

بررسی خواص مکانیکی و مغناطیسی ماده‌ی مرکب لایه‌ای Cu/Ni/Fe₃O₄ تولید شده به روش اتصال نورد تجمعی (ARB)*

امیرحسین اسلامی^(۱) سید مجتبی زبرجد^(۲) محمد محسن مشکسار^(۳)

چکیده

روش تغییر شکل مومسان شدید (Sever Plastic Deformation) به‌عنوان یکی از روش‌های تولید مواد با اندازه دانه‌ی نانومتری مطرح می‌باشد. برای ایجاد یک ساختار با دانه‌های نسبتاً ریز، لازم است تا از طریق اعمال کرنش‌های مومسان زیاد، چگالی بالایی از نابیجایی‌ها ایجاد شوند. فرایند نورد تجمعی به‌عنوان یکی از پرکاربردترین روش‌های اعمال تغییر شکل مومسان شدید و دستیابی به ساختارهای نانومتری به‌ویژه در ورق‌ها و در مقیاس صنعتی، مطرح می‌باشد. در پژوهش حاضر، از فرایند اتصال نورد تجمعی برای تولید ماده‌ی مرکب لایه‌ای Cu/Ni/Fe₃O₄ استفاده شده است. برای این منظور، از مس و نیکل خالص تجاری و نانو ذرات Fe₃O₄ استفاده شده است. تعداد پنج مرحله نورد تحت شرایط بدون استفاده از روان‌کار همراه با پیش‌گرمایش در دمای ۵۰۰ °C قبل از هر مرحله‌ی نورد، اعمال شد. نمونه‌های استاندارد از درون قطعات نورد شده تهیه شد و ریزساختار آن‌ها با استفاده از میکروسکپ نوری و الکترونی و خواص مکانیکی آن‌ها به‌وسیله انجام آزمون‌های سختی و کشش، ارزیابی شد. افزون بر این، نقش هم‌زمان ذرات تقویت‌کننده‌ی اکسید آهن و نورد بر رفتار مغناطیسی ماده‌ی مرکب لایه‌ای توسط دستگاه مغناطیس سنج (Vibrating Sample Magnetometer) بررسی شد.

واژه‌های کلیدی فرایند نورد تجمعی، خواص مکانیکی و مغناطیسی، ساختار لایه‌ای

Investigation of Mechanical and Magnetic Properties of Cu/Ni/Fe₃O₄ Multi-Layer Composite Produced by Accumulative Roll Bonding (ARB)

A. H. Eslami S. M. Zebarjad M. M. Moshksar

Abstract

Techniques of severe plastic deformation have been successfully used for the production of novel metallic microstructures. Among different types of these techniques, accumulative roll bonding (ARB) has been extensively used to produce multi-layered composites. In the present study, a new manufacturing process for Cu/Ni- 1vol% Fe₃O₄ composites was developed by using Copper and Nickel sheets together with micron sized Fe₃O₄ particles as the starting materials. It was observed that as the number of ARB passes increased, the Nickel layers were necked and fractured. After five ARB passes, a multi-layer Cu/Ni-Fe₃O₄ composite including homogeneously distributed fragmented Nickel layers with the Fe₃O₄ particles in the Copper matrix was achieved. The structure as well as the mechanical properties of this composite were studied at different stages of ARB process. With an increase in the applied strain during ARB passes, the strength of composite samples increased, but the elongation decreased. In addition, the magnetic behavior by magnetic device detector (VSM) and tensile tests were performed in order to investigate the mechanical behavior of ARB products. Finally, the scanning electron microscope (SEM) was used to study the microstructure of layers in composites samples.

Key Words Accumulative roll bonding, Magnetic and mechanical properties, Layered structures.

* نسخه‌ی نخست مقاله در تاریخ ۹۱/۹/۱۱ و نسخه‌ی پایانی آن در تاریخ ۹۲/۱۲/۴ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) نویسنده‌ی مسئول، مربی، گروه ساخت و تولید، دانشگاه آزاد اسلامی، واحد مشهد

(۲) استاد، گروه مهندسی مواد، دانشگاه شیراز

(۳) استاد، گروه مهندسی مکانیک، دانشگاه آزاد اسلامی، واحد مرودشت

مقدمه

پیشرفت‌های اخیر در صنایع نظامی، برق و الکترونیک، خودروسازی، قطارهای برقی، ابزارهای مغناطیسی در صنایع پزشکی و ایجاد میدان‌های مغناطیسی بسیار قوی، مستلزم استفاده از موادی با رسانایی بالا، خواص مغناطیسی خوب و قیمت مناسب می‌باشد. اصولاً به‌اثبات رسیده است که فلزات و مواد فوق ریزدانه با اندازه دانه‌ی کم‌تر از ۱ میکرون، خواص فیزیکی و مکانیکی مناسبی را نسبت به مواد با اندازه دانه‌ی معمولی دارند. به‌همین منظور، تحقیقات زیادی درباره‌ی مواد مرکب و آلیاژهای مس با نایوبیم، نیکل، آهن، کرم و نقره انجام شده است.

ریز کردن دانه یکی از روش‌های مهم استحکام‌بخشی مواد است که نسبت به سایر روش‌های استحکام‌بخشی، از اهمیت ویژه‌ای برخوردار است. با این روش می‌توان هم‌زمان به ترکیب مناسبی از استحکام و انعطاف‌پذیری دست یافت. این در حالی است که در روش‌های دیگر، افزایش استحکام با کاهش چشم‌گیر انعطاف‌پذیری همراه است. یکی از روش‌هایی که ریز کردن دانه را به‌همراه دارد، تغییر شکل موم‌سان شدید (Severe Plastic Deformation) می‌باشد. در حقیقت، این روش بر پایه‌ی ایجاد کرنش‌های موم‌سان بسیار زیاد در ماده استوار است و به این دلیل، به روش‌های تغییر شکل شدید معروف است. تغییر شکل‌های شدید موم‌سان ناشی از انواع فرایندهای مکانیکی، می‌تواند سبب ایجاد ساختار نانو و در مواردی، تغییر ترکیب شیمیایی ماده شود [1-3].

نورد تجمعی اتصالی (ARB)، یکی از روش‌های مهم تغییر شکل شدید است. در این فرایند، تغییر شکل موم‌سان زیادی با چند مرحله نورد متوالی به نمونه اعمال می‌شود. مزیت این روش، توانایی آن در تولید ورق با ساختار نانو در مقیاس صنعتی مانند صنایع نظامی، می‌باشد. به‌همین دلیل، اخیراً از این روش برای تولید مواد مرکب چند لایه استفاده شده است [4].

در سال‌های اخیر، مواد مرکب فلزی چند لایه به‌علت خواص مکانیکی و فیزیکی برجسته، مورد توجه زیادی واقع شده‌اند [5]. در اکثر تحقیقات

صورت گرفته در این ارتباط، از یک فلز یا آلیاژ برای فرایند ARB استفاده شده است و تولید ماده‌ی مرکب لایه‌ای در حضور ماده‌ی سرامیکی سوّم، کم‌تر مورد توجه قرار گرفته است [2]. به‌عنوان مثال، می‌توان به مواد مرکب زمینه آلومینیمی تقویت شده با ذرات سرامیکی مانند B_4C و Al_2O_3 و SiC اشاره نمود که به‌دلیل خواص مکانیکی و فیزیکی مناسب، به‌طور گسترده‌ای در صنایع مختلف مانند صنایع نظامی، خودروسازی، هوافضا و انرژی هسته‌ای استفاده می‌شوند. این مواد مرکب به‌دلیل داشتن خواص بی‌نظیری مانند استحکام بالا، چگالی پایین، مقاومت به خوردگی خوب، قابلیت عملیات حرارتی خوب و فرایندهای تولید متنوع، توجهی زیادی را به خود جلب کرده‌اند، به‌طوری که امروزه به‌عنوان یک ماده‌ی سازه‌ای پیشرفته، مورد استفاده قرار می‌گیرند.

اخیراً، تلاش‌های زیادی برای بهبود خصوصیات مغناطیسی مواد صورت گرفته است. برای بهبود و پیشرفت در این حوزه، به ترکیبی جدید با اشباع مغناطیسی بالاتر نیاز است. مس فلزی است با رسانایی الکتریکی و حرارتی بالا و جزو فلزات دیامغناطیسی به‌حساب می‌آید [5]. به‌منظور بهبود خواص مغناطیسی، می‌توان از فلزات فرومغناطیس مانند نیکل، در کنار مس سود جست، نیکل فلزی سخت، انعطاف‌پذیر، رسانای جریان برق و مقاوم به خوردگی است. این عنصر جزو فلزات فرومغناطیس است و افزون بر این، دارای خواص مغناطیسی خوبی می‌باشد. نیکل مانند فلزات دیگر، برای بهبود خواص مکانیکی به‌ویژه استحکام، می‌تواند ریز دانه شود، اما با توجه به این‌که خواص مغناطیسی با ریز دانه شدن رابطه‌ی عکس دارد، به‌نظر می‌رسد که اگر چه در حالت نانو ساختار خواص مکانیکی آن بهبود می‌یابد، ولی خواص مغناطیسی آن افت پیدا می‌کند [6].

هدف اصلی از انجام این تحقیق، حذف تأثیر منفی کار موم‌سان شدید بر خواص مغناطیسی نیکل با افزودن نانو ذرات اکسید آهن (Fe_3O_4) می‌باشد. اکسید آهن (مگنتیت) به‌عنوان ماده‌ای فری مغناطیس شناخته

در جدول (۲) آورده شده‌اند.

تولید ماده‌ی مرکب لایه‌ای مس- نیکل- اکسید آهن.
برای انجام فرایند، ابتدا ورق‌های مس و نیکل به ابعاد مشخص بریده شدند و از دو نوار مس و نیکل به ضخامت ۱ میلی‌متر و طول و عرض به ترتیب ۱۲ و ۴ سانتی‌متر، برای شروع فرایند استفاده شد. در ابتدا برای از بین بردن چربی‌ها و دیگر آلودگی‌های سطحی، نوارها به مدت زمان ۵ دقیقه در آستون غوطه‌ور شدند. سپس برای ایجاد یک پیوند مناسب، برس‌کاری سطوح ورق‌ها توسط برس خورشیدی انجام شد. روند انجام فرایند نورد تجمعی برای مواد مرکب مس- نیکل- اکسید آهن، در شکل (۱) نشان داده شده است.

می‌شود که در دمای اتاق، رفتاری آبرپارامغناطیسی از خود نشان می‌دهد و دارای نفوذپذیری بالاتری نسبت به فرومغناطیس‌ها می‌باشد [7]. با قرار دادن اکسید آهن در بین لایه‌ها، مواد مرکب لایه‌ای با ساختار ریز دانه و خواص مغناطیسی خوب ایجاد خواهد شد و در نهایت، خواص مکانیکی و مغناطیسی ماده‌ی مرکب لایه‌ای Ni/Cu/Fe₃O₄ حاصل از فرایند نورد تجمعی مطالعه خواهند شد.

روش تحقیق

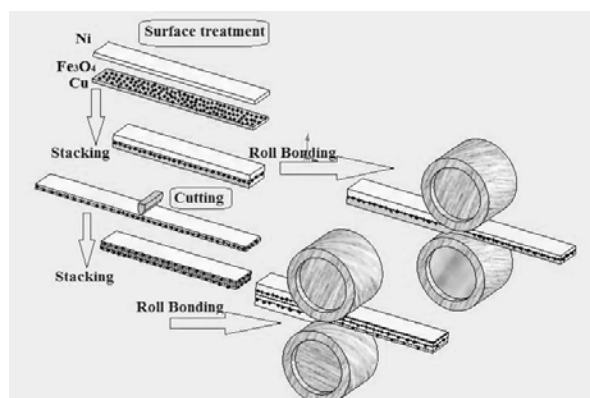
مواد اولیه. مواد مورد استفاده در این پژوهش، نوارهای مس و نیکل خالص تجاری و پودر اکسید آهن (مگنتیت) با اندازه دانه‌ی میانگین ۲۰۰ نانومتر بوده‌اند. ترکیب و ابعاد آن‌ها، در جدول (۱) و ویژگی‌های آن‌ها،

جدول ۱ مشخصات ورق‌های اولیه‌ی مورد استفاده

| ابعاد ورق | ترکیب شیمیایی (درصد وزنی) | جنس ورق |
|-------------|---|--------------------|
| ۱۲۰×۴۰×۱ mm | 99Ni,0.2Cu,0.4Fe,0.35Mn, 0.015Si,0.02S,0.015C | نیکل خالص تجاری |
| ۱۲۰×۴۰×۱ mm | 4Cu,0.68Zn,0.18Fe,0.52Pb,98 0.48Co,0.019Sn,0.012Cd,0.009Cr | مس خالص تجاری |

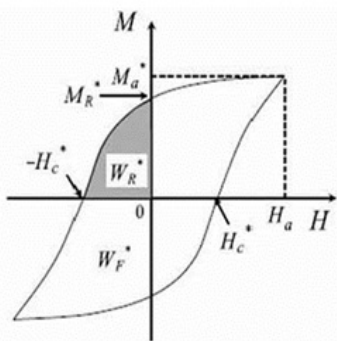
جدول ۲ خواص مکانیکی مس و نیکل به‌کار رفته در این تحقیق

| فلز | استحکام تسلیم (MPa) | سختی (HV) | ازدیاد طول (%) |
|------|---------------------|-----------|----------------|
| نیکل | 203.7 | 81 | 9.8 |
| مس | 87.5 | 62 | 32.8 |



شکل ۱ فرایند نورد تجمعی برای تهیه‌ی ماده‌ی مرکب مس- نیکل- اکسید آهن

در پایان، اندازه‌گیری و تحلیل خواص مغناطیسی شامل اشباع مغناطیسی (M_s)، پس ماند مغناطیسی (M_R) و نیروی وادارندگی مغناطیسی (H_C)، با استفاده از روش مغناطیس‌سنج با نمونه‌ی ارتعاشی VSM، انجام شد. در شکل (۲)، عوامل مؤثر بر حلقه‌ی هیستریزیس نمایش داده شده است.



شکل ۲ عوامل مؤثر بر حلقه‌ی هیستریزیس

نتایج و بحث

تغییرات ریزساختار ماده‌ی مرکب لایه‌ای $Cu/Ni/Fe_3O_4$ در فرایند نورد تجمعی. تغییرات ریزساختاری ورق‌های ماده‌ی مرکب $Cu/Ni/Fe_3O_4$ در طول فرایند نورد تجمعی در دوره‌های مختلف، توسط میکروسکپ‌های نوری و الکترونی روبشی بررسی شدند. با توجه به تصویرهای تهیه شده با استفاده از میکروسکپ نوری در شکل (۳)، می‌توان پیوستگی لایه‌ها، کاهش ضخامت و نحوه‌ی توزیع ذرات Fe_3O_4 در ماده‌ی مرکب $Cu/Ni/Fe_3O_4$ را تا گذر پنجم مشاهده کرد. شکل (۳)، تصویر میکروسکپ نوری از مقطع کناری RD-ND مربوط به ورق ماده‌ی مرکب را نشان می‌دهد که در مرحله‌ی افزودن پودر Fe_3O_4 ، اعمال کاهش سطح مقطع بیش از ۶۰ درصد و پس از آن، نورد تجمعی به میزان ۵۰ درصد کاهش سطح مقطع، سبب ایجاد جوش و اتصال مناسب بین لایه‌ها شده است. ورق‌ها فرایند نورد تجمعی را بدون عیب تا دور پنجم پشت سر گذاشتند، اما افزایش چگالی نابجایی و کاهش اندازه‌ی دانه، سبب افزایش کرنش سختی ماده و در نتیجه، تردی آن شده است که این امر موجب

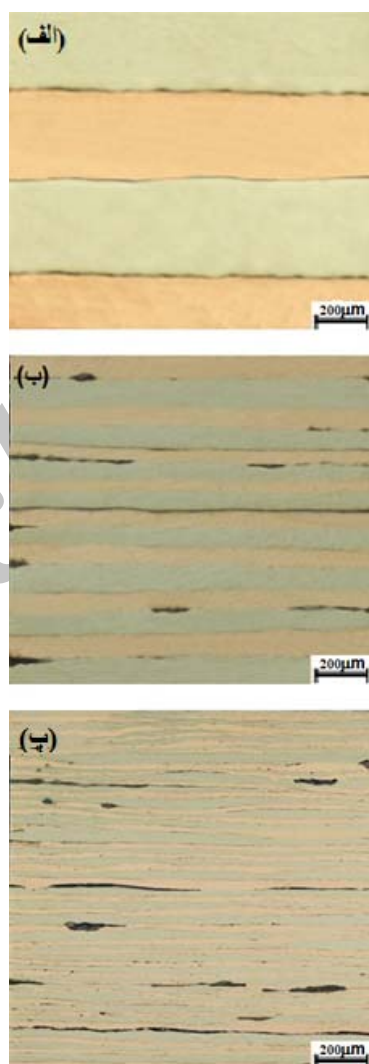
قطر سیم‌های برس ۰/۴ میلی‌متر و از جنس آهن بود. استفاده از سماده‌ی سیمی، بالاترین زبری سطح را ایجاد می‌کند و سبب ایجاد قوی‌ترین اتصال لایه‌ای بین ورق‌ها می‌شود. پس از آماده‌سازی سطوح، بین دو نوار مس و نیکل با ابعاد یکسان، یک لایه از ذرات پودر Fe_3O_4 (۱٪ وزنی) با استفاده از آلك به‌گونه‌ای یکنواخت پراکنده شد. فرایند افزودن ذرات Fe_3O_4 تنها در گذر اول نورد و برای تولید ساندویچ اولیه صورت گرفت.

به‌این ترتیب، دو سطح برس‌کاری شده بر روی هم قرار گرفتند و چهارگوشه‌ی آن توسط سیم‌های مسی مقید شد تا حین نورد بر روی هم نلغزند. ضخامت ساندویچ اولیه ۲/۲ میلی‌متر بود که پس از گذر صفر، به ۱ میلی‌متر کاهش یافت (یعنی ۶۰٪ کاهش ضخامت). دستگاه نورد مورد استفاده دارای غلطک‌هایی به قطر ۱۸۰ میلی‌متر بود و سرعت آن به میزان ۴۰ دور بر دقیقه تنظیم شد. نمونه پس از گذر صفر، از وسط به دو نیم شد و پس از آماده‌سازی مجدد و مهار چهارگوشه‌ی آن و پیش گرمایش در دمای $500^{\circ}C$ به مدت ۵ زمان ۵ دقیقه، مجدداً به میزان ۵۰ درصد کاهش ضخامت، نورد شد. این فرایند تا پنج دور بدون استفاده از روان‌کار انجام گرفت. پس از هر مرحله‌ی نورد، نمونه‌هایی برای انجام آزمون‌های مختلف تهیه شدند. سطح مقطع کناری ورق‌های جوش خورده، پس از سنباده‌زنی و پولیش‌کاری با پارچه و خمیر الماسه، با میکروسکپ نوری مشاهده شد تا نحوه‌ی جوش خوردگی ورق‌ها بررسی شود. افزودن بر این، صفحه‌های حاوی جهت نورد، توسط میکروسکپ الکترونی روبشی (SEM) مطالعه شدند و در نهایت، برای مطالعه‌ی خواص مکانیکی (استحکام کششی، ازدیاد طول و نمودارهای تنش-کرنش)، آزمون کشش با استفاده از دستگاه Zwick 250 انجام شد. در ادامه، برای اندازه‌گیری سختی نمونه‌ها، از دستگاه سختی‌سنج ویکرز مدل Bohler با نیروی ۲۵ گرم و زمان اعمال نیروی ۱۰ ثانیه استفاده شد.

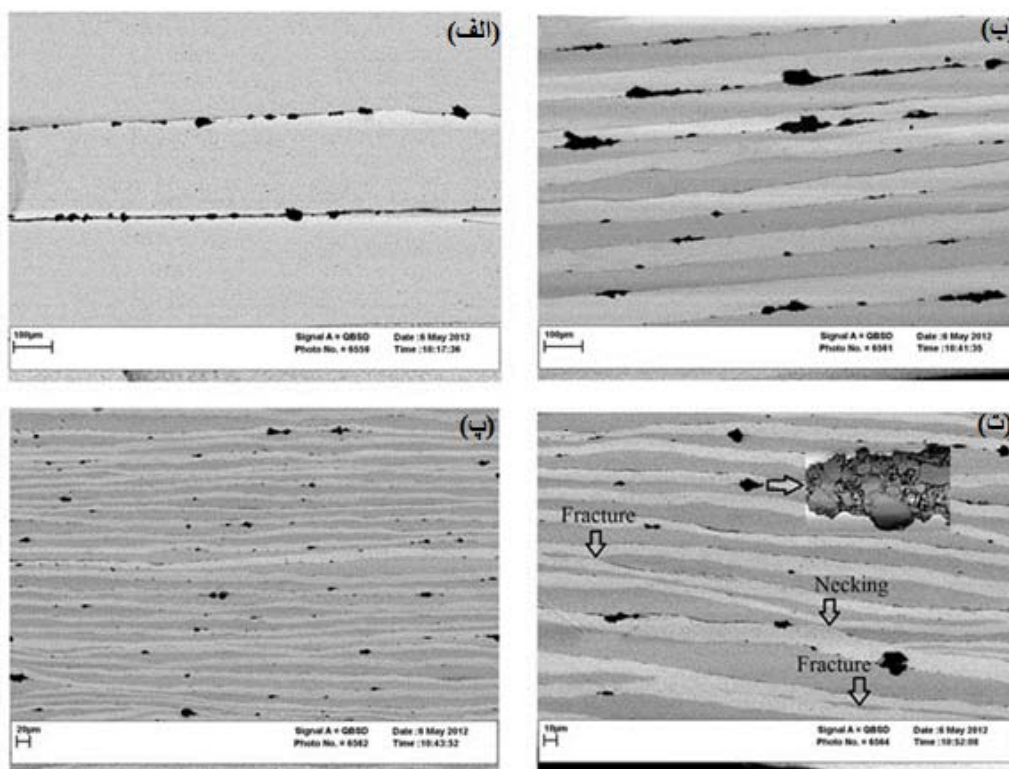
ذرات Fe_3O_4 سبب تسریع گلویی شدن و شکست در لایه‌های نیکل شده است، به طوری که در گذر پنجم شاهد شکست لایه‌های نیکل می‌باشیم، در صورتی که در ماده‌ی مرکب Cu/Ni که فاقد ذرات Fe_3O_4 است، شکست در گذر هفتم رخ داده است. با اعمال کرنش بیش‌تر به ماده‌ی مرکب و در صورت امکان، ادامه‌ی فرایند تا دروهای بالاتر، گلویی شدن و جدایش و ریزتر شدن لایه‌های تقویت‌کننده افزایش یافته است و توزیع یکنواختی از لایه‌های نیکل و ذرات Fe_3O_4 در زمینه‌ی مس حاصل شده است.

پارگی ورق‌ها پس از دور پنجم نورد تجمعی شد. در شکل (۴)، تغییرات ریزساختار ماده‌ی مرکب مس-نیکل-اکسید آهن در طی دوره‌های مختلف فرایند نورد تجمعی که توسط میکروسکپ الکترونی روبشی تهیه شده است، نشان داده شده است.

همان‌طور که در شکل (۴) مشاهده می‌شود، با ادامه‌ی فرایند و پس از دور سوم، پیوستگی لایه‌های نیکل تحت تأثیر کرنش اعمالی در فرایند قرار گرفته و با افزایش تعداد دوره‌های اعمالی، گلویی شدن شدت یافته است و به دنبال آن، جدایش و شکست در لایه‌های نیکل اتفاق افتاده است. افزون بر این، حضور



شکل ۳ تصویرهای میکروسکپ نوری از مراحل اول (الف)، سوم (ب) و پنجم (پ) مربوط به ماده‌ی مرکب Cu/Ni/Fe₃O₄



شکل ۴ تصویرهای میکروسکپ الکترونی روبشی از مراحل اول (الف)، سوم (ب) و پنجم (پ) مربوط به ماده‌ی مرکب $\text{Cu/Ni/Fe}_3\text{O}_4$

همان‌طور که در بخش قبلی نیز بیان شد، می‌توان شکست ناهمگن لایه‌های نیکل به صورت قطعه‌های کوچک درون مس را به تفاوت در خواص مکانیکی لایه‌های مس و نیکل نسبت داد. این تفاوت ناشی از تفاوت در تنش سیلان فازها، اصطکاک میان زمینه‌ی مس و لایه‌های نیکل و اصطکاک مابین غلطک و سطح نمونه می‌باشد [۱۰-۸]. این اثر با افزایش تعداد دورهای فرایند نورد تجمعی تضعیف می‌شود (شکل ۴). همان‌گونه که در شکل (۴) مشاهده می‌شود، با پیشرفت فرایند نورد تجمعی تعداد لایه‌ها به گونه‌ای مداوم افزایش یافته است که این سبب افزایش همگنی و توزیع یکنواخت ذرات Fe_3O_4 در جهت عمودی ورق شده است. با این‌حال، ذرات در بین لایه‌ها باقی مانده‌اند و در برخی از مناطق به صورت خوشه‌ای پخش شده‌اند. به دلیل انسجام و سختی بالای لایه‌های مس و نیکل در طی فرایند نورد تجمعی، ذرات نتوانسته‌اند در لایه‌ها به صورت همگن و مناسب نفوذ

با افزایش تعداد دورهای فرایند نورد، ذرات Fe_3O_4 در زمینه‌ی مس و نیکل پراکنده شده‌اند. افزون بر این، مشاهده می‌شود که لایه‌های نیکل در گذرهای اولیه‌ی تولید ساندویچ، یکپارچگی خود را حفظ کرده‌اند (شکل ۴-الف). پس از آن، گلوبی شدن و شکست موضعی به صورت تدریجی و پیوسته در دورهای متوالی اتفاق افتاده‌اند و در نهایت، شاهد جدایی لایه‌های نیکل می‌باشیم (شکل ۴-پ و ت). پس از انجام پنج دور فرایند نورد تجمعی، ماده‌ی مرکبی با قطعه‌های نیکل شکسته شده و توزیع همگنی از ذرات Fe_3O_4 در زمینه‌ی مس به دست آمده است (شکل ۴-ت).

زمینه‌ی مس به عنوان واسطه و انتقال‌دهنده‌ی نیرو به نوار نیکل و ذرات Fe_3O_4 عمل می‌کند و تمام فضای میان لایه‌های نیکل و ذرات پودر را پر می‌کند. مطابق با تصویرهای شکل (۴)، با افزایش تعداد دورهای فرایند نورد تجمعی و با افزایش کرنش، ضخامت لایه‌های نیکل کاهش یافته‌اند.

بهبود در یک ماده‌ی مرکب، به‌ویژه بهترین ترکیب استحکام و انعطاف‌پذیری، ذرات تقویت‌کننده‌ی ریز با کسرحجمی بالا مورد نیاز است. اما، داشتن این دو ویژگی به‌طور هم‌زمان با مشکلاتی همراه است، زیرا در مواد مرکب با ذرات ریز، تمایل به توزیع نایک‌نواخت ذرات و ایجاد خوشه‌های ذرات پودر زیاد است و این باعث افت شدید انعطاف‌پذیری ماده می‌شود، به‌گونه‌ای که آسیب‌ها در محل خوشه‌های ذرات به‌شکل متمرکز شروع به تشکیل می‌کنند. توزیع تنش در یک ماده‌ی مرکب در معرض نیروی خارجی، نایک‌نواخت است [11]. در نزدیکی یک خوشه، تنش‌های سه بعدی قابل توجهی که بسیار بزرگ‌تر از تنش اعمالی هستند، ایجاد می‌شوند که منجر به شتاب‌گیری شروع شکست در خوشه می‌شود [9-11].

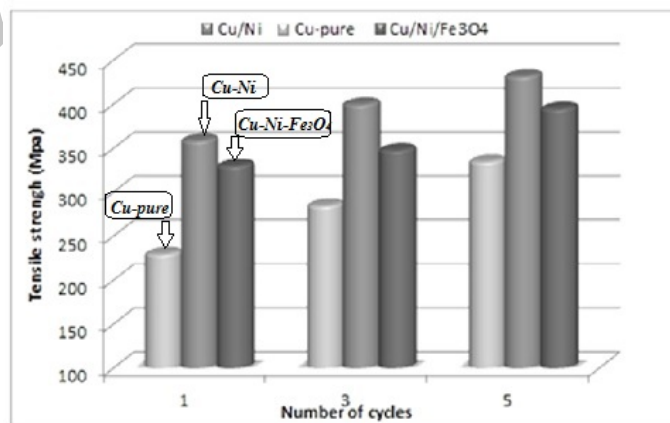
افزون بر این، با افزایش میزان خوشه‌های شدن، در کاهش شدیدی در چقرمگی شکست مواد مرکب مشاهده می‌شود [12]. بنابراین، توزیع یکنواخت ذرات تقویت‌کننده در مواد مرکب یکی از ملزومات ساختاری مهم آن‌هاست.

استحکام کششی مواد مرکب مس-نیکل-اکسید آهن تولید شده به‌روش نورد تجمعی. شکل (۵)، تغییرات استحکام کششی مواد مرکب Cu, Cu/Ni و $\text{Cu/Ni/Fe}_3\text{O}_4$ را طی دوره‌های مختلف فرایند نورد تجمعی را نشان می‌دهد.

کنند و در نهایت، حضور ذرات با کاهش سطح تماس فلز-فلز، بر کیفیت و استحکام جوش تأثیر منفی داشته است. افزون بر این، خوشه‌های شدن ذرات، سبب ایجاد تمرکز تنش و تأثیر نامطلوب بر خواص مکانیکی می‌شود (شکل ۴ و ۵).

مطلب دیگر که باید به آن توجه داشت، وجود یک تنش آستانه‌ی لازم برای برقراری پیوند بین لایه‌های فلزی است. اگر مقدار تنش به‌کار رفته از این تنش آستانه کم‌تر باشد، سطوح بکر فلز نمی‌توانند پیوندی قوی با هم برقرار کنند [13]. مقدار این تنش آستانه، با حضور ذرات افزایش می‌یابد. بر مبنای فرضیه‌ی سد انرژی، قبل از برقراری اتصال بین دو فلز، باید بر یک سد انرژی غلبه کرد. بالاتر از این مقدار، استحکام پیوند ایجاد شده به‌سرعت افزایش می‌یابد و به‌ازای مقادیری کم‌تر از آن، آلودگی‌های موجود در سطح، تماس دو فلز بکر را به تأخیر می‌اندازد و سبب کاهش استحکام پیوند ایجاد شده می‌شوند [۹].

مسأله‌ی مهم در این‌جا آن است که اولاً در حضور ذرات، تنش آستانه‌ی بیش‌تری برای غلبه بر لایه‌ی اکسیدی سطح نیاز است تا مقابله‌ی فلزات بکر زیر سطحی با هم وجود داشته باشد. دوّم آن‌که، اگر چه ذرات به شکستن لایه‌ی اکسیدی در سطح کمک کرده‌اند، اما خود به‌عنوان مانعی برای تماس سطوح بکر فلزات با یک‌دیگر و برقراری پیوند مطرح هستند. گفتنی است که به‌منظور دستیابی به ویژگی‌های



شکل ۵ مقایسه‌ی استحکام کششی مواد مرکب Cu, Cu/Ni, و $\text{Cu/Ni/Fe}_3\text{O}_4$

ناشی از اصطکاک بین غلطک و نمونه و اصطکاک بین خود لایه‌ها، سبب افزایش کرنش معادل و افزایش استحکام می‌شود [۱۳].

۳- از دیگر عوامل، می‌توان به تنش‌های باقی‌مانده از طریق تأثیر بر حرکت نابجایی‌ها و تعداد لایه‌ها و ضخامت آنها اشاره کرد که در افزایش استحکام مؤثرند [11-13]. اگر چه مس و نیکل هر دو ساختار FCC دارند، اما سختی، ضخامت و ضریب‌های کار سختی متفاوتی دارند. بنابراین، تغییر شکل توأمان لایه‌های مس و نیکل موجب به‌وجود آمدن تنش‌های فشاری و کششی در لایه‌های مس و نیکل و در نتیجه، تنش‌های باقی‌مانده بین لایه‌ای می‌شود. تعداد لایه‌ها و ضخامت آنها نیز در استحکام چند لایه مؤثرند. ریز دانه شدن با توجه به رابطه‌ی هال-پیچ، موجب افزایش استحکام می‌شود.

نرخ کرنش در مواد مرکب Cu/Ni و Cu/Ni/Fe₃O₄ تولید شده با نورد تجمعی در دوره‌های مختلف، در شکل (۶) نشان داده شده است. ازدیاد طول مس تولید شده با فرایند نورد تجمعی بسیار بالاتر از مواد مرکب Cu/Ni می‌باشد و به دلیل تفاوت زیاد آنها، با مواد مرکب فوق‌الذکر قابل مقایسه نمی‌باشد. بنابراین، در شکل (۶) تنها تأثیر حضور ذرات Fe₃O₄ در کاهش کرنش نسبت به ماده‌ی مرکب Cu/Ni بررسی شده است. به‌طور کلی، می‌توان مشاهده کرد که حضور ذرات تقویت‌کننده‌ی Fe₃O₄ باعث افزایش تردی و به‌دنبال آن، کاهش نرخ کرنش شده است. افزون بر این، تمایل ذرات به خوشه‌ای شدن سبب ایجاد تمرکز تنش، شروع و انتشار ترک در آزمون کشش می‌شود و به‌علت ضخامت لایه‌ی تقویت‌کننده‌ی ذرات پودر Fe₃O₄ و توزیع غیریکنواخت آن در برخی از نواحی، زمینه به‌شدت تحت تمرکز تنش قرار می‌گیرد و در نتیجه، به‌سرعت دچار تسلیم و شکست می‌شود، زیرا با حضور ذرات در بین لایه‌ها و

همان‌طور که در شکل (۵) دیده می‌شود، با افزایش تعداد دوره‌های فرایند نورد تجمعی شاهد افزایش استحکام کششی در هر سه نمونه می‌باشیم. افزایش چگالی نابجایی و کاهش اندازه‌ی دانه سبب افزایش کرنش سختی در ماده و در نتیجه، تردی آن می‌شود و این امر سبب پارگی ورق‌ها پس از دور پنجم نورد تجمعی شده است. افزون بر این، می‌توان به کرنش سختی به‌لیل افزایش چگالی نابجایی حاصل از تغییر شکل اشاره کرد که سبب افزایش استحکام می‌شود. این عامل در مراحل اولیه‌ی فرایند نورد تجمعی نقش مهمی را ایفا می‌کند، به‌گونه‌ای که با افزایش تعداد مراحل نورد و ایجاد ساختار ریز دانه و بهبود اندازه‌ی دانه، تأثیر آن کاهش می‌یابد [11-13].

در شکل (۵) و در مورد نمونه‌ی حاوی ذرات Fe₃O₄، مشاهده می‌کنیم که با افزایش دوره‌های فرایند نورد تجمعی، استحکام کششی ماده‌ی مرکب حاصل افزایش پیدا می‌کند و در نهایت، پس از ۵ دور فرایند نورد تجمعی، به مقدار ۳۸۵ MPa می‌رسد. عوامل مختلفی به شرح زیر در افزایش استحکام ماده‌ی مرکب تولید شده به‌روش نورد تجمعی تأثیر گذارند:

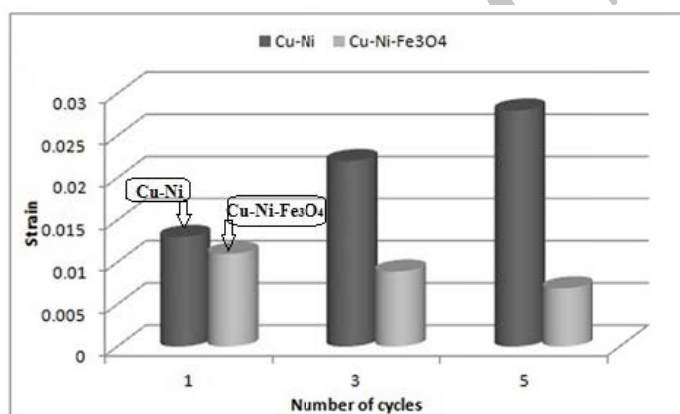
۱- در گام اول، می‌توان به کرنش سختی به‌دلیل افزایش چگالی نابجایی حاصل از تغییر شکل اشاره کرد که سبب افزایش استحکام می‌شود. این عامل در مراحل اولیه‌ی فرایند نورد تجمعی نقش مهمی دارد و با افزایش تعداد مراحل نورد و ایجاد ساختار ریز دانه و بهبود اندازه‌ی دانه، تأثیر آن به‌تدریج کم می‌شود [11-13].

۲- در ادامه‌ی فرایند نورد تجمعی، ریز دانه شدن در مراحل نهایی فرایند بسیار مؤثر است. در ساختار فوق ریز دانه، ایجاد مرزهای جدید با توجه به رابطه‌ی هال پیچ (فرضیه‌ی استحکام هال-پیچ یا ارتباط σ_b با $d^{-1/2}$)، موجب استحکام بخشی می‌شود. افزون بر این، اثر کرنش برشی ایجاد شده در طی فرایند نورد تجمعی

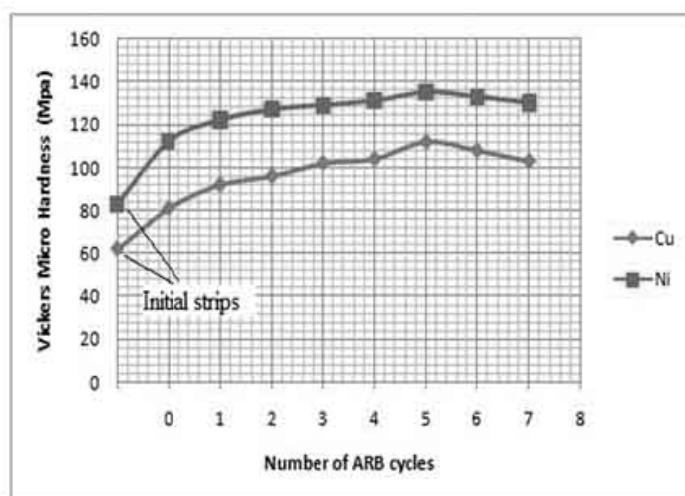
ریزسختی با افزایش تعداد گذرهای فرایند را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود، با افزایش دروهای فرایند نورد تجمعی، ریزسختی هر دو زمینه‌ی مس و لایه‌های تقویت‌کننده‌ی نیکل افزایش می‌یابد. سختی دو نمونه، به ترتیب از مقادیر اولیه‌ی ۶۱ و ۸۲ به ۱۰۳ و ۱۳۰ مگاپاسکال برای لایه‌های مس و نیکل افزایش می‌یابد. مشاهده می‌شود که پس از نورد اتصالی اولیه‌ی مس-نیکل، افزایش قابل ملاحظه‌ای در سختی لایه‌های مس و نیکل رخ داده است و سپس، با پیشرفت فرایند نورد تجمعی، نرخ افزایش سختی در هر دو فلز به صورت نسبی کاهش یافته است.

کاهش تماس فلز با فلز، استحکام پیوند بین لایه‌های کاهش می‌یابد. این نتیجه مشابه با یافته‌های لوید در خصوص نقش ذرات تقویت‌کننده بر میزان ازدیاد طول می‌باشد [11].

ریزسختی ماده‌ی مرکب مس-نیکل. سختی لایه‌های مس و نیکل روی نمونه‌ها در دوره‌های مختلف فرایند، به وسیله‌ی دستگاه ریزسختی سنج اندازه‌گیری شد. همان‌طور که انتظار می‌رود، سختی نمونه‌ها با افزایش تعداد گذرهای فرایند افزایش می‌یابد و نرخ افزایش سختی در گذرهای اولیه بیش از گذرهای بعدی است، زیرا بخش عمده‌ی تجمع نابجایی‌ها و کار سختی در گذرهای اولیه رخ می‌دهد. شکل (۷)، افزایش



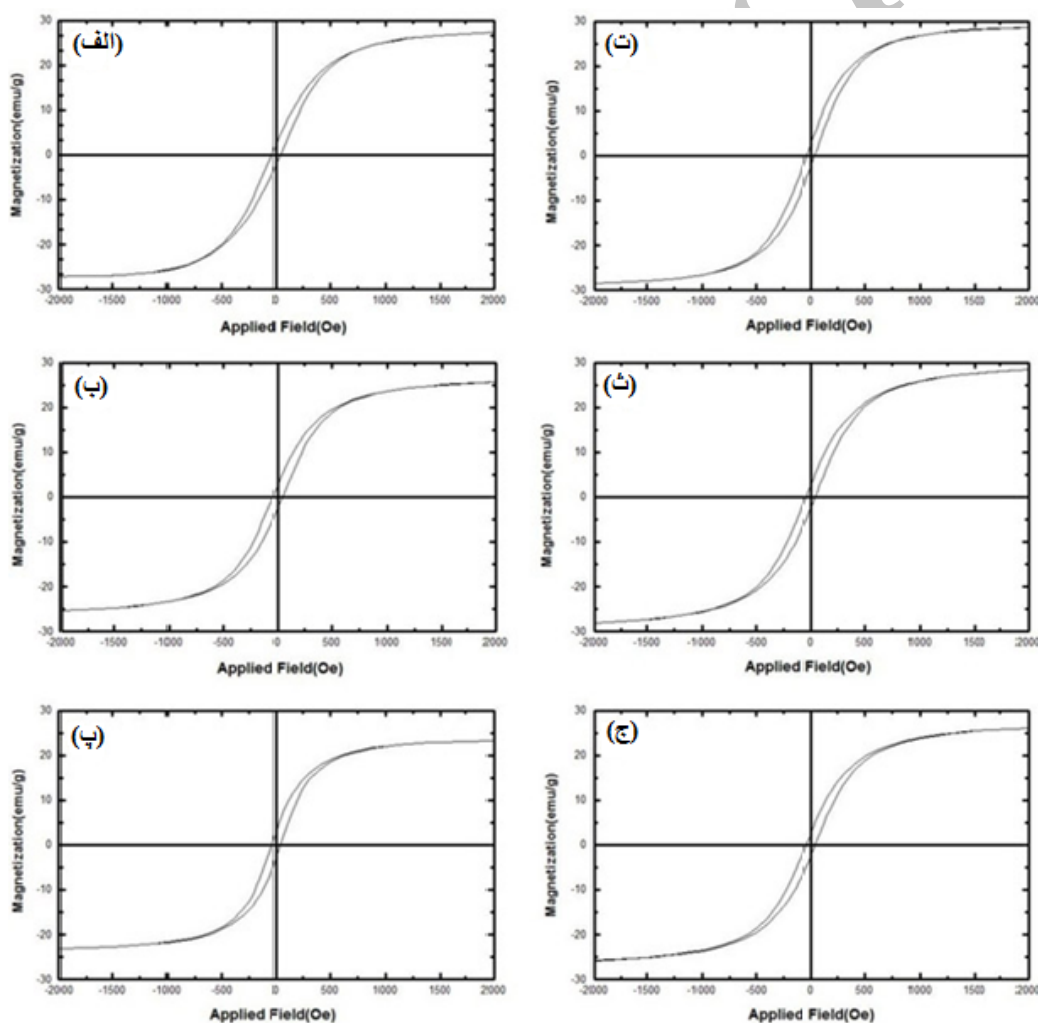
شکل ۶ مقایسه‌ی کرنش در مواد مرکب Cu/Ni و Cu/Ni/Fe₃O₄ تولید شده به روش نورد تجمعی



شکل ۷ نتایج اندازه‌گیری ریزسختی مربوط به مقطع RD-ND از لایه‌های مس و نیکل طی دوره‌های مختلف فرایند نورد تجمعی

دلالت دارد. هر چه مقدار H_C کوچک‌تر باشد، ماده در میدان‌های پایین‌تر، مغناطش القا شده‌ی پسماند را از دست می‌دهد و از طرفی، به‌راحتی نیز به مغناطش اشباع می‌رسد. همان‌طور که در نمودارهای هیسترسیس شکل (۸) می‌توان مشاهده کرد، مقادیر نیروی وادارنگی مغناطیسی (H_C)، پسماند مغناطیسی (MR) و اشباع مغناطیسی (M_S) تحت تأثیر لایه‌های نیکل و ذرات Fe_3O_4 ، تغییرات چشم‌گیری داشته‌اند و هم‌چنین، می‌توان حضور مؤثرتر لایه‌های نیکل نسبت به ذرات Fe_3O_4 را در ایجاد خواص مغناطیسی مشاهده کرد، به‌طوری که سبب ایجاد حلقه‌های مغناطیسی باریک و تولید یک ماده‌ی نرم مغناطیسی شده است.

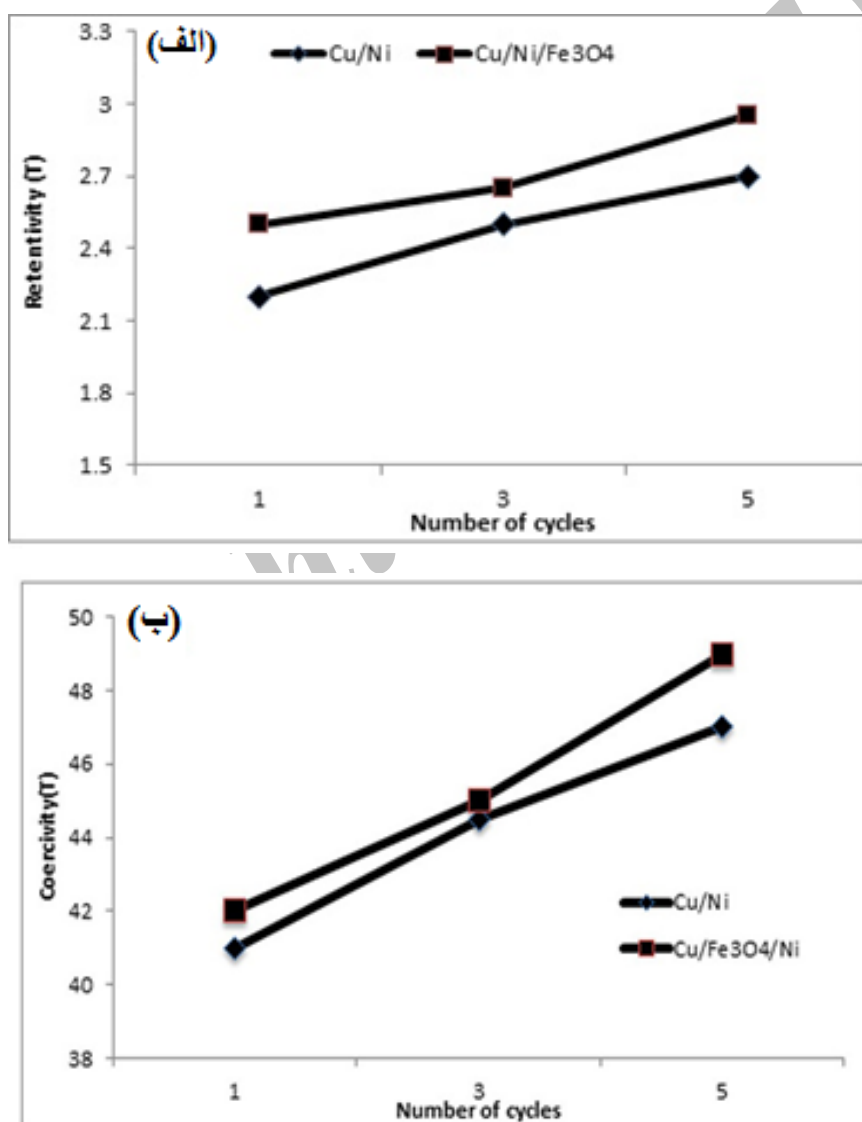
بررسی خواص مغناطیسی مواد مرکب مس- نیکل- اکسید آهن تولید شده به‌روش نورد تجمعی. رفتار مغناطیسی مواد عمدتاً به ساختار الکترونی آن‌ها بستگی دارد که می‌توانند دوقطبی‌های مغناطیسی را ارائه دهند. دوقطبی‌ها ذرات بنیادی مغناطیسی هستند و تأثیرات متقابل بین این دو قطبی‌ها، نوع رفتار مغناطیسی را مشخص می‌کنند. نمودار هیسترسیس مربوط به ماده‌ی مرکب لایه‌ای مس- نیکل- اکسید آهن در طی دوره‌های مختلف فرایند نورد تجمعی، در شکل (۸) نشان داده شده است. نمودار فوق نشان‌گر ایجاد یک ماده‌ی مغناطیس نرم می‌باشد. مقدار H_C (نیروی وادارنگی مغناطیسی)، بر نرم یا سخت بودن ماده‌ی فرومغناطیس



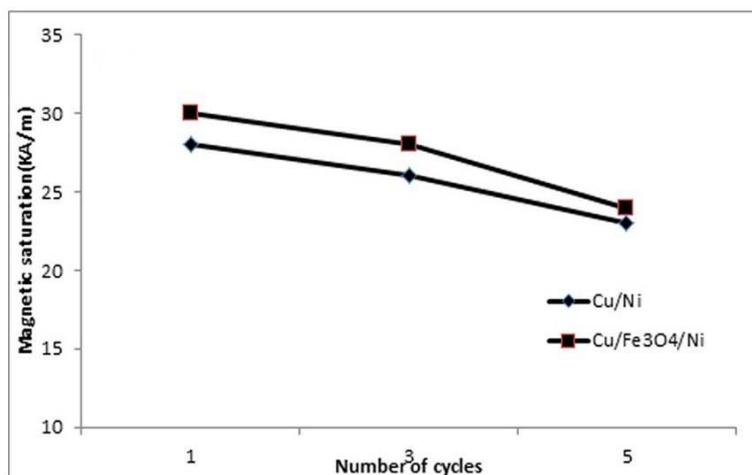
شکل ۸ نمودارهای هیسترسیس مربوط به مراحل مختلف فرایند نورد تجمعی؛ الف) گذر اول، ب) گذر سوم، پ) گذر پنجم برای ماده‌ی مرکب Cu/Ni و ت) گذر اول، ث) گذر سوم، ج) گذر پنجم برای ماده‌ی مرکب $Cu/Ni/Fe_3O_4$

پنجم رسیده است. همان‌طور که در شکل (۹) نشان داده شده است، استفاده از ذرات Fe_3O_4 در ماده‌ی مرکب Cu/Ni سبب بهبود و افزایش مقادیر پس‌ماند مغناطیسی و نیروی وادارنگی مغناطیسی شده است. البته با توجه به ماهیت مغناطیسی سخت ذرات Fe_3O_4 ، تأثیر افزایشی بر روی مقادیر پس‌ماند مغناطیسی چشم گیرتر است.

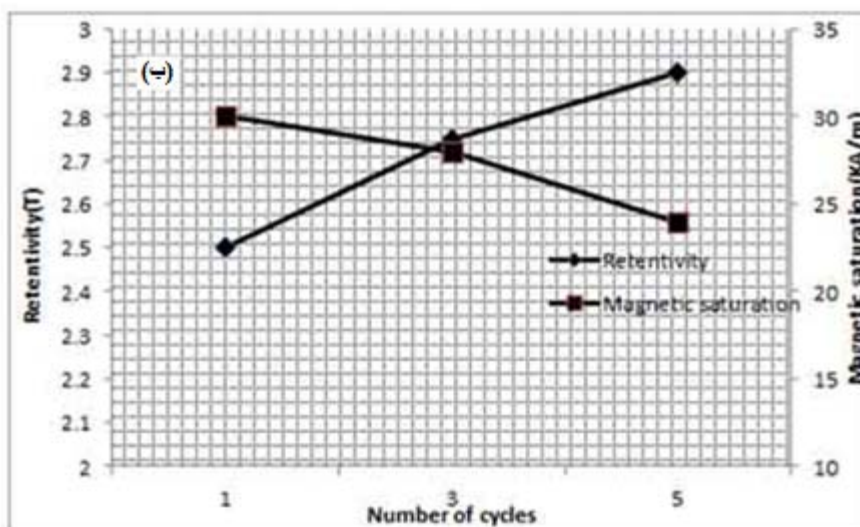
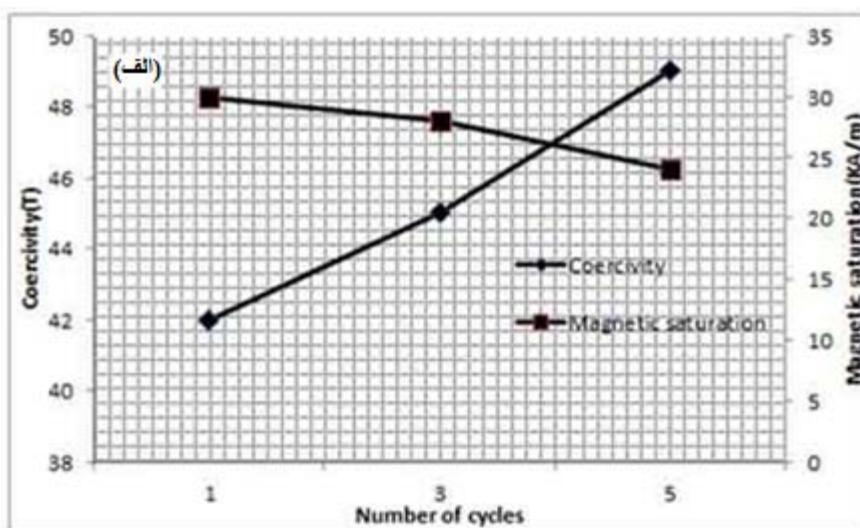
با توجه به نتایج شکل (۹)، پس‌ماند مغناطیسی (M_R) و مقدار نیروی وادارنگی مغناطیسی (H_C) برای هر دو ماده‌ی مرکب، با افزایش تعداد دورهای فرایند‌نورد تجمعی همراه با بهبود اندازه‌ی دانه، افزایش یافته‌اند. به عبارت دیگر، بیش‌ترین مقدار نیروی وادارنگی مغناطیسی ($49 Oe$) در گذر پنجم فرایند‌نورد تجمعی به‌دست آمده است. افزون بر این، پس‌ماند مغناطیسی از مقدار اولیه‌ی $2.5 T$ در گذر اول، به $2.9 T$ در گذر



شکل ۹ مقایسه‌ی خواص مغناطیسی ماده‌ی مرکب مس- نیکل و ماده‌ی مرکب مس- نیکل- اکسید آهن در طی دورهای مختلف فرایند نورد تجمعی، الف) نمودار پس‌ماند مغناطیسی و ب) نمودار نیروی وادارنگی مغناطیسی



شکل ۱۰ مقایسه‌ی اشباع مغناطیسی ماده‌ی مرکب Cu/Ni و ماده‌ی مرکب Cu/Ni/Fe₃O₄ در طی دوره‌های مختلف فرایند نورد تجمعی



شکل ۱۱ مقایسه‌ی خواص مغناطیسی ماده‌ی مرکب مس-نیکل در طی دوره‌های مختلف فرایند نورد تجمعی، الف) نمودار پس‌ماند مغناطیسی - اشباع مغناطیسی و ب) نمودار نیروی وادارنگی مغناطیسی - اشباع مغناطیسی

۱- با افزایش تعداد دورهای فرایند نورد تجمعی، توزیع یکنواخت‌تری از ذرات Fe_3O_4 در بین لایه‌های مس و نیکل به دست آمد. افزون بر این، با افزایش تعداد مراحل نورد تجمعی، لایه‌های تقویت کننده نیکل شروع به گلوبی شدن و شکست کردند، به طوری که در گذر پنجم، توزیع نسبتاً یکنواختی از ذرات Fe_3O_4 و لایه‌های تقویت کننده نیکل در زمینه‌ی مس حاصل شد.

۲- با افزایش تعداد دورهای فرایند نورد تجمعی، استحکام و تردی ماده‌ی مرکب $Cu/Ni/Fe_3O_4$ افزایش یافت، اما به دلیل حضور ذرات Fe_3O_4 تمایل به خوشه‌ای شدن ذرات، استحکام کششی پایین‌تری نسبت به ماده‌ی مرکب Cu/Ni به دست آمد.

۳- با افزایش تعداد دورهای فرایند نورد تجمعی، ریزسختی زمینه‌ی مس و لایه‌های تقویت کننده‌ی نیکل افزایش یافتند.

۴- مشاهده شد که مقادیر نیروی وادارنگی مغناطیسی (H_C)، پس ماند مغناطیسی (M_R) و اشباع مغناطیسی (M_S) تحت تأثیر لایه‌های نیکل و ذرات Fe_3O_4 ، تغییرات مطلوب و چشم‌گیری داشته‌اند. حضور مؤثرتر لایه‌های نیکل نسبت به ذرات Fe_3O_4 در بهبود خواص مغناطیسی قابل مشاهده بود، به طوری که سبب ایجاد حلقه‌های مغناطیسی باریک و تولید یک ماده‌ی نرم مغناطیسی شد. افزون بر این، مقادیر پس ماند مغناطیسی (M_R) و نیروی وادارنگی مغناطیسی (H_C) با افزایش تعداد دورهای فرایند نورد تجمعی، همراه با بهبود اندازه‌ی دانه، افزایش یافتند.

اما به طور کلی می‌توان فرایند نورد تجمعی را در بهبود و افزایش مقادیر پس ماند مغناطیسی و وادارنگی مغناطیسی کارآمد دانست. همان‌طور که در شکل (۱۰) مشاهده می‌شود، با افزایش تعداد دورهای فرایند نورد تجمعی، اشباع مغناطیسی (M_S) در هر دو ماده‌ی مرکب کاهش یافته است. از دیگر تأثیرات ایجاد شده ناشی از حضور ذرات Fe_3O_4 در ماده‌ی مرکب Cu/Ni ، افزایش مقدار اشباع مغناطیسی می‌باشد و این تفاوت، در گذرهای اولیه‌ی فرایند متمایزتر است.

اما به طور قطع می‌توان گفت که با افزایش تعداد دورهای نورد تجمعی و به دلیل قرارگیری قطب‌ها در جهت خلاف میدان در کلیه‌ی نمونه‌ها ناشی از عواملی هم‌چون افزایش نابجایی‌ها و مرز دانه‌ها، مقادیر اشباع مغناطیسی کاهش می‌یابد. نمودارهای شکل (۱۱) با عبور و انطباق منحنی‌های پس ماند مغناطیسی و وادارنگی مغناطیسی با منحنی اشباع مغناطیسی، تعداد دورهای مناسب فرایند نورد تجمعی برای داشتن مقدار بهینه و مناسب از هر دو عامل را نشان می‌دهد. همان‌طور که در این دو نمودار مشاهده می‌شود، پس از گذر سوم فرایند، منحنی‌ها با هم تلاقی دارند که این نشان‌گر مقادیر بهینه‌ای از سه عامل پس ماند مغناطیسی، وادارنگی مغناطیسی و اشباع مغناطیسی است.

نتیجه‌گیری

در تحقیق حاضر، از فرایند نورد تجمعی به‌طور موفقیت‌آمیزی در تولید ماده‌ی مرکب لایه‌ای $Cu/Ni/Fe_3O_4$ استفاده شد. تا دور پنجم نورد تجمعی، نمونه‌هایی با شکل‌پذیری مناسب و قطعاتی بدون عیب درشت به دست آمد. افزون بر این، نتایج زیر به دست آمدند:

مراجع

1. S. C. Tjong, and H. Chen, "Nanocrystalline materials and coatings", Materials Science and Engineering, Vol. 45, pp. 1-88, (2004).
2. B.A. Movchan, FD. Lemkey, "Mechanical properties of fine-crystalline two-phase materials", Materials

- Science and Engineering A, Vol 224, 136–45, (1997).
3. Y. S. Kim, S. H. Kang, and D. H. Shin, "Effect of rolling direction on the microstructure and mechanical properties of accumulative roll bonding (ARB) processed commercially pure 1050 aluminum alloy", *Materials Science Forum*, Vols. 503-504, pp.681-686, (2006).
 4. M. Perez-Prado, T. Del Valle and O. A. Ruano, "Grain refinement of Mg-Al-Zn alloys via accumulative roll bonding", *Scripta Materialia*, Vol. 51, pp.1093-1097, (2004).
 5. J. Mc. Keown, A. Misra, H. Kung, R.G. Hoagland, M. Nastasi, "Microstructures and strength of Nano scale Cu–Ag multi-layers", *Scripta Mater*, Vol 46, 593–598, (2002).
 6. R. Grössinger, R. Sato, D. Holzer, M. Dahlgren, "Properties, Benefits, and Application of Nanocrystalline Structures in Magnetic", *Materials, Physical B*, Vol 44, pp.248- 275, (2000).
 7. Mc. Michael RD, RD. Shull, L.J. Swartzendruber, L.H. Bennett, RE. Watson, "Magnetocaloric effect in superparamagnets", *J Magn Mater*, Vol 111, pp.29-33. (1992)
 8. Y. Estrin, R.J. Hellmig, S.C. Baik, H.S. Kim, H.G. Brokmeier, "Microstructure and texture development in copper and aluminums under ECAP", *Ultrafine Grained Materials III*. Vol32, pp.134-142,(2004).
 9. H. Sekine and R Chen, "A combined microstructure strengthening analysis of SiCp/Al metal matrix composites", *Composites*, Vol. 26, pp. 183-8, (1995).
 10. C. Lu, K. Tieu and D. Wexler, "Significant enhancement of bond strength in the accumulative roll", *Materials Science and Engineering A*, Vol 324, pp.278–292, (2007).
 11. M. Alizadeh, "Comparison of nanostructured Al/B₄C composite produced by ARB and Al/B₄C composite produced by RRB process", *Materials Science and Engineering A*, Vol 528, pp.578–582, (2010).
 12. X. Huang, N. Kamikawa, N. Hansen, "Strengthening mechanisms in nanostructured aluminum", *Mater Sci Eng. A*, Vol 483, pp.102–4, (2008).
 13. L. Ghalandari and M. M. Moshksar, "High Strength and High Conductive Cu/Ag Multilayer Produced by ARB", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol 506, pp.257-268, (2010).