

بررسی سختی و مقاومت به خوردگی پوشش‌های کامپوزیتی Ni-Co/SiC تقویت شده با میکرو و نانو ذرات SiC

بابک بخیت و علیرضا اکبری^{۱*}

۱. گروه مهندسی سطح، مرکز تحقیقات مواد پیشرفته، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند

(دریافت مقاله: ۹۰/۷/۱۰ - دریافت نسخه نهایی: ۹۱/۳/۲۷)

Ni-Co	nm	μm	SiC	Ni-Co/SiC	چکیده -
	XRD		EDX	SEM	
			SiC		
A/dm ²		/ Vol.%	/ Vol.%		
			Ni-Co/SiC		واژگان کلیدی:

Hardness and corrosion resistance of Ni-Co/SiC composite coatings reinforced by micro and nano-SiC particles

B. Bakhit and A. Akbari¹

1. Surface Engineering Group, Advanced Materials Research Center, Faculty of Materials Engineering, Sahand University of Technology, Tabriz, Iran.

Abstract: Composite and nanocomposite Ni-Co/SiC coatings were synthesized by electro-codeposition of micro and nano-sized SiC particles with average diameter of 10 μm and 20 nm using horizontal electrodes. Surface morphology, chemical composition, phase composition, hardness and corrosion resistance of the deposited coatings

*: مسئول مکاتبات پست الکترونیکی: akbari@sut.ac.ir

were studied using SEM observations and EDX, XRD, microhardness and polarization measurements as a function of the electrodeposition current density. The results indicated that the nanocomposite coatings exhibit higher hardness and corrosion resistance compared with the composite coatings containing micro-sized SiC particles despite their lower percentage of the SiC content. The maximum hardness values of 615HV and 490HV were obtained for nanocomposite and composite coatings deposited at current density of 3A/dm². The observed properties were discussed based on the structural details.

Keywords: Composite coatings, Nanocomposite coatings, Ni-Co/SiC, Electrodeposition, Microhardness, Corrosion resistance.

۱- مقدمه

اعمال پوششهای محافظ فلزی بر روی قطعات مهندسی با روش لایه نشانی الکتریکی^۱ منجر به افزایش عمر و بهبود عملکرد این قطعات در برابر سایش و در محیطهای خورنده می شود [۱-۵]. در دو دهه اخیر، برای غلبه بر محدودیتهای پوششهای فلزی و به منظور افزایش سختی، مقاومت به سایش و خوردگی آنها، تولید پوششهای کامپوزیتی حاوی ذرات سرامیکی در زمینه فلزی با روش الکتروشیمیایی مورد توجه محققان قرار گرفته است [۶-۱۳]. در پوششهای کامپوزیتی، هم رسوبی^۲ ذرات سخت اکسیدی نظیر TiO₂ و Al₂O₃ یا کربیدی نظیر SiC و WC منجر به افزایش سختی این پوششها نسبت به پوششهای فلزی با مکانیزم پراکنده سختی^۳ می شود. در اغلب کاربردها این افزایش سختی منجر به بهبود خواص سایشی می شود.

پوششهای کامپوزیتی Ni/SiC به دلیل دارا بودن تلفیقی از خواص مطلوب نظیر سختی بالا، مقاومت به سایش و مقاومت به خوردگی بالا، مقاومت به خوردگی حفره‌ای^۴ و مقاومت به اکسیداسیون داغ بسیار مورد توجه هستند [۱۴-۲۱]. از نظر تاریخی، اولین استفاده از پوششهای کامپوزیتی زمینه نیکلی، حاوی ذرات تقویت کننده ماسه با روش لایه نشانی الکتریکی، به منظور بهبود خواص تریبولوژیکی پله‌های کشتی به ده‌ها سال قبل بر می گردد [۶]. پوششهای کامپوزیتی Ni/SiC هم‌اکنون به طور گسترده‌ای به صورت تجاری بر روی سطوح قطعات تحت سایش، نظیر قالبهای ریخته‌گری، اجزای موتورهای احتراق داخلی [۱۳ و ۲۲]، سطوح داخلی سیلندرها [۲۳ و ۲۴]

و قطعات مورد استفاده در صنایع اتومبیل سازی [۶] اعمال می شوند.

خواص پوششهای کامپوزیتی تابع خواص زمینه، خواص فاز تقویت کننده از قبیل نوع، اندازه، توزیع و شکل آنها، ترکیب شیمیایی الکترولیت و همچنین متغیرهای لایه نشانی الکتریکی از قبیل غلظت فاز تقویت کننده در حمام، چگالی جریان رسوب دهی^۵، سرعت همزنی الکترولیت^۶، دما، pH و افزودنیهای به کار برده شده است.

در پوششهای کامپوزیتی از جمله در سیستم کامپوزیتی Ni/SiC با افزایش کسر حجمی میکرو ذرات تا یک مقدار بهینه، سختی و مقاومت به سایش پوشش افزایش می یابد [۷ و ۱۷]. توزیع یکنواخت ذرات سرامیکی نقش اساسی در حصول خواص مکانیکی و خوردگی همگن و همسانگرد^۷ برای پوشش داشته و با کنترل دقیق متغیرهای لایه نشانی الکتریکی حاصل می شود. از طرف دیگر در یک کسر حجمی معین از ذرات، با کاهش اندازه ذرات سرامیکی در ساختار، سختی و مقاومت به سایش پوششهای کامپوزیتی افزایش پیدا می کند [۹، ۲۵ و ۲۶]. به طوری که در پوششهای نانوکامپوزیتی^۸ Ni/SiC که از طریق هم رسوبی الکتریکی^۹ نانوذرات^۹ سرامیکی از درون الکترولیت حاوی نانو ذرات معلق حاصل می شوند، خواص برتری نسبت به پوششهای کامپوزیتی مشاهده می شود. از جمله این خواص می توان به سختی بیشتر [۹ و ۲۶]، مقاومت به سایش بالاتر [۱۸، ۲۱ و ۲۵]، رفتار تریبولوژیکی پایدارتر [۱۶] و مقاومت به خوردگی و اکسیداسیون برتر [۱۹-۲۱] اشاره نمود. در لایه نشانی الکتریکی پوششهای نانوکامپوزیتی، نانو ذرات

روش رسوب‌دهی بر روی کاتد افقی میزان هم‌رسوبی ذرات تقویت‌کننده درون پوشش‌های کامپوزیتی افزایش یافت. اثر اندازه ذرات تقویت‌کننده SiC بر سختی و مقاومت به خوردگی پوشش‌های کامپوزیتی نیز به صورت تابعی از چگالی جریان لایه نشانی بررسی شد.

۲- مواد و روشها

لایه نشانی الکتریکی پوشش‌های کامپوزیتی Ni-Co/SiC درون حمام واتس اصلاح شده^{۱۳} حاوی میکرو ذرات ($1\ \mu\text{m}$) و نانو ذرات ($20\ \text{nm}$) SiC در دمای 45°C و pH معادل ۴/۳ صورت گرفت. حمام به‌کارگیری شده حاوی $250\ \text{g/l}$ سولفات نیکل، $50\ \text{g/l}$ سولفات کبالت، $40\ \text{g/l}$ کلرید نیکل، $40\ \text{g/l}$ اسید بوریک و $0/35\ \text{g/l}$ سدیم دودسیل سولفات بود. همچنین، سرعت همزنی الکترولیت حین فرایند لایه نشانی $350\ \text{rpm}$ در نظر گرفته شد. از صفحات مسی با ابعاد $25 \times 25 \times 1\ \text{mm}^3$ با خلوص بالا و با اندازه دانه متوسط $16\ \mu\text{m}$ و جهت‌گیری ترجیحی (200) به‌عنوان زیرلایه (کاتد) و از یک قطعه نیکل خالص به‌عنوان آند که با فاصله $3\ \text{cm}$ در بالای کاتد قرار داده شده بود، استفاده شد. فرایند لایه نشانی با اتصال آند نیکلی به قطب مثبت، کاتد مسی به قطب منفی و با اعمال جریان مستقیم انجام شد. قبل از لایه نشانی الکتریکی، سطح صفحات مسی با کاغذ سنباده حاوی ذرات ساینده SiC تا شماره 4000 صیقل داده شد و سپس به ترتیب درون محلولهای اتانول و استون، به مدت $10\ \text{min}$ تحت امواج فراصوتی چربی‌زدایی و تمیزکاری شد. پس از توزین، صفحات مسی در آخرین مرحله آماده‌سازی به مدت $60\ \text{Sec}$ در اسید سولفوریک $10\ \text{wt.}\%$ فعال‌سازی سطحی شدند.

الکترولیت حاوی میکرو و نانو ذرات SiC به مدت 24 ساعت، برای توزیع یکنواخت ذرات در آن، به‌طور متناوب تحت همزنی شدید توسط همزن مغناطیسی^{۱۴} و همزن مولد امواج فراصوتی^{۱۵} قرار گرفت. از آنجا که تمایل نانو ذرات SiC به کلوخه‌ای شدن بنابر اندازه بسیار ریزی که دارند

معلق درون الکترولیت به واسطه نیروهای هیدرودینامیکی^{۱۰} منتج شده از همزنی الکترولیت و نیروی الکتروفورزیس^{۱۱} ناشی از جریان الکتریکی، وارد پوشش می‌شوند. هم‌رسوبی نانو ذرات به دلیل بالا بودن میزان کلوخه‌ای^{۱۲} شدن آنها عمدتاً نسبت به میکرو ذرات دشوارتر است [۲۷]. در نتیجه در شرایط لایه نشانی یکسان، درصد نانو ذرات به‌دام افتاده در زمینه فلزی (پوشش) نسبت به میکرو ذرات کمتر است.

مقایسه خواص مکانیکی پوشش‌های آلیاژی Ni-Co با پوشش‌های نیکل غیر آلیاژی نشان می‌دهد، آلیاژ سازی پوشش‌های نیکل غیر آلیاژی با کبالت، منجر به افزایش سختی و مقاومت به سایش این پوشش‌ها می‌شود [۲۸]. لذا انتظار می‌رود اعمال پوشش‌های کامپوزیتی و نانو کامپوزیتی با زمینه آلیاژی Ni-Co منجر به بهبود هر چه بیشتر سختی و در نتیجه مقاومت به سایش آنها شود.

از طرفی تحقیقات به‌عمل آمده نشان می‌دهند، در لایه نشانی پوشش‌های کامپوزیتی افزودن کاتیونهای Co^{2+} به حمام واتس، منجر به افزایش کسر حجمی ذرات تقویت‌کننده در پوشش‌های کامپوزیتی می‌شود [۲۹-۳۱]. از آنجایی که تمایل جذب کاتیونهای Co^{2+} بر سطح ذرات نسبت به کاتیونهای Ni^{2+} بیشتر است، افزودن این کاتیونها باعث افزایش هم‌رسوبی ذرات می‌شود. از سوی دیگر، کسر حجمی ذرات تقویت‌کننده درون پوشش‌های کامپوزیتی رسوب‌دهی شده بر روی الکترودهای (کاتدهای) افقی همواره نسبت به میزان این ذرات در شرایط رسوب‌دهی مشابه با الکترودهای عمودی، بیشتر است [۳۲-۳۴]. در لایه نشانی پوشش‌های کامپوزیتی بر روی کاتد افقی، علاوه بر نیروهای هیدرودینامیکی و الکتروفورزیس، نیروی جاذبه نیز موجب افزایش میزان هم‌رسوبی ذرات می‌شود. در کار حاضر، پوشش‌های کامپوزیتی Ni-Co/SiC با هم‌رسوبی میکرو و نانو ذرات SiC در زمینه آلیاژی Ni-Co، تولید شدند. به منظور بهره‌مندی از سختی بالا و اثر مفید کاتیونهای Co^{2+} درون الکترولیت بر میزان هم‌رسوبی، زمینه پوشش‌ها آلیاژ Ni-Co در نظر گرفته شد. همچنین، با به‌کارگیری

رویش 1 mV/s قرار گرفتند. پتانسیل و چگالی جریان خوردگی پوششها با استفاده از تلافی شیبهای تافلی رسم شده بر شاخه‌های آندی و کاتدی منحنیهای پلاریزاسیون تعیین شدند.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- لایه نشانی الکتریکی پوشش‌های کامپوزیتی

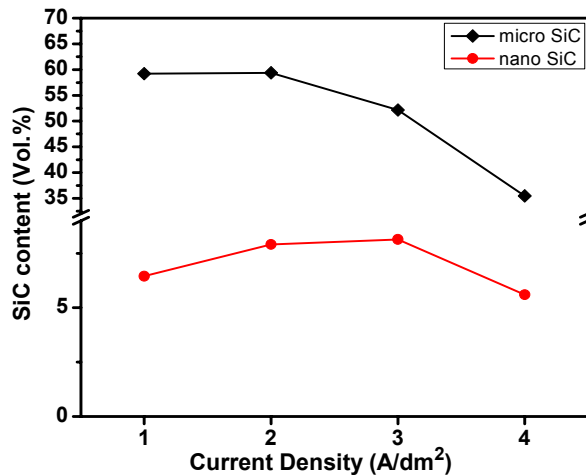
شکل (۱) تغییرات کسر حجمی میکرو و نانو ذرات SiC در پوششها را به صورت تابعی از چگالی جریان لایه نشانی در شرایط یکسان از نظر غلظت ذرات و همزنی نشان می‌دهد. در هم‌رسوبی میکرو ذرات با افزایش چگالی جریان تا 2 A/dm^2 ، کسر حجمی ذرات در پوشش تقریباً ثابت باقی می‌ماند و با افزایش بیشتر چگالی جریان، کاهش می‌یابد. درحالی‌که با افزایش چگالی جریان حین فرایند لایه نشانی، کسر حجمی نانو ذرات درون پوشش ابتدا افزایش یافته و پس از رسیدن به یک مقدار بیشینه در چگالی جریان 3 A/dm^2 مجدداً کاهش می‌یابد. لذا مطابق شکل (۱)، چگالی جریان بهینه برای به دام افتادن^{۲۲} بیشترین درصد ذرات درون پوشش، در هم‌رسوبی میکرو ذرات معادل $2-1 \text{ A/dm}^2$ و در هم‌رسوبی نانو ذرات معادل 3 A/dm^2 است. در چگالی جریان رسوب‌دهی بهینه، کسر حجمی ذرات تقویت‌کننده SiC درون پوشش به ترتیب برای میکرو ذرات با اندازه متوسط $1 \mu\text{m}$ حدود $59/4 \text{ Vol.}\%$ و برای نانو ذرات با اندازه متوسط 20 nm برابر $8/1 \text{ Vol.}\%$ است.

میزان نشست ذرات SiC به‌ویژه میکرو ذرات با اندازه متوسط $1 \mu\text{m}$ در این تحقیق، به‌طور قابل توجهی نسبت به کارهای قبلی بیشتر است. این افزایش میزان هم‌رسوبی را می‌توان به استفاده از روش لایه نشانی با الکترودهای افقی نسبت داد. براساس شکل (۱)، با تغییر اندازه متوسط ذرات از 20 nm به $1 \mu\text{m}$ ، میزان هم‌رسوبی افزایش قابل توجهی داشته است.

میزان هم‌رسوبی بستگی به برآیند نیروهای وارده به ذرات شامل نیروی جاذبه، نیروهای هیدرودینامیکی ایجاد شده در اثر

(20 nm) زیاد است، تمهیدات خاصی برای جلوگیری از کلوخه‌ای شدن و جداسازی ذرات به‌هم چسبیده اتخاذ شد. قبل از لایه نشانی الکتریکی نیز الکترولیت 30 min تحت همزنی با مولد امواج فراصوت قرار گرفت. در خاتمه فرایند لایه نشانی الکتریکی، نمونه‌ها به مدت 5 min در آب مقطر تحت امواج فراصوت قرار گرفتند تا ذرات جذب ضعیف شده در سطح کنده شوند.

مورفولوژی سطحی پوششهای کامپوزیتی Ni-Co/SiC به‌وسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی^{۱۶} CamScan مدل MV2300 بررسی شد. ترکیب شیمیایی پوششها و درصد فاز SiC توسط تحلیل عنصری با استفاده از دستگاه EDX^{۱۷} تعیین گردید. ساختار فازی و اندازه دانه پوششها با استفاده از دستگاه پراش سنج اشعه X، D8 ADVANCE-BRUKER، AXS با ثبت الگوهای تفرق اشعه X با تابش پرتو $\text{Cu-K}\alpha$ در ولتاژ 40 kV و جریان 40 mA در محدوده زاویه‌ای $120-20$ درجه مطالعه شد. تخمین اندازه دانه‌های فاز زمینه در پوششهای حاصل با استفاده از پهن‌شدگی پیکهای تفرق مربوط به دسته صفحات (100) و به‌کارگیری رابطه شرر انجام گرفت. پهن‌شدگی پیک ناشی از اندازه دانه از کسر سهم مربوط به اثرات دستگاهی و تنشهای پسماند از پهنای کل به‌دست آمد. میکرو سختی پوششها با دستگاه MDPEL-M400 GL، با اعمال بار 50 gr به مدت 15 Sec اندازه‌گیری شد. میانگین سختی سنجی از دوازده نقطه اثر متفاوت در سطح هر نمونه به‌عنوان مقدار سختی پوشش گزارش شد. رفتار خوردگی پوششهای کامپوزیتی Ni-Co/SiC حاوی میکرو و نانو ذرات با بررسی منحنیهای پلاریزاسیون^{۱۸} به‌دست آمده با دستگاه پتانسیواستات EG&G-ParStat^{۱۹} 2263 در محلول نمک $3/5 \text{ wt.}\%$ مطالعه شد. به منظور تعیین پتانسیل مدار باز (E_{ocp}) ^{۲۰}، نمونه‌ها به مدت 30 min در دمای محیط درون محلول نمک $3/5 \text{ wt.}\%$ قرار داده شدند و سپس بلافاصله تحت رویش پتانسیودینامیکی^{۲۱} در محدوده 250 mV \pm نسبت به پتانسیل مدار باز، با سرعت



شکل ۱- اثر چگالی جریان رسوب‌دهی بر کسر حجمی میکرو ذرات و نانو ذرات SiC درون پوشش‌های کامپوزیتی (غلظت ذرات SiC ۵ g/l و سرعت همزنی ۳۵۰ rpm)

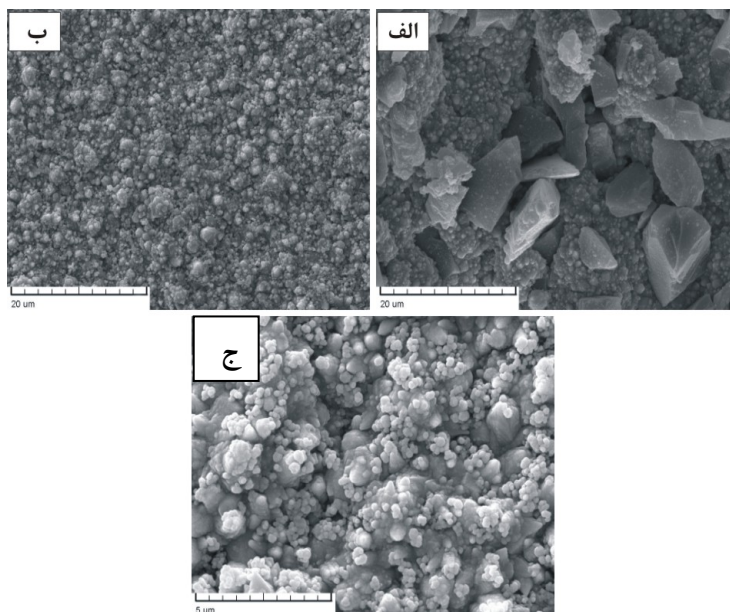
ذرات پتانسیل با منفی‌تری نسبت به نانو ذرات داشته و میزان هم‌رسوبی آنها بیشتر باشد.

۳-۲- مورفولوژی و ساختار فازی پوشش‌های کامپوزیتی

نمونه‌ای از تصاویر SEM از مورفولوژی سطحی پوشش‌های کامپوزیتی تقویت شده با میکرو ذرات و نانو ذرات SiC، رسوب‌دهی شده با چگالی جریان ۳ A/dm²، در شکل (۲) آورده شده است. در چگالی جریانهای دیگر نیز تصاویری مشابهی به دست آمد.

با مقایسه مورفولوژی سطحی پوشش‌های کامپوزیتی و نانوکامپوزیتی می‌توان نتیجه گرفت که نانو ذرات SiC باعث ایجاد مورفولوژی کروی و فشرده‌ای شده‌اند، درحالی‌که میکرو ذرات SiC در سطح پوشش کامپوزیتی حالت انباشت گونه دارند. مطابق شکل (۲-الف)، در پوشش کامپوزیتی Ni-Co/SiC در نواحی اطراف میکرو ذرات فضاهای خالی وجود دارد که توسط فاز زمینه پر نشده‌اند. در واقع به‌علت سرعت بالای رسوب ذرات نسبت به سرعت احیای یونهای نیکل و کبالت، فرصت برای پر شدن این فضاهای خالی توسط یونها فراهم نبوده و میکرو ذرات به‌طور کامل توسط آلیاژ زمینه در بر گرفته نشده‌اند.

همزنی مغناطیسی، نیروهای شناوری و نیروهای الکتریکی، دارد. علت درصد حجمی بالای میکرو ذرات نسبت به نانو ذرات درون پوشش‌های کامپوزیتی را می‌توان ناشی از اندازه بزرگ و پتانسیل زتا^{۲۳} (ζ) منفی‌تر آنها نسبت به نانو ذرات دانست. سرعت ته‌نشین شدن ذرات درشت مطابق رابطه استوکس^{۲۴} بالاتر از نانو ذرات است. از طرفی وقتی ذرات خنثی نظیر ذرات اکسیدی و SiC به الکترولیت اضافه می‌شود، بارهای مثبت یا منفی جذب سطح آنها می‌شوند. بار سطحی ایجاد شده به‌طور کمی با پتانسیل با مشخص می‌شود. چگالی بار سطحی و در نتیجه پتانسیل با ذرات، تابع ترکیب شیمیایی الکترولیت، pH الکترولیت، طبیعت یونی الکترولیت، نوع و غلظت ماده افزودنی، اندازه و شکل ذرات است. در بررسی اثر اندازه ذرات بر خواص پوشش‌های کامپوزیتی Ni/SiC رسوب‌دهی شده در حمام سولفات، Lee و همکارانش [۲۷] تغییرات پتانسیل با میکرو ذرات و نانو ذرات SiC را با اندازه متوسط ۳ μm و ۵۰ nm، برحسب pH الکترولیت محاسبه کردند و نشان دادند میکرو ذرات دارای پتانسیل با منفی‌تری هستند. به‌طور کلی، هر چه اندازه ذرات درشت‌تر شود، نسبت سطح به حجم آنها کمتر شده و در نتیجه چگالی بار جذب شده روی آنها (به ازای حجم معینی از ذرات) بیشتر می‌شود. این امر باعث می‌شود میکرو



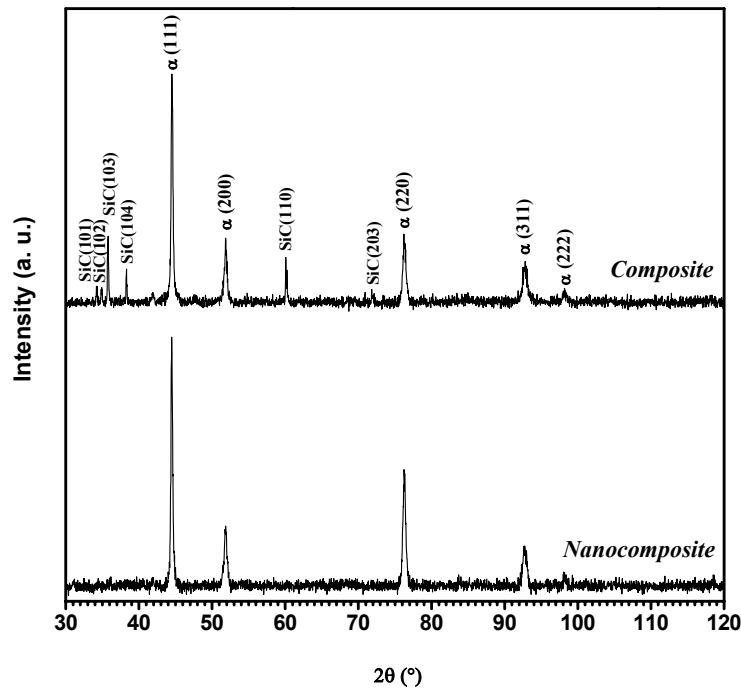
شکل ۲- تصاویر SEM از مورفولوژی سطحی پوششهای کامپوزیتی Ni-Co/SiC حاوی (الف) میکرو ذرات و (ب و ج) نانو ذرات SiC رسوبدهی شده با چگالی جریان 3 A/dm^2 ، غلظت ذرات SiC 5 g/l و سرعت همزنی 350 rpm

هستند. پیکهای ظاهر شده برای SiC با ساختار فازی hcp در الگوی پراش اشعه X پوشش کامپوزیتی حاوی میکرو ذرات، در زوایای 34° ، $35/73^\circ$ ، $38/24^\circ$ ، $41/5^\circ$ ، $60/2^\circ$ و $73/59^\circ$ به ترتیب مربوط به صفحات (101)، (102)، (103)، (104)، (110) و (203) هستند.

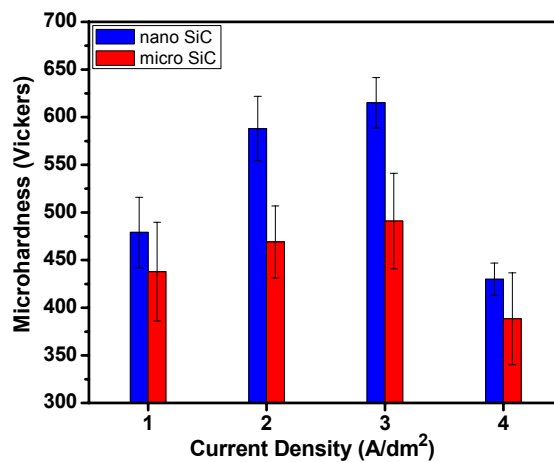
۳-۳- میکرو سختی پوششهای کامپوزیتی

تغییرات میکرو سختی پوششهای کامپوزیتی حاوی میکرو و نانو ذرات SiC رسوبدهی شده بر روی کاتدهای افقی به ازای چگالی جریانهای مختلف در شکل (۴) با هم مقایسه شده است. مشاهده می شود، اولاً به ازای تمام چگالی جریانهای رسوبدهی، همواره سختی پوششهای نانوکامپوزیتی از سختی پوششهای کامپوزیتی حاوی میکرو ذرات SiC بیشتر است، ثانیاً بیشترین سختی برای پوششهای کامپوزیتی و نانوکامپوزیتی تولید شده در چگالی جریان 3 A/dm^2 حاصل شده است. تغییرات سختی با چگالی جریان لایه نشانی در مورد پوششهای نانوکامپوزیتی توافق خوبی با درصد فاز SiC در ساختار پوشش دارد، اما این تغییرات برای پوششهای کامپوزیتی چندان مطابق

الگوهای پراش اشعه $X^{2\theta}$ ، مربوط به پوششهای کامپوزیتی حاوی نانو ذرات و میکرو ذرات SiC، در شکل (۳) نشان داده شده اند. مطابق الگوهای فوق، فاز زمینه ساختار fcc با جهت گیری مرجح نسبی (۱۱۱) از خود نشان می دهد. با توجه به اینکه نیکل و کبالت خالص به ترتیب دارای ساختار کریستالی fcc و hcp هستند، این امر نشانگر آن است که ساختار فاز زمینه محلول جامد کبالت در نیکل (فاز α) است. مطابق نمودار فازی، در شرایط تعادلی، ساختار کریستالی فاز α با شبکه fcc در آلیاژهای دوتایی نیکل-کبالت تا حدود ۷۰٪ کبالت حفظ می شود. هم رسوبی میکرو و نانو ذرات منجر به افزایش نسبی کبالت در آلیاژ زمینه می شود، با این حال در پوششهای مطالعه شده حضور میکرو ذرات و نانو ذرات در زمینه آلیاژی، ساختار کریستالی زمینه را تغییر نداده است. مقایسه این دو الگو تغییر چندان در ارتفاع پیکهای زمینه نشان نمی دهد اما مشاهده می شود، پیکهای مربوط به فاز SiC در الگوی پراش پوشش نانوکامپوزیتی، به دلیل مقدار کم نانو ذرات در این پوشش، ظاهر نشده اند. درحالی که، این پیکها در الگوی پراش اشعه X پوشش کامپوزیتی حاوی میکرو ذرات به خوبی قابل تشخیص



شکل ۳- الگوهای پراش اشعه X پوششهای کامپوزیتی Ni-Co/SiC حاوی میکرو ذرات (میکروکامپوزیت) و نانو ذرات SiC (نانوکامپوزیت) رسوبدهی شده با چگالی جریان 3 A/dm^2 ، غلظت ذرات SiC 5 g/l و سرعت همزنی 350 rpm



شکل ۴- اثر چگالی جریان رسوبدهی بر میکرو سختی پوششهای کامپوزیتی Ni-Co/SiC حاوی نانو و میکرو ذرات SiC (غلظت ذرات SiC 5 g/l و سرعت همزنی 350 rpm)

قرار گیرد، عبارتند از تحت تاثیر قرار گرفتن اندازه دانه زمینه، نحوه توزیع ذرات و امکان به وجود آمدن تخلخل. در کامپوزیتهای زمینه فلزی معمولی، با توجه به اینکه ذرات دارای سختی و مدول الاستیک بالایی نسبت به زمینه دارند و فصل مشترک غیر هم‌دوس^{۲۶} با زمینه تشکیل می‌دهند، از طریق

تغییرات درصد فاز SiC نیست. سختی پوششهای کامپوزیتی ناشی از اثر هم زمان آلیاژ زمینه و ذرات تقویت کننده است. وارد شدن ذرات در ساختار پوشش با چندین مکانیزم به طور هم زمان باعث افزایش سختی می شود. از جمله عوامل مهم ساختاری که با حضور ذرات باید مد نظر

یکسان در برگرفته شده‌اند. در چنین ساختارهایی، همچنان‌که انتظار می‌رود مکانیزمهای استحکام بخشی اوروان و اعوجاج شبکه چندان مؤثر نیستند، بلکه نقش عمده ذرات تقویت‌کننده جلوگیری از لغزش مرز دانه‌های فاز زمینه است. لغزش مرز دانه‌ها یکی از مکانیزمهای فعال در تغییر شکل فلزات نانو کریستال با ابعاد نانومتری است [۳۷]. با توضیحات فوق نقش مؤثر نانو ذرات SiC در استحکام بخشی آلیاژ زمینه، علیرغم کسر حجمی پایین نسبت به میکرو ذرات روشن می‌شود.

در تحقیقات قبلی روی پوششهای نانو کامپوزیتی Ni/SiC [۳۸] نشان داده است که ذرات تقویت‌کننده بر فرایند جوانه‌زنی و رشد دانه‌های فاز زمینه اثر گذاشته و منجر به افزایش سرعت جوانه‌زنی و کاهش سرعت رشد دانه‌های فاز زمینه می‌شوند. بنابراین، اندازه دانه‌های پوششهای کامپوزیتی در حضور ذرات فاز تقویت‌کننده نسبت به پوششهای معمولی کاهش می‌یابد. برخلاف گزارشهای قبل، بررسی تغییرات اندازه دانه در پوششهای نانو کامپوزیتی Ni-Co/SiC در تحقیق حاضر نشان داد، عمدتاً تغییر اندازه دانه در فاز زمینه ناشی از آلیاژی نمودن زمینه نیکل با عنصر کبالت است و افزودن ذرات تقویت‌کننده تأثیر کمتری نسبت به آلیاژی کردن در کاهش اندازه دانه‌های فاز زمینه دارد. به عبارت دیگر در حضور عنصر کبالت، ذرات نقش ناچیزی در کاهش اندازه دانه زمیته ایفا می‌کنند و عمده این تأثیر از طریق تغییر غلظت کبالت در آلیاژ زمینه است.

در پوششهای نانو کامپوزیتی مطالعه شده، بررسی تأثیر ریز شدن دانه‌های زمینه بر سختی آنها نشان داد که، با کاهش اندازه دانه‌ها سختی پوشش افزایش یافته و این افزایش سختی از رابطه تجربی هال-پچ تبعیت می‌کند. برقراری رابطه هال-پچ نشان می‌دهد که عمده تغییر شکل پلاستیک در آلیاژ زمینه حین سختی‌سنجی با مکانیزم نابجایی کنترل می‌شود و با کاهش اندازه دانه‌ها چگالی مرزها که به‌عنوان موانع در برابر حرکت نابجاییها عمل می‌کنند، افزایش یافته، سختی و استحکام افزایش می‌یابد.

پراکند سختی و مکانیزم اوروان منجر به افزایش استحکام می‌شوند. در این حالت ذرات به‌عنوان موانع مؤثری در برابر تحرک نابجاییهای فاز زمینه عمل کرده و تغییر شکل مومسان زمینه را تحت تأثیر قرار می‌دهند. در صورتی که تنش از حدی بیشتر شود، نابجاییها با تشکیل حلقه‌های نابجایی ذرات را دور می‌زنند. از سوی دیگر ذرات تقویت‌کننده در زمینه باعث اعوجاج موضعی در شبکه^{۲۷} شده و در این صورت نیز، با به تأخیر انداختن حرکت نابجاییها سختی را افزایش می‌دهند [۹ و ۳۵].

در شرایط لایه نشانی یکسان، پوششهای آلیاژی Ni-Co نسبت به پوششهای نیکل غیرآلیاژی سختی بالاتری از خود نشان می‌دهند [۲۸ و ۳۶]. بنابراین انتظار می‌رود در پوششهای کامپوزیتی و نانو کامپوزیتی مطالعه شده، سختی فاز زمینه آلیاژی Ni-Co، به علت آلیاژی شدن با عنصر کبالت، نسبت به زمینه Ni غیرآلیاژی بالاتر باشد. بررسی‌های ریزساختاری نشان داد که در پوششهای کامپوزیتی، میکرو ذرات با اندازه متوسط $10\mu\text{m}$ در زمینه‌ای با اندازه دانه متوسط حدود 25nm و در پوششهای نانو کامپوزیتی نانو ذرات با اندازه متوسط 20nm و توده‌هایی از نانو ذرات کلوخه شده با اندازه متوسط 400nm - 300nm ، در زمینه‌ای با اندازه دانه حدود 20nm توزیع شده‌اند. مقایسه اندازه دانه زمینه پنج دسته پوشش شامل پوششهای Ni غیرآلیاژی، آلیاژی Ni-Co، کامپوزیتی و نانو کامپوزیتی Ni/SiC و همچنین پوششهای کامپوزیتی و نانو کامپوزیتی Ni-Co/SiC، نشان داد که عنصر آلیاژی کبالت بیشترین سهم را در کاهش اندازه دانه‌های فاز زمینه داشته و تغییرات درصد فاز SiC در ساختار پوششهای کامپوزیتی و نانو کامپوزیتی، نقشی در کاهش اندازه دانه آلیاژ زمینه ندارد [۳۶]. بدین ترتیب در هر دو نوع پوشش فوق، امکان قرارگیری ذرات در داخل دانه‌های فاز زمینه فراهم نبوده و میکرو ذرات و نانو ذرات کلوخه‌ای شده توسط تعداد زیادی از دانه احاطه شده‌اند. همچنین، در پوششهای نانو کامپوزیتی، نانو ذرات منفرد (کلوخه نشده)، به‌طور نسبتاً یکنواخت (تصادفی) توسط دانه‌های زمینه با اندازه متوسط

بیشتر و مقاومت به خوردگی آن کمتر است. همچنین، چگالی جریان خوردگی پوشش کامپوزیتی حاوی نانو ذرات از پوشش کامپوزیتی حاوی میکرو ذرات کمتر و مقاومت به خوردگی آن بیشتر است. براساس داده‌های حاصله می‌توان نتیجه گرفت، مقاومت به خوردگی پوشش کامپوزیتی تقویت شده با نانو ذرات SiC به مراتب از پوشش کامپوزیتی حاوی میکرو ذرات SiC، و مقاومت به خوردگی پوشش کامپوزیتی حاوی میکرو ذرات SiC از پوشش آلیاژی Ni-۴۵ wt.% Co بیشتر است.

از نقطه نظر پتانسیل خوردگی نیز براساس شکل (۶) و نتایج به‌دست آمده از آن در جدول (۱)، مشاهده می‌شود پوشش نانوکامپوزیتی نسبت به پوشش کامپوزیتی تقویت شده با میکرو ذرات و پوشش آلیاژی Ni-۴۵ wt.% Co، پتانسیل خوردگی مثبت تری داشته و رفتار نجیبتری از خود نشان می‌دهد.

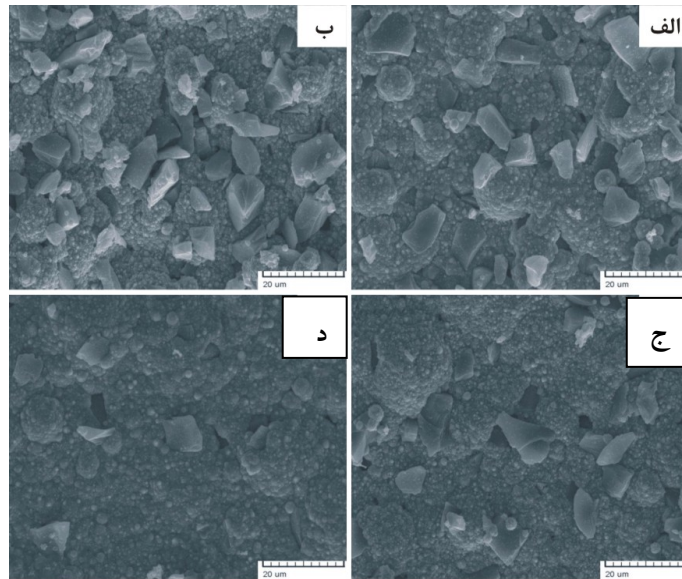
به‌طورکلی، در پوشش‌های کامپوزیتی حضور ذرات در ساختار پوشش از طریق پنج مکانیزم اصلی شامل: (۱) تغییر سطح مؤثر تحت حملات خوردگی، (۲) تشکیل میکرو پیل‌های گالوانیک بین ذره و زمینه، (۳) کاهش اندازه دانه‌ها، (۴) تغییر میزان تخلخل پوشش و (۵) تغییر ترکیب شیمیایی زمینه در پوشش‌های آلیاژی، رفتار خوردگی را تحت تأثیر قرار می‌دهند [۳۹ و ۴۱]. ذرات تقویت‌کننده بنا به رسانایی (یا نارسانایی) که دارند، قادر به تغییر سطح مؤثر در معرض حملات خوردگی هستند. به‌طوری‌که، ذرات نارسانا باعث کاهش سطح و ذرات رسانا باعث افزایش سطح مؤثر تحت حملات خوردگی می‌شوند. SiC یک ماده نیمه رسانا محسوب می‌شود. در پوشش‌های کامپوزیتی Ni-Co/SiC بسته به درصد حجمی SiC، بخشی از سطح فلزی پوشش با رسانایی بالا با این فاز نیمه رسانا جایگزین (پوشیده) می‌شود. در نتیجه به علت کاهش رسانایی در پوشش‌های کامپوزیتی، سطح مؤثر در معرض خوردگی کاهش می‌یابد. لذا بخشی از مقاومت به خوردگی بالای پوشش‌های کامپوزیتی و نانوکامپوزیتی مربوط به این اثر می‌باشد.

بیشترین سختی بین پوشش‌های کامپوزیتی حاوی میکرو ذرات، مربوط به پوشش رسوب‌دهی شده در چگالی جریان 3 A/dm^2 است. کسر حجمی میکرو ذرات درون پوشش کامپوزیتی در این چگالی جریان $52/2 \text{ Vol.}\%$ بود. مشاهده می‌شود، علیرغم کسر حجمی کمتر میکرو ذرات در این پوشش نسبت به پوشش‌های رسوب‌دهی شده در چگالی جریانهای 1 A/dm^2 و 2 A/dm^2 ، سختی این پوشش بیشتر است. این موضوع در قالب وجود تخلخل درون پوشش‌های حاوی میکرو ذرات، قابل تشریح است. یکی از پارامترهای مؤثر بر خواص مکانیکی مواد به‌خصوص پوشش‌ها الکترولیتی، وجود تخلخل در آنهاست. مطالعه مورفولوژی سطحی پوشش‌های کامپوزیتی تولید شده در چگالی جریانهای لایه نشانی مختلف، شکل (۵)، نشان می‌دهد که میزان فضاهای خالی بین ذرات و در مجموع میزان تخلخل در پوشش کامپوزیتی رسوب‌دهی شده با چگالی جریان 3 A/dm^2 نسبت به پوشش‌های رسوب‌دهی شده با چگالی جریان 1 A/dm^2 و 2 A/dm^2 کمتر است. بنابراین، حصول بیشترین میکرو سختی در پوشش کامپوزیتی رسوب‌دهی شده با چگالی جریان 3 A/dm^2 منطقی به نظر می‌رسد.

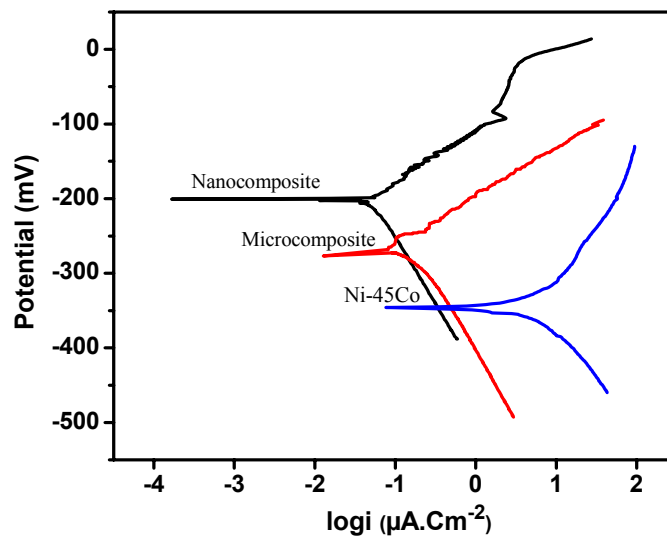
۳-۴- مقاومت به خوردگی پوشش‌های کامپوزیتی

شکل (۶)، منحنیهای پلاریزاسیون پوشش آلیاژی Ni-Co/SiC و پوشش‌های کامپوزیتی Ni-۴۵ wt.% Co میکرو و نانو ذرات SiC، لایه نشانی شده در محلولهای حاوی 5 g/l SiC با جریان اعمالی 3 A/dm^2 را نشان می‌دهد. الکترولیت پایه برای هر سه پوشش فوق یکسان بوده و دارای 50 g/l Co بود. بدین ترتیب کلیه شرایط لایه نشانی، به‌جز افزودن میکرو ذرات و نانو ذرات SiC، برای هر سه پوشش یکسان انتخاب شده است.

در جدول (۱)، داده‌های الکتروشیمیایی حاصل از منحنیهای پلاریزاسیون پوشش‌های آلیاژی و کامپوزیتی حاوی میکرو و نانو ذرات SiC فهرست شده است. مشاهده می‌شود، چگالی جریان خوردگی پوشش آلیاژی چندین برابر از پوشش‌های کامپوزیتی



شکل ۵- تصاویر SEM از مورفولوژی سطحی پوششهای کامپوزیتی Ni-Co/SiC رسوبدهی شده با چگالی جریانهای (الف) 1 A/dm^2 ، (ب) 2 A/dm^2 ، (ج) 3 A/dm^2 و (د) 4 A/dm^2 ، غلظت ذرات SiC 5 g/l و سرعت همزنی 350 rpm



شکل ۶- منحنیهای پلاریزاسیون پوششهای آلیاژی و کامپوزیتی حاوی میکرو و نانو ذرات SiC رسوبدهی شده با اعمال چگالی جریان 3 A/dm^2 درون حمام حاوی 50 g/l Co

جدول ۱- نتایج الکتروشیمیایی حاصل از منحنیهای پلاریزاسیون پوششهای آلیاژی و کامپوزیتی حاوی میکرو و

نانو ذرات رسوبدهی شده با اعمال چگالی جریان 3 A/dm^2 درون حمام حاوی 50 g/l Co

R_p ($\text{k}\Omega.\text{Cm}^2$)	i_{corr} ($\mu\text{A}.\text{Cm}^{-2}$)	E_{corr} (mV)	β_c (mV/dec)	β_a (mV/dec)	E_{ocp} (mV)	SiC (Vol.%)	Co (wt.%)	Coating
۴/۷۵	۶/۵۷	-۳۵۴	۱۲۰/۹	۱۷۷/۲۶	-۳۴۶	صفر	۴۵	Ni-Co
۴۳۹/۴۶	۰/۰۵۰	-۱۹۹	۱۷۶/۵	۷۱/۱۸	-۲۰۱	۸/۱	۵۵	Nanocomposite
۱۵۸/۴۸	۰/۱۳۷	-۲۵۷	۱۶۲/۱	۷۱/۹۴	-۲۷۷	۵۲/۲	۳۸	Microcomposite

دانشیته نواحی مرز دانه‌ای در سطح این مواد خیلی بالاست، بنابراین بخش اعظمی از سطح تحت حملات خوردگی قرار خواهد گرفت، گویی کل سطح به‌طور یکنواخت خورده می‌شود و یک لایه از محصولات خوردگی سطح نمونه را فرا می‌گیرد. در موادی که محصولات خوردگی تشکیل شده روی سطح آنها متراکم و غیر متخلخل است، لایه حاصله می‌تواند نقش لایه محافظ و روپین را در سطح بازی کند. با مراجعه به منحنی پلاریزاسیون پوشش نانوکامپوزیتی مشاهده می‌شود که نمونه در یک محدوده مشخص تشکیل لایه پسیو را تجربه کرده است. لذا می‌توان نتیجه گرفت که احتمال تشکیل لایه روپین با افزایش چگالی مرز دانه‌ها، افزایش می‌یابد. در مرجع [۴۱] نیز موضوع تشکیل لایه روپین به واسطه ریز شدن دانه‌ها مطرح شده است.

مقاومت به خوردگی پوششهای نانوکامپوزیتی زمینه آلیاژی Ni-Co/SiC، مشابه سایر خواص این پوششها تابع خواص خوردگی زمینه، ذرات تقویت‌کننده و فصل مشترک بین آنهاست. براساس دلایل ارائه شده برای تشریح خواص خوردگی پوششهای کامپوزیتی می‌توان نتیجه گرفت، مقاومت به خوردگی بالای پوشش نانوکامپوزیتی رسوب‌دهی شده با اعمال چگالی جریان 3 A/dm^2 عمدتاً ناشی از کسر حجمی بالای نانو ذرات، مقدار کبالت و ساختار متراکم این پوشش است.

همان‌طور که اشاره شد، مهمترین ضعف پوششهای کامپوزیتی حاوی میکرو ذرات SiC، وجود تخلخل در ساختار آنهاست. تخلخل از طریق افزایش سطح مؤثر پوشش که در معرض محیط خورنده قرار می‌گیرد و مسیرهایی را برای انتقال عوامل خورنده به درون ماده فراهم می‌کند، مقاومت به خوردگی را به شدت کاهش می‌دهد. می‌توان دلیل کاهش خواص خوردگی در پوششهای کامپوزیتی حاوی میکرو ذرات را علیرغم درصد بالای فاز SiC، حضور حفره‌ها و فضاهای خالی در آنها دانست، به شکل (۵) مراجعه کنید. به‌طوری‌که، پوششهای حاوی میکرو ذرات رسوب‌دهی شده در چگالی جریانهای 1 A/dm^2 و 2 A/dm^2 نسبت به پوشش رسوب داده

از طرفی به‌علت اختلاف رسانایی بین ذرات SiC و زمینه آلیاژی، میکرو پیل‌های گالوانیکی در سطح پوشش تشکیل شده و این امر موجب خوردگی موضعی زمینه در اطراف ذرات SiC می‌شود. اما با توجه به مقدار بالا و توزیع یکنواخت میکرو و نانو ذرات SiC به‌ترتیب در پوششهای کامپوزیتی و نانوکامپوزیتی، یک توزیع سطحی یکنواخت از میکرو پیل‌های گالوانیکی در سطح این پوششها در محیط خورنده، به‌وجود می‌آید. بنابراین، با تشکیل میکرو پیل‌های گالوانیک در سراسر سطح پوششهای فوق، به‌دلیل اختلاف پتانسیل بین ذرات تقویت‌کننده و زمینه، خوردگی از حالت موضعی و حفره‌دار شدن به خوردگی یکنواخت تبدیل می‌شود [۴۱].

اثر اندازه دانه بر رفتار خوردگی اندکی پیچیده‌تر بوده و ناشی از عملکرد هم زمان چندین مکانیزم وابسته به هم است. از یکسو، مرز دانه‌ها محل برخورد چند دانه با جهت‌گیری کریستالی متفاوت بوده که دارای بیشترین آشفستگی از نظر نظم اتمی هستند. بدین ترتیب مرز دانه‌ها محل‌های پرانرژی هستند که به‌علت داشتن فعالیت شیمیایی بیشتر نسبت به بخش‌های درون دانه‌ای، محل‌های مستعدی برای واکنش با مواد خورنده محسوب می‌شوند. از سوی دیگر از آنجا که در دمای پایین ضریب نفوذ از طریق مرز دانه چندین برابر بیشتر از درون دانه است، مرز دانه‌ها محل‌های مناسبی برای نفوذ (انتقال) یونها و عوامل خورنده (مثلاً در محیط حاوی یونهای Cl^-) به درون پوشش و نیز زیر لایه هستند. بنابراین، مرز دانه‌ها محل‌های مناسب برای حملات خوردگی بوده که در نتیجه کاهش اندازه دانه‌ها منجر به کاهش مقاومت به خوردگی می‌شوند [۴۱].

از طرف دیگر، کاهش اندازه دانه‌ها و افزایش چگالی مرزها می‌تواند اثرات مفیدی نیز بر بهبود مقاومت به خوردگی پوششها به همراه داشته باشد. همان‌طور که در بالا گفته شد، مرز دانه‌ها به‌علت سطح انرژی بالا، بیشتر از درون دانه‌ها در معرض حملات خوردگی قرار می‌گیرند. بنابراین، با کاهش اندازه دانه‌ها این حملات تشدید شده و میزان خوردگی افزایش می‌یابد. از آنجا که پوششهای نانوکامپوزیتی مطالعه شده نانو ساختار بوده،

جدول ۲- مقایسه ویژگیهای ساختاری، سختی و خوردگی پوششهای کامپوزیتی و نانوکامپوزیتی Ni-Co/SiC

پوشش	Co (wt.%)	SiC (wt.%)	اندازه دانه (nm)	میزان تخلخل	سختی (HV)	جریان خوردگی ($\mu\text{A.Cm}^{-2}$)
کامپوزیتی	۳۸	۵۲/۲	۲۵	زیاد	۴۹۱	۰/۱۳۷
نانوکامپوزیتی	۵۵	۸/۱	۲۰	غیرقابل رویت با میکروسکپ SEM تا بزرگنمایی ۱۰۰۰۰ برابر	۶۱۵	۰/۰۵۰

یک زمینه پیوسته حاوی میکرو ذرات ایجاد کنند.

۴- نتیجه گیری

به منظور بررسی اثر اندازه فاز تقویت کننده، پوششهای کامپوزیتی و نانوکامپوزیتی Ni-Co/SiC حاوی میکرو و نانو ذرات SiC به ترتیب با اندازه‌های متوسط $1\ \mu\text{m}$ و $20\ \text{nm}$ با روش لایه نشانی الکتروشیمیایی تولید و خواص ساختاری، مکانیکی و مقاومت به خوردگی آنها مورد بررسی قرار گرفت. از مقایسه نتایج به دست آمده، می توان چنین نتیجه گرفت:

۱. در شرایط یکسان از نظر ترکیب شیمیایی الکترولیت و غلظت ذرات SiC، به ازای چگالی جریانهای رسوب دهی مختلف، همواره کسر حجمی میکرو ذرات SiC در پوششهای کامپوزیتی از کسر حجمی نانو ذرات SiC بیشتر است. ماکزیم مقدار میکرو و نانو ذرات SiC در پوششهای کامپوزیتی و نانوکامپوزیتی به ترتیب $59/4\ \text{Vol.}\%$ و $8/1\ \text{Vol.}\%$ در چگالی جریانهای $2\ \text{A/dm}^2$ و $3\ \text{A/dm}^2$ به دست آمد.

۲. افزودن ذرات SiC موجب افزایش سختی زمینه آلیاژی Ni-Co می شود. سختی پوششهای نانوکامپوزیتی Ni-Co/SiC علیرغم مقدار کمتر درصد وزنی فاز SiC از سختی پوششهای کامپوزیتی حاوی میکرو ذرات SiC بیشتر است. به طوری که، سختی پوشش نانوکامپوزیتی حاوی $8/1\ \text{Vol.}\%$ نانو ذرات SiC حدود $615\ \text{HV}$ و سختی پوشش کامپوزیتی حاوی $52/2\ \text{Vol.}\%$ میکرو ذرات SiC حدود $491\ \text{HV}$ بود.

۳. پوشش نانوکامپوزیتی Ni-Co/SiC به دلیل حضور $8/1\ \text{Vol.}\%$ نانو ذرات SiC و ساختاری متراکم، مقاومت به خوردگی

شده چگالی جریان $3\ \text{A/dm}^2$ به دلیل افزایش درصد تخلخل مقاومت به خوردگی کمتری از خود نشان دادند.

همان طوری که در جدول (۱) آورده شده، علیرغم یکسان بودن الکترولیت در فرایند لایه نشانی، حضور ذرات باعث تغییر در مقدار کبالت فاز زمینه شده است. مشاهده شد، نانو ذرات SiC باعث افزایش و میکرو ذرات باعث کاهش مقدار کبالت در فاز زمینه نسبت به پوشش آلیاژی (بدون فاز تقویت کننده) می شوند. نتایج تجربی به دست آمده نشان داد که در پوششهای آلیاژی Ni-Co، اگر چه کبالت نسبت به نیکل دارای پتانسیل منفیتری است و به اصطلاح آندی تر است، اما با افزایش درصد کبالت تا یک مقدار مشخص مقاومت به خوردگی افزایش می یابد [۳۹]. در نتیجه بخشی از تفاوت در مقاومت به خوردگی پوششهای آلیاژی و کامپوزیتی از مقدار کبالت متفاوت آنها ناشی می شود.

پوششهای نانوکامپوزیتی با وجود درصد فاز SiC کمتر نسبت به پوششهای کامپوزیتی، به دلیل داشتن ساختاری متراکم و عاری از تخلخل، اندازه دانه ریز و درصد کبالت بالاتر، سختی و مقاومت به خوردگی بهتری از خود نشان می دهند، جدول (۲).

در لایه نشانی پوششهای کامپوزیتی با هم رسوبی میکرو ذرات با استفاده از الکترودهای افقی، به دلیل غلظت بالای ذرات درون الکترولیت، لازم است تخلخل پوشش کنترل شود. برای اجتناب از تشکیل ساختار متخلخل باید درصد فاز تقویت کننده کمتر از یک حد مشخص باشد تا یونهای فلزی بتوانند ضمن احیا شدن، کلیه ذرات را در برگیرند و

پوششهای نانوکامپوزیتی به دلیل کاهش سطح مؤثر و تشکیل لایه پسیو نسبت به پوشش آلیاژی Ni-Co و پوشش کامپوزیتی حاوی میکرو ذرات SiC، بیشتر است.

بیشتری نسبت به پوشش کامپوزیتی حاوی میکرو ذرات SiC از خود نشان داد. مقاومت به خوردگی کمتر پوشش کامپوزیتی حاوی میکرو ذرات عمدتاً ناشی از وجود فضاهای خالی و حفرها در این پوشش است. درحالی که مقاومت به خوردگی

واژه نامه

- | | | |
|-------------------------------|------------------------------------|-------------------------------|
| 1. electrodeposition | 11. electrophoresis | 21. potentiodynamic |
| 2. codeposition | 12. agglomeration | 22. incorporation |
| 3. dispersion hardening | 13. modified watts bath | 23. zeta potential |
| 4. cavitation | 14. magnetic stirrer | 24. stock's equation |
| 5. deposition current density | 15. ultrasonic disperser | 25. x ray diffraction pattern |
| 6. electrolyte agitation rate | 16. scanning electron microscopy | 26. incoherent |
| 7. isotropy | 17. energy dispersive spectrometry | 27. lattice distortion |
| 8. nanocomposite | 18. polarization | |
| 9. nanoparticles | 19. potentiostat | |
| 10. hydrodynamic forces | 20. open circuit potential | |

مراجع

- Mazia, J. and Lashmore, D. S., "Electroplated Coatings," *Metals ASM Handbook*, Ninth Edition, Vol. 13, Metals Park, Ohio, 1992.
- Gawne, D. T., and Gudyanga, T. G. P., "Wear Behavior of Chromium Electrodeposits, Coatings and Surface Treatment for Corrosion and Wear Resistance," Strafford, K. N., Datta, P. K. and Googan, C. G., Editors, Inst. of Corrosion Science and Technology, Chapter 2, 1984.
- Budinski, K. G., "Wear Characteristics of Industrial Platings, Selection and Use of Wear Tests for Coatings," ASTM STP 769, R. G. Bayer, Editor, American Society for Testing and Materials, p. 118, 1982.
- Jackson, B., Macary, R., and Shawhan, G., "Low Phosphorus Electroless Nickel Coating Technology," *Trans. Inst. Metal Finishing*, p. 75, 1990.
- Gawne, D. T., and Ma, U., "Structure and Wear of Electroless Nickel Coatings," *Mater. Sei. Technol.* p. 228, 1987.
- Hovestad, A., and Janssen, L. J. J., "Electroplating of Metal Matrix Composites by Codeposition of Suspended Particles", in Conway, B. E., Vayenas, C. G., White, R. and Gamboa-Adelco, M., *Modern Aspects of Electrochemistry* No. 38, Springer Science and Business Media, Inc 2005.
- Hovestad, A., and Janssen, L. J. J., "Electrochemical Codeposition of Inert Particles in a Metallic Matrix," *Journal of Applied Electrochemistry*, p. 519, 1995.
- Shrestha, N. K., Masulo, M., and Saji, T., "Composite plating of Ni/SiC Using Azo-Cationic Surfactants and Wear Resistance of Coatings," *Wear*, p.555, 2003.
- Pavlatou, E. A., Stroumbouli, M., Gyftou, P., and Spyrellis, N., "Hardening Effect Induced by Incorporation of Sic Particles in Nickel Electrodeposits," *Journal of Applied Electrochemistry* Vol. 36, p.385, 2006.
- Gyftou, P., Stroumbouli, M., Pavlatou, E. A., Asimidis, P., and Spyrellis, N., "Tribological Study of Ni Matrix Composite Coatings Containing Nano and Micro Sic Particles," *Electrochimica Acta* Vol. 50, p.4544, 2005.
- Ger, M. D., "Electrochemical Deposition of Nickel/Sic Composites in the Presence of Surfactants," *Materials Chemistry and Physics*, Vol. 87, p. 67, 2004.
- Kim, S. K., and Yoo, H. J. "Formation of Bilayer Ni-Sic Composite Coatings by Electrodeposition" *Surface & Coatings Technology*, p. 564, 1998.
- Metzger, W., Oft, R., Laux, G., and Harst, H., "Electrodeposition of Dispersed Layers," *Galvanoteknik*, Vol. 61, p. 998, 1970.
- Gyftou, P., Pavlatou, E. A., and Spyrellis, N., "Effect of Pulse Electrodeposition Parameters on the Properties of Ni/nano-Sic Composites," *Applied Surface Science*, Vol. 254, p. 5910, 2008.
- Hou, K. H., Ger, M. D., Wang, L. M., and Ke, S. T., "The Wear Behavior of Electro-Codeposited Ni-Sic Composites," *Wear*, Vol. 253, p. 994, 2002.
- Zhou, Y., Zhang, H., and Qian, B., "Friction and Wear Properties of the Co-Deposited Ni-Sic Nanocomposite Coating," *Applied Surface Science*. Vol. 253, p. 8335, 2007.

17. Abdel Aal, A., Ibrahim, K. M., and Hamid, Z. H., "Enhancement of Wear Resistance of Ductile Cast Iron by Ni-SiC Composite Coating," *Wear*, Vol. 260, p. 1070, 2006.
 18. Lampke, T., Dietrich, D., Leopold, A., Alisch, G., and Wielage, B., "Cavitation Erosion of Electroplated Nickel Composite Coatings," *Surface & Coatings Technology*, Vol. 202, p. 3967, 2008.
 19. Garcia, I., Conde, A., Langelaan, G., Fransaer, J., and Celis, J. P., "Improved Corrosion Resistance Through Microstructural Modifications Induced by Codepositing SiC-Particles with Electrolytic Nickel," *Corrosion Science*, Vol. 45, p. 1173, 2003.
 20. Bo, Z. Y., and Zhu, D. Y., "Oxidation Resistance of Co-Deposited Ni-SiC Nanocomposite Coating," *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, Vol. 17, p. 925, 2007.
 21. Lekka, M., Kouloumbi, N., Gajo, M., and Bonora, P. L., "Corrosion and Wear Resistant Electrodeposited Composite Coatings," *Electrochimica Acta*, Vol. 50, p. 4551, 2005.
 22. Benea, L., Bonora, P. L., Borello, A., and Martelli, S., "Wear Corrosion Properties of Nano-Structured SiC-Ni Composite Coatings Obtained by Electroplating," *Wear*, Vol. p. 955, 2001.
 23. <http://ongmacmotorcycles.com.au/crf450r.htm>
 24. <http://www.og-tech.com/Ni-SiC-Plated-Cylinder.html>
 25. Gomes, A., Pereira, I., Fernández, B., and Pereiro, R., *Advances in Nanocomposite-Synthesis, Characterization and Industrial Applications*, "Electrodeposition of Metal Matrix Nanocomposites: Improvement of the Chemical Characterization Techniques", Chapter 21, 2011.
 26. Zimmerman, A. F., Palumbo, G., Aust, K. T., and Erb, U., "Mechanical Properties of Nickel Silicon Carbide Nanocomposites," *Mater. Sci. Eng. A* 328, p. 137, 2002.
 27. Lee, H. K., Lee, H. Y., and Jeon, J. M., "Codeposition of Micro- and Nano-Sized SiC Particles in the Nickel Matrix Composite Coatings Obtained by Electroplating," *Surface & Coatings Technology*, Vol. 201, p. 4711, 2007.
 28. Wang, L., Gao, Y., Xue, Q., Liu, H., and Xu, T., "Microstructure and Tribological Properties of Electrodeposited Ni-Co Alloy Deposits," *Applied Surface Science*, Vol. 242, p. 326, 2005.
 29. Srivastava, M., William Grips, V. K., and Rajam, K. S., "Influence of Co on Si₃N₄ Incorporation in Electrodeposited Ni", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 469, p. 362, 2009.
 30. Wu, G., Li, N., Wang, D. L., Zhou, D. R., Xu, B. Q., and Mitsuo, K., "Effect of α -Al₂O₃ Particles on the Electrochemical Codeposition of Co-Ni Alloys from Sulfamate Electrolytes," *Materials Chemistry and Physics*, Vol. 87, p. 411, 2004.
 31. Ying, Y. X., Ju, L. K., Xiao, P., and Hui, W. F., "Beneficial Effects of Co²⁺ on Co-Electrodeposited Ni/SiC Nanocomposite Coating", *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, Vol. 19, p. 119, 2009.
 32. Pushpavanam, M., Manikandan, H., and Ramanathan, K., "Preparation and Characterization of Nickel-Cobalt-Diamond Electro-Composites by Sediment Co-Deposition," *Surface & Coatings Technology*, Vol. 201, p. 6372, 2007.
 33. Afshar, A., Ghorbani, M., and Mazaheri, M., "Electrodeposition of Graphite-Bronze Composite Coatings and Study of Electroplating Characteristics", *Surface & Coatings Technology*, Vol. 187, p. 293, 2004.
 34. Liu, H., and Chen, W., "Reactive Oxide-Dispersed Ni₃Al Intermetallic Coatings by Sediment Co-Deposition," *Intermetallics*, Vol. 13, p. 805, 2005.
 35. Dieter, G. E., *Mechanical Metallurgy*, McGraw-Hill Inc, 1988.
۳۶. بخت، ب.، "بررسی امکان تولید پوششهای نانو کامپوزیتی زمینه آلیاژی Ni-M/SiC به روش رسوبدهی الکتریکی و بررسی رفتار خوردگی آنها، پایان نامه، دانشگاه صنعتی سهند، تبریز، ایران، ۱۳۸۹.
37. Mayers, M. A., Mishra, A., and Benson, D. J., "Mechanical Properties of Nanocrystalline Materials", *Progress in Materials Science*, Vol. 51, p. 427, 2006.
 38. Benea, L., Bonora, P. L., Borello, A., Martelli, S., Wenger, F., Ponthiaux, P., and Galland, J., "Preparation and Investigation of Nanostructured SiC-Nickel Layers by Electrodeposition," *Solid State Ionics*, Vol. 151, p. 95, 2002.
 39. Chen, X. H., Chen, C. S., Xiao, H. N., Cheng, F. Q., Zhang, G., and Yi, G. J., "Corrosion Behavior of Carbon Nanotubes-Ni Composite Coating," *Surface & Coatings Technology*, Vol. 191, p. 351, 2005.
 40. Garcia, I., Conde, A., Langelaan, G., Fransaer, J., and Celis, J. P., "Improved Corrosion Resistance Through Microstructural Modifications Induced by Codepositing SiC-Particles with Electrolytic Nickel," *Corrosion Science*, Vol. 45, p. 1173, 2003.
 41. Dini, J. W., *Electrodeposition, The Materials Science of Coatings and Substrates*, Noyes Publications, 1993.