظت کاتدی می‌توان میزان تخریب را تا ۵۹٪ کاهش داد. این مقدار برای پوشش کامپوزیتی کمتر و در حد ۳۶ درصد است. کمتر بودن مقدار



شکل ۷. تصاویر SEM از سطح رفتگی-خوردگی پوشش‌های Ni-P تولید شده در حمام حاوی: الف و ب) صفر گرم بر لیتر، ج و د) ۱۰ گرم بر لیتر ذرات SiC.

#### ۴. نتیجه گیری

در این تحقیق رفتار خوردگی، رفتگی و رفتگی-خوردگی پوشش‌های ساده Ni-P و کامپوزیتی حاوی ذرات SiC روی سطح فولاد کربنی X65 مورد بررسی قرار گرفت و نتایج زیر حاصل شد:

- ۱- با افزایش غلظت ذرات SiC در حمام، سختی پوشش‌ها افزایش یافت و در غلظت ۱۰ گرم بر لیتر به بالاترین مقدار خود رسید. نتایج آزمون XRD و تصاویر SEM بیانگر افزایش درصد ذرات در پوشش با افزایش غلظت ذرات در حمام تا ۱۰ گرم بر لیتر بود. افزایش بیشتر مقدار ذرات در حمام تاثیر چندانی بر درصد ذرات در پوشش نداشت.
- ۲- کمترین نرخ خوردگی ساکن مربوط به پوشش کامپوزیتی ۵ گرم بر لیتر SiC بود. افزایش غلظت ذرات کاربرد

جدول ۵. آنالیز EDS (درصد وزنی) از سطح رفتگی-خوردگی پوشش تولید شده در حمام حاوی ۱۰ g/l ذرات SiC

ناحیه	Ni	P	Si	C
آنالیز کلی	۷۸	۷/۲	۱۰/۴	۴/۴
نقاط تیره	۵۳/۴	۷	۱۰/۹	۲۸/۷

جدول ۶. پارامترهای هم افزایی بین رفتگی و خوردگی برای پوشش‌های ساده نیکل- فسفر و پوشش کامپوزیتی تولید شده در حمام حاوی ۱۰ g/l ذرات SiC

نمونه	$\Delta W_c$	$\Delta C_w$	S/T
پوشش ساده	۲۱/۹	۱/۶	۰/۵۹
پوشش کامپوزیتی در محلول ۱۰ g/l	۷/۷	۰/۴	۰/۳۶

## References

- [1] R. Winston Revie; Herbert H. Uhlig, Corrosion and Corroison Control: An Introduction to Corrosion Science and Engineering, Fourth Edi, A John Wiley & Sons INC., 2008.
- [2] J. Basumatary, R.J.K. Wood, Synergistic effects of cavitation erosion and corrosion for nickel aluminium bronze with oxide film in 3.5% NaCl solution, *Wear*. 376-377 (2017) 1286-1297. doi:10.1016/j.WEAR.2017.01.047.
- [3] S. Skal, Y. Kerroum, A. Guenbour, A. Bellaouchou, R. Boulif, H. Idrissi, et al., Erosion-Corrosion Effect on the Alloy 316L in Polluted Phosphoric Acid, *J. Bio- Tribo-Corrosion*. 5 (2019). doi:10.1007/s40735-019-0270-4.
- [4] R.J.K. Wood, J. a. Wharton, A.J. Speyer, K.S. Tan, Investigation of erosion-corrosion processes using electrochemical noise measurements, *Tribology Int*. 35 (2002) 631-641. doi:10.1016/S0301-679X(02)00054-3.
- [5] N. Khayatan, H.M. Ghasemi, M. Abedini, Synergistic erosion-corrosion behavior of commercially pure titanium at various impingement angles, *Wear*. 380-381 (2017) 154-162. doi:10.1016/j.wear.2017.03.016.
- [6] H. Lu, J. Shang, X. Jia, Y. Li, F. Li, J. Li, et al., Erosion and corrosion behavior of shrouded plasma sprayed Cr3C2-NiCr coating, *Surf. Coatings Technol*. 388 (2020) 125534. doi:10.1016/j.surfcoat.2020.125534.
- [7] F. Huang, J. jie Kang, W. Yue, X. bin Liu, Z. qiang Fu, L. na Zhu, et al., Effect of heat treatment on erosion-corrosion of Fe-based amorphous alloy coating under slurry impingement, *J. Alloys Compd*. 820 (2020) 153132. doi:10.1016/j.jallcom.2019.153132.
- [8] G.A. Ludwig, C.F. Malfatti, R.M. Schroeder, V.Z. Ferrari, I.L. Muller, WC10Co4Cr coatings deposited by HVOF on martensitic stainless steel for use in hydraulic turbines: Resistance to corrosion and slurry erosion, *Surf. Coatings Technol*. 377 (2019) 124918. doi:10.1016/j.surfcoat.2019.124918.
- [9] L. Chen, S.L. Bai, Y.Y. Ge, Q.Y. Wang, Erosion-corrosion behavior and electrochemical performance of Hastelloy C22 coatings under impingement, *Appl. Surf. Sci*. 456 (2018) 985-998. doi:10.1016/j.apsusc.2018.06.209.
- [10] C.K. Lee, Structure, electrochemical and wear-corrosion properties of electroless nickel-phosphorus deposition on CFRP composites, *Mater. Chem. Phys*. 114 (2009) 125-133. doi:10.1016/j.matchemphys.2008.08.088.
- [11] Z. Li, Z. Farhat, M.A. Islam, Investigation of Single-Particle Erosion Behavior of Electroless Ni-P-Ti Composite Coatings, *J. Mater. Eng. Perform*. (2020). doi:10.1007/s11665-020-04722-z.
- [12] D.G. Agredo Diaz, A. Barba Pingarrón, J.J. Olaya Florez, J.R. González Parra, J. Cervantes Cabello, I. Angarita Moncaleano, et al., Effect of a Ni-P coating on the corrosion resistance of an additive manufacturing carbon steel immersed in a 0.1 M NaCl solution, *Mater. Lett*. 275 (2020) 128159. doi:10.1016/j.matlet.2020.128159.

سیلیسیم در حمام و به دنبال آن تشکیل تخلخل و ترک‌های بیشتر در پوشش و همچنین تشکیل پیل‌های میکروگالوانیک سبب افزایش نرخ خوردگی پوشش‌های تشکیل شده در حمام ۱۰ و ۱۵ گرم بر لیتر شد.

۳- مورفولوژی سطوح پوشش‌های ساده و کامپوزیتی پس از رفتگی-خوردگی نشان داد که در پوشش کامپوزیتی لبه‌های برآمده ناشی از برخورد ذرات ساینده ریزتر از پوشش ساده نیکل-فسفر است که بیانگر محدود شدن تغییر شکل پلاستیک در پوشش کامپوزیتی به دلیل حضور ذرات سخت SiC است.

۴- حضور ذرات SiC در پوشش سبب کاهش نرخ خوردگی حین رفتگی به مقدار حداکثر ۶۹٪ شد. نقش مثبت ذرات SiC در محدود کردن تغییر شکل پلاستیک و در نتیجه کاهش سطح موثر خوردگی به عنوان مهمترین عامل در کمتر بودن نرخ خوردگی حین رفتگی پوشش‌های کامپوزیتی در مقایسه با پوشش ساده بیان شد.

۵- حضور ذرات SiC در پوشش نیکل-فسفر سبب کاهش تغییر نرخ رفتگی در اثر خوردگی ( $\Delta W_r$ ) و تغییر نرخ خوردگی در اثر رفتگی ( $\Delta C_w$ ) و در نتیجه کاهش مقدار هم‌افزایی بین رفتگی و خوردگی شد، بطوریکه مقدار S/T از ۵۹٪ در پوشش ساده به ۳۶٪ در پوشش کامپوزیتی کاهش یافت. این موضوع در نهایت منجر به عملکرد بهتر پوشش کامپوزیتی در برابر رفتگی-خوردگی نسبت به پوشش ساده شد.

- [13] D.R. Dhakal, G. Gyawali, Y.K. Kshetri, J.H. Choi, S.W. Lee, Microstructural and electrochemical corrosion properties of electroless Ni-P-TaC composite coating, *Surf. Coatings Technol.* 381 (2020) 125135. doi:10.1016/j.surfcoat.2019.125135.
- [14] N. Ghavidel, S.R. Allahkaram, R. Naderi, M. Barzegar, H. Bakhshandeh, Corrosion and wear behavior of an electroless Ni-P/nano-SiC coating on AZ31 Mg alloy obtained through environmentally-friendly conversion coating, *Surf. Coatings Technol.* 382 (2020) 125156. doi:10.1016/j.surfcoat.2019.125156.
- [15] A.R. Shashikala, B.S. Sridhar, Codeposition of electroless Ni-P/ZnO nano composites and evaluation of corrosion resistance of the coatings, *Mater. Today Proc.* 45 (2019) 3837-3840. doi:10.1016/j.matpr.2020.05.447.
- [16] J. Chen, G. Zhao, K. Matsuda, Y. Zou, Microstructure evolution and corrosion resistance of Ni-Cu-P amorphous coating during crystallization process, *Appl. Surf. Sci.* 484 (2019) 835-844. doi:10.1016/j.apsusc.2019.04.142.
- [17] C. Ma, F. Wu, Y. Ning, F. Xia, Y. Liu, Effect of heat treatment on structures and corrosion characteristics of electroless Ni-P-SiC nanocomposite coatings, *Ceram. Int.* 40 (2014) 9279-9284. doi:10.1016/j.ceramint.2014.01.150.
- [18] R. Soleimani, F. Mahboubi, M. Kazemi, S.Y. Arman, Corrosion and tribological behaviour of electroless Ni-P/nano-SiC composite coating on aluminium 6061, *Surf. Eng.* 31 (2015) 714-721. doi:10.1179/1743294415Y.0000000012.
- [19] A. Farzaneh, M. Mohammadi, M. Ehteshamzadeh, F. Mohammadi, Electrochemical and structural properties of electroless Ni-P-SiC nanocomposite coatings, *Appl. Surf. Sci.* 276 (2013) 697-704. doi:10.1016/j.apsusc.2013.03.156.
- [20] B. Jiang, S.L. Jiang, A.L. Ma, Y.G. Zheng, Effect of heat treatment on erosion-corrosion behavior of electroless Ni-P coatings in saline water, *Mater. Manuf. Process.* 29 (2014) 74-82. doi:10.1080/10426914.2013.852222.
- [21] C. Sun, J. Li, V. Fattahpour, M. Roostaei, M. Mahmoudi, H. Zeng, et al., Insights into the erosion-enhanced corrosion on electroless Ni-P coating from single particle impingement, *Corros. Sci.* 166 (2020) 108422. doi:10.1016/j.corsci.2019.108422.
- [22] Z. Li, M.A. Islam, Z. Farhat, Investigation of Erosion-Corrosion Resistance of Electroless Ni-P-Ti Composite Coatings, *J. Bio-Tribo-Corrosion.* 6 (2020). doi:10.1007/s40735-020-00404-4.
- [23] C. Wang, Z. Farhat, G. Jarjoura, M.K. Hassan, A.M. Abdullah, Indentation and erosion behavior of electroless Ni-P coating on pipeline steel, *Wear.* 376-377 (2017) 1630-1639. doi:10.1016/j.wear.2016.12.054.
- [24] J.A. Calderón, J.E. Henao, M.A. Gómez, Erosion-corrosion resistance of Ni composite coatings with embedded SiC nanoparticles, *Electrochim. Acta.* 124 (2014) 190-198. doi:10.1016/j.electacta.2013.08.185.
- [25] A. Pasha, H.M. Ghasemi, J. Neshati, Synergistic Erosion-Corrosion Behavior of X-65 Carbon Steel at Various Impingement Angles, *J. Tribol.* 139 (2016) 011105. doi:10.1115/1.4033336.
- [26] Standard Practice for Calculation of Corrosion Rates and Related Information from Electrochemical Measurements, ASTM G109. (1999) 1-7. <http://www.astm.org/Standards/G102.htm>.
- [27] Standard Guide for Determining Synergism Between Wear and Corrosion, ASTM G119. (1994) 1-7. doi:10.1520/G0119-09.2.
- [28] S. Zhang, K. Han, L. Cheng, The effect of SiC particles added in electroless Ni-P plating solution on the properties of composite coatings, *Surf. Coatings Technol.* 202 (2008) 2807-2812. doi:10.1016/j.surfcoat.2007.10.015.
- [29] A. Zoikis-Karathanasis, E.A. Pavlatou, N. Spyrellis, Pulse electrodeposition of Ni-P matrix composite coatings reinforced by SiC particles, *J. Alloys Compd.* 494 (2010) 396-403. doi:10.1016/j.jallcom.2010.01.057.
- [30] X. Yuan, D. Sun, H. Yu, H. Meng, Z. Fan, X. Wang, Preparation of amorphous-nanocrystalline composite structured Ni-P electrodeposits, *Surf. Coatings Technol.* 202 (2007) 294-300. doi:10.1016/j.surfcoat.2007.05.040.
- [31] M.C. Chou, M. Der Ger, S.T. Ke, Y.R. Huang, S.T. Wu, The Ni-P-SiC composite produced by electro-codeposition, *Mater. Chem. Phys.* 92 (2005) 146-151. doi:10.1016/j.matchemphys.2005.01.021.
- [32] I. Apachitei, F.D. Tichelaar, J. Duszczek, L. Katgerman, The effect of heat treatment on the structure and abrasive wear resistance of autocatalytic NiP and NiP-SiC coatings, *Surf. Coatings Technol.* 149 (2002) 263-278. doi:10.1016/S0257-8972(01)01492-X.
- [33] G.E. Dieter, *Mechanical Metallurgy*, SI Metric, McGraw-Hill, Singapore, 1928.
- [34] M. Abedini, H.M. Ghasemi, Synergistic erosion - corrosion behavior of Al - brass alloy at various impingement angles, *Wear.* 319 (2014) 49-55. doi:10.1016/j.wear.2014.07.008.
- [35] M. Abedini, H.M. Ghasemi, Erosion and erosion-corrosion of Al-brass alloy: Effects of jet velocity, sand concentration and impingement angle on surface roughness, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China.* 27 (2017) 2371-2380. doi:10.1016/S1003-6326(17)60263-2.