



بررسی رفتار تریبولوژی پوشش های نانو کامپوزیت Mg-Ni بر روی ورق های منیزیمی

سعید اخوان^۱، احسان شریفی^{۲*}، احمد تحویلین^۳، سید هادی عبداللهی^۴، فتح اله کریم زاده^۵

^{۳,۱} کارشناسی ارشد مهندسی مواد، شرکت هواپیماسازی ایران (هسا)

^۲ کارشناسی ارشد مهندسی مواد (محقق)

^۴ کارشناسی ارشد مهندسی مواد

^۵ اصفهان، دانشگاه صنعتی اصفهان، استاد دانشکده مهندسی مواد

* Email: Ehsan.cer88@yahoo.com

چکیده

در این مطالعه، نانو کامپوزیت سطحی بر پایه Mg-Ni طی فرایند اصطکاکی اغتشاشی، در پاس های مختلف از ۱ تا ۵ ایجاد شد. میکروساختار و میکروسختی لایه کامپوزیتی مورد مطالعه قرار گرفت. نتایج میکرو ساختار نشان داد با افزایش پاس های FSP اندازه دانه زمینه کاهش یافت و توزیع یکنواختی از ذرات تقویت کننده بدست آمد.

اندازه گیری سختی نشان داد که بیشترین مقدار سختی در نمونه کامپوزیتی پنج بار فرایند شده، بدست آمد. همچنین آنالیز فازی برای مشخص کردن واکنش درجا بین ذرات نیکل و زمینه انجام شد.

واژه های کلیدی: نانو کامپوزیت، فرایند اصطکاکی اغتشاشی، منیزیم، Mg-Ni

مقدمه

منیزیم سبک ترین آلیاژ مهندسی با چگالی $1/73$ گرم بر سانتی متر مکعب است [۱]. با جایگزین شدن منیزیم به جای آهن و فولاد کاهش وزن قابل ملاحظه‌ای در سازه‌ها ایجاد می‌شود. در کنار منیزیم آلیاژهایش، خواص ویژه نظیر استحکام به وزن بالا، قابلیت ریختگی و جوشکاری مناسبی دارند [۲]. علیرغم خواص مطلوبی که این فلز و آلیاژهایش دارند، چالش‌هایی نظیر انعطاف‌پذیری کم، مقاومت به سایش و خزش ضعیف کاربرد آنها را محدود

می‌کند. برای بهبود این چالش‌ها و استفاده از آلیاژهای منیزیم در صنعت، بهبود ریزساختار از طریق کاهش اندازه دانه، ایجاد ساختار هم‌محور و کامپوزیتی کردن آن پیشنهاد می‌شود [۳،۴]. از میان روش‌های متعددی که برای دستیابی به این منظور وجود دارد، فرایند اصطکاکی اغتشاشی، توجه بسیاری از مهندسين را به خود جلب نموده است. جذابیت عمده این روش فراوری کامپوزیت در حالت جامد است که به‌خصوص در آلیاژهای منیزیم، اهمیت فوق‌العاده‌ای دارد.

فرایند اصطکاکی اغتشاشی توسعه یافته جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی است. این فرایند در حالت جامد صورت می‌پذیرد و مشکلات مربوط به روش‌های ذوبی را ندارد. از قابلیت‌های این فرایند ایجاد ساختار ریزدانه و هم‌محور، تولید کامپوزیت و نانو کامپوزیت به طور هم‌زمان می‌باشد [۵].

بسیار روشن است که خواص مکانیکی کامپوزیت‌های زمینه فلزی به اندازه، شکل و توزیع ذرات تقویت کننده در زمینه وابسته است. کامپوزیت‌های زمینه فلزی به دو روش ساخته می‌شوند: الف) ذرات تقویت کننده به صورت مستقیم به زمینه اضافه شوند، یا به عبارت دیگر تقویت کننده قبل عملیات کامپوزیت‌سازی ایجاد شود، ب) ذرات تقویت کننده به صورت درجا حین فرایند کامپوزیت‌سازی ایجاد شود [۶]. مزیت حالت دوم نسبت به حالت اول، ایجاد کامپوزیتی با ذرات تقویت کننده نانومتری، اتصال قوی در فصل مشترک زمینه- ذره و ریزساختاری پایدار (از لحاظ ترمودینامیکی) می‌باشد [۶]. اخیراً، کامپوزیت‌های تقویت شده با ترکیبات بین فلزی نظیر $Al-Al_3Ni$ [۶]، $Al-Al_3Ti$ [۷] و $Al-Al_2Cu$ [۸] به صورت درجا طی FSP ایجاد شدند. Hassan و Gupta [۹]، در تحقیق خود گزارش کردند که با اضافه کردن نیکل به منیزیم، پایداری ابعادی، مدول الاستیک، استحکام تسلیم و استحکام کششی منیزیم خاص افزایش می‌یابد.

هدف از این تحقیق، ساخت نانو کامپوزیت درجا بر پایه $Mg-Ni$ و مشخصه‌یابی واکنش‌های درجا بین ذرات نیکل و زمینه طی پاس‌های مختلف FSP می‌باشد.

مواد و روش تحقیق

در این مطالعه، ورق‌های منیزیم AZ31-H24 با ابعاد $100 \times 50 \times 5$ (میلیمتر) استفاده شد. برای ایجاد لایه کامپوزیتی، ذرات نیکل به صورت فشرده در یک شیار سطحی قرار داده شدند. سطح رویی شیار با یک ابزار بدون پین بسته شد. در این پژوهش از یک ابزار سخت شده گرمکار با قطر شولدر و پین، ۲۱ و ۶ میلیمتر استفاده شد. همچنین طول پین ۴ میلیمتر در نظر گرفته شد. فرایند در یک سرعت چرخشی ۱۲۵۰ دور بر دقیقه و سرعت پیشروی ۴۰ میلیمتر بر دقیقه طی پاس‌های مختلف انجام شد. ریزساختار نمونه‌های فرایندشده بدون ذرات تقویت‌کننده توسط میکروسکوپ نوری و توزیع ذرات در زمینه توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد مطالعه قرار گرفت. آنالیز XRD و EDS برای تشخیص فازهای ایجاد شده طی واکنش درجا بین AZ31 و ذرات Ni انجام شد. سختی نمونه‌ها با دستگاه ریزسختی سنج ویکرز طی بار ۲۰۰ گرم برای ۱۵ ثانیه اندازه‌گیری شد.

نتایج و بحث

الگوی پراش پرتو ایکس (XRD) برای مشخص کردن فازهای ایجاد شده در ناحیه اغتشاش طی واکنش درجا بین زمینه و نیکل انجام شد. الگوی پراش پرتو X برای نمونه‌های کامپوزیتی ایجاد شده طی ۱ و ۵ پاس فرایند در شکل (۱) نشان داده شده است. طی یک پاس فرایند ترکیبات بین Mg_2Ni ، $Mg_{17}Al_{12}$ ، Al_3Ni_2 و $Mg_{50}Al_{48}Ni_2$ در زمینه تشکیل شدند. با افزایش تعداد پاس‌های فرایند از شدت پیک‌های مربوط به نیکل کاسته می‌شود، به طوری که Mg_2Ni و Al_3Ni_2 ایجاد شده طی پاس‌های قبل با نیکل باقی‌مانده در زمینه واکنش داده و ترکیبات بین فلزی $MgNi_2$ و $AlNi$ در زمینه ایجاد می‌شود.

الگوی XRD لایه کامپوزیتی ایجاد شده طی یک پاس فرایند در مقایسه با پنج پاس فرایند چندین تفاوت به صورت زیر را نشان داد:

الف) کاهش شدت پیک‌های نیکل با افزایش پاس‌های فرایند اصطکاکی اغتشاشی

ب) جایگزین شدن فاز بین فلزی $MgNi_2$ به جای Mg_2Ni طی پنج پاس فرایند

ج) تشکیل ترکیب بین فلزی $AlNi$ با افزایش در پاس‌های فرایند به جای ترکیب بین فلزی Al_3Ni_2

د) افزایش شدت پیک‌های $Mg_{17}Al_{12}$ - β با افزایش پاس‌های فرایند

شکل (۲)، تغییرات در شدت سه پیک اصلی نیکل طی پاس‌های مختلف (۱ و ۵ پاس) را نشان می‌دهد. نتایج نشان می‌دهد که با افزایش پاس‌های فرایند، واکنش درجا بین زمینه و نیکل افزایش یافته، بنابراین از شدت پیک‌های مربوط به نیکل کاسته خواهد شد.

در شکل (۳)، تاثیر تعداد پاس های فرایند بر ریزساختار ناحیه اغتشاش فلز پایه دیده می شود. همان طور که در این شکل دیده می شود، افزایش تعداد پاس های فرایند باعث کاهش اندازه دانه از ۱۱ میکرون در یک پاس به ۴,۵ میکرون در پنج پاس و افزایش درصد دانه های تبلور مجدد یافته می شود. دو دلیل اصلی برای تغییرات اندازه دانه در ناحیه اغتشاش وجود دارد [۱۰]:

الف) گرمای اصطکاکی که منجر به آنیل شدن ماده و افزایش اندازه دانه می شود.

ب) تبلور مجدد دینامیکی ماده به دلیل ایجاد اغتشاش طی چرخش ابزار، که منجر به کاهش اندازه دانه به دلیل ایجاد

مکان های جوانه زنی می شود. بسیار روشن است که این نتایج به دلیل نقش غالب مکانیزم دوم در تحولات ریزساختاری می باشد.

ریزساختار نمونه های کامپوزیتی ایجاد شده طی یک پاس فرایند در شکل (۴)، نشان داده شده است. طی یک پاس فرایند، توزیع غیریکنواختی از ذرات در زمینه ایجاد می شود. در این حالت ذرات نیکل به هم پیوسته و یک واحد خشن را تشکیل می دهند. به عبارت دیگر ذرات نیکل طی حرارت ناشی از اصطکاک به صورت موضعی جوش سرد خورده و به صورت یک ذره بزرگ و کشیده در ساختار ظاهر می شوند. این موضوع در پژوهش Ke و همکارانش [۱۱]، در ساخت کامپوزیت بر پایه Al-Ni طی فرایند اصطکاکی اغتشاشی نیز مشاهده شده است. همچنین در شکل (۴)، یک ناحیه خشن سفید که توسط یک لایه خاکستری احاطه شده، دیده می شود. آنالیز EDS در نمونه یک بار فرایند شده نشان داد که ناحیه سفید رنگ مربوط به ذرات نیکل و لایه خاکستری ترکیب بین فلزی Mg₂Ni می باشد. نتایج آنالیز EDS با نتایج XRD طی یک پاس فرایند مطابقت دارد. با افزایش تعداد پاس های فرایند، ذرات خشن نیکل ایجاد شده در پاس های قبلی خرد شده و با یک توزیع یکنواخت تر در زمینه توزیع می شوند، به طوری که در پنج پاس فرایند توزیع کاملاً یکنواختی از ذرات در زمینه مشاهده می شود، شکل (۵). در شکل (۵ج) حضور نانو ذرات در زمینه نشان داده شده است. آنالیز Line-EDS نشان می دهد که ترکیبات بین فلزی بر پایه Mg-Ni، Al-Ni و Mg-Al-Ni در زمینه ایجاد شده است، شکل (۶). نتایج XRD و ریزساختاری نشان می دهد، نیکل به صورت درجا با عناصر موجود در زمینه واکنش داده و کامپوزیتی تقویت شده با ترکیبات بین فلزی را در یک زمان بسیار کوتاه ایجاد می نماید. شکل گیری سریع ترکیبات بین فلزی در زمینه طی فرایند اصطکاکی اغتشاشی به فاکتورهای زیر نسبت داده می شود: اول، تغییر فرم پلاستیک شدید طی فرایند اصطکاکی اغتشاشی، فیلم اکسیدی بین ذرات نیکل و زمینه را شکسته، این امر باعث ایجاد تماس اولیه بین ذرات و زمینه و کاهش فاصله دیفوزیونی می شود. دوم،

چگالی زیاد نابجایی‌های تولیدشده طی تغییر شکل پلاستیک، نه تنها مکان‌های جوانه‌زنی ترکیبات بین‌فلزی را فراهم کرده، بلکه از رشد نطفه پس از اندازه بحرانی جلوگیری می‌کند [۱۲].

نمودار ریزسختی نمونه‌های فرایندشده با ذرات تقویت‌کننده، و بدون ذرات تقویت‌کننده طی پاس‌های مختلف و سرعت چرخشی ۱۲۵۰ دور بر دقیقه در شکل (۷)، نشان داده شده است. میزان سختی نمونه پنج پاس فرایندشده بدون ذرات تقویت‌کننده در مقایسه با نمونه خام اولیه افزایش یافته است. کاهش اندازه دانه و ایجاد ترکیب بین‌فلزی $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ باعث افزایش سختی نمونه فرایندشده بدون ذرات تقویت‌کننده شده است. از سوی دیگر، آنیل شدن ماده در ناحیه اغتشاش دانسیته نابجایی‌ها را کاهش می‌دهد [۱۰]. این دو فاکتور مخالف باعث اندک افزایشی در میزان سختی این نمونه شده است. همچنین نمونه‌های فرایند شده با ذرات نیکل در مقایسه با نمونه‌های بدون نیکل میزان سختی بالاتری را نشان دادند. توزیع ذرات تقویت‌کننده در زمینه، مانع حرکت نابجایی‌ها شده، لذا باعث بهبود سختی می‌شود [۹]. همچنین تفاوت ضریب انبساط حرارتی ذرات تقویت‌کننده و زمینه، دانسیته نابجایی‌ها را به دلیل ایجاد تنش‌های باقی‌مانده حین سرد شدن افزایش داده، در نتیجه سختی ناحیه کامپوزیتی را افزایش می‌دهد [۶].

شکل (۷) نشان می‌دهد، میانگین سختی لایه کامپوزیتی ایجاد شده طی یک و پنج پاس فرایند، حدود ۸۱ و ۱۰۵ ویکرز می‌باشد. توزیع یکنواخت ذرات تقویت‌کننده در زمینه یکی از مهم‌ترین پارامترها در افزایش سختی کامپوزیت‌ها می‌باشد [۶]. در صورتی که طی یک پاس فرایند، عدم توزیع یکنواخت تقویت‌کننده به دلیل ذرات خشن جوش سرد خورده نیکل مشاهده شد. با افزایش تعداد پاس‌های فرایند سختی لایه کامپوزیتی بهبود می‌یابد، به طوری که بیشینه سختی طی پنج پاس فرایند بدست آمد. افزایش واکنش درجا بین عناصر موجود در سیستم آلیاژی AZ31-Ni، کاهش میانگین اندازه دانه و توزیع یکنواخت ذرات تقویت‌کننده با افزایش پاس‌های فرایند، بهبود سختی لایه کامپوزیتی را در پی دارد.

نتیجه‌گیری

نانوکامپوزیت درجا تقویت‌شده با ترکیبات بین‌فلزی در سیستم آلیاژی AZ31-Ni طی فرایند اصطکاکی اغتشاشی بر سطح آلیاژ AZ31-H24 ایجاد شد و نتایج زیر به دست آمد:

(۱) طی یک پاس فرایند، ذرات نیکل با زمینه واکنش داده و ترکیبات بین‌فلزی Al_3Ni_2 ، $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ ، Mg_2Ni و $\text{Mg}_{50}\text{Al}_{48}\text{Ni}_2$ در زمینه تشکیل شدند.

۲) طی یک پاس فرایند، ذرات نیکل باقی مانده به صورت غیریکنواخت در زمینه توزیع شد. با افزایش پاس های فرایند توزیع ذرات در زمینه بهبود می یابد به طوری که طی پنج پاس فرایند توزیع کاملاً یکنواختی از نانو ذرات در زمینه مشاهده شد.

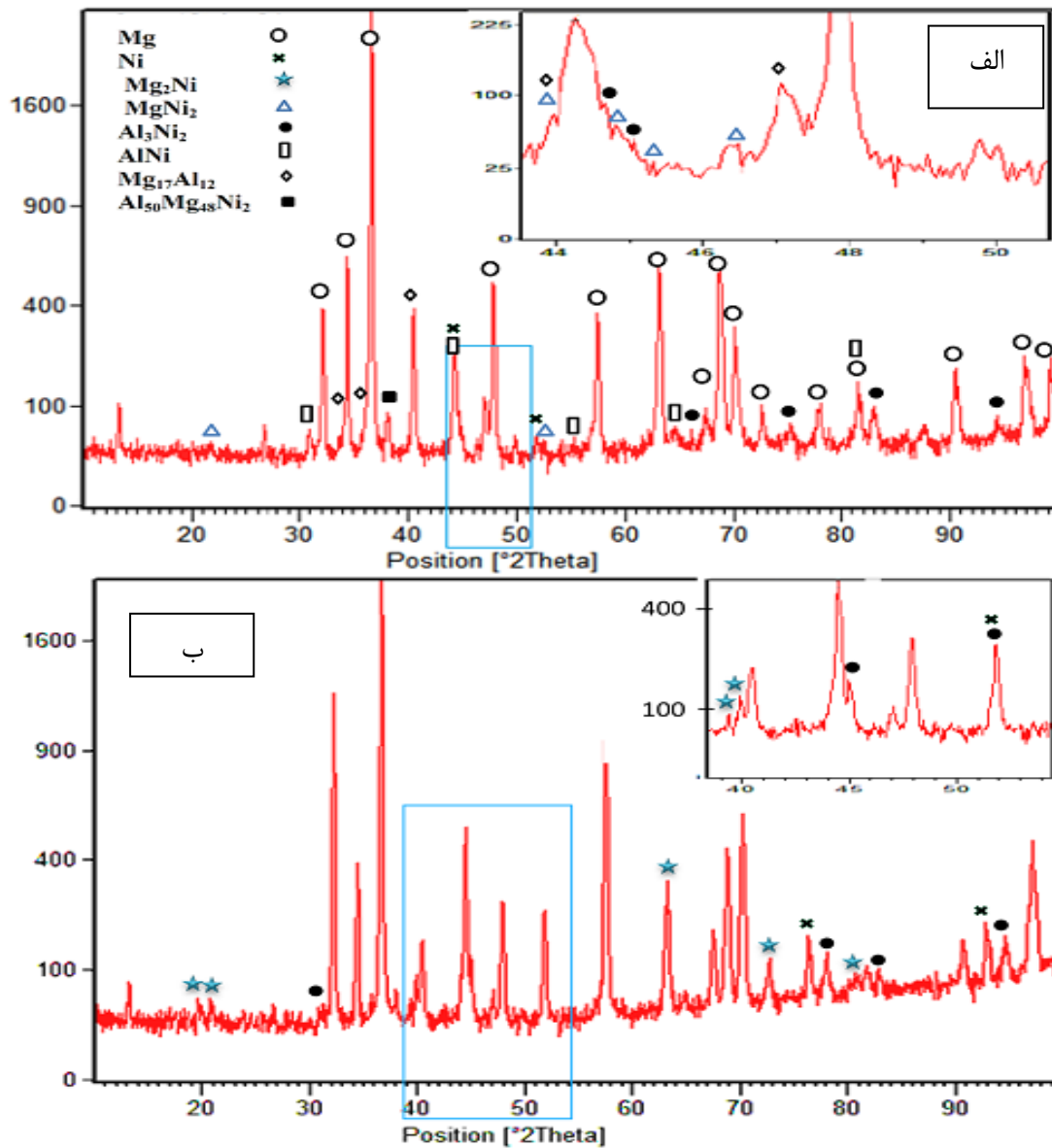
۳) با افزایش تعداد پاس های فرایند، از شدت پیک های مربوط به نیکل کاسته شده، به طوری که طی پنج پاس فرایند Mg_2Ni و Al_3Ni_2 ایجاد شده طی پاس های قبل با نیکل باقی مانده در زمینه واکنش داده و ترکیبات بین فلزی $AlNi$ و $MgNi_2$ در زمینه ایجاد می شود.

۴) به دلیل تشکیل ترکیبات بین فلزی و توزیع یکنواخت آن ها در زمینه، سختی نمونه های کامپوزیتی به طور قابل ملاحظه طی پنج پاس فرایند، افزایش یافته است.

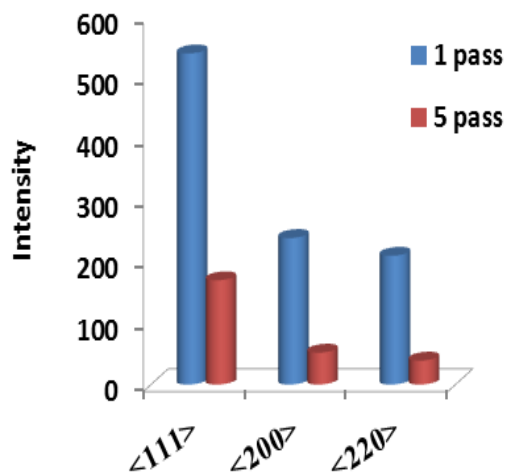
مراجع

1. C.Jun, Z.Ming, L. Dong, M. Ying and H.Yuan, "Friction stir processing of thixoformed AZ91D magnesium alloy and fabrication of Al-rich surface" , Journal of Trans NonferrousMet , China 20, 2010, 34-42.
2. C. Lee and P. Hsieh, "Mg based nano-composites fabricated by friction stir processing", Journal of scripta Materialia , 54, 2006, 1415.
3. J. Q. Su, T. W. Nelson, T. R. McNelleya and R.S. Mishrac , " Development of nanocrystalline structure in Cu during friction stir processing (FSP)" , Journal of Materials Science and Engineering, 528, 2011, 5458–5464.
4. G. Faraji and P. Asadi , " Characterization of AZ91/alumina nanocomposite produced by FSP", Journal of Materials Science and Engineering , 528, 2011, 2431–2440.
5. R.S.Mishra and Z.Y.Ma , "Friction stire welding and processing", Journal of Material Science And Engineering , 50, 2005, 1-78.
6. J. Qian, J. Li, J. Xiong, F. Zhang and X. Lin, " In situ synthesizing Al_3Ni for fabrication of intermetallic-reinforced aluminum alloy composites by friction stir processing" , Journal of Materials Science and Engineering A, 550, 2012, 279– 285.
7. Q. Zhang, B.L. Xiao , D. Wang and Z.Y. Ma, " Formation mechanism of in situ Al_3Ti in Al matrix during hot pressing and subsequent friction stir processing" , Journal of Materials Chemistry and Physics, 130, 2011, 1109– 1117.
8. C.J. Hsu, P.W. Kao and N.J. Ho , " ltrafine- grained Al–Al $2Cu$ composite produced in situ by friction stir processing" , Gournal of Scripta Materialia, 53, 2005, 341–345.

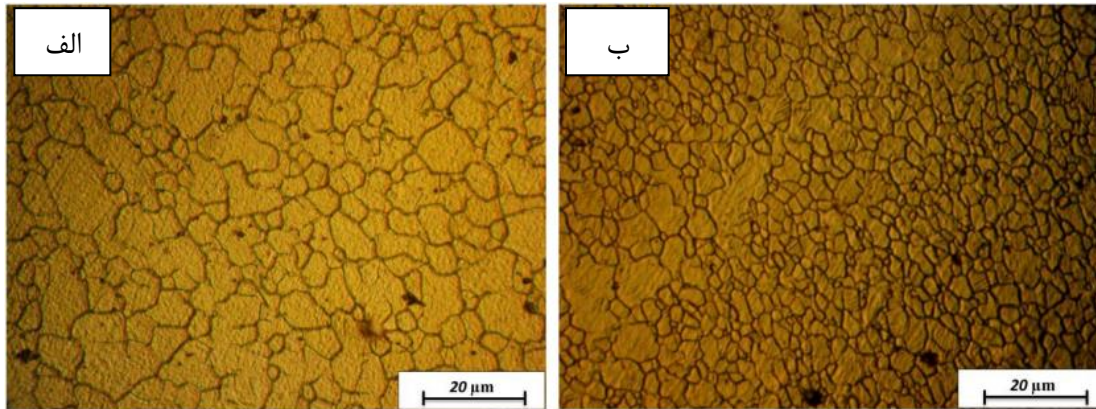
9. S.F. Hassan and M. Gupta, " Development of a novel magnesium / nickel composite with improved mechanical properties" , Journal of Alloys and Compounds, 335, 2002, 10–15.
10. M. Zohoor, M.K. Besharati and P. Salami," Effect of processing parameters on fabrication of Al-Mg/Cu composites via friction stir processing", Journal of Materials and Desing , 30, 2012, 358-365.
11. L. Ke, C. Huang, L. Xing and K. Huang, "Al-Ni intermetallic compound in situ by friction stir processing" , Journal of Alloys and compounds, 503, 2010, 494-499.
12. I.S. Lee, P.W. Kao and N.J. Ho, "Microstructure and mechanical properties of Al-Fe in situ nanocomposite produced by friction stir processing", Journal of Intermetallics, 16, 20 08, 1104–1108.



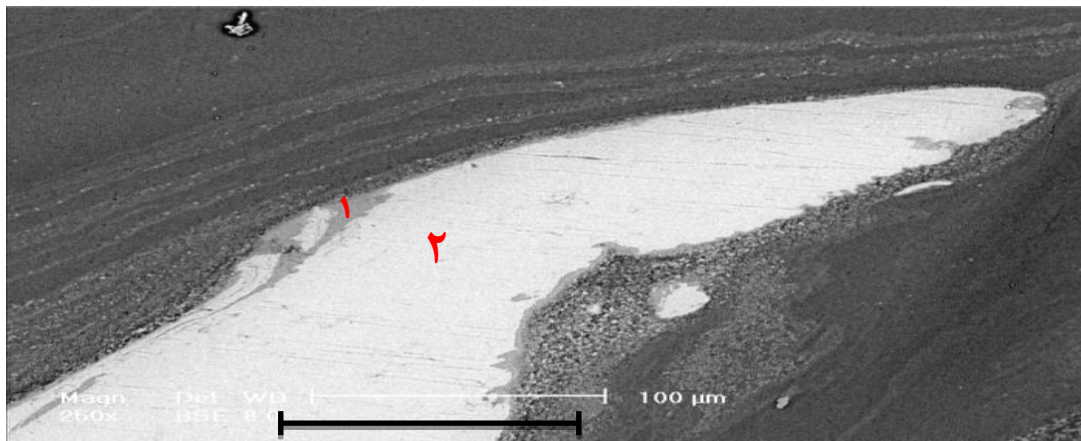
شکل ۱، نمودار XRD نمونه کامپوزیتی، (الف) پنج پاس، (ب) یک پاس



شکل ۲، تغییرات در شدت سه پیک اصلی نیکل طی پاس های مختلف

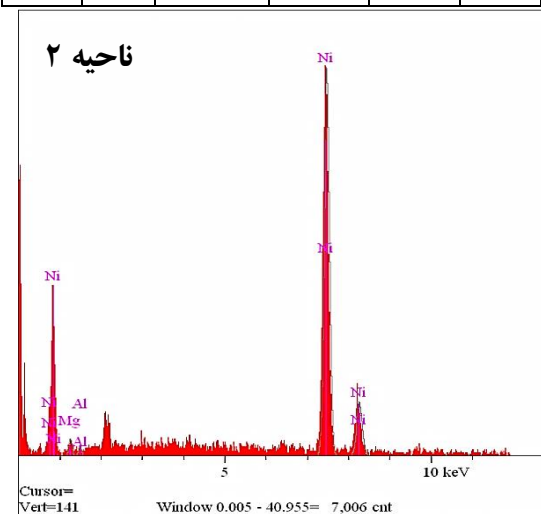
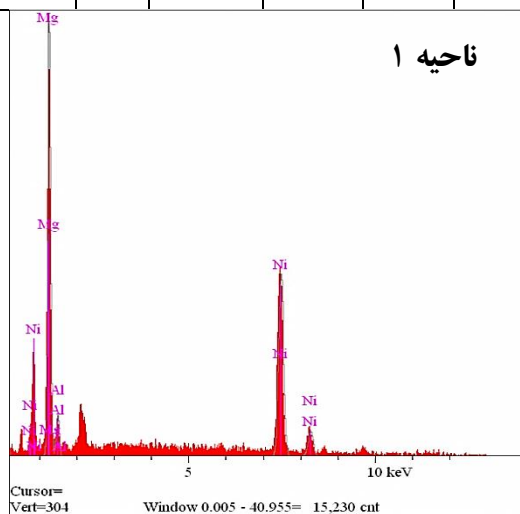


شکل ۳، ریزساختار فلز پایه، الف) یک پاس فرایند، ب) پنج پاس فرایند

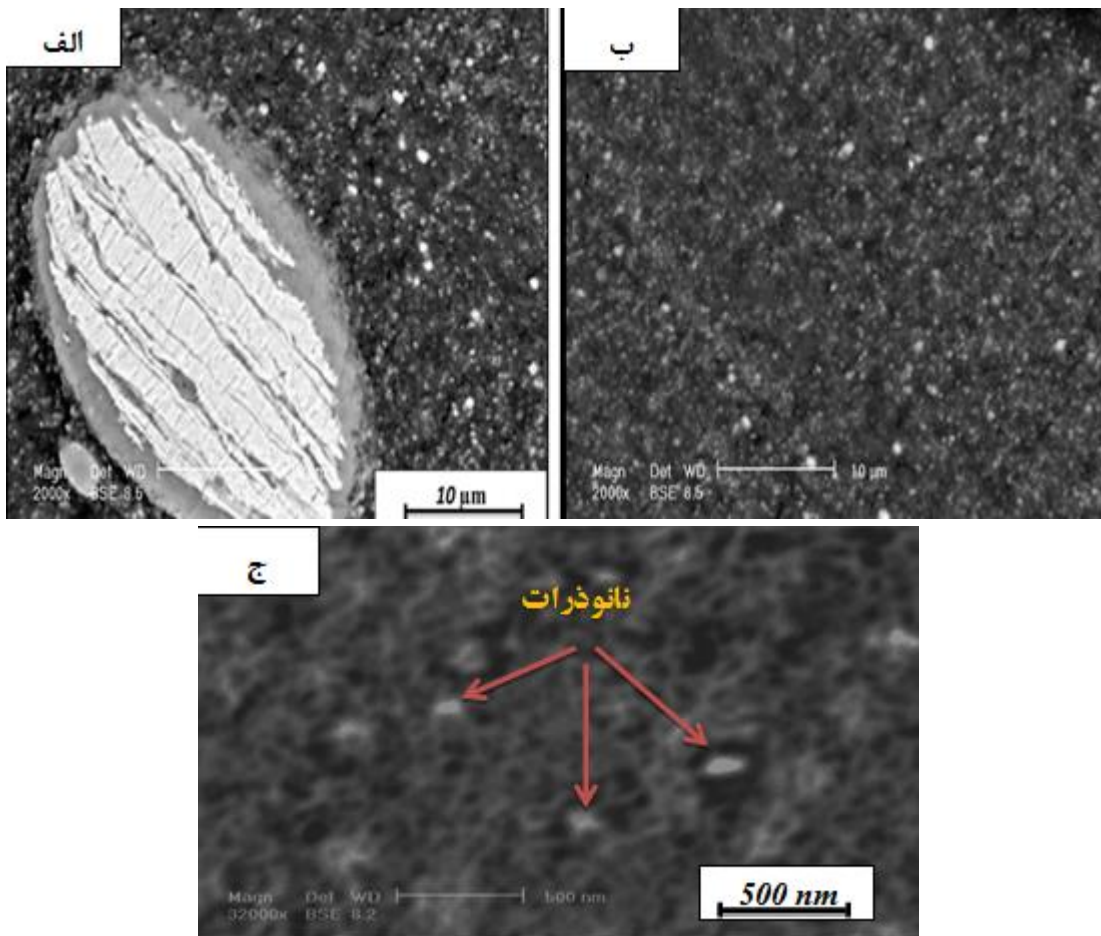


Elt.	Line	Intensity (c/s)	Atomic %	Conc	Units
Mg	Ka	117.11	64.51	45.66	wt. %
Al	Ka	11.09	6.86	5.39	wt. %
Ni	Ka	81.85	28.63	48.94	wt. %
			100.00	100.00	wt. %

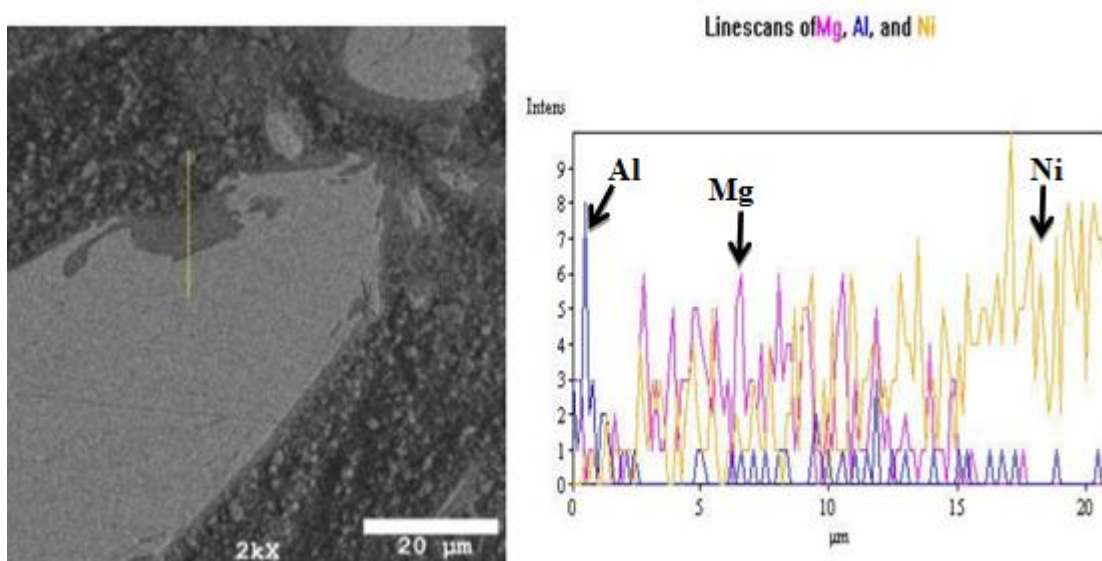
Elt.	Line	Intensity (c/s)	Atomic %	Conc	Units
Mg	Ka	6.08	5.98	2.61	wt. %
Al	Ka	4.10	2.79	1.35	wt. %
Ni	Ka	243.70	91.23	96.04	wt. %
			100.00	100.00	wt. %



شکل ۴، آنالیز EDS از ذرات جوش سرد خورده نیکل طی یک پاس فرایند

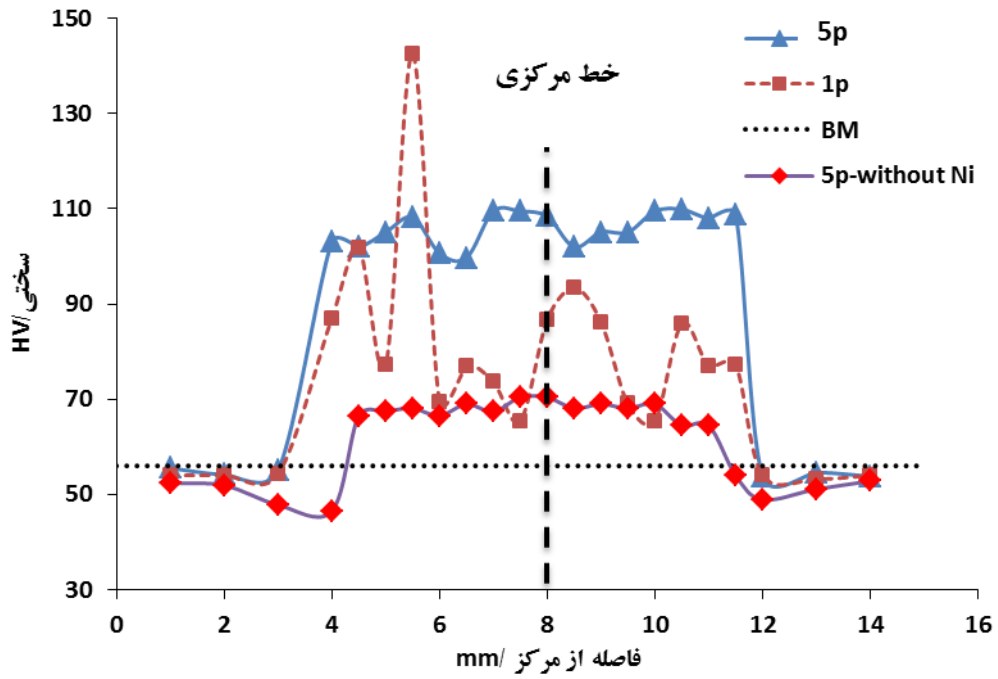


شکل ۵، ریزساختار کامپوزیت ایجاد شده طی، الف) سه پاس فرایند، ب) پنج پاس، ج) بزرگنمایی بیشتر طی پنج پاس



شکل ۶، Line-EDS طی یک پاس فرایند

شانزدهمین سمینار ملی مهندسی سطح



شکل ۷، منحنی ریزسختی ناحیه اغتشاش