



بررسی خواص مکانیکی و ریزساختاری Al/Ni%5 تولید شده با فرآیند نورد تجمعی متقاطع

مسلم طیبی¹، داود رحمت آبادی²، رضا رشیدی³، رامین هاشمی^{4*}

- 1- کارشناس ارشد، مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند، تبریز
 - 2- کارشناس ارشد، مهندسی مکانیک، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران
 - 3- دانشجوی کارشناسی ارشد، مهندسی مواد، دانشگاه تهران، تهران
 - 4- استادیار، مهندسی مکانیک، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران
- * تهران، صندوق پستی 16846-13114، rhashemi@iust.ac.ir

چکیده

اطلاعات مقاله

دریافت: 96/09/20
پذیرش: 96/11/01

کلیدواژگان:

تغییر شکل شدید پلاستیک
فرآیند نورد تجمعی متقاطع
پودر نیکل
خواص مکانیکی و ریزساختاری

در سال‌های اخیر، روش‌های مختلف تغییر شکل شدید پلاستیک به منظور ساخت کامپوزیت‌های زمینه فلزی و دست‌یابی به خواص مکانیکی و ریزساختاری مطلوب مورد توجه محققین قرار گرفته است. در بین روش‌های تغییر شکل شدید پلاستیک، روش نورد تجمعی متقاطع الهام‌گرفته از نورد تجمعی معمولی می‌باشد که توانایی تولید کامپوزیت‌های فلزی با خواص مکانیکی و ریزساختاری مطلوب‌تر را دارد. در این تحقیق، برای اولین بار، کامپوزیت زمینه آلومینیومی متشکل از 5% پودر نیکل خالص به وسیله نورد تجمعی متقاطع در هشت پاس تولید شد. ریزساختار و خواص مکانیکی در پاس‌های مختلف با استفاده از میکروسکوپ‌های نوری و الکترون روبشی، آنالیز عنصری و آزمون‌های کشش تک‌محوره و ریزسختی و یکرز مورد بررسی قرار گرفت. نتایج ریزساختاری نشان داد که پیوند بین لایه‌ها در پاس‌های ابتدایی ضعیف‌تر بوده و در ساختار تخلخل وجود دارد، ولی با افزایش پاس و بعد از پاس هشتم، توزیع بهتری از پودرهای نیکل و لایه‌های اکسیدی در کامپوزیت مشاهده شد و از میزان تخلخل کاسته شد. با افزایش پاس‌های فرآیند نورد تجمعی استحکام کششی و ریزسختی به صورت پیوسته افزایش یافت. دلیل این افزایش به سبب مکانیزم‌های حاکم در فرآیند تغییر شکل پلاستیک شدید می‌باشد و پودر نیکل در این افزایش سهم چندانی نداشت. همچنین مقدار ازدیاد طول نیز پس از افت شدید در ساندویچ اولیه، با افزایش پاس تا پایان پاس هشتم به صورت پیوسته و با نرخ کم، افزایش یافت. مقدار استحکام کششی و ریزسختی نسبت به نمونه‌ی آنبیل به ترتیب 3.88 و 2.5 برابر شد.

Evaluation of mechanical properties and microstructure for Al/Ni%5 produced by cross accumulative roll bonding process

Moslem Tayyebi¹, Davood Rahmatabadi², Reza Rashidi³, Ramin Hashemi^{2*}

- 1- Department of Material Engineering, Sahand University of Technology, Tabriz, Iran
 - 2- School of Mechanical Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran
 - 3- School of Metallurgy and Materials Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran
- * P.O.B. 16846-13114, Tehran, Iran, rhashemi@iust.ac.ir

Keywords

SPD
CARB process
Ni particle
Mechanical properties and microstructure

Abstract

In recent years, different SPD methods have been attention of researchers to produce metal matrix multi-layered composite and to achieve good mechanical properties and microstructure. Among SPD methods, CARB process is inspired by ARB which has the ability to produce metal composites with better mechanical and microstructural properties. In this investigation, for the first time, aluminum composite matrix consisting of 5% pure nickel powder was produced by CARB in eight pass. Microstructure and mechanical properties of produced composite were evaluated in the different cycles of CARB process by optic and scanning electron microscopy, elemental analysis, uni-axial tensile test, microhardness, respectively. Results of microstructure showed that the bonding between the layers in the first passes is weak and there is a porosity in structure but by increasing the passes and after 8 pass, in produced composite, distribution of nickel powders and oxide layers has better than previous cycles, and porosity reduced. By increasing the number of CARB passes, tensile strength and microhardness increased continuously. The reason for this increase is due to the governing mechanisms in the process of SPD, and the nickel powder did not contribute much to this increase. Also, the amount of elongation after a severe drop in the initial sandwich, increased by increasing the pass until the end of the eighth cycle, continuously with a low increase rate. The tensile strength and microhardness increased 3.88 and 2.5 times, respectively, compared to the annealed sample.

Please cite this article using:

Tayyebi, M. Rahmat Abadi, D. Rashidi, R. and Hashemi, R., "Evaluation of mechanical properties and microstructure for Al/Ni%5 produced by cross accumulative roll bonding process", In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 05, No. 02, pp. 279-288, 2018.

برای ارجاع به این مقاله از عبارت زیر استفاده نمایید:

1- مقدمه

تجمعی متقاطع نسبت به روش نورد تجمعی معمولی، می‌توان به توزیع بهتر و یکنواخت‌تر ذرات تقویت‌کننده، ساخت کامپوزیت با تعداد پاس بیشتر (اعمال کرنش بیشتر) و نهایتاً دستیابی به ماده خواص مکانیکی و ریزساختار بهتر اشاره کرد [3, 5]. در سال‌های اخیر مواد مرکبی نظیر $Al/B4C$ ، Al/Al_2O_3 ، $Al/SiC/Al_2O_3$ و $AA6061/AA5754$ ، $AA1100$ ، $AA6014$ و $Al/Cu/SiC$ با روش نورد تجمعی متقاطع تولید شده و خواص مکانیکی و ریزساختاری آن‌ها مورد بررسی قرار گرفته است [3, 5-11]. همچنین در همه‌ی پژوهش‌های انجام شده به ساخت و بررسی خواص مکانیکی و ریزساختاری کامپوزیت‌های لایه‌ای با تقویت‌کننده‌های فلزی به صورت بالک (ورق) و تقویت‌کننده‌های سرامیکی به صورت پودر پرداخته شده است. علیزاده و همکاران، به بررسی خواص مکانیکی و ریزساختاری آلومینیم/کاربید بور و آلومینیم/آلمینا با دو روش نورد تجمعی معمولی و متقاطع پرداختند [3, 6, 7, 12]. ناصری و همکاران نیز به بررسی خواص مکانیکی برای کامپوزیت آلومینیم/کاربید بور/کاربید سیلیسیوم تولید شده به دو روش نورد تجمعی معمولی و متقاطع پرداختند [8]. نتایج این دو پژوهش بیانگر برتری روش نورد تجمعی متقاطع در خواص مکانیکی و ریزساختاری نسبت به روش نورد تجمعی معمولی می‌باشد، به‌گونه‌ای مقدار استحکام کششی، ازدیاد طول و ریزسختی بالاتر و خواص ریزساختاری مناسب‌تر (کاهش تخلخل و پخش یکنواخت ذرات) برای نمونه‌ی مشابه تولید شده به روش نورد تجمعی متقاطع حاصل شد.

در این پژوهش کامپوزیت پایه آلومینیم متشکل از 5% پودر نیکل خالص با استفاده از روش نورد تجمعی متقاطع تولید شد. فرآیند نورد تجمعی متقاطع توسط نورد آزمایشگاهی با ظرفیت 20 تن، در هشت پاس، در دمای اتاق، بدون استفاده از روانکار انجام شد. پس از ساخت کامپوزیت آلومینیم/نیکل، خواص ریزساختاری و مکانیکی به صورت تجربی بر حسب پاس‌های فرآیند نورد تجمعی با استفاده از آزمون‌های کشش تک‌محوره، ریزسختی ویکرز، متالوگرافی و عکس‌برداری با میکروسکوپ نوری¹⁰ و بررسی سطح مقطع شکست با ریزسکوپ الکترونی روبشی¹¹ مورد مطالعه، بررسی و مقایسه قرار گرفت. در این تحقیق برای اولین از تقویت‌کننده فلزی به صورت پودر برای تولید کامپوزیت‌های لایه‌ای استفاده شد. همچنین به منظور تولید کامپوزیت با درصد حجمی بیشتر از لایه‌های بیشتر با ضخامت کمتر (6 لایه آلومینیم با ضخامت 0.5) استفاده شد. به همین جهت درصد حجمی پودر مورد استفاده در این تحقیق (کامپوزیت آلومینیم نیکل)، در مقایسه با سایر کامپوزیت‌های تولید شده با روش‌های نورد تجمعی معمولی و متقاطع بیشتر می‌باشد.

2- روش تحقیق

1-2- مواد تحقیق

در این پژوهش از ورق آلومینیم خالص تجاری 1020 با ضخامت 0.5 میلی‌متر و مخلوطی از پودرهای کروم و غیرکروی نیکل با درصد خلوص 99.9% با اندازه ذرات کمتر از 75 میکرومتر استفاده شده است. در ابتدا و به منظور از بین بردن کار سرد احتمالی قبلی، ورق‌های آلومینیم 1020 در دمای 350 درجه سانتی‌گراد و مدت زمان 90 دقیقه آنیل شدند و در کوره تا دمای محیط سرد شدند. خواص مکانیکی (استحکام کششی و ریزسختی) و ابعاد

در سال‌های اخیر، کامپوزیت‌های زمینه فلزی¹ و لایه‌ای² به واسطه خواص مطلوب مانند نسبت استحکام به وزن بالا بیشتر مورد توجه محققین قرار گرفته‌اند [1]. این مواد دارای کاربردهای گوناگون در صنایع مختلف می‌باشند [2]. آلومینیم یکی از سبک‌ترین فلزات صنعتی با چگالی 2700 کیلوگرم بر متر مکعب است. آلومینیم به واسطه‌ی شکل‌پذیری عالی، نسبت استحکام به وزن بالا، مقاومت به خوردگی خوب و چقرمگی بالا، پرکاربردترین فلز در ساخت کامپوزیت‌های زمینه فلزی و لایه‌ای است. نیکل نیز فلزی سخت، انعطاف‌پذیر، هادی جریان الکتریسیته و مقاوم به خوردگی است. این عنصر جز فلزات فرومغناطیس بوده و دارای خواص مغناطیسی مطلوبی است.

روش‌های ساخت مواد فوق ریزدانه در دو دسته کلی روش بالا به پایین و پایین به بالا قرار می‌گیرد. روش پایین به بالا نسبت به روش بالا به پایین، روشی قدیمی‌تر می‌باشد که به دلیل معایب این روش کمتر مورد توجه قرار می‌گیرند. از معایب روش پایین به بالا می‌توان به محدودیت در ابعاد قطعات تولیدی، آلودگی در حین ساخت، نیاز به تجهیزات با توان بالا و هزینه‌ی بالا اشاره کرد. روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید جز روش‌های بالا به پایین می‌باشد که برای تولید فلزات با ساختار فوق ریزدانه³ و نانوساختار استفاده می‌شوند. از روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید⁴ که بیشتر مورد توجه قرار گرفته‌اند می‌توان به تغییر شکل پیچشی تحت فشار زیاد⁵، تغییر شکل در کانال‌های مشابه زاویه‌دار با پرس کاری⁶ و نورد تجمعی⁷ استفاده می‌شود [3]. فرآیند نورد تجمعی علاوه بر تولید مواد فوق ریزدانه و نانوساختار، توانایی تولید کامپوزیت‌های زمینه فلزی، لایه‌ای و تقویت‌شده با استفاده از پودرهای فلزی و سرامیکی را داراست. علاوه بر این، فرآیند نورد تجمعی در مقایسه با سایر روش‌های تغییر شکل شدید پلاستیک دارای ویژگی‌های مناسب از قبیل: ساده بودن، عدم نیاز به تجهیزات شکل‌دهی با توان و قیمت بالا، آلودگی کم، عدم محدودیت در ابعاد و قابلیت صنعتی شدن و پیوسته بودن است.

یکی از روش‌های جدید و موفق تغییر شکل پلاستیک شدید فرآیند نورد تجمعی متقاطع⁸ است که در ساخت مواد مرکب فوق ریزدانه و نانوساختار حاوی ذرات تقویت‌کننده به کار می‌رود. اساس این روش مبتنی بر همان روش نورد تجمعی است و برای اولین بار در سال 2010، توسط علیزاده با تولید کامپوزیت آلومینیم/کاربیدبور⁹ ابداع شد و پس از آن مورد توجه محققین قرار گرفت [4]. تنها تفاوت روش نورد تجمعی متقاطع با روش نورد تجمعی معمولی در نحوه‌ی تولید مواد مرکب لایه‌ای، چرخش حول محور عمود بر صفحه در هر پاس است که همین تغییر باعث افزایش ابعاد ورق در هر دو جهت طولی و عرضی در پاس‌های متوالی می‌شود. در فرآیند نورد تجمعی، افزایش ابعاد ورق در همه‌ی پاس‌های فرآیند در جهت طولی بوده و همین عامل باعث کشیده‌شدن ذرات در همان یک جهت می‌باشد در صورتی که در کامپوزیت‌های حاوی ذرات تولید شده به روش نورد تجمعی متقاطع، ذرات در هر دو جهت طولی و عرضی پخش می‌شوند. از مزیت‌های روش نورد

¹ Metal Matrix Composite (MMC)

² Multi-layered composite

³ Ultra-fine grain

⁴ Severe plastic deformation (SPD)

⁵ High pressure torsion (HPT)

⁶ Equal channel angular pressing (ECAP)

⁷ Accumulative roll bonding (ARB)

⁸ Cross accumulative roll bonding (CARB)

⁹ B₄C

¹⁰ Optic microscopy (OM)

¹¹ Scanning electron microscopy (SEM)

قرار گرفت. همچنین به منظور جلوگیری از سر خوردن ورق‌ها در حین نورد، پس از روی هم قرار دادن ورق‌ها از چهار طرف با استفاده از سیم فولادی محکم به یکدیگر بسته شدند و تحت نورد با کاهش ضخامت اولیه 55% (کرنش معادل 0.92) در دمای اتاق قرار گرفتند. در شکل 2 مراحل مختلف ساخت ساندویچ اولیه برای کامپوزیت لایه‌ای آلومینوم خالص تجاری 1020/پودر نیکل ارائه شده است.

2-3- فرآیند نورد تجمعی مقاطع

در مرحله‌ی دوم ساخت کامپوزیت آلومینیم/پودر نیکل با استفاده از فرآیند نورد تجمعی مقاطع، کامپوزیت‌های تولید شده حاصل از مرحله‌ی قبل، (ساندویچ اولیه) ابتدا در جهت محور عمود بر صفحه 90 درجه چرخانده شدند. سپس در راستای طولی به صورت دو قسمت کاملاً برابر بریده شده و آماده سازی سطحی مانند مرحله قبل (شستن آب و صابون، چربی زدایی با استون و خشن کاری با استفاده از برس سیمی فولادی) انجام گرفت. بعد از عملیات آماده سازی سطحی، دو سطح برس خورده بدون اضافه کردن پودر نیکل، روی هم قرار داده شدند و پس از سوراخ کردن، توسط سیم فولادی از چهار طرف محکم بسته شدند و تحت کاهش ضخامت 50% (کرنش معادل 0.8) قرار گرفتند و این فرآیند تا 8 پاس تکرار شد. قابل ذکر است که در هر پاس نمونه‌ی تولیدی نسبت به جهت پاس قبلی 90 درجه حول محور عمود بر صفحه می‌چرخد. عملیات نورد با استفاده از نورد آزمایشگاهی با ظرفیت 20 تن و قطر غلتک‌های 320 میلی‌متر، در دمای اتاق و بدون استفاده از روانکار انجام شد. در شکل 3 مراحل مختلف ساخت کامپوزیت لایه‌ای آلومینوم/پودر نیکل پس از ساندویچ اولیه به صورت شماتیک نشان داده شده است.

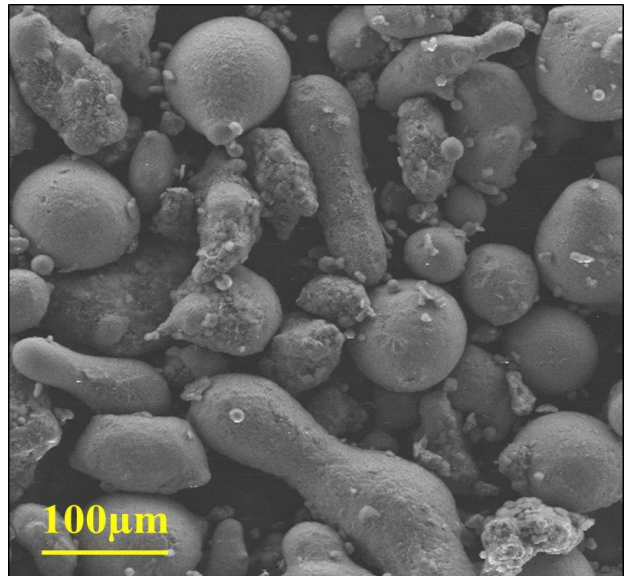
با در نظر گرفتن معیار تسلیم فون میز و شرایط کرنش صفحه‌ای، کرنش پلاستیک معادل از رابطه (1) به دست می‌آید [13]:

$$\epsilon_{eq} = \frac{2}{\sqrt{3}} N \ln \frac{t_0}{t} = \frac{2}{\sqrt{3}} N \ln \frac{1}{1-R} \quad (1)$$

در این رابطه، ϵ_{eq} کرنش معادل، N تعداد پاس‌های فرآیند نورد تجمعی، t_0 مقدار ضخامت اولیه، t مقدار ضخامت نهایی و R مقدار کاهش ضخامت به ازای هر پاس می‌باشد. مقدار کرنش معادل برای کاهش ضخامت 50 و 55% به ترتیب برابر 0.8 و 0.92 می‌باشد. طبق رابطه (1) مقدار کرنش معادل اعمالی در پاس هشتم (ساندویچ اولیه و هشت پاس فرآیند نورد تجمعی مقاطع)، 7.32 می‌باشد.

2-4- بررسی خواص مکانیکی

پس از ساخت کامپوزیت آلومینیم/پودر نیکل، خواص مکانیکی توسط آزمون‌های کشش تک‌محوره و ریزسختی سنجی در پاس‌های مختلف فرآیند نورد تجمعی مقاطع مورد بررسی قرار گرفت. نمونه‌های آزمون کشش تک‌محوره بر اساس استاندارد جی ای اس¹ از راستای نورد به وسیله ماشین وایرکات و برای هر پاس، سه نمونه تهیه گردید. آزمون کشش تک‌محوره در دمای محیط با نرخ کرنش $s^{-1} = 4 \times 10^{-4}$ و با استفاده از دستگاه سنناتم انجام شد. به منظور رسم منحنی‌های تنش-کرنش و تعیین استحکام کششی نهایی² و افزایش طول³، آزمون کشش تا نقطه شکست انجام شد. مقدار ازدیاد طول نمونه‌ها از طریق اندازه‌گیری طول سنج قبل و بعد از آزمون کشش تعیین شد. همچنین آزمون سختی ویکرز جهت تعیین ریزسختی نمونه‌های تولید



شکل 1 تصویر میکروسکوپ الکترونی رویشی از ذرات نیکل استفاده شده

شکل 1 تصویر میکروسکوپ الکترونی رویشی از ذرات نیکل استفاده شده

Table 1 Mechanical properties and initial dimension of commercial purity AA1020 Aluminum sheet after annealing

جدول 1 خواص مکانیکی و ابعاد اولیه ورق آلومینیم خالص تجاری AA1020 بعد از آنیل

ماده	ابعاد اولیه (mm)	استحکام کششی (MPa)	ریزسختی (VHN)
آلومینیم خالص AA1020	180×70×0.5	47	24

اولیه ورق آلومینیم خالص تجاری آنیل شده و تصویر ریزسکوپ الکترونی از پودر نیکل به ترتیب در جدول 1 و شکل 1 ارائه داده شده است.

2-2- فرآوری ساندویچ اولیه

در این پژوهش کامپوزیت لایه‌ای آلومینیم 1020/پودر نیکل به وسیله‌ی فرآیند نورد تجمعی مقاطع تولید شد. فرآیند نورد تجمعی مقاطع دارای دو مرحله تهیه‌ی ساندویچ اولیه و نورد تجمعی مقاطع می‌باشد. ساخت ساندویچ اولیه کامپوزیت‌های لایه‌ای با پودر، شامل مراحل آماده‌سازی اولیه، ریختن پودر بین فصل مشترک، بستن و روی هم قرار دادن ورق‌ها و نهایتاً نورد با اعمال کاهش ضخامت لازم می‌باشد. به منظور ساخت کامپوزیت اولیه و مطابق با شکل 2، از 6 ورق آلومینیم خالص تجاری آنیل شده با ابعاد (طول، عرض و ضخامت) یکسان استفاده شد. در ابتدا ورق‌های اولیه تحت عملیات آماده‌سازی ابتدایی قرار گرفتند. این عملیات آماده‌سازی شامل شستن با آب و صابون، چربی‌زدایی با استون و خشن‌کاری و زبر کردن لایه‌های در تماس می‌باشد. خراشیدن لایه‌های در تماس با استفاده از سنباده فولادی صورت گرفت. پس از آماده‌سازی اولیه نمونه‌ها مقدار 5 درصد حجمی پودر نیکل خالص بین فصل مشترک‌های لایه‌های آلومینیم/آلومینیم (5 فصل مشترک) ریخته شد. ریختن پودر بین فصل مشترک لایه‌های آلومینیمی با استفاده از نمک پاش به صورت کاملاً یکنواخت و یکسان در بین لایه‌ها ریخته شد، به گونه‌ای که در فصل مشترک‌های آلومینیم/آلومینیم مقدار 1 درصد حجمی

¹ JIS Z2201

² Ultimate tensile strength (UTS)

³ Elongation

1- باندهای برشی ساده که باعث شکسته شدن لایه‌ی اکسیدی تنها در یک نقطه‌ی فصل مشترک شده و امکان تماس فلز با فلز را فراهم می‌کنند.
 2- ایجاد باندهای برشی شاخه‌ای که باعث تکه‌تکه شدن لایه اکسیدی می‌شوند.

مطابق با شکل 4 مشاهده می‌شود که با افزایش تعداد پاس‌های فرآیند نورد تجمعی مقاطع لایه‌های اکسیدی شکسته می‌شوند و به تکه‌های ریزتری تبدیل شده و در زمینه‌ی آلومینیمی توزیع می‌شوند. بنابراین می‌توان لایه‌های اکسیدی را یک تقویت‌کننده در زمینه آلومینیمی در نظر گرفت. همچنین در تصاویر ریزساختار مشاهده می‌شود که تخلخل‌های ناشی از عدم چسبندگی پودرهای نیکل با زمینه آلومینیمی در تمامی مراحل وجود دارند، ولی با افزایش تعداد پاس‌های فرآیند نورد تجمعی مقاطع، تخلخل‌ها کمتر و در زمینه آلومینیمی توزیع شده‌اند. همچنین با افزایش کرنش اعمالی، پودرهای نیکل در زمینه آلومینیمی پراکنده شده‌اند و در پاس هشتم توزیع بهتری از پودرهای نیکل نسبت به مراحل قبلی مشاهده می‌شود. به نظر می‌رسد که زمینه آلومینیمی و همچنین لایه‌های اکسیدی سبب شده‌اند تا پودرهای نیکل در مراحل انتهایی نسبت به مراحل ابتدایی قدری کوچکتر شوند.

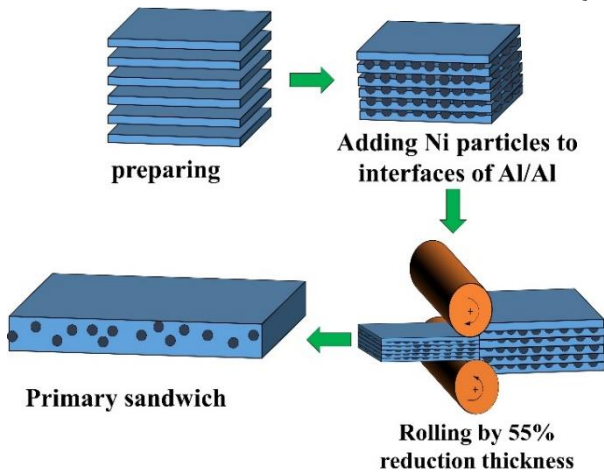


Fig. 2 Schematic illustration for production of primary sandwich
 شکل 2 طرح واره توضیحی برای ساخت ساندویچ اولیه

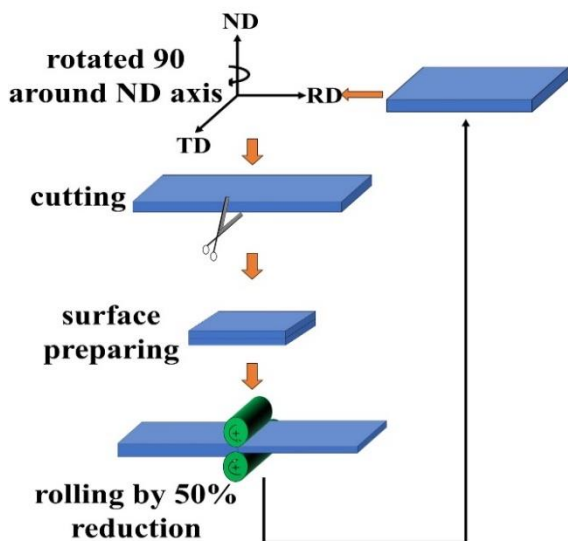


Fig. 3 Schematic illustration of CARB process [11]
 شکل 3 طرح واره فرآیند نورد تجمعی مقاطع [11]

شده با فرآیند نورد تجمعی مقاطع با استفاده از دستگاه جنیوس¹ تحت بار 200 گرم و زمان اعمال بار 10 ثانیه در راستای عمود بر جهت نورد (در صفحه ضخامت و طول) اندازه‌گیری شد [13, 14]. قبل از انجام آزمون ریزسختی، نمونه‌ها توسط مانت سرد و سنباده (80 تا 1200) آماده شدند. ریزسختی برای هر نمونه به صورت رندوم در بیش از 10 نقطه مختلف اندازه گیری شد و پس از حذف مقادیر بیشینه و کمینه، با میانگین گرفتن از بقیه مقادیر تعیین شد.

5-2- بررسی خواص ریزساختاری

پس از ساخت نمونه‌ی کامپوزیتی خواص ریزساختاری و سطح مقطع شکست در پاس‌های مختلف فرآیند نورد تجمعی مقاطع با استفاده از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی و مطالعه قرار گرفت. به منظور بررسی کیفیت اتصال لایه‌ها در فصل مشترک و نحوه‌ی توزیع ذرات نیکل در فصل مشترک لایه‌های آلومینیمی، نمونه‌هایی از مقطع عمود بر جهت نورد کامپوزیت‌های لایه‌ای فرآوری شده در مراحل مختلف فرآیند تهیه شد و به منظور تسهیل در جابه‌جایی نمونه‌ها از مانت سرد استفاده شد. نمونه‌ها به کمک سنباده‌های 300-5000 پرداخت شد. در ادامه پولیش سطح نمونه‌ها با استفاده از پودر آلومینا انجام گرفت. همچنین سطح نمونه‌های شکست، پس از انجام تست کشش تک محوره، به منظور بررسی چگونگی برقراری اتصال نوردی بین لایه‌ها و تعیین حالت شکست با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی قرار گرفت. بررسی‌های ریزساختاری و شکست نگاری به ترتیب به وسیله میکروسکوپ‌های نوری مدل الیمپوس² و الکترونی روبشی مدل کم‌اسکن³ مجهز به آنالیز عنصری EDX، انجام شد. سطح نمونه‌های شکست، پس از انجام تست کشش تک محوره، به منظور بررسی چگونگی برقراری اتصال نوردی بین لایه‌ها و تعیین مکانیزم شکست برای نمونه کامپوزیتی تولید شده و مقایسه با مواد اولیه، با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی، VEGA TESCAN مورد بررسی قرار گرفت.

3- بحث و نتایج

1-3- بررسی ریزساختار

در شکل 4 تصاویر میکروسکوپ نوری کامپوزیت تولید شده با 5% حجمی پودر نیکل بر حسب پاس‌های مختلف فرآیند نورد تجمعی مقاطع نشان داده شده‌اند. به ترتیب پیکان‌های آبی، قرمز و سبز لایه‌ی اکسیدی، پودر نیکل و تخلخل ناشی از عدم چسبندگی پودر نیکل به زمینه آلومینیمی و باقی ماندن اثر پودر به عنوان تخلخل می‌باشند. در تمامی کامپوزیت‌های تولید شده، به وضوح لایه‌ی اکسیدی در فصل مشترک‌های Al/Al مشاهده می‌شود. کوادیر⁴ و همکارانش اتصال نوردی آلومینیم را مورد بررسی قرار دادند و دلایلی مبنی بر عدم حذف لایه‌ی اکسیدی ارائه دادند. گزارش شده است که لایه‌ی اکسیدی به سبب انعطاف‌پذیری کمتر آن نسبت به آلومینیم در طی نورد شکسته می‌شود و به فلز اجازه پدیدار شدن و برقراری تماس و اتصال را می‌دهد [15]. آن‌ها دریافتند که لایه‌ی اکسیدی به سبب عملکرد دو نوع باند برشی شکسته می‌شوند که عبارت‌اند از:

¹ JENUS
² Olympus PMG3
³ Cam Scan MV300
⁴ Quadir

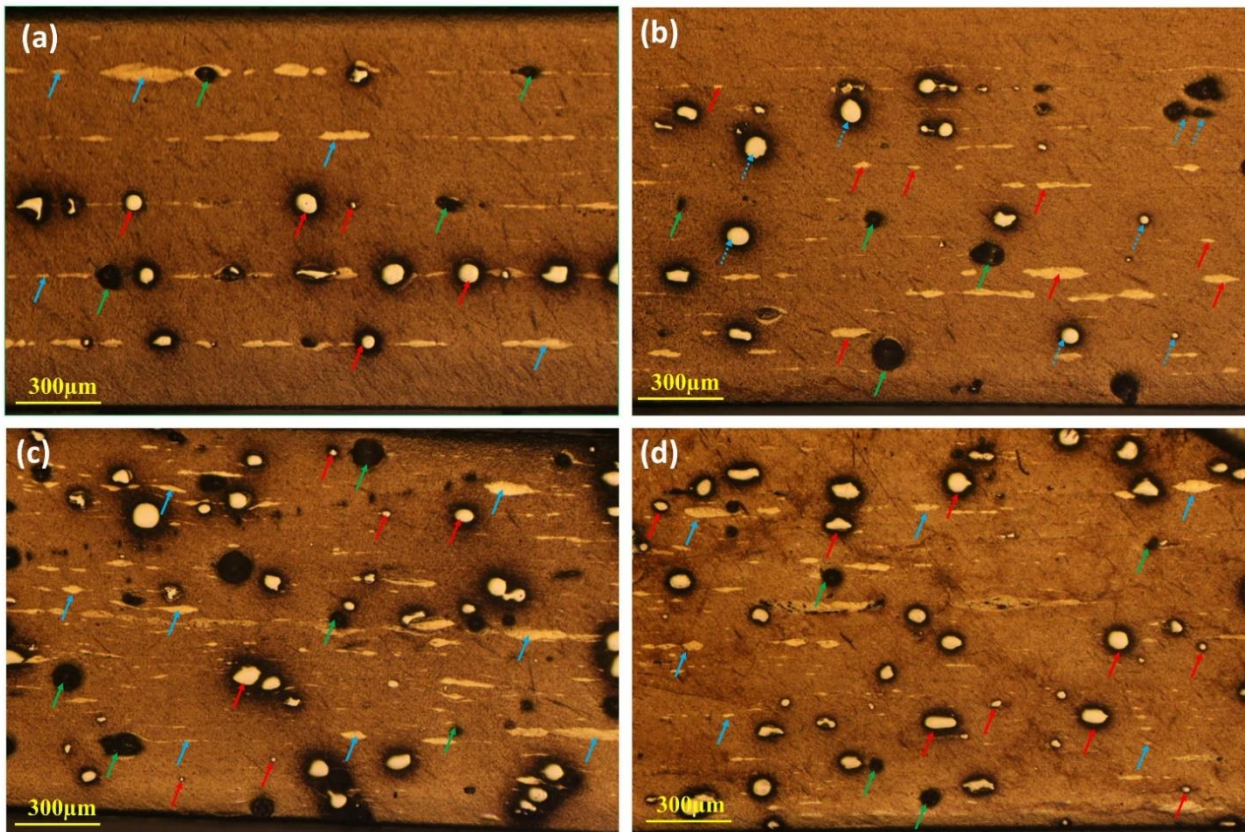


Fig. 4 Microstructure of Al/Ni powder composite for different CARB cycle: (a) primary sandwich, (b) second pass, (c) fifth pass and (d) eighth pass

شکل 4 ریزساختار کامپوزیت Al/Ni پودر برای پاس‌های مختلف فرآیند نورد تجمعی متقاطع: (الف) ساندویچ اولیه، (ب) پاس دوم، (ج) پاس پنجم و (د) پاس هشتم

فاز دوم (در اینجا پودر نیکل) نقش بسزایی در حالت شکست ایفا کنند (مطابق با شکل 5 قسمت (ب)) [16].

براساس تحقیقات انجام شده، به‌طور کلی دو نوع مکانیزم شکست نرم² وجود دارد.

(الف) شکست نرم: رشد حفرات و بهم پیوستن آن‌ها و در نهایت شکست (ب) شکست نرم برشی³: (برش پیوندهای حفرات داخلی) مکانیزم شکست دوم (شکست نرم برشی)، منجر به ایجاد ریز حفرات⁴ کوچک و کشیده می‌شود. که در پژوهش حاضر نیز مکانیزم شکست در مرحله هشتم تشکیل حفرات ریز و کشیده و در نهایت شکست می‌باشد [17, 18].

3-3- خواص مکانیکی

3-3-1- ریزسختی و یکرز

تغییرات ریز سختی برای لایه‌های آلومینیم حاوی ذرات فلزی نیکل تولید شده به روش نورد تجمعی متقاطع بر حسب پاس‌های مختلف این فرآیند در شکل 6 نشان داده شده است. مطابق با شکل 6 مشاهده می‌شود که با افزایش پاس‌های فرآیند نورد تجمعی متقاطع (افزایش کرنش اعمالی)، مقدار ریز سختی آلومینیم به‌صورت پیوسته افزایش می‌یابد. البته این نرخ افزایش متفاوت می‌باشد، به‌گونه‌ای که شیب و نرخ افزایش در پاس‌های اولیه فرآیند نورد تجمعی متقاطع (از ساندویچ اولیه تا پاس سوم) به مراتب بیشتر

3-2- شکست‌نگاری

شکل 5 سطح مقطع شکست کامپوزیت‌های فرآوری شده را در پاس‌های مختلف فرآیند نورد تجمعی متقاطع نشان می‌دهد. به‌طور واضح در شکل 5 قسمت (الف) پودرهای نیکل در فصل مشترک‌های Al/Al مشاهده می‌شوند. [16]. به منظور نشان دادن صحت پودرهای مورد استفاده در این پژوهش از مقطع شکست در پاس دوم فرآیند نورد تجمعی متقاطع، آنالیز عنصری EDX گرفته شد که نشان دهنده صحت پودر نیکل و زمینه‌ی آلومینیمی می‌باشد. طبق نتایج آنالیز عنصری انجام شده، مقداری کروم و آهن نیز مشاهده می‌شود که وجود این عناصر در ساختار، ناشی از براده‌های جدا شده از برس سیمی فولادی می‌باشند که در هنگام آماده سازی نمونه‌ها استفاده شده است. مطابق با شکل 5 در قسمت‌هایی که پودرهای نیکل وجود دارند جدایش بین لایه‌های آلومینیم نیز مشاهده می‌شود (در شکل 5 قسمت (ب) توسط فلش‌های سفید رنگ مشخص شده است). در نتیجه، در طی آزمون کشش تک‌محوره، ترک‌های ریز می‌توانند مابین لایه‌های آلومینیمی جوارنه‌زنی کنند و سبب شکست در کامپوزیت شوند. بنابر تحقیقات انجام گرفته و توضیحات ارائه شده، دلیل آن وجود پودرهای مورد استفاده در هنگام تولید نمونه‌های کامپوزیتی می‌باشد. معمولاً پودرهای استفاده شده موجب کاهش کیفیت اتصال بین لایه‌های فلزی می‌شوند و در نتیجه معمولاً شکست در این کامپوزیت‌ها به‌دلیل تشکیل ترک‌های ریز و انتشار آن‌ها در بین لایه‌ها اتفاق می‌افتد. بنابر تحقیقات انجام شده ریز حفرات در اطراف ناخالصی‌ها¹ و ذرات

² Ductile fracture

³ Shear ductile

⁴ Dimples

¹ Inclusions

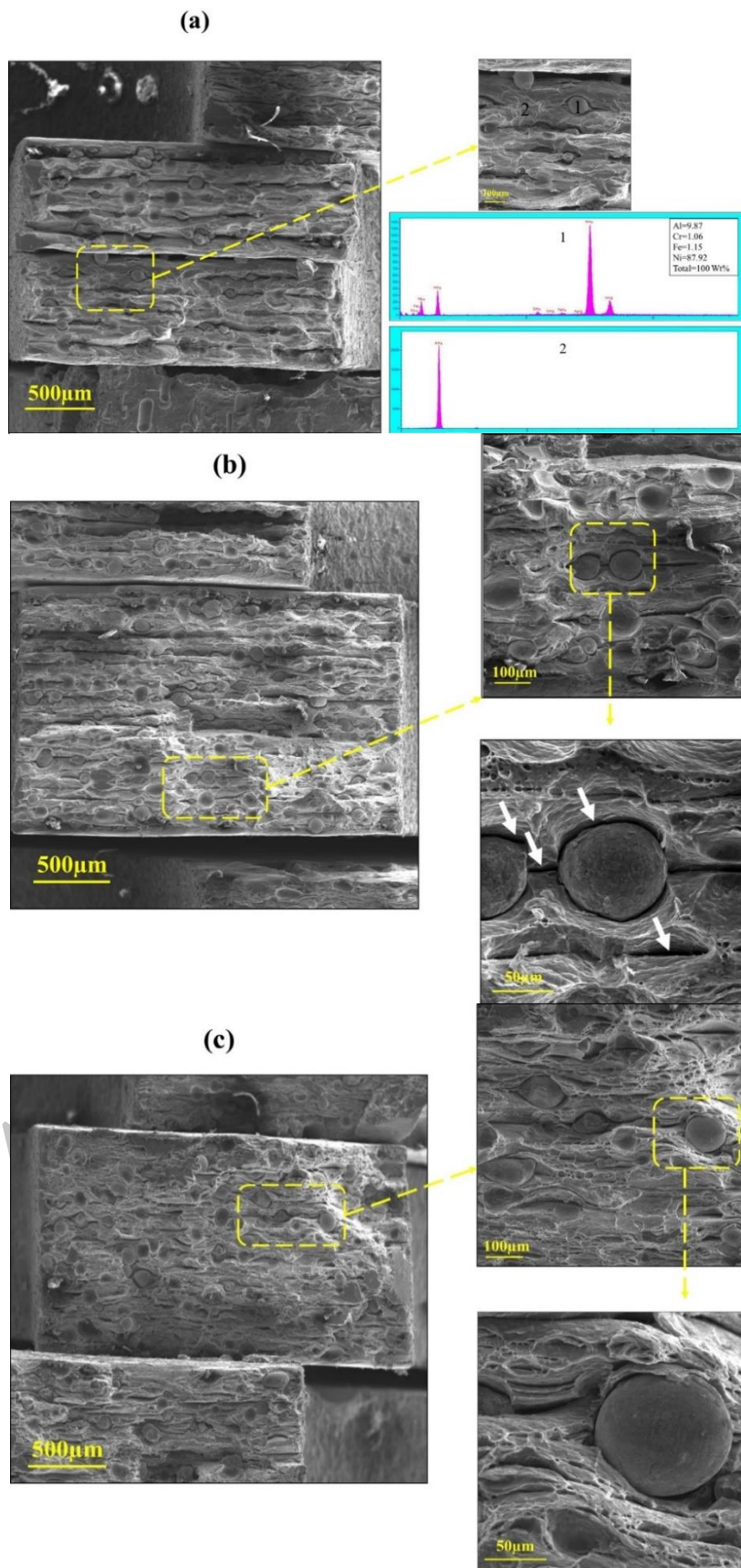


Fig. 5 Tensile fracture surfaces of Al/Ni powder composite for different CARB cycle: (a) second pass, (b) fifth pass, and (c) eighth pass

شکل 5 سطح مقطع شکست برای کامپوزیت Al/Ni%5 برای مراحل مختلف فرآیند نورد تجمعی متقاطع: (a) پاس دوم، (b) پاس پنجم و (c) پاس هشتم

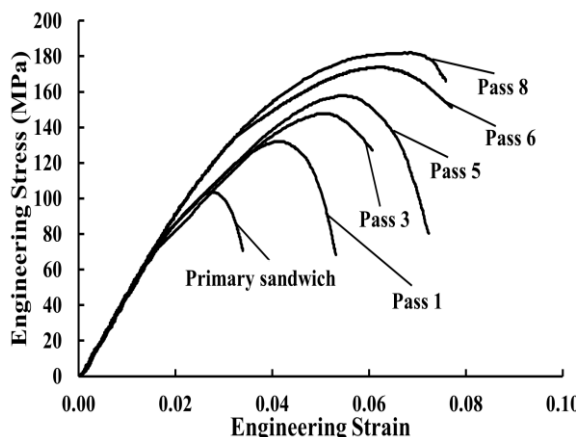


Fig.7 Engineering stress-strain curves of Al/Ni powder composite at the different cycles of Cross Accumulative Roll Bonding process

شکل 7 منحنی‌های تنش-کرنش مهندسی برای کامپوزیت Al/Ni در

پاس‌های مختلف فرآیند نورد تجمعی متقاطع

افزایش استحکام بیشتر از سایر پاس‌های فرآیند می‌باشد و با افزایش پاس‌های فرآیند نرخ افزایش کاهش می‌یابد. در ساندویچ اولیه مقدار استحکام کششی اولیه به 103MPa می‌رسد که نسبت به نمونه‌ی اولیه (آلومینیم خالص تجاری 1020 آنیل شده) بیش از 2 برابر بهبود یافته است. به‌طور کلی تغییرات استحکام کششی در فلزاتی که تحت تغییر شکل شدید پلاستیک قرار می‌گیرند، می‌تواند ناشی از دو دلیل مهم و اصلی، کارسختی به وسیله ناهنجاری‌ها و ریزشدن دانه‌ها باشد [24]. با توجه به تحقیقات پیشین یکی دیگر از عواملی که می‌تواند باعث افزایش استحکام شود، پودرهای تقویت‌کننده می‌باشد. البته در این پژوهش اثر نیکل به‌عنوان تقویت‌کننده فلزی برای استحکام بخشی در مقایسه با پودرهای سرامیکی مانند کاربید سیلیسیوم، کاربید بود و اکسید آلومینیم بسیار کمتر می‌باشد. در پاس‌های ابتدایی فرآیندهای تغییر شکل شدید پلاستیک، نقش کارسختی به‌وسیله افزایش چگالی ناهنجاری مشخص‌تر می‌باشد، ولی با افزایش پاس‌های فرآیند و افزایش چگالی ناهنجاری اثر کارسختی کاهش می‌یابد.

افزایش استحکام تا پاس سوم به‌دلیل افزایش چگالی ناهنجاری ناشی از کارسختی و کارسرد می‌باشد. با توجه به تغییرات استحکام کششی در شکل 7 مشاهده می‌شود که تا پاس سوم، نرخ افزایش استحکام به‌مراتب بیشتر از پاس‌های بعدی می‌باشد. در پاس‌های بعدی و با افزایش کرنش، اثر کارسرد کاهش می‌یابد ولی همچنان با افزایش پاس‌های فرآیند، استحکام کششی افزایش می‌یابد. البته این افزایش با نرخ کمتری می‌باشد که یکی از دلایل اصلی آن کاهش اثر کارسرد به‌دلیل افزایش بیش از حد چگالی ناهنجاری می‌باشد. همچنین در پاس‌های پایانی علاوه بر کارسرد، اصلاح دانه‌بندی نیز می‌تواند از دلایل افزایش استحکام باشد. بیشترین مقدار استحکام کششی در پایان پاس هشتم به‌دست آمد که مقدار 182.5MPa بوده و افزایش 3 برابری نسبت به نمونه‌ی آنیل شده نشان داد. در بین لایه‌های آلومینیمی و به‌دلیل فصل مشترک بیشتر، لایه‌های اکسیدی بیشتری شکل گرفته و با افزایش پاس‌های فرآیند نورد تجمعی متقاطع، توزیع یکنواخت‌تری از اکسید آلومینیم به‌دست آمد، که این عامل یکی دیگر از دلایل افزایش استحکام کششی با افزایش پاس‌های فرآیند نورد تجمعی می‌باشد که در مراحل پایانی فرآیند نقش دارد. از طرف دیگر، وجود تخلخل ناشی از عدم چسبندگی نیکل به زمینه آلومینیمی می‌تواند عاملی منفی جهت افزایش استحکام کششی و کاهش

از پاس‌های بعدی فرآیند می‌باشد. پس از اعمال یک پاس و برای کامپوزیت اولیه، مقدار ریزسختی به‌سرعت افزایش می‌یابد و از 24 ویکرز برای نمونه‌ی آنیل شده به حدود 46 ویکرز می‌رسد. بنابر تحقیقات قبلی انجام شده در این موضوع، افزایش سریع سختی در پاس‌های ابتدایی فرآیند نورد تجمعی معمولی و متقاطع به بالا بودن نرخ کارسختی (افزایش چگالی ناهنجاری‌ها) و در پی آن تشکیل مرزهای فرعی نسبت داده شده است [19-22] در پاس‌های بعدی نیز مقدار ریزسختی افزایش می‌یابد. البته با افزایش پاس، نرخ افزایش کاهش می‌یابد و در پاس‌های میانی ریزسختی افزایش کمتری نسبت به پاس‌های قبلی از خود نشان دادند. افزایش کمتر سختی در پاس‌های میانی فرآیند نورد تجمعی نسبت به پاس‌های اولیه به دو پدیده‌ی کاهش اثر کارسختی و ریزدانه شدن نسبت داده شده است. در طی تغییر شکل پلاستیک (پاس‌های میانی فرآیند نورد تجمعی) نرخ کارسختی کاهش می‌یابد. همچنین میزان ریزسختی در پاس‌های پایانی تقریباً ثابت می‌شود که به دلیل اشباع شدن چگالی ناهنجاری و از بین رفتن اثر نرخ کارسختی می‌باشد [23]. مطابق با شکل 6 مقدار ریزسختی ویکرز برای زمینه آلومینیم در پایان پاس هشتم به بیشترین مقدار خود به میزان 59.5 ویکرز رسید که نسبت به نمونه‌ی اولیه بیش از 2 برابر افزایش نشان داد.

3-3-2- آزمون کشش تک‌محوره

نمودارهای تنش-کرنش مهندسی برای کامپوزیت‌های فرآوری شده در پاس‌های مختلف در شکل 7 نشان داده شده است. همان‌طور که در شکل 7 مشاهده می‌شود، شیب ناحیه الاستیک در همه‌ی پاس‌های فرآیند یکسان و مشابه می‌باشد. همچنین در جدول 2 نتایج و تغییرات خواص مکانیکی (استحکام کششی، ازدیاد طول و ریزسختی ویکرز) در پاس‌های مختلف فرآیند نورد تجمعی متقاطع و بر حسب کرنش اعمالی معادل ارائه شده است. با توجه به جدول 2 و نتایج حاصل از نمودار تنش-کرنش مهندسی، مشاهده می‌شود که با افزایش پاس‌های فرآیند نورد تجمعی متقاطع (افزایش کرنش اعمالی) سطح نمودارهای تنش-کرنش بالا می‌رود که بیانگر افزایش استحکام کششی می‌باشد. این افزایش به‌صورت پیوسته می‌باشد و با افزایش پاس، استحکام کششی نهایی نیز افزایش می‌یابد. البته نرخ افزایش استحکام در پاس‌های مختلف متفاوت می‌باشد. در ساندویچ اولیه و پاس اول این نرخ

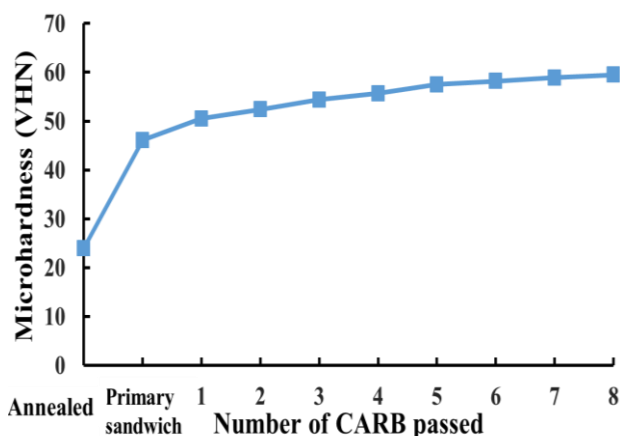


Fig. 6 Microhardness variation of Al/Ni powder composite for Al layers at the different cycles of Cross Accumulative Roll Bonding process

شکل 6 تغییرات ریزسختی کامپوزیت Al/Ni برای لایه‌های آلومینیم در پاس‌های مختلف فرآیند نورد تجمعی متقاطع

آشکار می‌باشد. یکی از دلایل دستیابی به خواص مکانیکی پخش یکنواخت‌تر و همگن‌تر ذرات در فرآیند نورد تجمعی متقاطع به دلیل توزیع کرنش بهتر است که نتیجه آن دستیابی به خواص مکانیکی مطلوب‌تر می‌باشد. همچنین از روش نورد تجمعی متقاطع جهت حذف عیوب ناشی از ریخته‌گری و دستیابی به خواص بهتر در نمونه‌های ریخته‌گری استفاده می‌شود. معمولاً به‌خاطر افزایش طول ورق، ذرات خوشه‌ای همراستای جهت نورد ایجاد می‌شوند. این پدیده باعث افزایش فاصله‌ی ذرات، پخش خوشه‌ای شدن، انقباض ناحیه آزاد ذرات و بهبود یکنواختی در ریزساختار می‌شود [25، 26]. در فرآیند نورد تجمعی، مقدار ازدیاد طول ورق در جهت نورد رخ می‌دهد که تابعی از کاهش ضخامت است. از طرف دیگر، چون تغییر شکل کرنش صفحه-ای در نظر گرفته می‌شود، کرنش در جهت عرضی تقریباً صفر می‌باشد. بنابراین ازدیاد طول ورق در ارتباط با پخش ذرات در رستای عرض ورق بی-تاثیر است. در مقابل در فرآیند نورد تجمعی متقاطع، ازدیاد طول ورق در راستای عرض هم وجود دارد و این عامل باعث بهبود در پخش ذرات تقویت-کننده می‌شود [8].

مقدار ازدیاد طول در مقایسه با پودرهای تقویت‌کننده سرامیکی باشد که در پژوهش‌های مشابه استفاده شده است. دیگر، افزایش پیوسته و همزمان استحکام کششی و ازدیاد طول از پاس اول تا پایان پاس هشتم می‌باشد. همان‌طور که قبلاً اشاره شد این افزایش همزمان، به دلیل بهبود ریزساختار و کاهش اثر کارسختی با افزایش اعمال کرنش می‌باشد. در جدول 3، خواص مکانیکی بر حسب کرنش اعمالی و تعداد پاس فرآیندهای نورد تجمعی معمولی و متقاطع در پژوهش‌های پیشین مشابه (آلومینیم خالص تجاری گروه یک) با کار حاضر مقایسه شده است. در همه-ی پژوهش‌های قبلی از پودرهای سرامیکی استفاده شده است و در این تحقیق از پودر فلزی (نیکل) استفاده شده است. استفاده از پودر نیکل در مقایسه با پودرهای سرامیکی (کاربید بور، کاربید سیلیسیوم و اکسید آلومینیم)، کمترین تاثیر را در افزایش مقدار ریزسختی و استحکام کششی داشته است. مطابق با جدول 3 و با مقایسه خواص مکانیکی نمونه‌های مشابه تولید شده، برتری روش نورد تجمعی متقاطع نسبت به روش نورد تجمعی معمولی

Table 2 results of mechanical properties of multi-layered Al/Ni powder composite as a function of number of CARB cycles and equivalent applied strain

جدول 2 نتایج خواص مکانیکی کامپوزیت چندلایه Al/Ni powder بر حسب پاس‌های فرآیند نورد تجمعی متقاطع و کرنش معادل اعمالی

تعداد پاس فرآیند	کرنش پلاستیک معادل	استحکام نهایی (MPa)	ازدیاد طول (%)	میکروسختی (VHN)
AA1020	0	47	35	24
ساندویچ اولیه	0.92	103	2.9	46.1
1	1.72	132.2	4.1	50.5
3	3.32	147.7	5.2	54.4
5	4.92	158	5.5	57.5
6	5.72	174.1	6.3	58.2
8	7.32	182.5	6.8	59.5

Table 3 Comparison of mechanical properties of the multilayered ARBed and CARBed composite reinforced by ceramics particles obtained in this study with those from previous works

جدول 3 مقایسه خواص مکانیکی کامپوزیت‌های چندلایه تقویت‌شده با ذرات سرامیکی تولید شده با نورد تجمعی و نورد تجمعی متقاطع با تحقیق حاضر

مواد تحقیق	کرنش پلاستیک معادل	تعداد پاس	نورد تجمعی / نورد تجمعی متقاطع	درصد حجمی پودر	میانگین اندازه ذرات (μm)	استحکام نهایی (MPa)	ازدیاد طول (%)	میکروسختی (VHN)	مرجع
Al 1020/Ni	7.32	8	متقاطع	5%	< 75	182.5	6.8	59.5	تحقیق حاضر
Al 1100/B ₄ C	6.4	8	متقاطع	8%	3	~360	**	~89	[6]
Al 1100/B ₄ C	6.4	8	نورد تجمعی	8%	3	~325	**	**	[7]
Al 1100	6.4	8	متقاطع	0	**	~280	**	~75	[7]
Al 1050/B ₄ C/SiC	6.4	8	متقاطع	2%-2%	< 50	280	10.9	100	[8]
Al 1050/B ₄ C/SiC	6.4	8	نورد تجمعی	2%-2%	< 50	240	9.1	84	[8]
Al 1100/Al ₂ O ₃	6.4	8	ریخته‌گری و متقاطع	2%	< 0.1	344	6.4	**	[27]
Al A356/SiC	6.4	8	کامپوکستینگ و متقاطع	2%	< 0.1	354	6.9	**	[28]
Al 1050/Al ₂ O ₃	6.4	8	متقاطع	15%	3	~275	**	~90	[3]
Al 1050/Al ₂ O ₃	6.4	8	نورد تجمعی	15%	3	~245	**	~85	[3]

4- نتیجه‌گیری

در این پژوهش کامپوزیت پایه آلومینیم متشکل از 5% پودر نیکل خالص با استفاده از روش نورد تجمعی متقاطع در هشت پاس (اعمال کرنش معادل 7.32) تولید شد و خواص مکانیکی و ریزساختاری در سیکل‌های مختلف مورد بررسی قرار گرفت که برجسته‌ترین نتایج بدست آمده به شرح زیر می‌باشد:

- 1- تصاویر میکروسکوپ نوری حاصل از بررسی‌های ریزساختاری نشان داد که تخلخل‌های ناشی از عدم چسبندگی پودرهای نیکل با زمینه‌ی آلومینیمی در تمامی مراحل وجود دارند، ولی با افزایش تعداد پاس‌های فرآیند نورد تجمعی متقاطع، تخلخل‌ها کمتر شده‌اند و در زمینه‌ی آلومینیمی توزیع شده‌اند. همچنین با افزایش تعداد پاس‌های فرآیند نورد تجمعی متقاطع، توزیع لایه‌های اکسیدی و ذرات نیکل در زمینه‌ی آلومینیمی بهبود یافت.
- 2- با افزایش کرنش اعمالی در فرآیند نورد تجمعی متقاطع، مقدار ریزسختی و یکرز به‌طور پیوسته افزایش یافت. البته نرخ افزایش در پاس‌های ابتدایی بیشتر بوده و با افزایش پاس این نرخ کاهش یافت. مقدار ریزسختی در پایان پاس هشتم به 59.5 رسید که نسبت به نمونه‌ی انیل شده‌ی اولیه 2.5 برابر شد.
- 3- نتایج حاصل از آزمون کشش تک‌محوره نشان داد که با افزایش پاس‌های فرآیند نورد تجمعی متقاطع استحکام کششی افزایش می‌یابد. افزایش استحکام به‌صورت پیوسته ولی با نرخ متفاوت در پاس‌های مختلف مشاهده شد، به‌صورتی که در پاس‌های ابتدایی نرخ افزایش بیشتری مشاهده شد. استحکام کششی به‌دست آمده برای ساندویچ اولیه و پاس پایانی به‌ترتیب 2.2 و 3.88 برابر نمونه اولیه می‌باشد.
- 4- مقدار ازدیاد طول برای کامپوزیت آلومینیم/پودر نیکل پس از کاهش با نرخ زیاد برای ساندویچ اولیه، با افزایش پاس‌های فرآیند نورد تجمعی متقاطع (افزایش کرنش اعمالی)، از پاس اول تا پاس هشتم به‌صورت پیوسته با نرخ کم، افزایش یافت.

5- مراجع

- [8] Naseri, M., Hassani, A. and Tajally, M., "An Alternative Method for Manufacturing Al/B4c/Sic Hybrid Composite Strips by Cross Accumulative Roll Bonding (Carb) Process" *Ceramics International*, Vol. 41, No. 10, pp. 13461-13469, 2015.
- [9] Alizadeh, M. and Salahinejad, E., "Processing of Ultrafine-Grained Aluminum by Cross Accumulative Roll Bonding" *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 595, No. 2, pp. 131-134, 2014.
- [10] Verstraete, K., Helbert, A. L., Brisset, F., Benoit, A., Paillard, P. and Baudin, T., "Microstructure, Mechanical Properties and Texture of an Aa6061/Aa5754 Composite Fabricated by Cross Accumulative Roll Bonding" *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 640, No. 7, pp. 235-242, 2015.
- [11] D. Rahmatabadi, M. Tayyebi, R. Hashemi, B. Eghbali, Investigation of mechanical properties and microstructure for Al/Cu/SiC composite produced by Cross Accumulative Roll Bonding process, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 17, No. 7, pp. 180-184, 2017.
- [12] Alizadeh, M., "Comparison of Nanostructured Al/B4c Composite Produced by Arb and Al/B4c Composite Produced by Rrb Process" *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 528, No. 2, pp. 578-582, 2010.
- [13] Rahmatabadi, D., Hashemi, R., Mohammadi, B. and Shojaee, T., "Experimental Evaluation of the Plane Stress Fracture Toughness for Ultra-Fine Grained Aluminum Specimens Prepared by Accumulative Roll Bonding Process" *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 708, No. 2, pp. 301-310, 2017.
- [14] Rahmatabadi, D. and Hashemi, R., "Experimental Evaluation of Forming Limit Diagram and Mechanical Properties of Nano/Ultra-Fine Grained Aluminum Strips Fabricated by Accumulative Roll Bonding" *International Journal of Materials Research*, 2017.
- [15] Quadir, M., Wolz, A., Hoffman, M. and Ferry, M., "Influence of Processing Parameters on the Bond Toughness of Roll-Bonded Aluminium Strip" *Scripta Materialia*, Vol. 58, No. 11, pp. 959-962, 2008.
- [16] Mehr, V. Y., Rezaeian, A. and Toroghinejad, M. R., "Application of Accumulative Roll Bonding and Anodizing Process to Produce Al-Cu-Al₂O₃ Composite" *Materials & Design*, Vol. 70, No. 2, pp. 53-59, 2015.
- [17] Xing, Z., Kang, S. and Kim, H., "Structure and Properties of Aa3003 Alloy Produced by Accumulative Roll Bonding Process" *Journal of materials science*, Vol. 37, No. 4, pp. 717-722, 2002.
- [18] Motevalli, P. D. and Eghbali, B., "Microstructure and Mechanical Properties of Tri-Metal Al/Ti/Mg Laminated Composite Processed by Accumulative Roll Bonding" *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 628, No. 3, pp. 135-142, 2015.
- [19] Dehsorkhi, R. N., Qods, F. and Tajally, M., "Investigation on Microstructure and Mechanical Properties of Al-Zn Composite During Accumulative Roll Bonding (Arb) Process" *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 530, No. 1, pp. 63-72, 2011.
- [20] Shabani, A., Toroghinejad, M. R. and Shafyei, A., "Fabrication of Al/Ni/Cu Composite by Accumulative Roll Bonding and Electroplating Processes and Investigation of Its Microstructure and Mechanical Properties" *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 558, No. 1, pp. 386-393, 2012.
- [21] Eizadjou, M., Talachi, A. K., Manesh, H. D., Shahabi, H. S. and Janghorban, K., "Investigation of Structure and Mechanical Properties of Multi-Layered Al/Cu Composite Produced by Accumulative Roll Bonding (Arb) Process" *Composites Science and Technology*, Vol. 68, No. 9, pp. 2003-2009, 2008.
- [22] Mozaffari, A., Manesh, H. D. and Janghorban, K., "Evaluation of Mechanical Properties and Structure of Multilayered Al/Ni Composites Produced by Accumulative Roll Bonding (Arb) Process" *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 489, No. 1, pp. 103-109, 2010.
- [23] Alizadeh, M. and Samiei, M., "Fabrication of Nanostructured Al/Cu/Mn Metallic Multilayer Composites by Accumulative Roll Bonding Process and Investigation of Their Mechanical Properties" *Materials & Design*, Vol. 56, No. 1, pp. 680-684, 2014.
- [24] D. Rahmatabadi, R. Hashemi, Experimental investigation of fracture surfaces and mechanical properties of AA1050 aluminum
- [1] Jamaati, R., Toroghinejad, M. R. and Najafzadeh, A., "An Alternative Method of Processing Mmcs by Car Process" *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 527, No. 10, pp. 2720-2724, 2010.
- [2] Lee, D. and Kim, B., "Nanostructured Cu-Al₂O₃ Composite Produced by Thermochemical Process for Electrode Application" *Materials Letters*, Vol. 58, No. 3, pp. 378-383, 2004.
- [3] Alizadeh, M. and Salahinejad, E., "A Comparative Study on Metal-Matrix Composites Fabricated by Conventional and Cross Accumulative Roll-Bonding Processes" *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 620, No. 1, pp. 180-184, 2015.
- [4] Alizadeh, M., "Comparison of Nanostructured Al/B 4 C Composite Produced by Arb and Al/B 4 C Composite Produced by Rrb Process" *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 528, No. 2, pp. 578-582, 2010.
- [5] Ruppert, M., Höppel, H. W. and Göken, M., "Influence of Cross-Rolling on the Mechanical Properties of an Accumulative Roll Bonded Aluminum Alloy Aa6014" *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 597, No. 1, pp. 122-127, 2014.
- [6] Alizadeh, M., "Processing of Al/B4c Composites by Cross-Roll Accumulative Roll Bonding" *Materials Letters*, Vol. 64, No. 23, pp. 2641-2643, 2010.
- [7] Alizadeh, M. and Paydar, M. H., "High-Strength Nanostructured Al/B4c Composite Processed by Cross-Roll Accumulative Roll Bonding" *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 538, No. 1, pp. 14-19, 2012.

- produced by accumulative roll bonding process, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 16, No. 10, pp. 305-312, 2016.
- [25] Alizadeh, M. and Paydar, M., "Fabrication of Nanostructure Al/Sic P Composite by Accumulative Roll-Bonding (Arb) Process" *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 492, No. 1, pp. 231-235, 2010.
- [26] Jamaati, R., Naseri, M. and Toroghinejad, M. R., "Wear Behavior of Nanostructured Al/Al₂O₃ Composite Fabricated Via Accumulative Roll Bonding (Arb) Process" *Materials & Design*, Vol. 59, No.1, pp. 540-549, 2014.
- [27] Ardakani, M. R. K., Amirkhanlou, S. and Khorsand, S., "Cross Accumulative Roll Bonding—a Novel Mechanical Technique for Significant Improvement of Stir-Cast Al/Al₂O₃ Nanocomposite Properties" *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 591, No. 1, pp. 144-149, 2014.
- [28] Kamali Ardakani, M. R., Khorsand, S., Amirkhanlou, S. and Javad Nayyeri, M., "Application of Compocasting and Cross Accumulative Roll Bonding Processes for Manufacturing High-Strength, Highly Uniform and Ultra-Fine Structured Al/Sicp Nanocomposite" *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 592, No. 1, pp. 121-127, 2014.

Archive of SID