

بررسی خواص تریبولوژیکی و خوردگی نانوکامپوزیت CuNi-Al₂O₃ زینتر شده به کمک مایکروویو

محمد باغانی^۱، محمود علی اف خضرای^{۲*}، رضا پورصالحی^۳

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد، بخش مهندسی مواد، گروه خوردگی و حفاظت از مواد، دانشگاه تربیت مدرس (m.baghani@modares.ac.ir)

۲- استادیار، دانشکده فنی و مهندسی، بخش مهندسی مواد، گروه خوردگی و حفاظت از مواد، دانشگاه تربیت مدرس (khazraei@modares.ac.ir)

۳- استادیار، دانشکده فنی و مهندسی، بخش مهندسی مواد، گروه نانومواد، دانشگاه تربیت مدرس (poursalehi@modares.ac.ir)

Study of Corrosion and Tribological Properties of Microwave-Sintered NiCu-Al₂O₃ Nanocomposites

M. Baghani¹, M. Aliofkhazraei^{2*}, R. Poursalehi³

1- M.Sc. Student, Faculty of Engineering, Department of Materials Engineering, Corrosion and Protection of Materials Group, Tarbiat Modares University, E-Mail: m.baghani@modares.ac.ir

2- Assistant professor, Faculty of Engineering, Department of Materials Engineering, Corrosion and Protection of Materials Group, Tarbiat Modares University, E-Mail: khazraei@modares.ac.ir

3- Assistant professor, Faculty of Engineering, Department of Materials Engineering, Nanomaterials group, Tarbiat Modares University, E-Mail: poursalehi@modares.ac.ir

چکیده

در این تحقیق تاثیر افزودن نانوذرات آلومینا بر ریزساختار، خواص تریبولوژیکی و خوردگی نانوکامپوزیت مس نیکل-آلومینا بررسی شد. به منظور آلیاژسازی مکانیکی و تعیین اثر افزودن نانوذرات آلومینا، مخلوط پودر مس و نیکل به همراه ۵، ۱۰ و ۲۰ درصد حجمی آلومینا در اتمسفر آرگون و به مدت ۳۰ ساعت تحت فرآیند آسیابکاری مکانیکی قرار گرفت. برای بررسی تشکیل فازها، مخلوط پودر آسیاب شده تحت آنالیز پراش پرتو ایکس (XRD) قرار گرفت. نتایج نشان داد پس از ۳۰ ساعت آلیاژسازی مکانیکی، محلول جامد مس نیکل تشکیل شده است. پودر آلیاژسازی شده با استفاده از دستگاه پرس هیدرولیک سرد با فشار ۳۵۰ مگاپاسکال فشرده گردید و فرآیند زینتر قرص ها در کوره مایکروویو در دمای ۳۰۰ درجه سانتیگراد و در مدت زمان ۹۰ دقیقه انجام شد. مورفولوژی سطح مقطع نمونه های زینتر شده توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) بررسی شد. ریزساختار نمونه های زینتر شده متراکم و بدون ترک و منفذ بود. خواص تریبولوژیکی توسط آزمون سایش pin on disk بررسی شد که در نتیجه آن با افزایش مقدار نانوذرات آلومینا در نانوکامپوزیت، ضریب اصطکاک و نرخ کاهش جرم کاهش یافت. نتایج نشان داد افزودن نانوذرات آلومینا به زمینه محلول جامد مس نیکل باعث بهبود خواص سایشی می شود. رفتار خوردگی نمونه ها توسط منحنی پلاریزاسیون برگشتی در محلول ۱ مولار NaOH بررسی شد. نتایج نشان داد افزودن نانوذرات آلومینا تاثیر محسوسی بر روی خواص خوردگی آلیاژ محلول جامد ندارد.

واژه های کلیدی: نانوکامپوزیت، زینتر مایکروویو، خوردگی، سایش

Abstract

The work evaluates the effect of Al₂O₃ nanopowder addition on microstructure, tribological and corrosion properties of CuNi alloy. The elemental powders of Cu and Ni contains 0, 5 and 10 vol. % of Al₂O₃ nanopowder were mixed in a high-energy ball mill in Ar atmosphere for 30 h. Phase transformation of the alloyed powders obtained were characterized by X-ray diffraction (XRD). The results show that CuNi solid solution alloy was formed during mechanical alloying (MA) process through milling-induced interdiffusion of the elements. Mechanically alloyed powders compacted under cold pressure at 350 MPa. The green compacts were sintered in microwave furnaces (2.45 GHz) for 90 min at 300°C. The microstructural analysis of the cross section of the sintered samples was made using scanning electron microscopy (SEM). The sintered sample show fully dense microstructure without any radial cracks. Tribological properties of sintered nanocomposites were evaluated by ball-on-disk wear test. Increasing the Al₂O₃ content in the nanocomposite decreased the wear rate and coefficient of friction. These results showed that the addition of Al₂O₃ nanopowder in the CuNi matrix caused improves its wear behavior. The corrosion performances of nanocomposites were evaluated by potentiodynamic polarization in 1 M NaOH solution. Corrosion experiments show that addition of Al₂O₃ nanopowder is not effective on the corrosion behavior.

Keywords: Microwave sintering, nanocomposite, wear, corrosion.

مقدمه

مقدار زیادی فاز تقویت کننده در داخل هر ذره فلزی در حالت جامد و تشکیل ذرات کامپوزیتی می‌شود [۱۰]. Seung و همکارانش [۱۱] تولید نانوکامپوزیت مس آلومینا به روش مکانوشیمیایی از طریق آسیاکاری مکانیکی پودرهای Cu ، CuO_2 و Al گزارش کردند. نانوکامپوزیت‌های مس آلومینا با درصدهای مختلف آلومینا با موفقیت تولید شد. پودر آسیاکاری شده توسط پرس گرم در دمای ۸۰۰ درجه سانتی‌گراد متراکم شد. با افزایش درصد آلومینا، سختی نمونه‌های پرس گرم، از ۷۰ به ۱۰۳ راکول افزایش یافت. Durivault و همکارانش [۱۲] آلیاژسازی مس نیکل توسط آسیاکاری مکانیکی را گزارش کردند. تحت شرایط بهینه آلیاژ مس نیکل با بازده ۹۵ درصد و مقدار ناخالصی آهن بسیار کم تهیه شد. از آنجایی که فعالیت الکتروکاتالیتی مس نسبت به نیکل بیشتر است، با افزایش مقدار مس در ترکیب آلیاژ، نرخ تجزیه نیترات در محلول قلیایی افزایش می‌یابد. Pabi و همکارانش [۱۳] تولید آلیاژ محلول جامد مس نیکل را گزارش کردند. در طول فرآیند آسیا مکانیکی فاز بین فلزی/محلول جامد توسط مکانیزم مخلوط سازی نفوذ پیوسته انجام شد. پس از ۲۰ ساعت آسیاکاری، ذرات بلورین با اندازه درشت ۳۰ نانومتر تولید می‌شود که دلیل آن خاصیت چکش خواری محلول جامد fcc است.

خواص فیزیکی و مکانیکی نانوکامپوزیت به درصد حجمی و اندازه‌ی نانوذرات فاز تقویت‌کننده، یکنواختی توزیع این نانوذرات در شبکه فلزی و پیوند میان نانوذرات تقویت کننده و زمینه فلزی بستگی دارد [۱۴]. وجود نانوذرات تقویت‌کننده در نانوکامپوزیت‌ها ممکن است از طریق کوپل گالوانیک، خوردگی موضعی و یا خوردگی انتخابی بر روی رفتار خوردگی تاثیر بگذارد [۱۵]. در این تحقیق تاثیر افزودن نانوذرات آلومینا بر ریزساختار، خواص تریبولوژیکی و خوردگی نانوکامپوزیت مس نیکل-آلومینا مورد بررسی قرار گرفت. مخلوط‌سازی پودرهای مس و نیکل به همراه نانوپودر آلومینا به عنوان مواد اولیه در آسیا گلوله ای ماهواره‌ای انجام شد و سپس توسط دستگاه پرس هیدرولیک قرص‌هایی تهیه و در کوره مایکروویو زینتر شدند. آزمون‌های ریزسختی و سایش pin on disk به منظور بررسی تاثیر افزودن نانوذرات آلومینا بر روی خواص مکانیکی و خواص تریبولوژیکی انجام شد. همچنین منحنی پلاریزاسیون برای بررسی اثر افزودن نانوذرات

مس به دلیل هدایت حرارتی و الکتریکی عالی، مقاومت خستگی و مقاومت خوردگی خوب کاربرد گسترده‌ای در وسایل الکتریکی و حرارتی دارد. اگرچه مس دارای استحکام مکانیکی ضعیف و ضریب انبساط حرارتی بالایی است [۱]. با افزودن عناصر آلیاژی حل شونده مانند مولیبدن، تیتانیم و نیکل و تولید محلول جامد، می‌توان استحکام را افزایش داد. با انتخاب عناصر آلیاژی با انحلال ناچیز در مس در حالت تعادلی، بدون تغییر در رسانایی الکتریکی، استحکام افزایش می‌یابد [۲]. آلیاژ محلول جامد مس نیکل از طریق فرآیند جانشینی تشکیل می‌شود و هر دو فلز دارای ساختار شبکه fcc هستند. این آلیاژها به دلیل خواص مکانیکی و شیمیایی مطلوب کاربرد فراوانی در صنعت و تکنولوژی دارند. این آلیاژها در محیط‌های اسیدی، بازی، اکسیدی و احیایی دارای مقاومت به خوردگی بالایی هستند. چنانچه در محیطی قرار بگیرد که عامل احیا کننده در آن اکسیژن باشد مانند آب دریا، در فصل مشترک سطح آلیاژ و محیط خورنده لایه اکسیدی تشکیل می‌شود که بسیار چسبنده بود و به شکست موضعی و خوردگی حفره‌ای در محیط کلریدی حساس نیست، همچنین لایه اکسید سطحی با کاهش واکنش انحلال آندی از سطح قطعه در برابر خوردگی حفاظت می‌کند [۳].

آلیاژهای مس نیکل به روش‌های مختلفی تولید می‌شوند از قبیل آسیاکاری مکانیکی [۴]، فرآیند ترمو-شیمیایی [۳]، روش‌های الکتروشیمیایی [۵] و [۶] و احیا در فاز مایع [۷] و [۸]. افزودن ذرات سخت آلومینا به آلیاژهای پایه مس به عنوان فاز تقویت کننده باعث تولید نانوکامپوزیت‌هایی با ویژگی‌های هدایت الکتریکی و حرارتی بالا، مقاومت سایشی مناسب، پایداری در برابر گرما و رفتار خستگی بهتر نسبت به مس تقویت نشده می‌شود. کامپوزیت‌های پایه مس تقویت شده با ذرات آلومینا چقرمگی شکست بالایی دارند که این چقرمگی شکست با کوچکتر شدن اندازه ذرات آلومینا در ساختار مس افزایش می‌یابد. گزارش شده است که این خواص به دلیل قفل شدن مرزخانه‌های زمینه مسی با ذرات آلومیناست. برخلاف روش‌های مذاب، روش آلیاژسازی مکانیکی، روش مطلوبی برای پخش یکنواخت ذرات در زمینه فلزی است [۹]. شکست و جوش ذرات طی فرآیند آلیاژسازی مکانیکی باعث آمیخته شدن

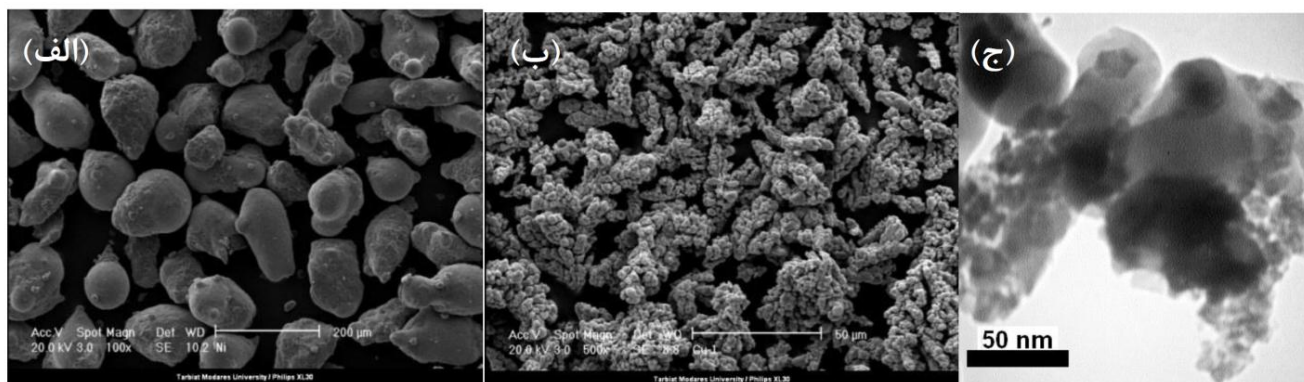
متر پرس و قرص هایی با ضخامت ۳ میلی متر تهیه شد. قرص ها در کوره میکروویو 2.45 GHz با اعمال توان ۶۰۰ وات، در دمای ۳۰۰ درجه سانتی گراد و به مدت زمان ۹۰ دقیقه زینتر شدند. دمای قطعات توسط آذرسنج فرورسرخ مدل Smart Sensor AR882A دارای بازه دمایی ۱۵۰-۱۶۵۰ درجه سانتی گراد اندازه گیری شد. ریزساختار سطح مقطع نمونه های زینتر شده توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) Philips XL30 بررسی شد. چگالی نسبی نمونه ها براساس قانون ارشمیدس (ASTM B962-08) و در دمای ۲۵ درجه سانتی گراد تعیین شد. ریزسختی نمونه ها توسط آزمون ریزسختی سنجی با استفاده از فرورونده ویکرز در بار ۱۰۰ گرمی و زمان توقف ۵ ثانیه اندازه گیری شد. جهت بررسی خواص تریبولوژیکی نمونه ها از دستگاه سایش پین روی دیسک (ASTM G99 standard) در دمای اتاق و در حالت خشک استفاده شد. در این آزمون از پین ساینده از جنس آلومینا با قطر ۵ میلی متر استفاده گردید. طول مسیر سایش ۱۴۰ متر، شعاع مسیر سایش ۵ میلی متر، بار قائم ۲ نیوتن و سرعت سایش ۱۰۰ دور بر دقیقه بود. رفتار خوردگی نمونه ها توسط منحنی پلاریزاسیون برگشتی در سل سه الکترودی حاوی محلول ۱ مولار NaOH با استفاده از پتانسیواستات EG&G Instruments Inc, بررسی شد. برای این منظور ابتدا پتانسیل مدار باز نمونه ها اندازه گیری شد و سپس منحنی پلاریزاسیون برگشتی در محدوده ۲۰۰- میلی ولت تا + ۲۰۰۰ میلی ولت نسبت به پتانسیل مدار باز با نرخ ۲ میلی ولت بر ثانیه بررسی شدند.

آلومینا بر روی خواص خوردگی نمونه های زینتر شده در محلول ۱ مولار NaOH استفاده شد.

مواد و روش تحقیق

پودرهای مس خالص (۲۰ میکرومتر) و نیکل خالص (۴۵ میکرومتر) و نانوپودر آلومینا (۵۰ نانومتر)، به عنوان مواد اولیه برای آلیاژسازی و تهیه نانوکامپوزیت استفاده شد. مخلوط پودری با ترکیب $Cu-30Ni$ ، $Cu-30Ni-5Al_2O_3$ و $10Al_2O_3$ تحت فرآیند آلیاژسازی مکانیکی قرار گرفتند. فرآیند آلیاژسازی مکانیکی در دستگاه آسیا گلوله ای ماهواره ای به مدت ۳۰ ساعت در دمای اتاق انجام شد. به منظور جلوگیری از اکسیداسیون و آلودگی اتمسفری مخلوط پودر در حین آلیاژسازی مکانیکی از گاز آرگون با خلوص بالا استفاده شد. نسبت گلوله به پودر ۱۰:۱ و سرعت خرچش محفظه ۳۰۰ دور بر دقیقه بود. پودر آلیاژسازی مکانیکی شده توسط آزمون تفرق اشعه ایکس (XRD) توسط دستگاه X'Pert MPD Philips با پرتو $Cu\alpha$ با طول موج ۱/۵۴۰۵۶ آنگستروم مشخصه یابی شد. مورفولوژی پودرها توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) Philips XL30 (شکل ۱ الف و ب) و مورفولوژی نانوپودر آلومینا توسط میکروسکوپ الکترونی عبوری (TEM) Zeiss EM10C بررسی شد (شکل ۱ ج).

پودر آلیاژسازی مکانیکی شده با استفاده از دستگاه پرس هیدرولیک سرد با فشار ۳۵۰ مگاپاسکال و قالبی به قطر ۲۵ میلی



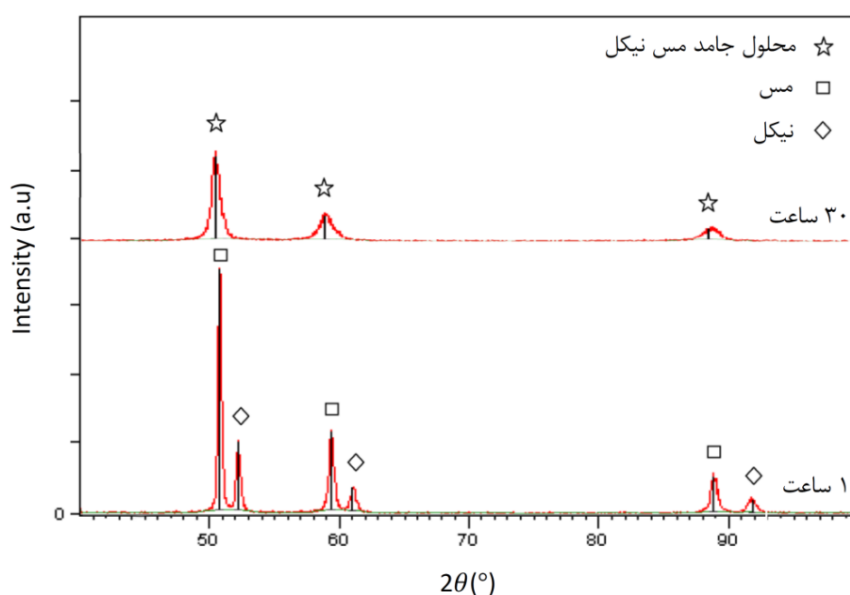
شکل ۱: تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی ذرات پودر نیکل (الف) و مس (ب) قبل از آسیاکاری مکانیکی و تصویر میکروسکوپ الکترونی عبوری نانوذرات آلومینا (ج)

نتایج و بحث

می‌دهد که باعث تشکیل محلول‌های جامد، ترکیبات بین‌فلزی و حتی فازهای آمورف می‌گردد که این مسئله باعث کاهش شدت پیک‌ها می‌شود. افزون بر این، در این مرحله، فاصله بین لایه‌ها به قدری کاهش می‌یابد که منجر به کاهش شدت پیک‌ها در الگوی پراش اشعه می‌شود [۱۸]. در این مرحله با کاهش اندازه ذرات و فاصله بین لایه‌های ذرات، نفوذ آنها در فصل مشترک لایه‌های ایجاد شده منجر به تشکیل آلیاژ می‌شود [۱۹]. عدم وجود پیک مربوط به اکسید مس و اکسید نیکل، نشان دهنده عدم اکسیداسیون مخلوط پودر و موثر بودن اتمسفر محافظ در مرحله آلیاژسازی مکانیکی است.

تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی ذرات پودر پس از آسیاکاری در شکل ۳ نشان داده شده است. تفاوت در مورفولوژی و اندازه دانه پودرها قبل و بعد از آسیاکاری به وضوح مشاهده می‌شود. پس از ۳۰ ساعت آلیاژسازی مکانیکی، شکل ذرات ورقه‌ای است و توزیعی از ذرات کوچک در حدود ۳۰ میکرومتر می‌باشد [۲۰]. کاهش اندازه ذرات پودر به دلیل نفوذ ذرات سخت نیکل به درون ذرات نرم مس در طول فرآیند آسیاکاری است. رسیدن به حالت تعادل بین جوش سرد و شکستن ذرات پودر باعث جلوگیری از فرآیند آگلومره شدن شده است [۲۱].

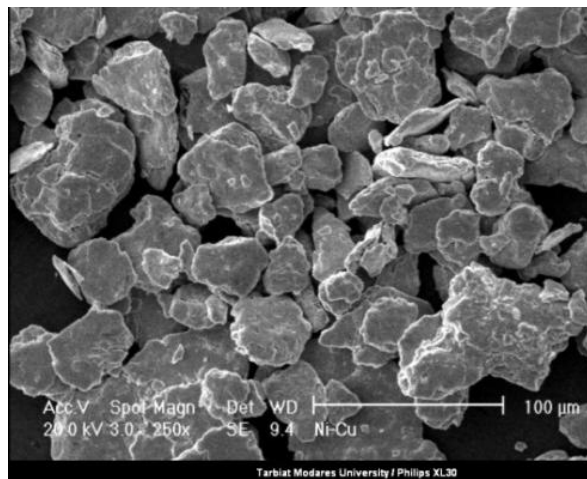
به منظور تعیین تشکیل محلول جامد مس نیکل، روند تغییرات فازی پودرها در طول آسیاکاری بررسی شد. شکل ۲ الگوی پراش پرتو ایکس مخلوط پودر مس ۷۰- نیکل ۳۰ را پس از آسیاکاری مکانیکی نشان می‌دهد. ملاحظه می‌گردد که پس از ۳۰ ساعت آسیاب کاری، پیک‌های مربوط به نیکل و مس حذف شده و پیک‌های جدیدی در زوایای 50.84° ، 58.9° و 88.4° درجه ظاهر می‌شود که منطبق با پیک‌های اصلی فاز $Cu_{0.81}Ni_{0.19}$ می‌باشد. حین فرآیند آسیاکاری مکانیکی اتم‌های نیکل به تدریج وارد ساختار مس شده و در نتیجه پیک‌های نیکل حذف شده و پارامتر شبکه مس افزایش می‌یابد که منجر به جایجایی پیک‌های مس به 2θ کمتر یعنی به سمت چپ می‌شود. با مقایسه پیک صفحه (۱۱۱) مس در ۱ و ۳۰ ساعت آسیاکاری مشخص است که 2θ از 50.727° درجه به 50.84° درجه انتقال یافته است که تاییدی بر نفوذ نیکل به درون ساختار مس است. بنابراین پس از ۳۰ ساعت آسیاکاری مکانیکی محلول جامد مس(نیکل) تشکیل شده است [۱۶]. پهن شدگی پیک‌ها ناشی از کاهش اندازه دانه و افزایش کرنش شبکه می‌باشد [۱۷]. در مواد کریستالی، پهنای پیک پراش پرتو ایکس با کاهش ضخامت صفحات کریستالی افزایش می‌یابد. در فرآیند آسیاکاری مکانیکی، آلیاژ سازی در ابعاد اتمی رخ



شکل ۲: الگوی پراش اشعه ایکس مخلوط پودر مس ۷۰- نیکل ۳۰ پس از ۱ و ۳۰ ساعت آسیاکاری

معمولی [۲۳] و زینتر پلاسمای جرقه‌ای [۲۴] است. همان‌گونه که انتظار می‌رفت در تصاویر سطح مقطع، ورقه‌ای شدن ذرات پودر در مرحله آلیاژسازی مکانیکی کاملاً مشهود است.

طی فرآیند سینتر در حالت جامد، نفوذ اتم‌ها و اتصال آنها به دیگر اجزای نفوذی از ذرات دیگر رخ می‌دهد که موجب ایجاد گلوئی بین ذرات شده و در این حالت خلل و فرج بین ذرات رو به کاهش یافتن است. هرچند فرآیند نفوذ اجزا و اتصال ذرات به یکدیگر بیشتر رخ دهد نمونه سینتر شده چگال‌تر می‌شود [۱۱]. چگالی نسبی نمونه‌های سینتر شده در جدول ۱ آورده شده است. بیشترین چگالی نسبی ۹۲٪ مربوط به نمونه نانوکامپوزیت دارای ۱۰ درصد حجمی نانوذرات آلومینا می‌باشد. با مقایسه چگالی نسبی نمونه‌ها مشخص می‌شود نانوکامپوزیت مس-نیکل (۵ درصد آلومینا) دارای ۲ درصد چگالی نسبی بیشتر نسبت به آلیاژ مس-نیکل (۱۰ درصد آلومینا) است و چگالی نسبی نانوکامپوزیت مس-نیکل (۵ درصد آلومینا) ۵ درصد بیشتر از چگالی نسبی آلیاژ مس-نیکل است. بنابراین افزودن نانوذرات آلومینا به زمینه مس-نیکل موجب افزایش چگالی نسبی می‌شود.

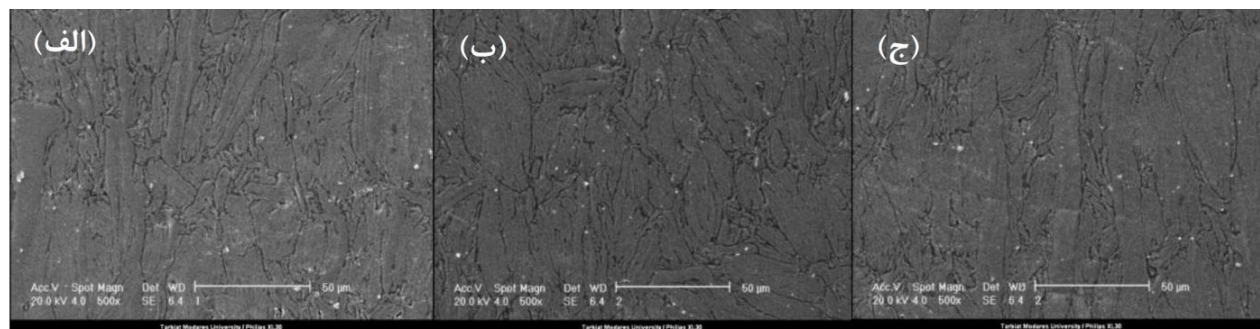


شکل ۳: مورفولوژی مخلوط پودر مس نیکل پس از ۳۰ ساعت آسیابکاری

شکل ۴ ریزساختار سطح مقطع نمونه های زینتر شده را پس از اچ کردن نشان می‌دهد. نخستین نکته که باید به آن اشاره کرد این است که وجود نانوذرات آلومینا تغییرات ساختاری ایجاد نمی‌کند و زیرساختار و اندازه دانه بندی هر سه نمونه یکنواخت و شبیه هم است. حرارت دهی مواد توسط مایکروویو بستگی به خواص دی الکتریک آن ماده دارد. مس در محدوده وسیعی از دما و فرکانس دارای تلفات دی الکتریک بالایی است که منجر می‌شود جذب انرژی مایکروویو خوبی داشته باشد. مکانیزم زینتر پودر متراکم فلزات به کمک مایکروویو نفوذ مرزدانه‌ای است [۲۲]. در ریزساختار سطح مقطع، هیچگونه ترک و تخلخلی مشاهده نمی‌شود که حاکی از موثر بودن فرآیند زینتر توسط مایکروویو می‌باشد. نتایج مشابه نمونه‌های زینتر شده به کمک حرارت‌دهی

جدول ۱: اندازه‌گیری چگالی نسبی نمونه‌ها قبل و بعد از سینتر

نمونه	چگالی نسبی خام	چگالی نسبی بعد از سینتر
مس نیکل	۶۵	۸۷
مس نیکل ۵ درصد آلومینا	۶۸	۸۹
مس نیکل ۱۰ درصد آلومینا	۶۶	۹۲

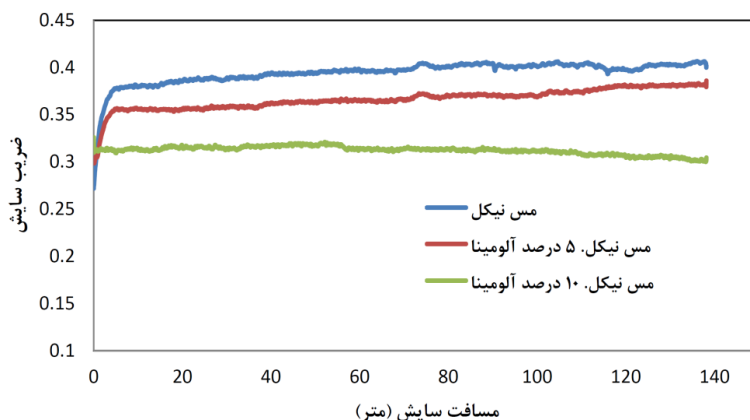


شکل ۴: ریزساختار سطح مقطع نانوکامپوزیت های زینتر شده مس نیکل (الف)، مس نیکل ۵ درصد آلومینا (ب) و مس نیکل ۱۰ درصد آلومینا (ج)

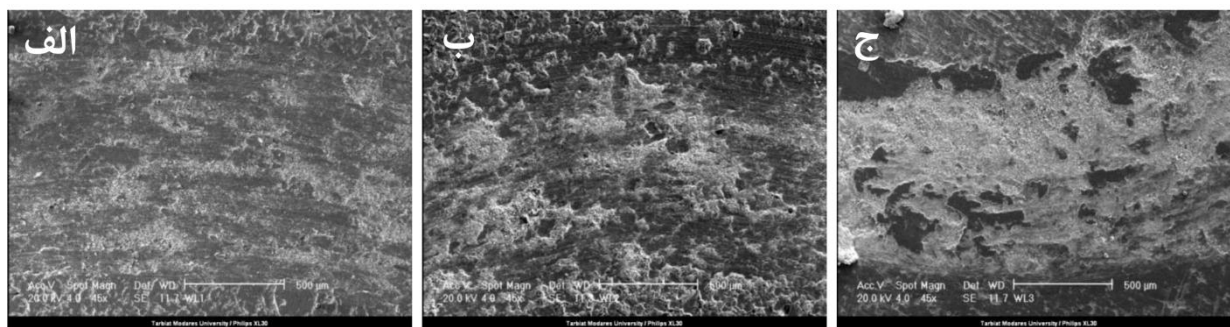
چسبان می‌باشد [۲۶]. به همین دلیل ضریب سایش این نمونه در نمودار شکل ۵ بیشتر از سایر نمونه‌ها است. تصویر ۶ ج که مربوط به مسیر سایش نمونه مس نیکل دارای ۱۰ درصد نانوذرات آلومینا می‌باشد، به دلیل کنده‌شدگی‌های سطح نمونه مکانیزم سایش خراشان است [۲۷]. سایش خراشان هنگامی رخ می‌دهد که برآمدگی‌های یک سطح سخت و یا ذرات سخت موجود در بین دو سطح بر روی سطح نرم‌تر لغزیده و موجب آسیب آن می‌گردد. ضریب سایش در سایش با مکانیزم خراشان کمتر از سایش چسبان است که در نمودار شکل ۵ هم مشاهده می‌شود که این نمونه دارای کم‌ترین ضریب سایش است. نمونه ۶ ب مخلوطی از سایش با مکانیزم چسبان و خراشان است و به همین دلیل ضریب سایش در این نمونه بیشتر از مس نیکل دارای ده درصد آلومینا و کمتر از مس نیکل فاقد آلومینا می‌باشد. بنابراین وجود نانوذرات آلومینا در زمینه فلزی (محلول جامد مس نیکل) می‌تواند منجر به تغییر مکانیزم سایش از حالت چسبان به خراشان شود.

رفتار سایشی نانوکامپوزیت‌ها از طریق رسم نمودار ضریب سایش و میزان کاهش وزن نمونه‌ها در حین فرآیند سایش و بررسی تصاویر میکروسکوپی سطوح سایش مطالعه گردید. شکل ۵ نمودار ضریب سایش برای نمونه‌های با درصد نانوذرات مختلف را نشان می‌دهد. همانگونه که مشاهده می‌شود با افزایش درصد نانوذرات آلومینا در نانوکامپوزیت، میزان ضریب سایش کاهش می‌یابد [۲۵]. برای نمونه آلیاژ مس نیکل فاقد نانوذرات آلومینا مقدار ضریب سایش ۰/۴ و برای نمونه‌ی آلیاژ مس نیکل حاوی ۵ درصد نانوذرات آلومینا ۰/۳۵ و برای آلیاژ مس نیکل حاوی ۱۰ درصد نانوذرات آلومینا ۰/۳ می‌باشد. برای تحلیل نمودار ضریب سایش لازم است تا تصاویر مربوط به سطح سایش و مکانیزم غالب بر فرآیند سایش بررسی شود.

شکل ۶ تصاویر میکروسکوپ الکترون عبوری سطوح سایش را نشان می‌دهد. در تصویر ۶ الف که مربوط به نمونه مس نیکل فاقد نانوذرات می‌باشد، شیارها و کانال‌های موازی با جهت سایش مشاهده می‌شود، بنابراین مکانیزم غالب بر این نمونه سایش

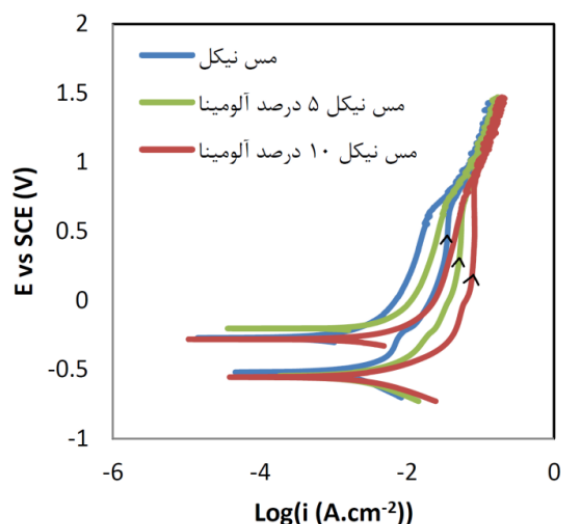


شکل ۵: نمودار مربوط به ضریب سایش برای نمونه‌های با درصد نانوذرات مختلف



شکل ۶: تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی سطح سایش آلیاژ مس نیکل (الف)، مس نیکل ۵ درصد آلومینا (ب) و مس نیکل ۱۰ درصد آلومینا (ج)

جامد مس نیکل در محلول NaOH دارای فیلم پسیو است. مقاومت آلیاژ مس نیکل در برابر خوردگی وابسته به ایجاد فیلم محافظ نازک CuO روی سطح است که به صورت مانع در برابر اکسیداسیون عمل می‌کند [۳۱]. در هر سه نمونه فیلم رویین تشکیل شده روی سطح پایدار است. از آنجایی که مقدار جریان در مسیر پلاریزاسیون رفت بیشتر از جریان پلاریزاسیون برگشتی است، آلیاژ مقاوم به خوردگی حفره‌ای می‌باشد. بنابراین می‌توان این‌گونه نتیجه گرفت که واکنش‌های شیمیایی و مکانیزم خوردگی در هر سه نمونه مشابه یکدیگر است.



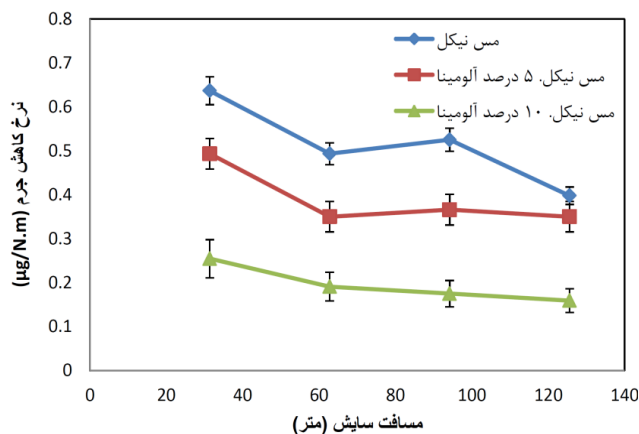
شکل ۸: منحنی پلاریزاسیون نانوکامپوزیت های نیکل مس

پارامترهای خوردگی مانند چگالی جریان، پتانسیل خوردگی، شیب آندی و کاتدی از داده‌های حاصل از پلاریزاسیون در محلول ۱ مولار NaOH در جدول ۲ نشان داده شده است.

جدول ۲: اندازه‌گیری پارامترهای خوردگی در محلول ۱ مولار NaOH

نمونه	E_{corr} (mV) vs SCE	i_{corr} ($\mu A.cm^{-2}$)	β_{ca} (mV)	β_{an} (mV)
مس نیکل	-۵۲۶	۳۹۵.۲	۲۲۲	۲۰.۸
مس نیکل ۵ درصد آلومینا	-۵۴۹	۷۲۳.۵	۲۱۹	۲۰.۵
مس نیکل ۱۰ درصد آلومینا	-۵۷۵	۹۸۹.۷	۲۱۶	۲۰.۲

نتایج حاصل از آزمون سایش پس از اندازه‌گیری کاهش جرم در هر مرحله، ثبت شد. شکل ۷ نمودار نقطه‌ای کاهش جرم در مسافت‌های لغزش مختلف برای نمونه‌های مختلف می‌باشد. با افزایش درصد نانوذرات آلومینا در نانوکامپوزیت، میزان کاهش جرم در آزمون سایش کاهش می‌یابد. به عبارتی حضور نانوذرات آلومینا باعث بهبود خواص سایشی نانوکامپوزیت می‌شوند [۲۸]. در این آزمون، با افزایش مسافت سایش نرخ کاهش جرم کاهش می‌یابد. بنابراین با افزایش مسافت سایش و نفوذ پین سایش به درون عمق نمونه، استحکام افزایش می‌یابد. دلیل این امر می‌تواند نوع حرارت‌دهی میکروویو می‌باشد. زیرا در حرارت‌دهی میکروویو، حرارت درون قطعه تولید می‌شود و به سطح قطعه انتقال می‌یابد در نتیجه همواره درون قطعه دارای دمای بیشتری نسبت به سطح قطعه است. وجود دمای بالاتر باعث فرآیند زینتر موثرتر می‌شود [۲۹ و ۳۰].



شکل ۷: نمودار کاهش جرم بر حسب مسافت سایش

در نهایت رفتار خوردگی نانوکامپوزیت‌ها با استفاده از روش پلاریزاسیون در محلول ۱ مولار NaOH مورد بررسی قرار گرفت و نمودار پلاریزاسیون آنها گزارش شد (شکل ۸). آلیاژ محلول

۶- آلیاژ محلول جامد مس نیکل در محلول NaOH دارای فیلم پسیو است و از آنجایی که مقدار جریان در مسیر پلاریزاسیون رفت بیشتر از جریان پلاریزاسیون برگشتی است، آلیاژ مقاوم به خوردگی حفره‌ای می‌باشد.

منابع و مراجع

- [1] Davis, Joseph R., ed. Copper and copper alloys. ASM international, 2001.
- [2] Suryanarayana, Challapalli. "Mechanical alloying and milling." *Progress in materials science* 46.1 (2001): 1-184.
- [3] Jaron, A., and Z. Zurek. "New porous Fe₆₄/Ni₃₆ and Ni₇₀/Cu₃₀ electrodes for hydrogen evolution—Production and properties." *Solid State Ionics* 181.21 (2010): 976-981.
- [4] L Durivault, O Brylev, D Reyter,. "Cu–Ni materials prepared by mechanical milling: their properties and electrocatalytic activity towards nitrate reduction in alkaline medium." *Journal of Alloys and Compounds* 432.1 (2007): 323-332.
- [5] SK Ghosh, AK Grover, GK Dey, MK Totlani. "Nanocrystalline Ni–Cu alloy plating by pulse electrolysis." *Surface and Coatings Technology* 126.1 (2000): 48-63.
- [6] Glibin, V. P., B. V. Kuznetsov, and T. N. Vorobyova. "Investigation of the thermodynamic properties of Cu–Ni alloys obtained by electrodeposition or by casting." *Journal of alloys and compounds* 386.1 (2005): 139-143.
- [7] Rao, G. Ranga, Braja Gopal Mishra, and H. R. Sahu. "Synthesis of CuO, Cu and CuNi alloy particles by solution combustion using carbonylhydrazide and N-tertiarybutoxy-carbonylpiperazine fuels." *Materials Letters* 58.27 (2004): 3523-3527.
- [8] J Chatterjee, M Bettge, Y Haik, CJ Chen. "Synthesis and characterization of polymer encapsulated Cu–Ni magnetic nanoparticles for hyperthermia applications." *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* 293.1 (2005): 303-309.
- [9] Ying, D. Y., and D. L. Zhang. "Processing of Cu–Al₂O₃ metal matrix nanocomposite materials by using high energy ball milling." *Materials Science and Engineering: A* 286.1 (2000): 152-156.
- [10] Gao, Guozhong. "Nanostructures and nanomaterials: synthesis, properties and applications." (2004): 433.
- [11] Hwang, Seung J., and Jin-hyung Lee. "Mechanochemical synthesis of Cu–Al₂O₃ nanocomposites." *Materials Science and Engineering: A* 405.1 (2005): 140-146.

با توجه به جدول ۲، مشخص است که وجود نانوذرات آلومینا در آلیاژ باعث کاهش اندکی در مقاومت به خوردگی می‌شود ولی این کاهش مقاومت به خوردگی ناچیز است. مرز بین فاز آلومینا و زمینه فلزی مکان ترجیحی در برابر خوردگی هستند بنابراین حساسیت نانوکامپوزیت در برابر خوردگی بیشتر است و مقاومت به خوردگی کاهش می‌یابد [۳۲]. در این شرایط مکانیزم خوردگی آلیاژ از نوع انتخابی است.

نتیجه‌گیری

پس از ۳۰ ساعت آسیاکاری مکانیکی، اتم‌های نیکل به تدریج وارد ساختار مس شده و محلول جامد مس (نیکل) تشکیل شده است.

- ۱- عدم وجود پیک مربوط به اکسید مس و اکسید نیکل، نشان‌دهنده عدم اکسیداسیون مخلوط پودر و موثر بودن اتمسفر محافظ در مرحله آلیاژسازی مکانیکی است. پس آلیاژسازی مکانیکی، شکل ذرات ورقه‌ای است و توزیعی از ذرات کوچک در حدود ۳۰ میکرومتر می‌باشد.
- ۲- زیرساختار و اندازه دانه‌بندی هر سه نمونه یکنواخت و شبیه هم است.
- ۳- در ریزساختار سطح مقطع، هیچ‌گونه ترک و تخلخل مشاهده نمی‌شود که حاکی از موثر بودن فرآیند زینتر توسط میکروویو می‌باشد.
- ۴- با مقایسه چگالی نسبی نمونه‌ها مشخص می‌شود نانوکامپوزیت مس-نیکل (۵ درصد آلومینا) دارای ۲ درصد چگالی نسبی بیشتر نسبت به آلیاژ مس-نیکل است و چگالی نسبی نانوکامپوزیت مس-نیکل (۱۰ درصد آلومینا) ۵ درصد بیشتر از چگالی نسبی آلیاژ مس-نیکل است.
- ۵- با افزایش درصد نانوذرات آلومینا در نانوکامپوزیت، میزان ضریب ساییش و نرخ کاهش جرم کاهش می‌یابد. با افزایش درصد نانوذرات آلومینا در زمینه فلزی (محلول جامد مس نیکل) مکانیزم ساییش از حالت چسبان به خراشان تغییر می‌کند. وجود نانوذرات آلومینا در آلیاژ، باعث کاهش اندکی در مقاومت به خوردگی می‌شود ولی این کاهش مقاومت به خوردگی ناچیز است.

- [26] D.Y. Ying, D. L. Zhang. "Processing of Cu- Al₂O₃ metal matrix nano composite material by high energy ball milling". Master. Sci. Eng. A, Vol 286 (2000): 152-156.
- [27] GAO Yuan, J Jie, P Zhang, J Zhang, T Wang. "Wear behavior of high strength and high conductivity Cu alloys under dry sliding." *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 25.7 (2015): 2293-2300.
- [28] Thiraviam, R., T. Sornakumar, and A. Senthil Kumar. "Development of copper: alumina metal matrix composite by powder metallurgy method." *International Journal of Materials and Product Technology* 31.2-4 (2008): 305-313.
- [29] A Mondal, A Shukla, A Upadhyaya. "Effect of porosity and particle size on microwave heating of copper." *Science of Sintering* 42.2 (2010): 169-182.
- [30] Agrawal, Dinesh. "Microwave sintering of ceramics, composites and metallic materials, and melting of glasses." *Transactions of the Indian ceramic society* 65.3 (2006): 129-144.
- [31] H Wu, Y Wang, Q Zhong, M Sheng, H Du, Z Li. "The semi-conductor property and corrosion resistance of and Cu-Ni passive film on electroplated Ni alloys." *Journal of Electroanalytical Chemistry* 663.2 (2011): 59-66.
- [32] G. Kear, B. D. Barker, K. R. Stokes and F. C. Walsh, "Electrochemical Corrosion Behavior of 90-10Cu-Ni Alloy in Chloride-Based Electrolytes", *Journal of Applied Electrochemistry*, 34 (2004): 659-669.
- [12] L Durivault, O Brylev, D Reyter,. "Cu-Ni materials prepared by mechanical milling: their properties and electrocatalytic activity towards nitrate reduction in alkaline medium." *Journal of Alloys and Compounds* 432.1 (2007): 323-332.
- [13] SK Pabi, J Joardar, I Manna, BS Murty. "Nanocrystalline phases in Cu-Ni, Cu-Zn and Ni-Al systems by mechanical alloying." *Nanostructured Materials* 9.1 (1997): 149-152.
- [14] M Besterci, O Velgosová, J Ivan, T Kvačkaj. "The mechanism of the failure of the dispersion-strengthened Cu-Al₂O₃ nanosystem." *Journal of materials science* 45.15 (2010): 4073-4077.
- [15] LH Hihara, RM. Latanision, Corrosion of metal matrix composites, *Int Mater Rev*, 39 (1994): 245-264
- [16] B.N. Mondal, A. Basumallick, P.P. Chattopadhyay, J. Magn. Magn. Mater. 309 (2007): 290-294.
- [17] Callity, B. D., Elements of X-ray diffraction, 2nd ed., Menlo park, 1978.
- [18] J.B. Fogagnolo, F. Velasco, M.H. Robert, and J.M. Torralba, "Effect of mechanical alloying on the morphology, microstructure and properties of aluminums matrix composite powders", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 342, pp 131-143, 2003.
- [19] C. Suryanarayana, "Mechanical Alloying and Milling", *Progress in Materials Science*, Vol. 46, 2001.
- [20] L Durivault, O Brylev, D Reyter,. "Cu-Ni materials prepared by mechanical milling: their properties and electrocatalytic activity towards nitrate reduction in alkaline medium." *Journal of Alloys and Compounds* 432.1 (2007): 323-332.
- [21] I Farahbakhsh, A Zakeri, P Manikandan. "Structural Evolution of the Cu-Ni Solid Solution Formed by Ball Mechanical Alloying Treatment (BMAT)." *Materials Science Forum*. Vol. 673. 2011.
- [22] Mishra, Radha Raman, S. Rajesha, and A. K. Sharma. "Microwave Sintering of Pure Metal Powders-A Review."
- [23] S Helle, M Tresse, B Davis, D Guay. "Mechanically Alloyed Cu-Ni-Fe-O Based Materials as Oxygen-Evolving Anodes for Aluminum Electrolysis." *Journal of The Electrochemical Society* 159.4 (2012): E62-E68.
- [24] G Goupil, G Bonnefont, H Idrissi, D Guay. "Consolidation of mechanically alloyed Cu-Ni-Fe material by spark plasma sintering and evaluation as inert anode for aluminum electrolysis." *Journal of Alloys and Compounds* 580 (2013): 256-261.
- [25] Raju, L. Suvarna, and A. Kumar. "A Novel Approach for Fabrication of Cu-Al₂O₃ Surface Composites by Friction Stir Processing." *Procedia Materials Science* 5 (2014): 434-443.