

اثر غلظت ذرات Al_2O_3 بر خواص پوشش‌های کامپوزیتی $Ni-Mo-Al_2O_3$ تولیدی به روش رسوب‌دهی الکتریکی

عباس چشم‌پیش و مرتضی علیزاده*

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی شیراز، شیراز

(دریافت مقاله: ۱۳۹۶/۰۲/۲۲ - دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۷/۰۲/۰۲)

چکیده- در این پژوهش، پوشش‌های کامپوزیتی $Ni-Mo-Al_2O_3$ روی زیرلایه فولادی کربن متوسط به روش رسوب‌دهی الکتریکی در یک حمام سیتراته شامل ذرات میکرونی Al_2O_3 تولید شدند. سپس اثر غلظت ذرات در حمام (از گستره صفر تا ۳۰ گرم بر لیتر) بر مورفولوژی، ترکیب شیمیایی، ریزسختی و مقاومت به خوردگی پوشش‌های تولیدی بررسی شد. جهت بررسی ریزساختار، مورفولوژی سطحی و همچنین توزیع ذرات در پوشش‌ها از میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی و آزمون کمی طیف‌سنجی تفکیک انرژی استفاده شد. رفتار خوردگی پوشش‌های تولیدی در محلول ۳/۵ درصد وزنی نمک طعام بررسی شد. نتایج نشان داد که حضور ذرات اکسید آلومینیوم در پوشش مورفولوژی پوشش‌های $Ni-Mo$ را تغییر می‌دهد و علاوه بر این باعث افزایش سختی و مقاومت به خوردگی پوشش‌های آلیاژی $Ni-Mo$ می‌شود. همچنین مشخص شد که پوشش‌های تولیدی در غلظت ذرات ۲۰ گرم بر لیتر در حمام دارای مورفولوژی مناسب و بدون حفره بوده و نیز دارای بیشترین سختی و مقاومت به خوردگی در بین پوشش‌های تولیدی هستند.

واژه‌های کلیدی: پوشش‌های کامپوزیتی نیکل-مولیبدن-آلومینا، رسوب‌دهی الکتریکی، مورفولوژی، ریزسختی، مقاومت به خوردگی.

The Effect of Al_2O_3 Particles Concentration on the Properties of $Ni-Mo-Al_2O_3$ Composite Coatings Fabricated by Electrodeposition

A. Cheshmpish and M. Alizadeh*

Department of Materials Science and Engineering, Shiraz University of Technology, Modarres Blvd, Shiraz, Iran.

Abstract: In this research, $Ni-Mo-Al_2O_3$ composite coatings were electro-deposited on the mild carbon steel in a citrate bath containing micro-sized Al_2O_3 particles. Afterward, the effect of the particle concentration in the electrolyte bath (ranging from 0 g/L to 30 g/L) on the microstructure, microhardness, and corrosion performance was evaluated. To investigate the microstructural changes and the surface morphology of the coatings, as well as the particle distribution in the deposits, optical and scanning electron microscopy coupled with the energy dispersive X-ray spectroscopy was utilized. The corrosion behavior of the prepared coatings was investigated in a 3.5 wt. % NaCl solution. The results showed that the presence of the Al_2O_3 particles in the $Ni-Mo$ coatings changed the microstructure and also, increased the microhardness and corrosion resistance of them. It was also found that the desirable structure of the protruding crystallite morphology with no detectable pores could be achieved at the medium concentrations of reinforcement (e.g. 20 g/L). Further the optimum concentration of the particles in the electrolyte bath to attain the composite coating with the desirable microstructure and consequently, the desirable corrosion resistance was found to be 20 g/L.

Keywords: $Ni-Mo-Al_2O_3$ composite coatings, Electrodeposition, Morphology, Microhardness, Corrosion resistance.

*: مسئول مکاتبات، پست الکترونیکی: alizadeh@sutech.ac.ir

توسعه تکنولوژی های جدید منجر به افزایش نیاز به قطعات با خواص مکانیکی و مقاومت به خوردگی بهتر شده است [۱]. با اعمال یک پوشش مناسب روی سطح قطعات می توان برخی از خواص آنها را بهبود داد [۱]. در سال های اخیر پوشش های کامپوزیتی شامل زمینه فلزی با ذرات تقویت کننده سرامیکی مورد توجه محققان و صنایع قرار گرفته است [۲]. به دلیل خواص مطلوب پوشش های کامپوزیتی، این پوشش ها در سیلندر موتورها، در قالب ها و شیرهای تحت فشار، در تولید لوازم یدکی اتومبیل، قطعات الکترونیکی و هواپیمایی و همچنین در صنایع دریایی و کشاورزی به کار برده می شوند [۳]. پوشش های کامپوزیتی به روش های مختلفی از جمله رسوب دهی الکتریکی، پاشش سرد، رسوب دهی فیزیکی و شیمیایی بخار تولید می شوند [۱]. روش رسوب دهی الکتریکی نسبت به سایر روش های پوشش دهی به خاطر داشتن مزایایی مانند نرخ پوشش دهی بالا، عدم نیاز به دما و فشار بالا و انتقال آسان از مقیاس آزمایشگاهی به صنعتی روش مناسبی برای تولید پوشش های کامپوزیتی است [۱]. در طول فرایند رسوب دهی الکتریکی ذرات تقویت کننده به صورت غیرمحلول در الکترولیت معلق می شوند و با یون های فلزی در حال احیا به درون پوشش وارد می شوند [۴]. ذرات تقویت کننده معمولاً ذرات سرامیکی بوده و دارای خواصی مانند سختی و استحکام زیاد و مقاومت شیمیایی بالا هستند. از جمله این ذرات می توان به Al_2O_3 ، SiO_2 ، ZrO_2 ، SiC و TiO_2 اشاره کرد [۱، ۲، ۴]. زمینه پوشش های کامپوزیتی می تواند فلزات خالصی مانند Ni ، Cu و Cr و آلیاژی مانند Ni-Co ، Ni-W ، Ni-Co ، Co-Cr و Ni-B و Co-W است [۱، ۲، ۴ و ۵]. مولیدن به عنوان یک عنصر آلیاژی وقتی وارد ساختار پوشش زمینه نیکلی می شود می تواند اثر مثبتی روی بهبود سختی، مقاومت به سایش و مقاومت به خوردگی آن بگذارد [۶].

هدف از تحقیق حاضر، تولید پوشش های کامپوزیتی $\text{Ni-Mo-Al}_2\text{O}_3$ و بررسی خواص آنها است. در این پژوهش اثر

غلظت ذرات آلومینا (Al_2O_3) در محلول روی مورفولوژی و ترکیب شیمیایی پوشش های Ni-Mo تولید شده بررسی می شود. همچنین سختی و مقاومت به خوردگی پوشش های تولیدی با درصدهای مختلف ذرات آلومینا در محلول مورد ارزیابی قرار می گیرد.

۲- مواد و روش تحقیق

در این پژوهش، ورق هایی به ابعاد $15 \times 15 \times 2$ میلی متر از جنس فولاد کربن متوسط به عنوان زیرلایه (کاتد) مورد استفاده قرار گرفت. برای رسیدن به صافی سطح مورد نیاز از سمباده SiC با شماره های ۸۰، ۴۰۰، ۸۰۰ و ۱۵۰۰ استفاده شد. سپس نمونه ها در اتانول به مدت ۵ دقیقه چربی زدایی شدند. بعد از آن نمونه ها به مدت ۱۰ ثانیه در محلول اسید نیتریک رقیق فعال سازی شدند تا چسبندگی پوشش به زیرلایه افزایش یابد. سپس دوباره نمونه ها در اتانول به مدت ۵ دقیقه تمیز شدند تا آماده پوشش دهی شوند. آند مورد استفاده در این پژوهش از نیکل خالص با ابعاد $4 \times 30 \times 45$ میلی متر بود. ترکیب حمام مورد استفاده برای پوشش دهی در جدول (۱) آورده شده است. حجم حمام مورد استفاده ۸۰ میلی لیتر بود. دمای حمام ۲۵ درجه سانتی گراد و سرعت هم زدن محلول ۳۰۰ دور بر دقیقه انتخاب شد که برای این منظور از همزن مغناطیسی استفاده شد. pH حمام توسط اسید سولفوریک به چهار رسانده شد. پوشش دهی در مقادیر مختلف ذرات Al_2O_3 شامل ۱۰، ۲۰ و ۳۰ گرم بر لیتر در حمام، انجام شد. جریان استفاده شده از نوع مستقیم و دانسیته جریان رسوب دهی یک آمپر بر دسی متر مربع بود. زمان پوشش دهی ۹۰ دقیقه انتخاب شد. مورفولوژی سطحی و ترکیب شیمیایی پوشش های تولیدی به وسیله میکروسکوپی الکترونی روبشی^۱ (VEGA//TESCAN-XMU) مجهز به طیف نگار انرژی تفرق پرتو ایکس تعیین شد. سطح مقطع پوشش های تولید شده توسط میکروسکوپی نوری^۲ بررسی شد. جهت اندازه گیری سختی پوشش های تولیدی بر مبنای ویکرز از دستگاه میکروسختی سنج^۳ KOOPAMH بر اساس استاندارد

جدول ۱- ترکیب حمام مورد استفاده برای رسوب‌دهی الکتریکی پوشش‌های آلیاژی نیکل- مولیبدن و کامپوزیتی نیکل- مولیبدن- آلومینا

ترکیب	گرم بر لیتر
NiSO ₄ ·6H ₂ O	۵۲
Na ₂ MoO ₄ ·۲H ₂ O	۱۰
Na ₂ C ₆ H ₅ O _۷	۵۱
Al ₂ O ₃	۰،۱۰،۲۰،۳۰

جدول ۲- ترکیب شیمیایی پوشش‌های آلیاژی نیکل- مولیبدن و کامپوزیتی نیکل- مولیبدن- آلومینا با غلظت‌های مختلف ذرات آلومینا در حمام

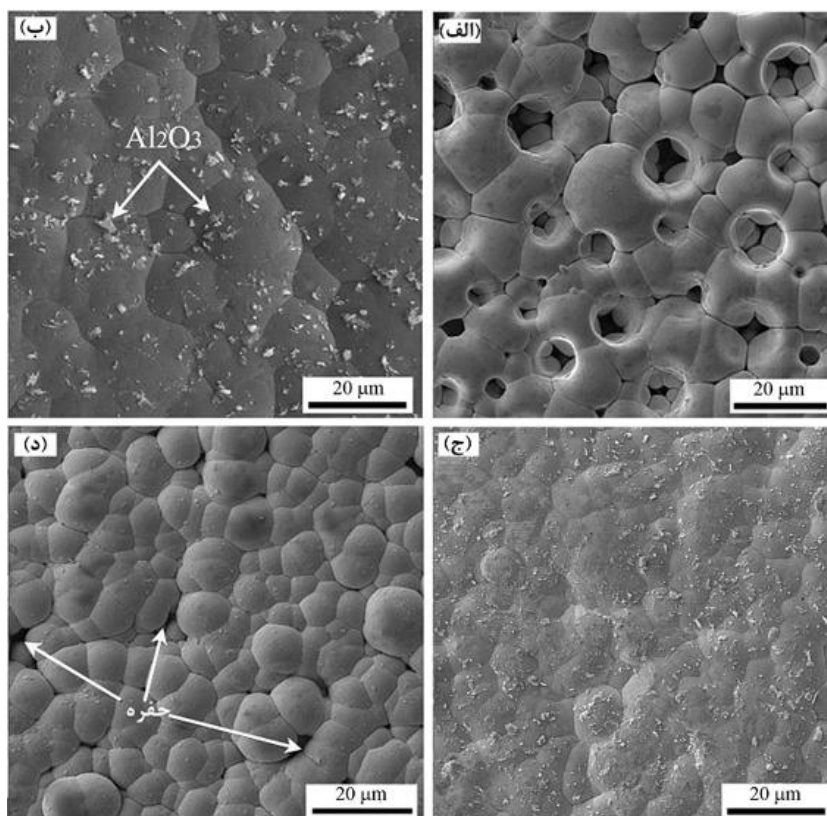
ترکیب شیمیایی پوشش	Ni (درصد وزنی)	Mo (درصد وزنی)	Al ₂ O ₃ (درصد وزنی)
Ni-Mo	۸۱/۷	۱۸/۳	۰
Ni-Mo-Al ₂ O ₃ (10g/l)	۷۹/۵	۱۶/۸	۳/۷
Ni-Mo-Al ₂ O ₃ (۲۰g/l)	۶۵/۳	۲۵/۹	۸/۸
Ni-Mo-Al ₂ O ₃ (۳۰g/l)	۸۹/۵	۸/۹	۱/۶

گرفته شده از سطح پوشش‌های تولید شده با درصد‌های مختلف ذرات آلومینا را نشان می‌دهد. همان‌طور که از نتایج حاصل مشخص است با افزایش غلظت ذرات در حمام از صفر تا ۲۰ گرم بر لیتر میزان مشارکت ذرات در پوشش افزایش می‌یابد و در غلظت ۲۰ گرم بر لیتر به بیشترین مقدار خود رسیده و پس از آن کاهش می‌یابد. در واقع با افزایش غلظت ذرات در حمام از صفر تا ۲۰ گرم بر لیتر به دام افتادن مکانیکی و جذب فیزیکی ذرات افزایش یافته و مقدار ذراتی که در تماس با سطح کاتد قرار می‌گیرند افزایش می‌یابد [۷]. افزایش بیشتر غلظت ذرات آلومینا در محلول (بالتر از ۲۰ گرم بر لیتر) منجر به افزایش گرانشی حمام می‌شود که مانعی در برابر جدا شدن حباب‌های هیدروژن از سطح کاتد است [۷]. این حباب‌ها مانع از جذب ذرات در سطح کاتد شده و منجر به کاهش مقدار ذرات در پوشش می‌شوند. همچنین افزایش غلظت ذرات در محلول باعث می‌شود ذرات خوشه‌ای شوند و نیز برخورد آنها به یکدیگر بیشتر شود و لذا سرعت حرکت آنها به سوی کاتد کاهش می‌یابد و این عامل دیگری برای کاهش میزان ذرات در پوشش است [۷]. عامل دیگری که باعث کاهش

ASTM E384 استفاده شد. نیروی اعمالی جهت انجام آزمون ۵۰ گرم و مدت زمان اعمال نیرو ۱۰ ثانیه انتخاب شد. جهت اطمینان از نتایج و به دست آوردن میزان خطای اندازه‌گیری، در حداقل ۵ محل مختلف از سطح پوشش اندازه‌گیری انجام شد و سپس میانگین اعداد گزارش شد. رفتار خوردگی پوشش‌های تولیدی در محیط کلرید سدیم با غلظت ۳/۵ درصد وزنی با استفاده از روش پلاریزاسیون پتانسیودینامیک و با دستگاه پتانسیواستات (IVIUM//VERTEX) مورد بررسی قرار گرفت. در این تحقیق از الکتروود Ag/AgCl به‌عنوان الکتروود مرجع، پلاتین به‌عنوان الکتروود کمکی و نمونه‌های پوشش داده شده به‌عنوان الکتروود کاری استفاده شد. قبل از انجام آزمون‌ها نمونه‌ها به مدت ۳۰ دقیقه در محلول غوطه‌ور شد. آزمون پتانسیودینامیک با نرخ اسکن پتانسیل ۵ میلی‌ولت بر ثانیه انجام گرفت. محدوده پتانسیل انجام آزمون‌ها از ۹۰۰- تا ۵۰۰ میلی‌ولت در نظر گرفته شد.

۳- نتایج و بحث

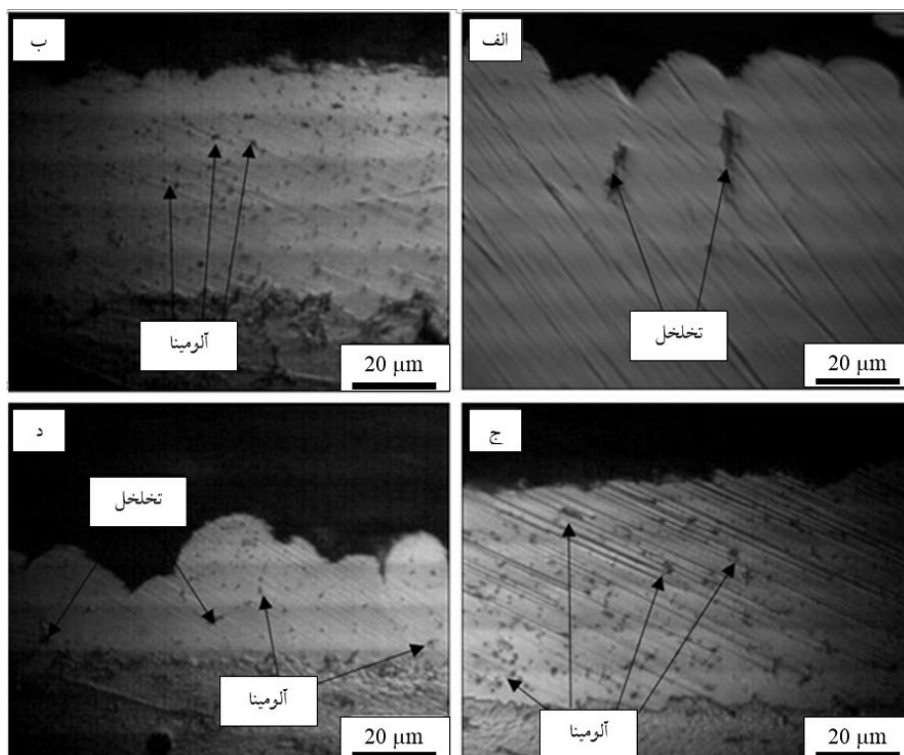
جدول (۲) نتایج حاصل از طیف‌سنجی تفکیک انرژی^۲ (EDS)



شکل ۱- مورفولوژی سطح پوشش‌های: الف) نیکل- مولیبدن، ب) نیکل- مولیبدن- آلومینا (۱۰ گرم بر لیتر)، ج) نیکل- مولیبدن- آلومینا (۲۰ گرم بر لیتر) و د) نیکل- مولیبدن- آلومینا (۳۰ گرم بر لیتر)

آلیاژی Ni-Mo است [۹]. همان‌طور که مشاهده می‌شود ورود ذرات تقویت کننده آلومینا به پوشش باعث تغییر در مورفولوژی پوشش‌ها می‌شود. در نمونه ۱۰ گرم بر لیتر یک مورفولوژی فشرده و همواری نسبت به پوشش بدون ذرات آلومینا مشاهده می‌شود و ذرات آلومینا که با رنگ سفید در تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی مشخص است به صورت یکنواخت در سطح پوشش پراکنده شده‌اند. در حالی که نمونه ۲۰ گرم بر لیتر مورفولوژی فشرده‌تر و هموارتری نسبت به نمونه ۱۰ گرم بر لیتر داراست و میزان مشارکت ذرات آلومینا زیادتر شده و به صورت یکنواخت‌تری در سطح پوشش پراکنده شده‌اند. با افزایش مقدار ذرات آلومینا در پوشش، مناطق جوانه‌زنی در پوشش افزایش یافته و سرعت جوانه‌زنی از سرعت رشد بیشتر می‌شود و باعث تولید ساختاری متراکم‌تر و فشرده‌تری می‌شود [۳]. در نمونه‌های ۱۰ و ۲۰ گرم بر لیتر غلظت ذرات آلومینای رسیده به سطح کاتد زیاد

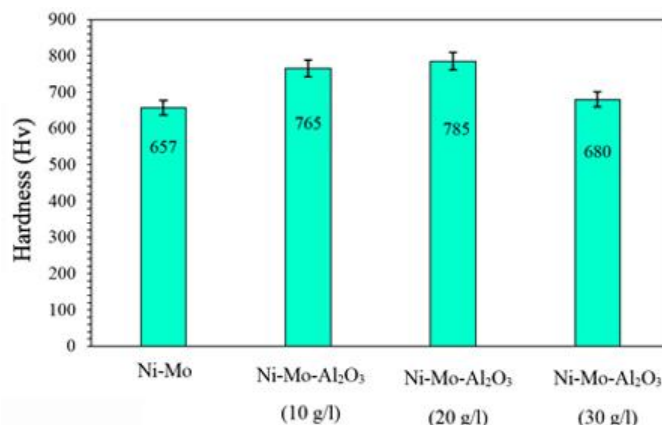
مقدار ذرات در پوشش تحت غلظت بالای ذرات در محلول می‌شود به هم چسبیدن ذرات است. در واقع وقتی غلظت ذرات در محلول افزایش یابد احتمال اینکه نیروی جاذبه و اندروالس از نیروی متقابل دافعه بین ذرات بیشتر شود وجود دارد و این منجر به چسبیدن ذرات به هم می‌شود. با چسبیده شدن ذرات به یکدیگر حرکت آنها به سمت کاتد کند می‌شود و امکان ته‌نشین شدن آنها هم به وجود می‌آید [۷ و ۸]. شکل (۱) تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از پوشش‌های تولید شده Ni-Mo و Ni-Mo-Al₂O₃ در غلظت‌های مختلف ذرات Al₂O₃ در حمام را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود مورفولوژی پوشش آلیاژی Ni-Mo شامل مناطق انحنادار بیرون آمده از سطح است و یک سری حفره‌های سطحی است. تشکیل حفره‌ها در سطح پوشش ناشی از آزاد شدن مقدار زیاد هیدروژن در سطح کاتد در حین پوشش‌دهی و پایین بودن میزان رشد پوشش



شکل ۲- سطح مقطع پوشش‌های تولیدی: الف) نیکل-مولیبدن، ب) نیکل-مولیبدن آلومینا ۱۰ گرم بر لیتر، ج) نیکل-مولیبدن-آلومینا ۲۰ گرم بر لیتر و د) نیکل-مولیبدن-آلومینا ۳۰ گرم بر لیتر

می‌شود. یون‌های هیدروژن با تولید مولکول‌های هیدروژن و ایجاد حباب‌های هیدروژن نه تنها مانع از نشست ذرات در پوشش می‌شوند بلکه باعث ایجاد حفره‌هایی در سطح پوشش شده و فشردگی و یکنواختی پوشش را کاهش می‌دهند [۷]. واقع در غلظت‌های بالای ذرات در محلول با افزایش گرانی محلول و همچنین کاهش یافتن سرعت هم‌زدن محلول از مرکز تا پیرامون کاتد به دلیل غلظت بالای این ذرات، حباب‌های هیدروژن به سختی از سطح کاتد جدا شده و منجر به حفره‌هایی در سطح پوشش می‌شوند [۷]. شکل (۲) تصاویر میکروسکوپی نوری از سطح مقطع پوشش‌های نیکل-مولیبدن و نیکل-مولیبدن-آلومینا در غلظت‌های ۱۰، ۲۰ و ۳۰ گرم بر لیتر ذرات آلومینا را نشان می‌دهد. همان‌گونه که از شکل مشخص است، چسبندگی خوبی بین پوشش‌ها و زیرلایه وجود دارد و هیچ‌گونه حفره، ترک و ناپیوستگی بین پوشش و زیرلایه مشاهده نمی‌شود. همچنین هیچ‌گونه ترکی در سطح مقطع

است. این ذرات که دارای بار مثبت هستند یون‌های بیشتری را در قالب ابر یونی به سطح کاتد انتقال می‌دهند که باعث تسریع در تولید آلیاژ نیکل-مولیبدن می‌شود و همچنین منجر به کاهش حباب‌های هیدروژن در سطح کاتد می‌شود که در نهایت باعث تولید پوشش‌هایی فشرده و هموار می‌شود [۱]. این در حالی است که در نمونه ۳۰ گرم بر لیتر آلومینا فشردگی و یکنواختی ساختار کاهش یافته است و یک‌سری حفره‌ها در سطح پوشش دیده می‌شود. همچنین میزان ذرات آلومینا پراکنده در سطح نیز به مقدار زیادی کاهش یافته است. با افزایش غلظت ذرات آلومینا در محلول، رسانایی محلول به‌ویژه در نواحی نزدیک سطح کاتد کاهش یافته و مناطق در دسترس برای احیای یون‌های فلزی کاهش می‌یابد [۷ و ۸]. در نتیجه رشد متفاوتی در مناطق مختلف پوشش به‌وجود می‌آید که منجر به غیریکنواختی پوشش می‌شود. همچنین با افزایش غلظت این ذرات، حذف یون‌های H^+ از مجاورت سطح کاتد مشکل‌تر



شکل ۳- سختی پوشش‌های نیکل- مولیبدن، نیکل- مولیبدن- آلومینا- ۱۰، ۲۰ و ۳۰ گرم بر لیتر ذرات آلومینا در حمام

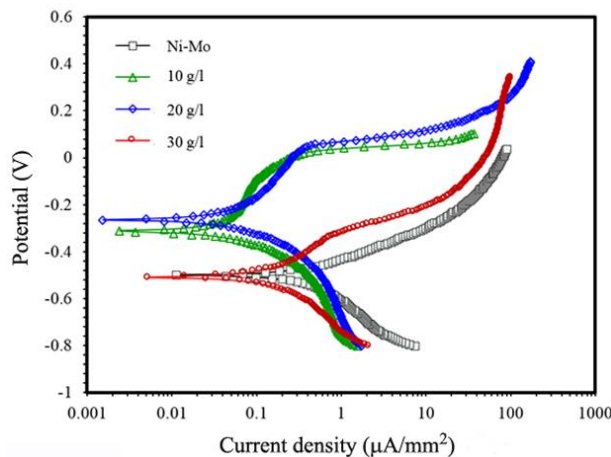
کامپوزیتی با افزایش غلظت ذرات آلومینا در حمام سختی پوشش افزایش یافته و سپس کاهش می‌یابد که این ناشی از تغییرات در درصد ذرات آلومینا و عنصر آلیاژی مولیبدن در زمینه نیکل است.

در این پوشش‌ها ذرات آلومینا از تغییر شکل زمینه حین اعمال بار جلوگیری می‌کنند و منجر به افزایش سختی پوشش‌ها می‌شوند [۱۲]. در پوشش کامپوزیتی ۲۰ گرم بر لیتر که درصد ذرات آلومینا بیشترین مقدار است سختی آن نیز از دیگر پوشش‌ها بیشتر است.

شکل (۴) منحنی‌های پلاریزاسیون پوشش‌های آلیاژی نیکل- مولیبدن و کامپوزیتی نیکل- مولیبدن- آلومینای تولید شده در غلظت ذرات ۱۰، ۲۰ و ۳۰ گرم بر لیتر در محیط ۳/۵ درصد وزنی کلرید سدیم را نشان می‌دهد. چگالی جریان و پتانسیل خوردگی مربوط به منحنی‌های پلاریزاسیون پس از محاسبه در جدول (۳) آورده شده است.

همان‌طور که در شکل (۴) و جدول (۳) دیده می‌شود پتانسیل خوردگی پوشش‌های کامپوزیتی ۱۰ و ۲۰ گرم بر لیتر نسبت به پوشش آلیاژی نیکل- مولیبدن مثبت‌تر است، شیب پلاریزاسیون شاخه کاتدی آنها بیشتر است و چگالی جریان خوردگی آنها کمتر است که نشان می‌دهد مقاومت به خوردگی آنها بهتر است. افزایش پتانسیل خوردگی، افزایش شیب پلاریزاسیون شاخه کاتدی و متعاقباً کاهش نرخ خوردگی در

پوشش‌ها دیده نمی‌شود. همان‌طور که در پوشش‌های کامپوزیتی مشاهده می‌شود، ذرات آلومینا به‌طور یکنواخت در زمینه پراکنده شده‌اند. همچنین در مجاورت زیرلایه و مناطق نزدیک به فصل مشترک پوشش و زیرلایه ذرات به‌ندرت دیده می‌شوند. این به آن دلیل است که در هنگام شروع فرایند رسوب‌دهی الکتریکی یون‌های مجاور کاتد به‌سرعت جذب کاتد شده و باعث ایجاد منطقه بدون ذرات در پوشش در مجاورت زیرلایه می‌شوند [۱۰]. شکل (۳) تغییرات سختی پوشش‌های نیکل- مولیبدن و نیکل- مولیبدن- آلومینا با غلظت‌های مختلف ذرات آلومینا در محلول را نشان می‌دهد. با کامپوزیتی کردن پوشش آلیاژی نیکل- مولیبدن سختی پوشش آلیاژی افزایش می‌یابد به‌طوری که سختی پوشش کامپوزیتی تولید شده در غلظت ذرات ۲۰ گرم بر لیتر حدود ۱/۲ برابر پوشش آلیاژی نیکل- مولیبدن تولید شده است. همان‌گونه که مشخص است بیشینه سختی مربوط به پوشش کامپوزیتی با غلظت ذرات آلومینا ۲۰ گرم بر لیتر در حمام است و برابر با ۷۸۵ ویکرز است که با توجه به نتایج حاصل از طیف‌سنجی تفکیک انرژی (EDS) انتظار می‌رود بیشترین سختی را نیز داشته باشد. زیرا این پوشش دارای مقدار مولیبدن و آلومینای بالاتری نسبت به پوشش‌های دیگر است. همچنین سختی پوشش آلیاژی نیکل- مولیبدن ۶۵۷ ویکرز است که با نتایج گزارش شده در مورد این پوشش آلیاژی همخوانی دارد [۱۱]. در مورد پوشش‌های



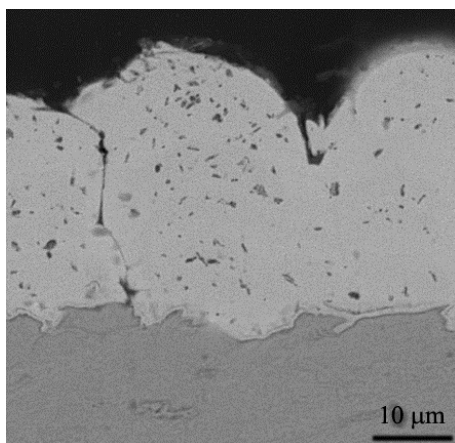
شکل ۴- نمودار پلاریزاسیون پتانسیوداینامیک پوشش‌ها در محلول ۳/۵ درصد وزنی کلرید سدیم

جدول ۳- چگالی و چگالی جریان خوردگی پوشش‌های تولیدی اندازه‌گیری شده در محلول ۳/۵ درصد وزنی کلرید سدیم

چگالی جریان خوردگی (میکروآمپر بر میلی‌متر مربع)	پتانسیل خوردگی (ولت)	نمونه
۰/۵۸۷	-۰/۵۰	Ni- Mo
۰/۰۷۱	-۰/۳۱	Ni- Mo -Al ₂ O ₃ (۱۰ g/l)
۰/۰۶۲	-۰/۲۶	Ni- Mo -Al ₂ O ₃ (۲۰ g/l)
۰/۲۵۵	-۰/۵۱	Ni- Mo -Al ₂ O ₃ (۳۰ g/l)

مقاومت به خوردگی پوشش را افزایش می‌دهد [۱۶]. ذرات آلومینا به وسیله چند عامل می‌تواند بر مقاومت به خوردگی پوشش‌های کامپوزیتی اثرگذار باشند. همان‌طور که بیان شد یکی از این عوامل، کاهش مناطق مؤثر فلزی است که در معرض محیط خورنده قرار می‌گیرند [۷۱]. ذرات آلومینا غیررسانا بوده و از لحاظ شیمیایی خنثی هستند. بنابراین توزیع یکنواخت این ذرات در سطح پوشش‌های کامپوزیتی تولیدی (شکل ۱) مناطق فلزی در معرض محیط‌های خورنده را کاهش می‌دهد و پتانسیل خوردگی را به سمت مقادیر نجیب‌تر سوق می‌دهد [۱۹-۱۷]. همچنین ذرات آلومینا بعضی از عیوب پوشش مانند حفره‌ها، شکاف‌ها و تخلخل‌های میکرونی شکل گرفته در طول فرایند رسوب‌دهی الکتریکی را پر می‌کنند و باعث افزایش مقاومت به خوردگی بیشتر پوشش می‌شوند [۱۷ و ۲۰]. از شکل (۴) مشاهده می‌شود که کمترین پتانسیل و بیشترین چگالی جریان خوردگی در بین پوشش‌های کامپوزیتی

پوشش‌های حاصل از حمام حاوی ۱۰ و ۲۰ گرم بر لیتر ذرات آلومینا نتیجه کم اثرپذیری است. همان‌طور که در شکل (۴) دیده می‌شود با حضور ذرات آلومینا منطقه کم اثرپذیر افزایش می‌یابد (شاخه آندی). گزارش شده است ذرات آلومینا از یک سو به عنوان سد فیزیکی در برابر شروع و توسعه خوردگی عمل می‌کنند و از سوی دیگر باعث ریز شدن کریستال‌های زمینه و تغییر بافت کریستالی زمینه می‌شوند و لذا منطقه کم اثرپذیر را افزایش می‌دهند [۱۵-۱۳]. یکی از دلایل اصلی بهبود مقاومت به خوردگی پوشش‌های کامپوزیتی ۱۰ و ۲۰ گرم بر لیتر نسبت به پوشش آلیاژی، ساختار فشرده و هموار آنها و عدم وجود حفره‌های سطحی است (شکل ۱). عامل دیگر بهبود مقاومت به خوردگی پوشش‌های کامپوزیتی ۱۰ و ۲۰ گرم بر لیتر وجود درصد مناسبی از عنصر آلیاژی مولیبدن و ذرات آلومینا در پوشش‌ها است (جدول ۲). مولیبدن با تشکیل فیلم اکسیدی کم اثرپذیر از انحلال بعدی پوشش جلوگیری می‌کند و



شکل ۵- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح مقطع پوشش نیکل- مولیبدن- آلومینا ۳۰ گرم بر لیتر

پوشش کاهش یافت.

۲- افزایش درصد ذرات آلومینا و عنصر آلیاژی مولیبدن باعث افزایش فشردگی و بهبود کیفیت پوشش‌های کامپوزیتی شد.

۳- در فصل مشترک پوشش‌های تولیدی با زیرلایه حفره، تخلخل و ناپوستگی مشاهده نشد و چسبندگی بین پوشش و زیرلایه مناسب بود.

۴- حضور ذرات آلومینا و عنصر آلیاژی مولیبدن در پوشش، میکروسختی پوشش کامپوزیتی را به‌طور قابل ملاحظه‌ای افزایش داد.

۵- پوشش‌های نانوکامپوزیتی تولیدی با غلظت ذرات ۱۰ و ۲۰ گرم بر لیتر در حمام با دارا بودن پتانسیل مثبت‌تر و چگالی جریان خوردگی کمتر نسبت به پوشش‌های دیگر، مقاومت به خوردگی بهتری از خود نشان دادند.

۶- به‌طور کلی پوشش‌های کامپوزیتی تولید شده با غلظت ۲۰ گرم بر لیتر آلومینا (حمام) با دارا بودن درصد بالایی از عناصر آلیاژی مولیبدن و ذرات آلومینا، بیشینه سختی و بهترین رفتار خوردگی را داشتند.

مربوط به پوشش ۳۰ گرم بر لیتر است. کاهش کم‌اثرپذیری و مقاومت به خوردگی این پوشش را می‌توان به کاهش درصد وزنی مولیبدن و نیز ذرات آلومینا مربوط دانست. گزارش شده است که کاهش درصد مولیبدن در پوشش‌های نیکل- مولیبدن باعث کاهش مقاومت به خوردگی این پوشش‌ها می‌شود زیرا توانایی پوشش در تشکیل فیلم اکسیدی کم‌اثرپذیری کاهش می‌یابد [۲۱-۲۳]. علاوه بر این، مقاومت به خوردگی کم این پوشش را می‌توان به حضور حفره‌ها در سطح آن نسبت داد. با توجه به نتایج حاصل از میکروسکوپی الکترونی روبشی تهیه شده از سطح (شکل ۱-د) و سطح مقطع این پوشش (شکل ۵) مشاهده می‌شود که این پوشش دارای یک سری حفره و ترک است که احتمال رسیدن ماده خورنده به زیرلایه از طریق این حفره‌ها زیاد است لذا مقاومت به خوردگی کاهش پیدا می‌کند.

۴- نتیجه‌گیری

۱- با افزایش غلظت ذرات آلومینا در حمام آبکاری، میزان مشارکت این ذرات در پوشش افزایش یافت و پس از غلظت ذرات ۲۰ گرم بر لیتر، درصد مشارکت آنها در

واژه‌نامه

1. scanning electron microscope (SEM)
2. optical microscope (OM)

3. energy dispersive X-Ray spectroscopy (EDS)

1. Laszczyńska, A., Winiarski, J., Szczygieł, B., and Szczygieł, I., "Electrodeposition and Characterization of Ni-Mo-ZrO₂ Composite Coatings", *Applied Surface Science*, Vol. 369, pp. 224-231, 2016.
2. Ranjith, B., and Kalaigan, G. P., "Ni-Co-TiO₂ Nanocomposite Coating Prepared by Pulse and Pulse Reversal Methods using Acetate Bath", *Applied Surface Science*, Vol. 257, pp. 42-47, 2010.
3. Gül, H., Killıç, F., Aslan, S., Alp, A., and Akbulut, H., "Characteristics of Electro-co-deposited Ni-Al₂O₃ Nano-particle Reinforced Metal Matrix Composite (MMC) Coatings", *Wear*, Vol. 267, pp. 976-990, 2009.
4. Narasimman, P., Pushpavanam, M., and Periasamy, V., "Synthesis, Characterization and Comparison of Sediment Electro-codeposited Nickel-micro and Nano SiC Composites", *Applied Surface Science*, Vol. 258, pp. 590-598, 2011.
5. Surender, M., Basu, B., and Balasubramaniam, R., "Wear Characterization of Electrodeposited Ni-WC Composite Coatings", *Tribology International*, Vol. 37, pp. 743-749, 2004.
6. Halim, J., Abdel-Karim, R., El-Raghy, S., Nabil, M., and Waheed, A., "Electrodeposition and Characterization of Nanocrystalline Ni-Mo Catalysts for Hydrogen Production", *Journal of Nanomaterials*, Vol. 2012, p. 18, 2012.
7. Pradhan, A. K., and Das, S., "Pulse-reverse Electrodeposition of Cu-SiC Nanocomposite Coating: Effect of Concentration of SiC in the Electrolyte", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 590, pp. 294-302, 2014.
8. Gül, H., Kılıç, F., Uysal, M., Aslan, S., Alp, A., and Akbulut, H., "Effect of Particle Concentration on the Structure and Tribological Properties of Submicron Particle SiC Reinforced Ni Metal Matrix Composite (MMC) Coatings Produced by Electrodeposition", *Applied Surface Science*, Vol. 258, pp. 4260-4267, 2012.
9. Liu, Z., Zheng, M., Hilty, R. D., and West, A. C., "Effect of Morphology and Hydrogen Evolution on Porosity of Electroplated Cobalt Hard Gold", *Journal of the Electrochemical Society*, Vol. 157, pp. D411-D416, 2010.
10. Beltowska-Lehman, E., Indyka, P., Bigos, A., Szczerba, M. J., and Kot, M., "Ni-W/ZrO₂ Nanocomposites Obtained by Ultrasonic DC Electrodeposition", *Materials & Design*, Vol. 80, pp. 1-11, 2015.
11. Huang, P. C., Hou, K. H., Sheu, H. H., Ger, M. D., and Wang, G. L., "Wear Properties of Ni-Mo Coatings Produced by Pulse Electroforming", *Surface and Coatings Technology*, Vol. 258, pp. 639-645, 2014.
12. Garcia, I., Fransær, J., and Celis, J. P., "Electrodeposition and Sliding Wear Resistance of Nickel Composite Coatings Containing Micron and Submicron SiC Particles", *Surface and Coatings Technology*, Vol. 148, pp. 171-178, 2001.
13. Gyawali, G., Cho, S. H., and Lee, S. W., "Electrodeposition and Characterization of Ni-TiB₂ Composite Coatings", *Metals Materials International*, Vol. 19, pp. 113-118, 2013.
14. Lei, S., Chufeng, S., Ping, G., Feng, Z., and Weimin, L., "Mechanical Properties and Wear and Corrosion Resistance of Electrodeposited Ni-Co/SiC Nanocomposite Coating", *Applied Surface Science*, Vol. 252, pp. 3591-3599, 2006.
15. Ruiqian, L., Yuanyuan, H., and Jun, L., "Electro-codeposition of Ni-SiO₂ Nanocomposite Coatings from Deep Eutectic Solvent with Improved Corrosion Resistance", *Applied Surface Science*, Vol. 367, pp. 449-458, 2016.
16. Ahmad, Y. H., Tientong, J., Nar, M., D'Souza, N., Mohamed, A. M. A., and Golden, T. D., "Characterization and Corrosion Resistance of Electrodeposited Ni-Mo-silicate Platelet Nanocomposite Coatings", *Surface & Coatings Technology*, Vol. 259, pp. 517-525, 2014.
17. Bakhit, B., Akbari, A., Nasirpour, F., and Hosseini, M. G., "Corrosion Resistance of Ni-Co Alloy and Ni-Co/SiC Nanocomposite Coatings Electrodeposited by Sediment Codeposition Technique", *Applied Surface Science*, Vol. 307, pp. 351-359, 2014.
18. Bakhit, B., and Akbari, A., "Effect of Particle Size and Co-deposition Technique on Hardness and Corrosion Properties of Ni-Co/SiC Composite Coatings", *Surface and Coatings Technology*, Vol. 206, pp. 4964-4975, 2012.
19. Yao, Y., "Preparation, Mechanical Property and Wear Resistance of Ni-W/Al₂O₃ Composite Coatings", *Surface Engineering*, Vol. 24, pp. 226-229, 2013.
20. Feng, Q., Li, T., Teng, H., Zhang, X., Zhang, Y., and Liu, C., "Investigation on the Corrosion and Oxidation Resistance of Ni-Al₂O₃ Nano-composite Coatings Prepared by Sediment Co-deposition", *Surface and Coatings Technology*, Vol. 202, pp. 4137-4144, 2008.
21. Huang, P. C., Hou, K. H., Wang, G. L., Chen, M. L., and Wang, J. R., "Corrosion Resistance of the Ni-Mo Alloy Coatings Related to Coating's Electroplating Parameters", *International Journal of Electrochemical Science*, Vol. 10, pp. 4972-4984, 2015.
22. Ahmad, Y. H., Mohamed, A. M. A., Golden, T. D., and D'Souza, N., "Electrodeposition of Nanocrystalline Ni-Mo Alloys from Alkaline

Glycinate Solutions”, *International Journal of Electrochemical Science*, Vol. 9, pp. 6438-6450, 2014.

23. Halim, J., Abdel-Karim. R., El-Raghy, S., Nabil, M., and Waheed, A., “Electrodeposition and

Characterization of Nanocrystalline Ni-Mo Catalysts for Hydrogen Production”, *Journal of Nanomaterials* Vol. 18, pp. 1-9, 2012.