

تأثیر نیتروژن‌دهی پلاسمایی و غلظت اکسیدگرافن کاهش یافته بر رفتار سایشی پوشش‌های الکترولس

Ni-B-rGO

زینب وتوت، فرزاد محبویی

دانشکده مهندسی مواد و متالورژی دانشگاه صنعتی امیرکبیر، تهران صندوق پستی ۱۵۷۸۵۴۴۱۳، ایران

(دریافت مقاله: ۱۴۰۲/۸/۱۸- پذیرش مقاله: ۱۴۰۲/۱۰/۲۰)

چکیده

در این مقاله، پوشش نیکل-بور-اکسید گرافن کاهش یافته (Ni-B-rGO) با غلظت‌های (۰، ۶، ۲۰/۵ و ۴۰ میلی‌گرم) اکسید گرافن کاهش یافته (rGO) روی فولاد AISI 4140 لایه نشانی شد. پس از فرایند پوشش‌دهی الکترولس، نمونه‌ها در اتمسفر حاوی ۲۵٪ نیتروژن و ۷۵٪ هیدروژن در مدت زمان ۱۲۰ دقیقه و دمای ۴۰۰ °C نیتروژن‌دهی پلاسمایی شدند و مشخصات ساختاری و رفتار سایشی آنها بررسی شد. مشخصه‌یابی پوشش‌ها به کمک آزمون‌های پراش پرتو ایکس، میکروسکوپ الکترونی روبشی و آزمون سختی سنجی صورت گرفت و ضریب اصطکاک و خواص سایشی نمونه‌ها به کمک آزمون پین روی دیسک مطالعه شد. نتایج نشان می‌دهد با افزایش غلظت rGO، ساختار پوشش از حالت آمورف به حالت شبه بلوری تغییر می‌کند و اضافه کردن rGO سبب افزایش سختی و در نتیجه بهبود مقاومت سایشی پوشش می‌گردد. اضافه کردن rGO تا غلظت ۲۰/۵ mg/L باعث بهبود مقاومت سایشی و کاهش ضریب اصطکاک شد. همچنین فرایند نیتروژن‌دهی پلاسمایی سبب بلوری شدن پوشش‌ها در اثر تشکیل فازهای Ni₂B، Ni₃B و h-BN شد. علاوه بر این، دو ساعت عملیات نیتروژن‌دهی پلاسمایی سختی پوشش را از ۸۶۳ ویکرز به ۱۴۹۰ ویکرز افزایش داد. مقاومت سایشی پوشش‌ها پس از انجام نیتروژن‌دهی پلاسمایی افزایش یافته، به گونه‌ای که نرخ سایش ویژه از 0.75×10^{-9} kg/N.m (نمونه بدون عملیات حرارتی) به 0.24×10^{-9} kg/N.m کاهش یافت.

کلیدواژه‌ها: اکسید گرافن کاهش یافته، الکترولس، نیکل-بور، اصطکاک و مقاومت سایشی، نیتروژن‌دهی پلاسمایی

The effect of nitrogen plasma treatment and reduced graphene oxide concentration on wear behavior of Ni-B-rGO electroless coatings

Zainab Wetwet¹, Farzad Mahboubi^{2*}

Department of Materials and Metallurgical Engineering, Amirkabir University of Technology (Tehran Polytechnic), Tehran, Iran.

Abstract

In this article, nickel-boron-reduced graphene oxide (Ni-B-rGO) coatings with concentrations of 0, 6.0, 20.5, and 40 mg of reduced graphene oxide (rGO) were deposited on AISI 4140 steel. Following the electrodeposition process, the samples were nitrogen-plasma treated in an atmosphere containing 25% nitrogen and 75% hydrogen for 120 minutes at a temperature of 400 °C, and their structure and wear behavior were examined. The structural properties of the coatings were investigated using X-ray diffraction tests, scanning electron microscopy and hardness tests. Additionally, the coefficient of friction and wear resistance of the samples were studied using a pin-on-disk tester. The results indicate that increasing the rGO concentration changes the coating structure from an amorphous to a semi-crystalline state, and the addition of rGO increases the hardness and enhances the wear resistance of the coating. Adding rGO up to a concentration of 20.5 mg/L improves the wear resistance and reduces the coefficient of friction. Moreover, the plasma nitrogen treatment leads to the crystallization of the coatings due to the formation of Ni₂B, Ni₃B, and h-BN phases. Furthermore, a two-hour plasma nitrogen treatment increased the coating hardness from 863 Vickers to 1490 Vickers. The wear resistance of the coatings increased after the plasma nitrogen treatment, resulting in a decrease in the specific wear rate from 0.75×10^{-9} kg/Nm (untreated sample) to 0.24×10^{-9} kg/Nm.

Keywords: Reduced graphene oxide, Electroless plating, Nickel-boron, Friction and wear resistance, Plasma nitriding.

E-mail of Corresponding author: mahboubi@aut.ac.ir

مقدمه

نارایانان و همکاران [۱۱] نیز گزارش مشابهی در مورد بهبود خواص سایشی در اثر عملیات حرارتی ارائه کرده‌اند. در نتیجه، انجام عملیات حرارتی بسته به اتمسفر، دما و زمان این عملیات، منجر به افزایش سختی و کاهش نرخ سایش ویژه پوشش‌های Ni-B شده است. احمدخانی‌ها و محبوبی [۱۲] نتایج مشابهی را مشاهده کرده و با استفاده از نیتروژن‌دهی پلاسمایی نرخ سایش ویژه را کاهش داده‌اند. این تحقیقات نشان می‌دهد که بر اثر نیتروژن‌دهی پلاسمایی پوشش‌های نیکل بور، خواص مکانیکی این پوشش‌ها نسبت به عملیات حرارتی در اتمسفر گازی خنثی افزایش بیشتری را تجربه می‌کند. عملیات حرارتی معمولی ریزسختی را افزایش می‌دهد، اما مقاومت خوردگی را کاهش می‌دهد. نیتروژن‌دهی می‌تواند پوششی با ریزسختی و مقاومت بالاتر در برابر خوردگی ایجاد کند [۱۳، ۱۴]. همچنین، تحقیقات نشان می‌دهد ایجاد پوشش‌های کامپوزیتی سبب افزایش مقاومت در برابر سایش و بهبود خواص مکانیکی پوشش‌ها می‌گردد [۱۵-۱۷].

در سال‌های اخیر استفاده از پوشش‌های الکترولس نیکل همراه با نانوذرات کربنی افزایش یافته است. افزودن نانوذرات گرافیت به پوشش‌های الکترولس نیکل - بور موجب بهبود خواص سایشی این پوشش‌ها می‌شود [۱۸]. پوشش‌های کامپوزیتی الکترولس نیکل به همراه نانولوله‌های کربنی نیز خواص سایشی و مقاومت به خوردگی مناسبی از خود نشان می‌دهند؛ وجود نانولوله‌های کربنی باعث افزایش سختی این پوشش‌ها نیز می‌شود [۱۹].

استفاده از گرافن به‌عنوان یک نانوماده کربنی و دارای خواص منحصر به فرد الکتریکی، مکانیکی و گرمایی در ساختار پوشش‌های کامپوزیتی روند رو به رشدی از خود نشان داده است [۲۰]. نتایج مطالعات نشان می‌دهد که حضور گرافن در ساختار پوشش‌های کامپوزیتی موجب بهبود رفتار سایشی این آنها می‌شود [۲۱]. با این حال چگالی پایین، واکنش‌های فصل مشترک پیچیده و پراکندگی ضعیف گرافن در حمام‌های پایه آب، موجب محدود شدن استفاده از این ماده در حمام‌های الکترولس شده است. از این رو اکسید گرافن کاهش یافته

پوشش‌دهی به عنوان راهکاری برای ارتقا خواص کاربردی فلزات و مقاومت سایشی و خوردگی آن‌ها توأم با حفظ خواص مکانیکی فلز پایه شناخته شده است [۱]. در میان پوشش‌های متعدد موجود، پوشش‌های الکترولس نیکل به دلیل داشتن خواص منحصر به فردی نظیر چسبندگی بسیار خوب به زیرلایه، یکنواختی ضخامت، سختی و مقاومت به سایش بالا و مقاومت در برابر خوردگی قابل قبول جایگاه وسیعی را در کاربردهای صنعتی مانند صنایع نفت و گاز، پتروشیمی، هوافضا، هسته‌ای، خودروسازی، رایانه و الکترونیک با اهداف حفاظتی و یا زینتی به خود اختصاص داده‌اند [۲-۴].

این پوشش‌ها به سه گروه مختلف تقسیم می‌شوند: نیکل خالص، نیکل-بور، نیکل-فسفر [۵]. پوشش الکترولس نیکل - بور نسبت به پوشش الکترولس نیکل-فسفر دارای سختی و مقاومت به سایش بالاتری است. آبرکاری الکترولس نیکل - بور (به‌عنوان شاخه‌ای از پوشش‌های الکترولس نیکل) به دلیل فراهم کردن سختی و مقاومت به سایش بیشتر از پوشش‌های نیکل - فسفر رایج، توجه محققان و صنایع را به خود جلب کرده است [۶، ۷]. در سال‌های اخیر و با رشد صنایع و نیاز به پوشش‌هایی با خواص بهتر، ارتقای خواص پوشش‌ها مورد توجه بسیاری از محققان قرار گرفته است [۸]. در این راستا، تحقیقات زیادی در زمینه خواص این پوشش‌ها انجام شده است که از آن جمله می‌توان به عملیات حرارتی و کامپوزیتی کردن و چندلایه‌سازی آنها اشاره کرد. عملیات حرارتی پوشش‌های نیکل - بور به‌طور متداول در اتمسفر گازی خنثی انجام می‌گیرد. این امر سبب بهبود خواص مکانیکی و افت خواص شیمیایی این پوشش‌ها می‌گردد. به عنوان مثال، برای پوشش‌های Ni-B در حالت خام، مقادیر سختی مختلفی گزارش شده است که کمترین آن‌ها Hv_{100} ۷۰۰ است، در حالی که انجام عملیات حرارتی بهینه موجب افزایش چشمگیر سختی این پوشش‌ها تا Hv_{100} ۱۲۰۰ می‌شود [۹، ۱۰].

(rGO) که به دلیل وجود گروه‌های عاملی خاصیت پراکندگی خوبی در محلول‌ها دارد، جایگزین مناسبی برای استفاده از گرافن به‌شمار می‌رود [۲۲].

یو و همکاران [۲۳] نشان دادند که استفاده از ذرات گرافن با ابعاد $5 \mu\text{m}$ در ساختار پوشش الکترولس نیکل-فسفر به ترتیب موجب ارتقا سختی و مدول یانگ این پوشش می‌شود. در واقع بخشی از گرافن موجود در پوشش، با قرار گرفتن در فضای بین خوشه‌های پوشش و پل‌زنی بین خوشه‌ها موجب کاهش تخلخل و افزایش استحکام پوشش می‌شود. همچنین افزودن گرافن به پوشش موجب افزایش مکان‌های مرجح جوانه‌زنی شده که این امر به کاهش اندازه دانه و در نهایت افزایش سختی پوشش منجر می‌شود. در تحقیق دیگری خان‌رنا و همکاران [۲۴] به بررسی تأثیر غلظت گرافن موجود در حمام الکترولس روی خواص مکانیکی پوشش الکترولس نیکل-فسفر-گرافن پرداختند. نتایج نشان داد که با افزایش غلظت ذرات گرافن موجود در حمام الکترولس از 30 mg/L به 300 mg/L درصد، هم‌رسوبی این ذرات در پوشش کاهش می‌یابد. این تغییر در درصد گرافن موجود در پوشش موجب تغییر خواص پوشش الکترولس نیکل-فسفر-گرافن می‌شود، به نحوی که میزان سختی این پوشش‌ها با افزودن 30 mg/L گرافن به حمام، به مقدار بیشینه خود رسیده و با افزایش بیشتر غلظت ذرات گرافن در حمام، سختی افت می‌کند. علاوه بر این، تامیلارسون و همکارانش [۲۵] نشان دادند که افزودن ذرات rGO به پوشش الکترولس نیکل-فسفر موجب بهبود مقاومت سایشی و خوردگی می‌شود. در تمامی موارد ذکر شده، تأثیر گرافن یا اکسید گرافن بر پوشش‌های الکترولس نیکل-فسفر بررسی شده و هنوز تحقیق جامعی در زمینه پوشش‌های الکترولس نیکل-بور تقویت‌شده با rGO صورت نگرفته است. هدف از این پژوهش بررسی اثر غلظت‌های مختلف rGO بر خواص ساختاری، سختی و مقاومت سایشی پوشش‌های الکترولس نیکل-بور-اکسید گرافن کاهش یافته (Ni-B-rGO) است.

فعالیت‌های تجربی

۲-۱- مواد مصرفی و آماده‌سازی نمونه‌ها

در این پژوهش از کلرید نیکل ۶ آبه (منبع یون نیکل)، اتیلن دی آمین (عامل کمپلکس کننده)، نیترات سرب (پایدارکننده)، سود سوزآور (بافر)، سدیم بوروهیدرید (عامل احیاکننده) و گرافن اکسید کاهش یافته (rGO) استفاده شد. نمونه‌های استوانه‌ای به قطر ۲ سانتی‌متر و ارتفاع ۱ سانتی‌متر از جنس فولاد AISI 4140 به‌عنوان زیرلایه مورد استفاده قرار گرفت. به‌منظور بهبود خواص مکانیکی مانند سختی و حذف تاریخچه عملیات حرارتی، نمونه‌ها ۳۰ دقیقه در دمای ۸۵۰ درجه سانتی‌گراد آستنیته شده و سپس بلافاصله در روغن سرد شدند. در ادامه، به‌منظور بازپخت در دمای ۵۶۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۶۰ دقیقه قرار گرفتند. سطح نمونه‌ها با استفاده از کاغذ سنباده SiC تا درجه ۲۵۰۰ صاف شد. فقط چند ثانیه قبل از پوشش‌دهی از محلول ۱۰% NaOH برای حذف آلاینده‌های آلی موجود روی سطح نمونه‌ها استفاده شد. چربی‌زدایی در استون به مدت ۱۰ دقیقه و در نهایت فعال‌سازی در محلول ۱۰ درصد اسید HCl به مدت یک دقیقه انجام شد.

۲-۲- فرایند پوشش‌دهی نمونه‌ها

نمونه‌ها بعد از آماده‌سازی به‌منظور پوشش‌دهی به مدت ۱ ساعت در حمام الکترولس با ترکیب نیکل کلراید 25 g/L ، بوروهیدرید سدیم 0.6 g/L ، اتیلن‌دی‌آمین 60 mL/L ، هیدروکسید سدیم 39 g/L و نیترات سرب 0.02 g/L قرار گرفتند. جهت تشکیل پوشش کامپوزیتی نیکل-بور-اکسید گرافن کاهش‌یافته، غلظت‌های rGO شامل ۰، ۶، ۲۰/۵ و ۴۰ میلی‌گرم بر لیتر در نظر گرفته‌شد. نمونه‌ها ابتدا در حمام التراسونیک قرار گرفته و بعد از حدود ۳۰ دقیقه، به حمام آبکاری نیکل-بور اضافه شد و توسط همزن مغناطیسی هم زده شد؛ جهت یکنواختی محلول در حین پوشش‌دهی،

سرعت همزن مغناطیسی روی ۴۰۰ rpm تنظیم شد. برای یکنواختی بیشتر، نمونه‌ها نیز درون حمام الکترولس چرخانده شده و هر دو دقیقه یکبار جهت چرخش عوض می‌شد. دمای پوشش‌دهی در محدوده ۹۵-۹۳ °C و pH در محدوده ۱۳ تا ۱۴ تنظیم شد. پس از اتمام زمان پوشش‌دهی، نمونه‌ها از محلول خارج و با آب مقطر شسته شدند. ترکیب و شرایط حمام الکترولس در جدول ۱ و ۲ مشاهده می‌شود.

جدول ۱. ترکیبات حمام الکترولس استفاده‌شده برای پوشش‌دهی

ترکیبات حمام	غلظت
NiCl ₂ .6H ₂ O	25 g/L
C ₂ H ₈ N ₂	60 cc/L
Pb(NO ₃) ₂	0.02 g/L
NaOH	39 g/L
NaBH ₄	0.6 g/L
rGO	6, 20.5, 40 mg/L

جدول ۲. شرایط حمام الکترولس استفاده‌شده برای پوشش‌دهی

حجم حمام	۵۰۰ cc
pH	13-14
زمان آبکاری	60 min
دما	95 ± 1 °C

مستقیم پالسی جهت تشکیل پلازما استفاده می‌کند، اختلاف پتانسیل لازم برای این کار توسط منبع تغذیه با توان ۵kW، ولتاژ خروجی ۵۰۰ V و جریان ۳-۲ A تأمین می‌شود. فرایند عملیات حرارتی متداول پوشش‌های الکترولس NiB/20.5rGO نیز در دمای ۴۰۰°C به مدت ۱۲۰ دقیقه، برای مقایسه خواص پوشش‌های نیتروژن‌دهی پلاسمایی شده و عملیات حرارتی شده، انجام شد.

جدول ۳. کدگذاری نمونه‌های به‌کاربرده شده در پژوهش

ردیف	نام نمونه	کد نمونه
۱	نیکل-بور خام	NiB/AS
۲	نیکل-بور-۶ mg/L rGO	NiB/6rGO
۳	نیکل-بور-۲۰/۵ mg/L rGO	NiB/20.5rGO
۴	نیکل-بور-۴۰ mg/L rGO	NiB/40rGO
۵	نیکل-بور-۲۰/۵ mg/L rGO / عملیات حرارتی شده	NiB/20.5rGO/HT
۶	نیکل-بور-۲۰/۵ mg/L rGO / نیتروژن‌دهی پلاسمایی	NiB/20.5rGO/PN

۳-۲- فرایند نیتروژن‌دهی پلاسمایی

به‌منظور مطالعه تأثیر زمان فرایند نیتروژن‌دهی پلاسمایی روی خواص پوشش‌های NiB/rGO، پوشش‌های حاوی ۲۰/۵ mg/L گرافن در زمان ۱۲۰ دقیقه، در دمای ۴۰۰°C و در ترکیب گاز ثابت ۲۵% N₂ + ۷۵% H₂ تحت عملیات نیتروژن‌دهی پلاسمایی قرار گرفتند. این دستگاه از تخلیه الکتریکی حاصل از جریان

سرعت لغزش $0.1 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ و مسافت ۵۰۰ متر انجام گرفت. دمای اتاق در طول آزمون ۲۵ درجه سانتی‌گراد و میزان رطوبت هوا ۴۰ درصد بوده است. تغییرات ضریب اصطکاک برحسب مسافت ثبت شده و سطح ساییده شده نمونه‌ها توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی قرار گرفت. مقدار جرم نمونه‌ها قبل و بعد از سایش توسط ترازو با دقت 0.1 میلی‌گرم اندازه‌گیری شد و نرخ سایش ویژه نمونه‌ها مطابق با رابطه زیر محاسبه شد.

$$W_s = m/(d \times F)$$

که در آن W_s نرخ سایش ویژه، m میزان جرم ساییده شده، F نیروی اعمالی و d مسافت پیموده شده است.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- آنالیز پراش اشعه ایکس

نتایج حاصل از آزمون پراش اشعه ایکس (XRD) پوشش‌های الکتروکترولس NiB/rGO در شکل ۴ نشان داده شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود پوشش نیکل-بور شامل یک پیک پهن در زاویه 45° درجه است. وجود این پیک بیانگر این است که ساختار پوشش به صورت آمورف است. علت آمورف بودن ساختار این پوشش وجود اتم‌های بور است که از جوانه‌زنی اتم‌های نیکل به صورت منظم و بلوری جلوگیری می‌کند [۲۷، ۲۸]؛ اما همان‌گونه که مشاهده می‌شود با اضافه کردن rGO پهنای پیک کاهش یافته است. کاهش پهنای پیک در نمونه‌های حاوی rGO نشان می‌دهد که ساختار پوشش از حالت آمورف به حالت شبه‌بلوری تغییر یافته است. همان‌گونه که ویتری و همکارانش [۲۸] بیان کرده‌اند در صورتی که پهنای پیک مشاهده شده در نتایج آزمون پراش اشعه ایکس پوشش نیکل-بور کاهش یابد، می‌توان نتیجه گرفت که ساختار از حالت آمورف به شبه‌بلوری تغییر کرده است. با افزایش rGO در ساختار، آرایش اتم‌ها تغییر می‌کند و یک حالت شبه‌بلوری را بوجود می‌آورند. علت این امر این است که rGO به‌عنوان یک عامل احیاکننده برای نیکل عمل کرده و در واقع اتم‌های نیکل شروع به جوانه‌زنی در محل نانو ذرات می‌کنند که سبب

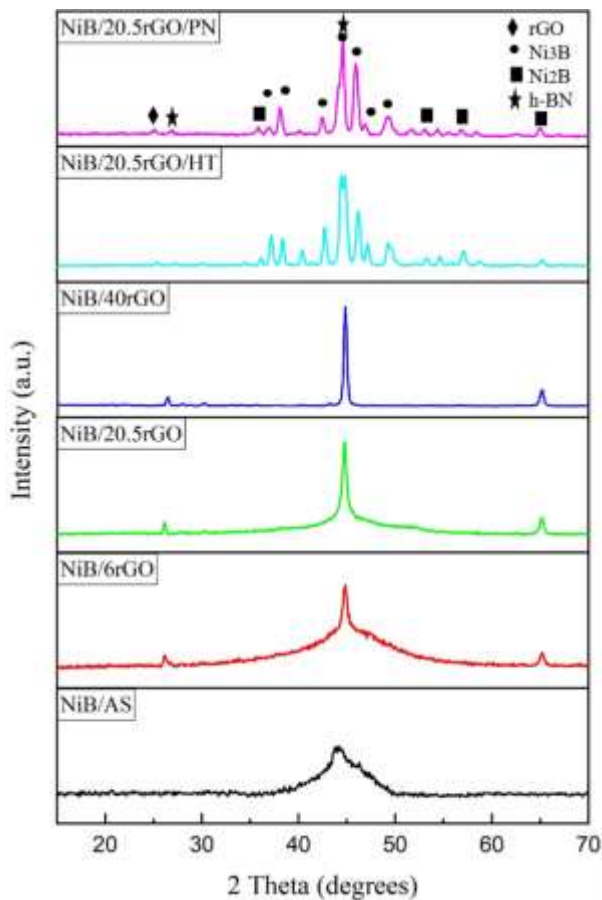


شکل ۳. فلوجارت مراحل پوشش‌دهی در حمام الکتروکترولس

NiB/rGO

۳-۲- مشخصه یابی نمونه‌ها

مورفولوژی پوشش‌ها با کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی MIRA3 TESCAN و میکروسکوپ الکترونی ZEISS مورد مطالعه قرار گرفت. به منظور بررسی فازی و ساختار بلوری پوشش‌ها از آزمون پراش اشعه ایکس با طول‌موج $\text{Cu K}\alpha$ ($\lambda=1.5418\text{\AA}$) استفاده شد. آزمون میکروسختی پوشش‌ها با کمک دستگاه Shimadzu و اعمال نیروی ۵۰ گرم انجام گرفت. مقدار میانگین سختی حاصل از ۵ آزمون گرفته شده گزارش شد. به منظور بررسی میزان زبری نمونه‌ها از دستگاه زبری سنج TR200 استفاده گشت و مقدار میانگین حاصل از ۱۰ اندازه‌گیری گزارش شد. به منظور بررسی خواص سایشی نمونه‌ها از دستگاه پین روی دیسک مطابق با استاندارد ASTM G99 استفاده شد. پین مورد استفاده در این آزمایش از جنس فولاد AISI 52100 با قطر ۵ میلی‌متر و سختی ۶۲ راکول سی بود. در آزمون سایش، مقدار سایش از روی کاهش جرم یا کاهش حجم نمونه به دست می‌آید. مقدار سایش بستگی به نیرو، مسافت، محیط، روش انجام آزمون و سرعت دارد [۲۶]. آزمایش سایش با اعمال نیروی عمودی ۱۰ نیوتن،



شکل ۴. الگوی پراش اشعه ایکس مربوط به نمونه‌های پوشش‌دار.

شود. همچنین در شکل ۵ - ج مشاهده می‌شود عملیات حرارتی تغییر چندانی در ساختار سطحی پوشش الکتروکترولس Ni-B ایجاد نکرده و تنها باعث رشد اندازه کلوخه‌ها شده است؛ این رفتار به تغییر ریزساختار پوشش از حالت آمورف/ نیمه بلوری به بلوری و رشد دانه در حین فرایند عملیات حرارتی نسبت داده می‌شود [۳۱،۳۲].

در شکل ۵-د مشاهده می‌شود که نیتروژن‌دهی پلاسمایی تغییرات قابل توجهی در مورفولوژی سطح پوشش الکتروکترولس Ni-B ایجاد می‌کند. محو شدن کلوخه‌ها و مرزهای بین آن، تغییر زبری سطح و تشکیل رسوب‌های کروی‌شکل، از مهم‌ترین این تغییرات به‌شمار می‌روند. به‌طورکلی، تغییرات مورفولوژیکی حین فرایند نیتروژن‌دهی پلاسمایی به علت پدیده کندوپاش و بازنشست حین فرایند نیتروژن‌دهی

می‌شود سرعت جوانه‌زنی و رشد نیکل افزایش یافته و ساختار به حالت شبه‌بلوری تبدیل گردد.

انجام فرایند عملیات حرارتی با فراهم کردن انرژی مورد نیاز برای رسیدن به حالت تعادلی، موجب تغییر ریزساختار پوشش الکتروکترولس NiB/20.5rGO از حالت نیمه بلوری به بلوری می‌شود [۲۹]. بررسی پیک‌های حاضر در الگوی پراش پرتو ایکس نمونه NiB/20.5rGO/HT نشان می‌دهد که عملیات حرارتی منجر به ترسیب فازهای بورید نیکل شامل Ni₃B و Ni₂B شده است. مطابق با شکل ۱، فرایند نیتروژن‌دهی پلاسمایی نیز مانند عملیات حرارتی موجب تغییر ریزساختار پوشش از حالت آمورف به بلوری می‌شود. علاوه بر این، بررسی الگوهای پراش نمونه نیتروژن‌دهی پلاسمایی شده، پیدایش پیک مرتبط با فاز نیتريد بور با ساختار هگزائگونال (h-BN) در $2\theta \sim 27^\circ$ را مطابق با کارت شماره (۹۶-۲۰۱-۶۱۷۱) نشان می‌دهد [۳۰]. هنگامی که اتم‌های بور کندوپاش شده روی سطح نمونه، حین فرایند نیتروژن‌دهی پلاسمایی در تماس با نیتروژن فعال موجود در جو پلازما قرار می‌گیرد، فاز نیتريد بور می‌تواند ایجاد شود.

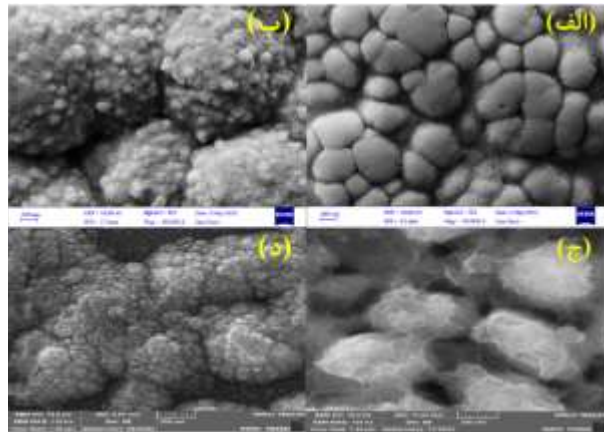
۳-۳- آنالیز میکروسکوپی الکترونی روبشی

شکل ۵ تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی سطح نمونه‌های نیکل بور در حالت خام، دارای rGO عملیات حرارتی و نیتروژن‌دهی پلاسمایی را نشان می‌دهد. همانطور که در شکل ۵-الف مشاهده می‌شود، پوشش‌های الکتروکترولس نیکل-بور دارای ساختار گل کلمی شکل می‌باشند [۱۹،۲۷] و همان‌گونه که دیده می‌شود سطح پوشش نیکل-بور به‌صورت جزیره و دارای ترک است. این ترک‌ها به دلیل آزاد شدن گاز هیدروژن در حمام در ساختار بوجود آمده‌اند. با اضافه کردن rGO مقدار این ترک‌ها کاهش یافت و همان‌طور که از تصاویر مشخص است اکسید گرافن با قرار گرفتن در فضای بین پوشش و پل زنی درون ترک‌ها، موجب پر شدن آن‌ها و یکنواختی بیشتر پوشش شده‌است. افزودن rGO به میزان ۲۰/۵ mg/L موجب شد تا سطح پوشش همگن و یکنواخت

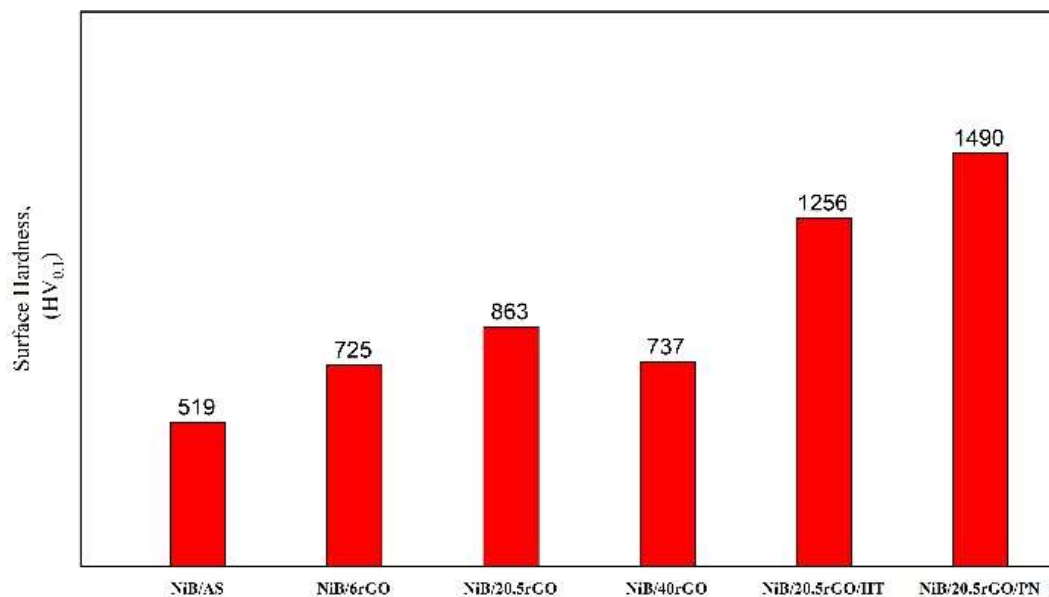
۳-۴- آنالیز میکروسختی

شکل ۶ نتایج حاصل از آزمون میکروسختی نمونه‌ها را نشان می‌دهد. مطالعات برخی از محققان نشان می‌دهد که میزان سختی پوشش‌های نیکل-بور پس از آبکاری بین ۴۰۰ تا ۶۰۰ ویکرز (بنا بر مقدار غلظت بور موجود در فرایند پوشش‌دهی) است [۲۸،۳۶]. در این تحقیق با افزودن rGO مقدار سختی از ۵۱۹ ویکرز به ۸۶۳ ویکرز افزایش یافت. همان‌طور که دیده می‌شود افزایش غلظت rGO تا ۲۰/۵ mg/L سبب افزایش سختی پوشش تا ۸۶۳ ویکرز می‌گردد. علت این امر این است که rGO به‌عنوان یک عامل کامپوزیت‌ساز، سبب افزایش خواص مکانیکی زمینه نیکل می‌گردد. در واقع افزایش غلظت rGO سبب ایجاد توزیع یکنواخت‌تری از آن‌ها در زمینه نیکلی، جوانه‌زنی بیشتر فاز نیکل و افزایش سختی می‌گردد. با این‌وجود همان‌گونه که مشاهده می‌شود افزایش بیشتر غلظت rGO تا ۴۰ mg/L باعث کاهش سختی پوشش به مقدار ۷۳۷ ویکرز شده است. علت این امر می‌تواند به دلیل آگلومره شدن نانوذرات در غلظت‌های بالا و در نتیجه ورود کمتر این ذرات به پوشش در حین فرایند پوشش‌دهی و البته ایجاد یک فصل مشترک غیرهمدوس با زمینه باشد که موجب کاهش خواص مکانیکی پوشش می‌گردد.

پلاسمایی است [۳۳]. در این پدیده بمباران سطح پوشش توسط یون‌ها و ذرات پراثرژی، موجب جدایش ماده از سطح و رسوب مجدد آن می‌شود. با توجه به اینکه برآمدگی‌های سطحی، بیشتر در معرض برخورد قرار دارند، پدیده کندوپاش در این محل‌ها شدت بیشتری نسبت به فرورفتگی‌های سطح دارد [۳۴،۳۵].



شکل ۵. تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی نمونه‌های الف) (NiB/AS، ب) NiB/20.5rGO، ج) NiB/20.5rGO/HT و د) NiB/20.5rGO/PN



شکل ۶. نتایج میکروسختی سنجی نمونه‌های پوشش داده شده.

بودن زبری این نمونه در مقایسه با نمونه عملیات حرارتی شده باشد.

جدول ۴. زبری سطح نمونه های پوشش داده شده

ردیف	نام نمونه	زبری (Ra) (μm)
۱	NiB/AS	۰/۲۶۹
۲	NiB/6rGO	۰/۳۷۱
۳	NiB/20.5rGO	۰/۴۲۸
۴	NiB/40rGO	۰/۴۱۰
۵	NiB/20.5rGO/HT	۰/۵۱۲
۶	NiB/20.5rGO/PN	۰/۴۵۰

۳-۳- بررسی رفتار سایشی

نمودار ضریب اصطکاک بر حسب فاصله نمونه‌ها در شکل ۷ نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود با افزودن rGO به پوشش، اندکی افزایش در ضریب اصطکاک مشاهده می‌شود. البته همان‌طور که قبلاً اشاره شد در نمونه NiB/20.5rGO به دلیل پر شدن بهتر ترک‌ها و قرارگیری مناسب‌تر نانوذرات در پوشش، سطح یکنواخت‌تری حاصل شده و در نتیجه میانگین ضریب اصطکاک کمتر با کمترین نوسان مشاهده می‌شود.

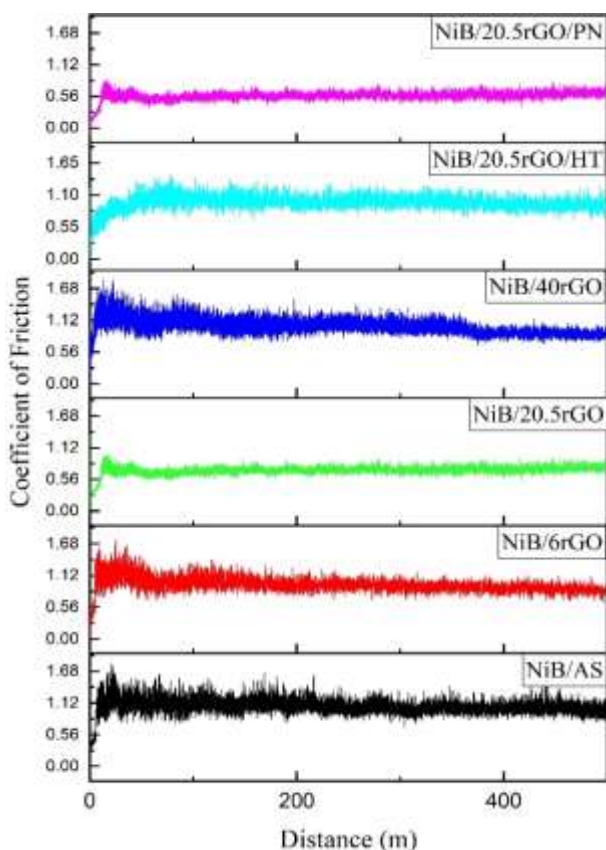
یکی دیگر از عوامل موثر در کاهش ضریب اصطکاک، سختی پوشش است. همان‌گونه که در قسمت قبل بیان شد در نمونه NiB/20.5rGO سختی پوشش قابل توجه بوده و این امر از تغییر شکل پلاستیک پوشش جلوگیری می‌کند. در نهایت نیروی محرکه بیشتری برای کنده شدن ذرات نیاز می‌شود و در نتیجه آن ضریب اصطکاک کاهش می‌یابد. نوسانات و میانگین ضریب اصطکاک بیشتر در نمونه با غلظت NiB/40rGO مشاهده می‌شود که علت این امر می‌تواند کنده شدن ذرات آگلومره rGO باشد که پیوند بسیار ضعیفی با زمینه داشته و کنده شدن آن‌ها باعث افزایش نرخ سایش و افزایش

مشاهده می‌شود که عملیات حرارتی نمونه NiB/20.5rGO موجب افزایش سختی پوشش از ۸۶۳ به ۱۲۵۶ ویکرز شده است. این افزایش سختی در اثر تغییر ریزساختار پوشش به حالت بلوری و تشکیل مرزهای دانه و همچنین تشکیل رسوب‌های سخت Ni₃B و Ni₂B حین فرایند عملیات حرارتی رخ می‌دهد [۳۷]. مشاهده شد که نیتروژن‌دهی پلاسمایی پوشش NiB/20.5rGO بیشترین سختی ۱۴۹۰ ویکرز را از خود نشان داده است که بدلیل تغییر بور پوشش و تشکیل فاز h-BN است.

نتایج حاصل از آزمون زبری سنجی نمونه‌های پوشش داده شده در جدول ۴ آورده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، وجود rGO و خارج شدن سطح از یکنواختی منجر به افزایش قابل توجه زبری می‌شود. این امر بدان معنی است که rGO مانع از رشد یکنواخت نیکل روی سطح شده و در نهایت به دلیل رشد غیریکنواخت جوانه‌های نیکل روی سطح، زبری افزایش می‌یابد.

در مقادیر بالاتر rGO عدم ورود کلوخه‌های rGO به پوشش و در نتیجه کاهش زبری مشاهده می‌شود. انجام عملیات حرارتی موجب افزایش زبری پوشش NiB/20.5rGO می‌شود؛ این رفتار با تغییر ریزساختار پوشش از حالت آمورف به بلوری و رشد دانه‌ها مرتبط است. افزایش زبری پوشش نیتروژن‌دهی پلاسمایی شده، به افزایش انرژی برخورد یون‌های تصادم‌کننده با سطح و تشدید فرایند کندوپاش و بازنشست نیز مربوط می‌شود. نکته قابل توجه در این شکل، زبری کمتر نمونه نیتروژن‌دهی پلاسمایی شده نسبت به نمونه عملیات حرارتی شده است. طبق پژوهش‌های ویتتری و همکاران [۳۶]، در پوشش‌های الکترولس Ni-B عملیات حرارتی شده، شکل‌گیری فرورفتگی‌های عمیق و افزایش عمق دره‌های سطحی، عامل اصلی افزایش زبری متوسط (Ra) است. بر اساس مشاهدات و تصاویر میکروسکوپی، کاهش عمق فرورفتگی‌های سطح در نمونه نیتروژن‌دهی پلاسمایی شده در اثر کندوپاش مواد از محل برآمدگی‌ها و بازنشست آن‌ها در فرورفتگی‌های پوشش، می‌تواند دلیل کم‌تر

سایش در این نمونه از نوع سایش چسبان می‌باشد [۳۹،۴۰]. با افزودن rGO در غلظت ۲۰/۵ mg/L همان‌طور که در تصاویر میکروسکوپی دیده می‌شود میزان کندگی موجود در سطح کاهش پیدا می‌کند و در نتیجه ایجاد یک سطح سخت‌تر، تماس بین سطح پوشش و پین کاهش یافته و مقاومت به سایش افزایش می‌یابد. در نمونه NiB/20.5rGO/HT نیز هنوز به طور کامل سطح یکنواخت نشده است ولی به نظر می‌رسد که در نمونه NiB/20.5rGO/PN (علی‌رغم سختی بیشتر)، حضور فاز روان‌کار h-BN با فراهم کردن شرایط برشی آسان در فصل مشترک سایشی، مکانیزم سایش خراشان و در نتیجه انتقال ماده از پین به سطح سایش را محدود می‌کند، میزان کندگی کاهش و پوشش یکنواخت‌تری بدست می‌آید.

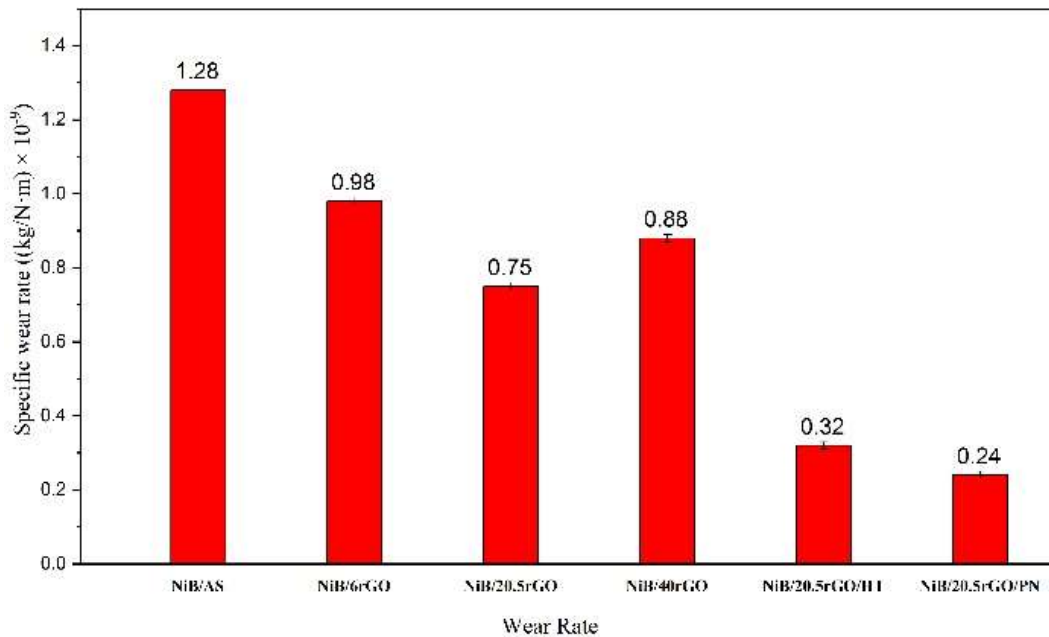


شکل ۷. نمودار ضریب اصطکاک برحسب فاصله نمونه‌های الف) NiB/AS، ب) NiB/6rGO، ج) NiB/20.5rGO، د) NiB/40rGO، ه) NiB/20.5rGO/HT و و) NiB/20.5rGO/PN

ضریب اصطکاک می‌شود. مقایسه مقادیر ضریب اصطکاک میانگین نیز نشان می‌دهد که پوشش نیتروژن‌دهی پلاسمایی شده، ضریب اصطکاک کم‌تری در مقایسه با پوشش عملیات حرارتی شده از خود نشان می‌دهد. این رفتار را می‌توان به حضور فاز h-BN نسبت داد. فاز h-BN برخلاف فاز c-BN سختی کمتری داشته و به‌عنوان روان‌کار جامد شناخته می‌شود. حضور این فاز در ساختار پوشش موجب تشکیل فیلم نازک با مقاومت برشی پایین در فصل مشترک سایشی شده و ضریب اصطکاک را کاهش می‌دهد [۳۸]. البته رفتار سایشی پوشش‌های الکترولس Ni-B را می‌توان علاوه بر سختی، متأثر از زبری سطح نیز دانست. همان‌طور که پیش‌تر گفته شد تغییرات زبری سطح به دلیل تغییر سطح تماس و در نتیجه تغییر تنش‌های تماسی، موجب تغییر نرخ سایش در مراحل ابتدایی فرایند لغزش می‌شود. بنابراین مقاومت سایشی نمونه‌های NiB/20.5rGO را می‌توان با هر دو عامل سختی و زبری، مرتبط دانست.

شکل ۸ نرخ سایش ویژه را نشان می‌دهد. کمترین میزان نرخ سایش ویژه برای نمونه NiB/20.5rGO/PN به دست آمده است. علت این امر سختی بالای این نمونه، ضریب اصطکاک کم و توزیع یکنواخت‌تر rGO در ساختار پوشش است.

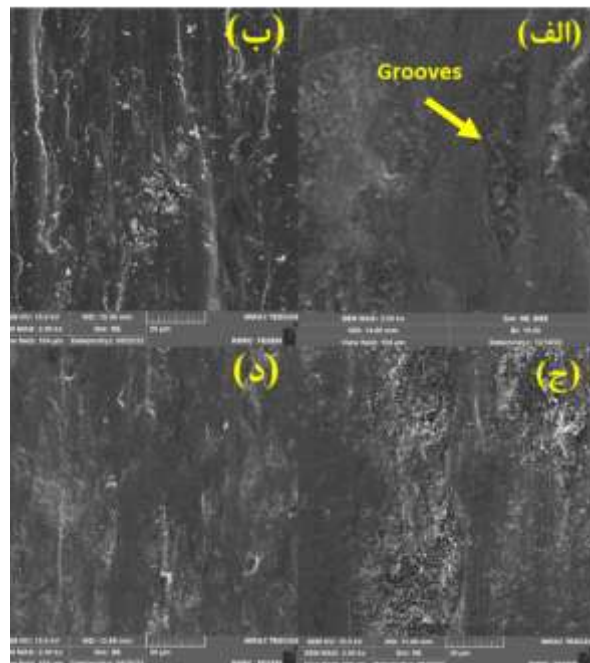
شکل ۹ تصاویر میکروسکوپی سطح ساییده شده نمونه‌های پوشش‌دهی شده در حالت خام، عملیات حرارتی و نیتروژن-دهی پلاسمایی را نشان می‌دهد. همان‌طور که دیده می‌شود در نمونه NiB/AS کندگی بسیار شدیدتری نسبت به سایر نمونه‌ها مشاهده می‌شود. علت این امر سختی کم، ترک‌دار بودن و غیریکنواختی پوشش و در نتیجه مقاومت سایشی کمتر این پوشش نسبت به پوشش‌های حاوی rGO است. از روی تصویر میکروسکوپی الکترونی سطح ساییده شده پوشش نیکل-بور می‌توان به این نتیجه دست یافت که مکانیزم



شکل ۸. نرخ ویژه سایش نمونه‌های الف) NiB/AS، ب) NiB/6rGO، ج) NiB/20.5rGO، د) NiB/40rGO، ه) NiB/20.5rGO/HT و و) NiB/20.5rGO/PN.

۴- نتیجه‌گیری

در این پژوهش اثر غلظت اکسید گرافن کاهش یافته همزمان با عملیات حرارتی نیتروژن‌دهی پلاسمایی روی خواص ساختاری و مقاومت سایشی پوشش‌های کامپوزیتی نیکل-بور-اکسیدگرافن کاهش یافته بررسی شد. نتایج نشان داد با افزایش غلظت rGO ساختار پوشش از حالت آمورف به حالت شبه بلوری تغییر می‌کند. نتایج حاصل از آزمون سایش نشان داد که غلظت گرافن اکسید کاهش یافته روی مقاومت سایشی پوشش تأثیرگذار بوده و به‌عنوان یک ماده کامپوزیت ساز با سختی مناسب، باعث افزایش سختی پوشش حاصل از ۵۱۹ ویکرز به ۸۶۳ ویکرز و کاهش نرخ سایش ویژه از $1/28 \times 10^{-9}$ kg/N.m برای NiB/AS به $0/75 \times 10^{-9}$ kg/N.m برای NiB/20.5rGO می‌شود. اضافه کردن rGO تا غلظت ۲۰/۵ mg/L باعث بهبود مقاومت سایشی و کاهش ضریب اصطکاک شد. با این وجود غلظت زیاد rGO به دلیل آگلومره شدن آن‌ها باعث افت سختی و در نتیجه کاهش مقاومت سایشی پوشش شد. انجام عملیات



شکل ۹. تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی سطح ساییده شده نمونه‌های الف) NiB/AS، ب) NiB/20.5rGO، ج) NiB/20.5rGO/HT و د) NiB/20.5rGO/PN.

- its wear and corrosion resistance, *Mater. Des.* 31 (2010) 3095–3099. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2009.12.042>.
- [8] A.B. Drovosekov, M. V Ivanov, V.M. Krutskikh, E.N. Lubnin, Y.M. Polukarov, Chemically deposited Ni-WB coatings: composition, structure, and properties 1., *Prot. Met.* 41 (2005).
- [9] F. Delaunois, J.P. Petitjean, P. Lienard, M. Jacob-Duliere, Autocatalytic electroless nickel-boron plating on light alloys, *Surf. Coatings Technol.* 124 (2000) 201–209. [https://doi.org/10.1016/S0257-8972\(99\)00621-0](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(99)00621-0).
- [10] M. Anik, E. Körpe, E. Şen, Effect of coating bath composition on the properties of electroless nickel-boron films, *Surf. Coatings Technol.* 202 (2008) 1718–1727. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2007.07.031>.
- [11] T.S.N.S. Narayanan, K. Krishnaveni, S.K. Seshadri, Electroless Ni-P/Ni-B duplex coatings: Preparation and evaluation of microhardness, wear and corrosion resistance, *Mater. Chem. Phys.* 82 (2003) 771–779. [https://doi.org/10.1016/S0254-0584\(03\)00390-0](https://doi.org/10.1016/S0254-0584(03)00390-0).
- [12] D. Ahmadkhaniha, F. Mahboubi, Effects of plasma nitriding on properties of electroless Ni-B coating, *Surf. Eng.* 28 (2012) 195–198. <https://doi.org/10.1179/1743294411Y.0000000058>.
- [13] S. Yazdani, R. Tima, F. Mahboubi, Investigation of wear behavior of as-plated and plasma-nitrided Ni-B-CNT electroless having different CNTs concentration, *Appl. Surf. Sci.* 457 (2018) 942–955. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2018.07.020>.
- [14] S.S. Mirhosseini, F. Mahboubi, Effect of plasma nitriding on tribological properties of nickel-boron-nanodiamond electroless coatings, *Surf. Coatings Technol.* 435 (2022) 128216.
- [15] L. Wu, F. Pan, Y. Liu, G. Zhang, A. Tang, Influence of pH on the growth behaviour of Mg – Al LDH films, 0844 (2018). <https://doi.org/10.1080/02670844.2017.1382062>.
- [16] U.S. Waware, A.M.S. Hamouda, N.P. Wasekar, Mechanical properties, thermal stability and corrosion behavior of electrodeposited Ni-B/AlN nanocomposite coating, *Surf. Coatings Technol.* 337 (2018) 335–341. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.01.028>.
- [17] E. Georgiza, V. Gouda, P. Vassiliou, Production and properties of composite electroless Ni-B-SiC coatings, *Surf. Coatings Technol.* 325 (2017) 46–51.
- نیتروژن‌دهی پلاسمایی موجب افزایش سختی پوشش از ۸۶۳ ویکرز (NiB/20.5rGO) به ۱۴۹۰ ویکرز (NiB/20.5rGO/PN) شد. عملیات نیتروژن‌دهی پلاسمایی منجر به کاهش نرخ سایش ویژه و در نتیجه بهبود رفتار سایشی نمونه NiB/20.5rGO شد و نرخ سایش ویژه از $۰/۷۵ \times ۱۰^{-۹}$ kg/N.m برای NiB/20.5rGO به $۰/۲۴ \times ۱۰^{-۹}$ kg/N.m برای NiB/20.5rGO/PN کاهش یافت.
- ۵- مراجع
- [1] V. Vitry, L. Bonin, Formation and characterization of multilayers borohydride and hypophosphite reduced electroless nickel deposits, *Electrochim. Acta.* 243 (2017) 7–17.
- [2] K. Krishnaveni, T.S.N. Sankara Narayanan, S.K. Seshadri, Electroless Ni-B coatings: Preparation and evaluation of hardness and wear resistance, *Surf. Coatings Technol.* 190 (2005) 115–121. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2004.01.038>.
- [3] P. Sahoo, S.K. Das, Tribology of electroless nickel coatings—a review, *Mater. Des.* 32 (2011) 1760–1775.
- [۴] س. طوری، س.م. منیرواقفی، ع. اشرفی، ایجاد پوشش الکترولس Ni-P با ضخامت متغیر و ارزیابی تغییرات ضخامت و سختی پوشش توسط روش سطح پاسخ (RSM)، نشریه علوم و مهندسی سطح، ۱۵ (۲۰۱۹) ۱–۱۳.
- [5] A. Mukhopadhyay, T.K. Barman, P. Sahoo, TRIBOLOGICAL CHARACTERISTICS of ELECTROLESS Ni-B-Mo COATINGS at DIFFERENT OPERATING TEMPERATURES, *Surf. Rev. Lett.* 26 (2019) 1–14. <https://doi.org/10.1142/S0218625X18501755>.
- [6] K. Krishnaveni, T.S.N. Sankara Narayanan, S.K. Seshadri, Electroless Ni-B-Si3N4 composite coating: deposition and evaluation of its characteristic properties, *Synth. React. Inorganic, Met. Nano-Metal Chem.* 42 (2012) 920–927.
- [7] A. Araghi, M.H. Paydar, Electroless deposition of Ni-P-B4C composite coating on AZ91D magnesium alloy and investigation on

- Appl. Surf. Sci. 263 (2012) 640–647.
- [29] S. Arias, J.G. Castaño, E. Correa, F. Echeverría, M. Gómez, Effect of heat treatment on tribological properties of Ni-B coatings on low carbon steel: Wear maps and wear mechanisms, *J. Tribol.* 141 (2019) 91601.
- [30] R. Tima, F. Mahboubi, Effect of plasma nitriding temperature on microstructure and wear properties of electroless nickel-boron coatings, *Surf. Coatings Technol.* 415 (2021) 127084.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2021.127084>.
- [31] Z.A. Hamid, H.B. Hassan, A.M. Attyia, Influence of deposition temperature and heat treatment on the performance of electroless Ni-B films, *Surf. Coatings Technol.* 205 (2010) 2348–2354.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2010.09.025>.
- [32] S. Kundu, P. Sahoo, S.K. Das, Optimization Studies on Electroless Nickel Coatings, *Int. J. Manuf. Mater. Mech. Eng.* 4 (2014) 1–25.
<https://doi.org/10.4018/ijmmme.2014100101>.
- [33] F. Mahboubi, K. Abdolvahabi, The effect of temperature on plasma nitriding behaviour of DIN 1.6959 low alloy steel, *Vacuum.* 81 (2006) 239–243.
<https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2006.03.010>.
- [34] A. Wells, I.L.R. Strydom, Sputtering and redeposition of cathode material during plasma nitriding, *Surf. Eng.* 2 (1986) 263–268.
- [35] P. Hubbard, J.G. Partridge, E.D. Doyle, D.G. McCulloch, M.B. Taylor, S.J. Dowey, Investigation of nitrogen mass transfer within an industrial plasma nitriding system I: The role of surface deposits, *Surf. Coatings Technol.* 204 (2010) 1145–1150.
- [36] V. Vitry, L. Bonin, Increase of boron content in electroless nickel-boron coating by modification of plating conditions, *Surf. Coatings Technol.* 311 (2017) 164–171.
- [37] V. Vitry, F. Delaunois, C. Dumortier, How heat treatment can give better properties to electroless nickel-boron coatings, *La Metall. Ital.* (2009).
- [38] S. Sangeetha, G.P. Kalaigan, Tribological and electrochemical corrosion behavior of Ni-W/BN (hexagonal) nano-composite coatings, *Ceram. Int.* 41 (2015) 10415–10424.
- [39] E. Correa, A.A. Zuleta, L. Guerra, M.A. Gómez, J.G. Castaño, F. Echeverría, H. Liu, P. Skeldon, G.E. Thompson, Tribological behavior of electroless Ni-B coatings on magnesium and AZ91D alloy, *Wear.* 305 (2013) 115–123.
- [40] G. Yamamoto, K. Shirasu, Y. Nozaka, Y. Sato, T. Takagi, T. Hashida, Structure–property relationships in thermally-annealed multi-
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2017.06.019>.
- [18] M. Alishahi, S.M. Monirvaghefi, A. Saatchi, S.M. Hosseini, The effect of carbon nanotubes on the corrosion and tribological behavior of electroless Ni-P-CNT composite coating, *Appl. Surf. Sci.* 258 (2012) 2439–2446.
- [19] S. Yazdani, F. Mahboubi, R. Tima, O. Sharifahmadian, Effect of carbon nanotube concentration on the corrosion behavior of electroless Ni-B-CNT coating, *J. Mater. Eng. Perform.* 28 (2019) 3446–3459.
- [20] D. Berman, A. Erdemir, A. V Sumant, Graphene: a new emerging lubricant, *Mater. Today.* 17 (2014) 31–42.
- [21] C.K. Lee, C.L. Teng, A.H. Tan, C.Y. Yang, S.L. Lee, Electroless Ni-P/diamond/graphene composite coatings and characterization of their wear and corrosion resistance in sodium chloride solution, *Key Eng. Mater.* 656–657 (2015) 51–56.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.656-657.51>.
- [22] D. Kuang, L. Xu, L. Liu, W. Hu, Y. Wu, Graphene–nickel composites, *Appl. Surf. Sci.* 273 (2013) 484–490.
- [23] Q. Yu, T. Zhou, Y. Jiang, X. Yan, Z. An, X. Wang, D. Zhang, T. Ono, Preparation of graphene-enhanced nickel-phosphorus composite films by ultrasonic-assisted electroless plating, *Appl. Surf. Sci.* 435 (2018) 617–625.
- [24] A.R.K. Rana, Z. Farhat, Preparation and tribological characterization of graphene incorporated electroless Ni-P composite coatings, *Surf. Coatings Technol.* 369 (2019) 334–346.
- [25] T.R. Tamilarasan, U. Sanjith, M.S. Shankar, G. Rajagopal, Effect of reduced graphene oxide (rGO) on corrosion and erosion-corrosion behaviour of electroless Ni-P coatings, *Wear.* 390 (2017) 385–391.
- [26] A. Shojaee Abari, M. Alizadeh, R. Barbaz Esfahani, S. Saber Samandari, Investigation of wear, hardness, microstructure properties and corrosion resistance of coated st52 steel by WC-Ni particles produced by tungsten-gas arc welding process, *Adv. Mater. New Coatings.* 6 (2017) 1475–1488.
- [27] S.S. Mirhosseini, F. Mahboubi, M. Azadfalsh, Effect of different plasma nitriding durations on the tribological characteristics of nickel-boron-nanodiamond electroless nanocomposite coatings, *Surf. Coatings Technol.* (2023) 130181.
- [28] V. Vitry, A. Sens, A.-F. Kanta, F. Delaunois, Experimental study on the formation and growth of electroless nickel–boron coatings from borohydride-reduced bath on mild steel,

۴۱ وتوت و همکاران، تأثیر نیتروژندهی پلاسمایی و غلظت اکسیدگرافن، علوم و مهندسی سطح ۵۷ (۱۴۰۲)

walled carbon nanotubes, Carbon N. Y. 66
(2014) 219–226.