مجله مهندسی مکانیک مدرس، آذر 1396، دوره 17، شماره 9، ص‌ص 390-396

ماهنامه علمی پژوهشی

مهندسی مکانیک مدرس

mme.modares.ac.ir

تأثیر فرایند نورد اتصالی تجمعی روی ریزساختار و سختی کامپوزیت ریختگی A356/TiC

پژمان مومنی[1]، روح‌اله جماعتی[2*]

1- دانشجوی کارشناسی، مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی نوشیروانی بابل، بابل

2- استادیار، مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی نوشیروانی بابل، بابل

* بابل- کدپستی 4714871167، jamaati@nit.ac.ir

اطلاعات مقاله

مقاله پژوهشی کامل

دریافت: 11 تیر 1396

پذیرش: 08 شهریور 1396

ارائه در سایت: 31 شهریور 1396

کلید واژگان:

کامپوزیت زمینه فلزی

نورد تجمعی (ARB)

ریزساختار

سختی

چکیده

در این پژوهش به بررسی تأثیر فرایند نورد تجمعی (ARB) روی ریزساختار و سختی کامپوزیت ریختگی آلومینیم 356/کاربید تیتانیم که توسط ریخته‌گری نیمه‌جامد تولید شده است، پرداخته شد. فرایند ARB تا 4 سیکل روی کامپوزیت زمینه‌ی آلومینیمی حاوی 10 درصد حجمی کاربید تیتانیم با میانگین اندازه ذرات کمتر از 10 میکرومتر در دمای محیط انجام شد. بررسی‌های ریزساختاری توسط میکروسکوپ نوری و سختی توسط آزمون‌های ماکروسختی و میکروسختی انجام گردید. نتایج نشان داد که با افزایش تعداد سیکل‌های فرایند ARB، توزیع ذرات کاربید تیتانیم در زمینه‌ی آلومینیوم اصلاح شد و ذرات سیلیسیم موجود در زمینه، کوچک‌تر و کروی‌تر شدند. از طرفی، مناطق عاری از ذرات حذف شده و کیفیت پیوند بین ذرات کاربید تیتانیم و فاز زمینه بهبود پیدا کرد. علاوه بر آن، تخلخل موجود در ساختار ریختگی نیز به طور قابل توجهی کاهش یافت. بررسی‌های مربوط به سختی نشان داد که سختی نمونه‌ها در دو سیکل اول فرایند، افزایش چشمگیری داشت و پس از آن اثر تعداد سیکل‌ها بر سختی کمتر شد. به طور کلی ریزساختار کامپوزیت ریختگی آلومینیم 356/کاربید تیتانیم بعد از طی کردن 4 سیکل فرایند نورد تجمعی به شکل قابل ملاحظه‌ای اصلاح گردید، به طوری که باعث افزایش ماکروسختی این کامپوزیت به میزان 170 درصد نسبت به نمونه‌ی ریختگی شد. در نهایت نتایج میکروسختی نشان داد که با افزایش تعداد سیکل‌ها، مقدار نوسان سختی در طول ضخامت کامپوزیت‌ها کاهش یافت.

Effect of accumulative roll bonding process on microstructure and hardness of A356/TiC cast composite

Pejman Momeni, Roohollah Jamaati*

Department of Materials and Industrial Engineering, Babol Noshirvani University of Technology, Babol, Iran

* P.O.B. 47148-71167, Babol, Iran, jamaati@nit.ac.ir

ARTICLE INFORMATION

Original Research Paper
Received 02 July 2017
Accepted 30 August 2017
Available Online 22 September 2017

Keywords:
Metal matrix composite
Accumulative roll bonding (ARB)
Microstructure
Hardness

ABSTRACT

In this study, the effect of accumulative roll bonding (ARB) process on microstructure and hardness of cast A356/titanium carbide composite produced by semi-solid processing is evaluated. ARB process up to 4 cycles on the composite containing 10 vol.% titanium carbide with an average particle size less than 10 µm was performed at ambient temperature. Microstructural examination by optical microscope and harness tests including macrohardness and microhardness was done The results showed that by increasing the number of process cycles, the distribution of the Si and TiC in the aluminum matrix was modified, the particles became finer and more spheroidal. On the other hand, particle free zones were removed and the quality of the bond between the particles and the matrix improved. In addition, the porosity in the casting structure significantly decreased. It was found that the hardness in the first two cycles greatly increased, and then the number of cycles had less effect on the hardness value. In general, the microstructure of the composite after 4 cycles of ARB process was considerably refined so that the increased hardness of the composite was 170% compared to the cast. The results showed that by increasing the number of ARB cycles, the amount of fluctuation in the thickness of the composite decreased.

1- مقدمه

آلومینیوم یکی از فلزاتی است که در صنعت حال حاضر به علت سبک وزن بودن، هم از لحاظ اقتصادی و هم از لحاظ صنعتی از جایگاه ویژه‌ای نسبت به سایر فلزات برخوردار بوده و حائز اهمیت است. اما مدول پایین و استحکام کم، استفاده از این فلز را در صنایع پیشرفته و پرکاربرد با محدودیت مواجه کرده است [1]. با این وجود و با توجه به اهمیت بالای این فلز، استفاده از آن به صورتی دیگر نیز امکان‌پذیر شده است. بطوری‌که از آلومینیوم می‌توان به عنوان فاز زمینه در کامپوزیت‌های زمینه فلزی بهره برد. این کامپوزیت‌ها علاوه بر وزن کم، دارای استحکام بالا و مدول مناسبی هستند [2].

در تولید کامپوزیت‌های زمینه‌ی فلزی از میان روش‌های مختلف تولیدی، ریخته‌گری چرخشی به جهت سادگی، سرعت نسبتا بالا و هزینه‌های کمتر به عنوان روش برتر از میان سایر روش‌ها انتخاب شده است. ریخته‌گری کامپوزیتی شاخه‌ای از ریخته‌گری چرخشی است که در آن ذرات جامد سرامیکی به عنوان فاز تقویت‌کننده به فاز زمینه مذاب اضافه می‌شوند و با

Please cite this article using:

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

P. Momeni, R. Jamaati, Effect of accumulative roll bonding process on microstructure and hardness of A356/TiC cast composite, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 17, No. 9, pp. 390-396, 2017 (in Persian)

هدف ایجاد ساختار همگن درحالت نیمه جامد به چرخش درمی‌آیند. این روش به علت تولید حداقل عیوب ساختاری یک راه حل مفید و به صرفه از لحاظ اقتصادی و مکانیکی محسوب می‌شود. انتخاب فلزی به عنوان فاز زمینه با سیالیت بالا در این فرایند تولید، بسیار حائز اهمیت است. آلیاژهای آلومینیوم-سیلیسیم سیالیت بالایی در طول ریخته‌گری از خود نشان می‌دهد و یکی از پرکاربردترین آلیاژهای آلومینیم در صنایع مختلف می‌باشد [4,3]. نیاز به چرخه‌های تولید کم‌تر، تولید قطعات با عمر طولانی، تخلخل و حجم انقباض انجمادی کم‌تر از مزایای تولید محصولات صنعتی به روش ریخته‌گری کامپوزیتی می‌باشد که آن را از محبوبیت بالایی برخوردار ساخته است. اما همچنان وجود عیوب جزئی در ساختار کامپوزیت‌ها منجر به محدود شدن کاربرد آن‌ها در صنایع پرکاربردی همچون هوافضا می‌شود که برای برطرف کردن آن‌ها می‌توان از روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید بهره جست [3]. تغییرشکل پلاستیک شدید در حقیقت مجموعه‌ای از روش‌هایی است که توسط آن‌ها می‌توان کار مکانیکی نسبتا زیادی به فلز بدون تغییر ابعاد آن اعمال نمود. در این فرایند نمونه‌های اولیه با دانه‌بندی نسبتا درشت به ساختارهای ریز دانه حتی در حد نانومتری تبدیل خواهند شد [5-7]. این در حالی است که تغییرات ابعادی قابل توجهی هم در آن‌ها به وجود نمی‌آید. در نتیجه می‌توان این فرایند را تا چندین سیکل هم ادامه داد. فرایند تغییر شکل پلاستیک شدید به روش‌های گوناگونی انجام می‌شود که شامل پیچش تحت فشار بالا[1]، اکستروژن برشی ساده[2]، اکستروژن پیچشی[3]، فورج چند مرحله‌ای[4]، اکستروژن و فشار متوالی[5]، اکستروژن برشی خالص[6]، اکستروژن در کانال هم مقطع زاویه‌دار[7] و در نهایت نورد تجمعی[8] می‌باشد [6-9].

نورد تجمعی یکی از روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید است که از آن می‌توان برای بهبود خواص کامپوزیت‌های زمینه فلزی بهره برد. این فرایند شامل مراحل متعدد برشکاری، آماده‌سازی سطحی، روی هم قرار دادن و نورد است که در هر سیکل آن به ترتیب تکرار می‌شوند. انجام روش ARB به دلیل سادگی، عدم نیاز به اتمسفر محافظ، عدم محدودیت در مواد ورودی، تولید قطعات با ضخامت بسیار پایین و در دمای محیط، عدم نیاز به قالب‌های شکل‌دهی گران قیمت و بازده‌ی تولیدی بالا نسبت به سایر روش‌ها از اهمیت بیشتری برخوردار است [11,10].

تاکنون پژوهش‌های متعددی در زمینه‌ی تولید کامپوزیت‌های ریختگی با استفاده از آلیاژهای آلومینیم-سیلیسیم و ذرات تقویت‌کننده‌ی سرامیکی انجام شده است. دماوندی و همکاران [12] در سال 2015 ریزساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت $A356/Al_2O_3$ تولید شده توسط فرایند ریخته‌گری همزنی مورد بررسی قرار دادند. این پژوهشگران دریافتند که وجود تخلخل در اطراف ذرات تقویت‌کننده موجب تضعیف استحکام فشاری، سختی، استحکام ضربه و مقاومت سایشی کامپوزیت می‌شود. عموری و همکاران [13] در سال 2016 کامپوزیت A356/SiC را با استفاده از روش ریخته‌گری گردابی تولید کردند. نتایج آن‌ها نشان داد که افزودن ذرات تقویت‌کننده‌ی کاربید سیلیسیم منجر به ریز شدن دندریت‌های آلومینیم و افزایش خواص مکانیکی می‌شود. همچنین مشخص شد که تأثیر ذرات تقویت‌کننده‌ی نانومتری SiC روی سختی و استحکام فشاری کامپوزیت به مراتب بیش‌تر از ذرات میکرومتری بوده است. به هر حال نتایج به دست آمده از پژوهش‌های مختلف حاکی از آن است که نمی‌توان تنها با استفاده از روش‌های مختلف ریخته‌گری به ریزساختاری با حداکثر خواص مکانیکی دست یافت.

مطالعات بسیار کمی روی تأثیر اعمال فرایندهای تغییرشکل پلاستیک شدید روی کامپوزیت‌های ریختگی انجام شده است. امیرخانلو و همکاران در سال 2011 روی کامپوزیت ریختگی Al-Si/SiCp فرایند نورد تجمعی را انجام دادند [3]. بررسی‌های آن‌ها نشان داد که کامپوزیت ریختگی دارای عیوبی ریزساختاری زیادی است. عیوبی همچون خوشه‌های ذرات Si و SiC، مناطق وسیع تهی از ذرات تقویت‌کننده، توزیع غیریکنواخت ذرات در زمینه، پیوند ضعیف بین فاز تقویت‌کننده و زمینه، وجود ذرات سیلیسیم سوزنی شکل و حجم زیادی از تخلخل در ریزساختار کامپوزیت ریختگی حضور داشتند. عیوب ذکر شده در نمونه‌ی ریختگی با اعمال فرایند نورد تجمعی و افزایش تعداد سیکل‌ها به تدریج کاهش پیدا کرد و در نهایت در سیکل ششم کامپوزیت مورد نظر به ساختاری با توزیع ذرات یکنواخت دست یافت. همچنین سایر عیوب ساختاری مانند تخلخل، پیوند ضعیف بین ذرات و زمینه و مناطق عاری از ذرات به شکل قابل توجهی اصلاح شدند.

هدف از این پژوهش تولید کامپوزیت ریختگی A356/TiC و اعمال فرایند نورد تجمعی روی آن است. ریزساختار و سختی نمونه‌های ریختگی و کارشده مورد بررسی قرار گرفته است.

2- مواد و روش انجام تحقیق

در پژوهش پیش رو از آلیاژ آلومینیم A356 به عنوان فاز زمینه‌ی کامپوزیت و از ذرات سرامیکی TiC با اندازه‌ی کم‌تر از 10 میکرومتر به عنوان تقویت‌کننده استفاده شده است. سیالیت عالی A356 به دلیل وجود درصد بالایی از سیلیسیم (7.28 درصد) مهمترین دلیل انتخاب این آلیاژ به عنوان فاز زمینه است. از طرفی وجود درصد بالایی از سیلیسیم در این آلیاژ شرایط نگهداری آن را برای بازه‌ی زمانی نسبتاً طولانی در فاز مایع و دمای ریختگی آسان نموده است. در تولید این کامپوزیت از روش ریخته‌گری کامپوزیتی در حالت نیمه جامد استفاده شد. شکل 1 شماتیک آزمایشگاهی تولید کامپوزیت ریختگی آلومینیم با ده درصد حجمی TiC را نشان می‌دهد. برای ذوب یک قطعه‌ی 1.2 کیلوگرمی از کوره‌ی گرافیتی با ظرفیت 1.5 کیلوگرم استفاده شد. کوره در دمای 700 درجه‌ی سانتیگراد به مدت تقریبا دو دقیقه با هدف توزیع دمایی یکنواخت نگه داشته شد. به منظور تولید کامپوزیت ریختگی با حداکثر یکنواختی ساختار، تزریق ذرات کاربید تیتانیم به مذاب درحال چرخش با سرعت 500 دور بر دقیقه، توسط گاز حامل آرگون با خلوص حداکثر صورت گرفت. فرایند چرخش مذاب توسط همزن گرافیتی، با دینام جریان DC کنترل شد. پس از اتمام فرایند، مذاب مورد نظر به طور مداوم و با سرعت 4.2 درجه‌ی سانتیگراد بر دقیقه تا دمای 607 درجه (بر اساس معادله-ی شیل) سرد شده و سپس به قالب فولادی موجود در زیر کوره‌ی مقاومتی انتقال یافت.

نمونه‌های مورد نظر پس از ریختگی با ابعاد 100، 40 و 4 میلی‌متر برش داده شده و ماشین‌کاری شدند. همچنین به منظور افزایش ظرفیت نورد نمونه‌ها، عملیات حرارتی آنیل به مدت 2 ساعت و در دمای 540 درجه‌ی سانتیگراد روی آن‌ها انجام گرفت. بدین ترتیب با انجام فرایند نورد اولیه و کاهش ضخامت حدودا 60 درصد، ورق‌هایی با ابعاد نهایی 250، 40 و 1.5

[1] High pressure torsion (HPT)
[2] Simple shear extrusion (SSE)
[3] Torsion extrusion (TE)
[4] Multi-directional forging (MDF)
[5] Cyclic extrusion compression (CEC)
[6] Pure shear extrusion (PSE)
[7] Equal Channel angular pressing (ECAP)
[8] Accumulative roll bonding (ARB)

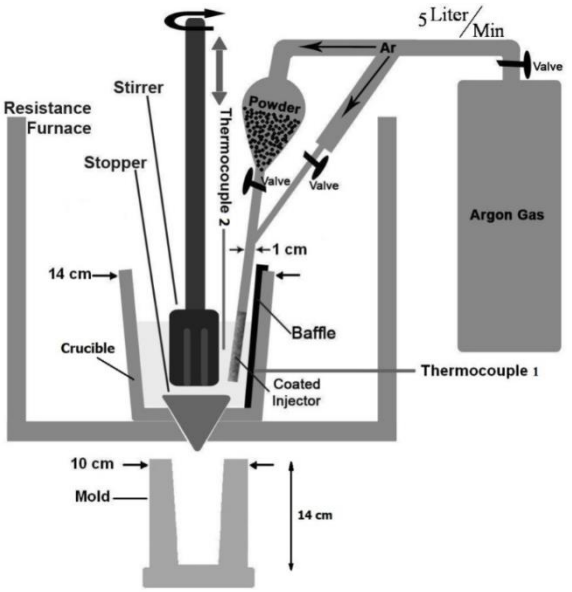

Fig. 1 Schematic of the experimental set-up used in production of the cast composite [3]

شکل 1 شماتیک فرایند تولید کامپوزیت ریختگی [3]

میلی‌متر به دست آمد. دو ورق به منظور آماده‌سازی سطحی پس از چربی‌زدایی در حمام استون توسط برس ضد زنگ فولادی با قطر سیم 0.26 میلی‌متر برسکاری شدند. سپس روی هم قرار گرفته و ثابت شدند تا تحت فرایند نورد قرار گیرند. به منظور انجام فرایند نورد از غلتک نورد 60 تنی برای کاهش ضخامت 50 درصد در هر سیکل استفاده شد. پس از هر سیکل نمونه مورد نظر از قسمت طولی نصف شده و دوباره تحت سیکل بعدی قرار گرفت. این فرایند تا 4 سیکل روی نمونه‌های کامپوزیت اعمال شد. شکل 2 چگونگی انجام فرایند نورد تجمعی را به صورت شماتیک نشان می‌دهد.

روی نمونه‌های ریختگی، نورد اولیه و نورد تجمعی (در سیکل‌های اول تا چهارم) بررسی ریزساختاری توسط میکروسکوپ نوری انجام گرفت. برای آماده‌سازی نمونه‌ها جهت متالوگرافی از سنباده‌های 320، 600، 800، 1000، 1200، 1500، 2000 و 3000 استفاده شد. پس از آن نمونه‌ها با محلول آلومینا (Al_2O_3) پولیش شده و توسط محلول کلر اچ شدند. بررسی سطوح متالوگرافی شده توسط میکروسکوپ نوری و با بزرگنمایی‌های 100 و 400 برابر صورت گرفت. به منظور بررسی سختی، از استاندارد ASTM E92-17 و از دستگاه‌های سختی‌سنجی شرکت کوپا استفاده شد. برای سطح و ضخامت نمونه‌ها به ترتیب از روش‌های ماکروسختی و میکروسختی ویکرز استفاده شد. آزمون

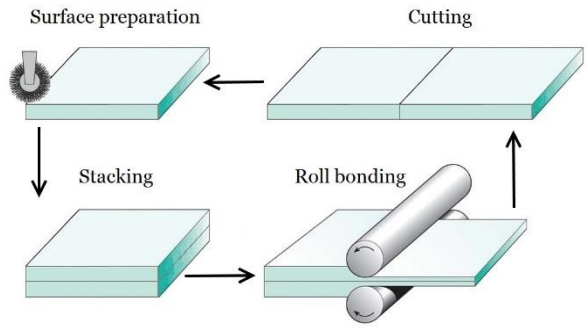

Fig. 2 Schematic illustration of the ARB process

شکل 2 نمایشی از فرایند نورد تجمعی

سختی روی هر نمونه 10 بار تکرار شد. در بررسی داده‌های سختی، پس از حذف مقدار حداکثر و حداقل برای هر نمونه، مقدار میانگین با استفاده از 8 مقدار باقی‌مانده محاسبه شد.

3- نتایج و بحث

ریزساختارهای مربوط به نمونه‌های ریختگی، نورد اولیه و نورد تجمعی در دو بزرگنمایی 100 و 400 برابر به ترتیب در شکل‌های 3 و 4 نشان داده شده است. ایجاد حجم زیادی از تخلخل در نمونه‌ی ریختگی شکل 3 ناشی از عوامل متعددی است. به دام افتادن گازها در حین ریخته‌گری، ورود حباب‌های هوا به داخل مذاب، پدیده‌ی انقباض انجمادی، تبخیر آب موجود در سطح ذرات تقویت‌کننده و همچنین تولید گاز هیدروژن از جمله عوامل مؤثر ایجاد تخلخل در نمونه‌ی ریختگی هستند. همچنین مناطق عاری از ذرات و در عین حال خوشه‌های متمرکز کاربید تیتانیم با توزیع غیر یکنواخت در ریزساختار کامپوزیت ریختگی مشاهده می‌شوند. به وجود آمدن خوشه‌های کاربید تیتانیم ناشی از وجود نیروی واندروالس بین ذرات آن‌ها، انرژی همدوسی بالا و میزان ترشوندگی کم آن‌ها توسط مذاب آلیاژ آلومینیم می‌باشد. وجود خوشه‌هایی با حجم زیاد باعث تولید تخلخل و ضعف در فصل‌مشترک ذرات تقویت کننده با فاز زمینه می‌شود، به طوری که هرچه خوشه‌هایی با اندازه‌ی بزرگتر تولید شوند تخلخل هم افزایش یافته و پیوند نیز ضعیف‌تر می‌شود. مشاهده‌ی ذرات درشت، سوزنی شکل و طولانی سیلیسیم در ریزساختار ریختگی نشان می‌دهد که اگرچه ریخته‌گری چرخشی در حالت نیمه جامد نقش مهمی در حذف ساختار دندریتی فاز آلفا آلومینیم دارد، اما ریز کردن و توزیع یکسان ذرات سیلیسیم در فاز زمینه توسط این فرایند و سایر فرایندهای ریختگی امکان‌پذیر نیست [14-18].

همان گونه که از شکل‌های 3 و 4 مشخص است، با اعمال نورد اولیه و سیکل‌های نورد تجمعی، مناطق خوشه‌ای کاربید تیتانیم تجزیه و تیغه‌های سوزنی شکل سیلیسیم شکسته می‌شوند. سیلان فاز زمینه در نتیجه‌ی فشار ناشی از فرایند نورد موجب نفوذ فلز در میان ذرات تمرکز یافته‌ی TiC و همچنین شکسته شدن ذرات Si می‌شود و در ادامه این ذرات را از هم دور می‌کند و به این ترتیب باعث همگن شدن توزیع ذرات در زمینه می‌شود. با توجه به شکل‌های 3 و 4، فرایند نورد اولیه و مخصوصاً نورد تجمعی موجب کاهش و حذف تخلخل در ریزساختار کامپوزیت می‌گردد. کاهش تخلخل موجب افزایش چگالی نسبی کامپوزیت می‌شود. تجزیه شدن خوشه‌ها در نتیجه‌ی اعمال تغییر شکل پلاستیک بیش از 90 درصد توسط فرایند نورد تجمعی در پر کردن این تخلخل‌ها اثرگذار است. شکل‌های 3 و 4 نشان می‌دهند که ذرات درشت و سوزنی شکل Si هم در نتیجه‌ی فرایند ARB ریزتر و از توزیع مناسب‌تری برخوردار شدند.

با افزایش تعداد سیکل‌های فرایند نورد تجمعی، اصلاح ریزساختار ادامه می‌یابد و در نهایت پس از سیکل چهارم، کامپوزیتی با توزیع بسیار مناسب ذرات ریز و تقریبا کروی شکل Si و کاربید تیتانیم حاصل می‌شود. از آنجا که حضور ذرات سوزنی Si موجب ایجاد تمرکز تنش و همچنین رشد ترک می‌شود، اصلاح این ذرات توسط تغییر شکل پلاستیک باعث افزایش خواص مکانیکی کامپوزیت نیز خواهد شد [15-20].

شکل 4 نشان می‌دهد که با افزایش تعداد سیکل‌های فرایند نورد تجمعی، کیفیت فصل‌مشترک ذره/زمینه بهبود می‌یابد. جدا شدن ذرات موجود در خوشه‌ها در حین تغییرشکل پلاستیک نقش بسیار مهمی در افزایش کیفیت فصل مشترک میان آلومینیم و کاربید تیتانیم دارد. اگرچه اثر

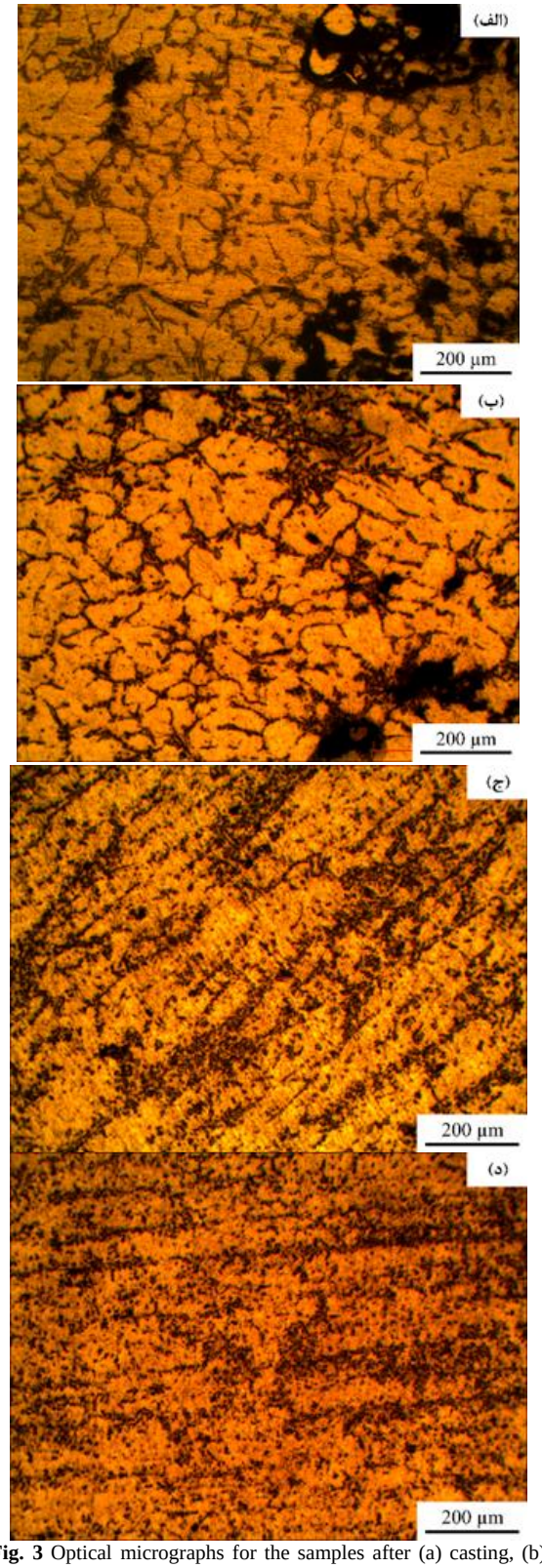

Fig. 3 Optical micrographs for the samples after (a) casting, (b) primary rolling, (c) second ARB cycle, and (d) fourth ARB cycle

شکل 3 ریزساختار میکروسکوپ نوری برای نمونه‌ها پس از (الف) ریخته‌گری، (ب) نورد اولیه، (ج) سیکل دوم و (د) سیکل چهارم فرایند نورد تجمعی

نورد اولیه و اولین سیکل نورد تجمعی در حذف حفره‌های متخلخل ریزساختار بیش‌تر است، اما تکرار سیکل‌های ARB می‌تواند به حذف کامل حفره‌ها بیانجامد. با توجه به نتایج بالا و پژوهش امیرخانلو و همکاران [3]، از

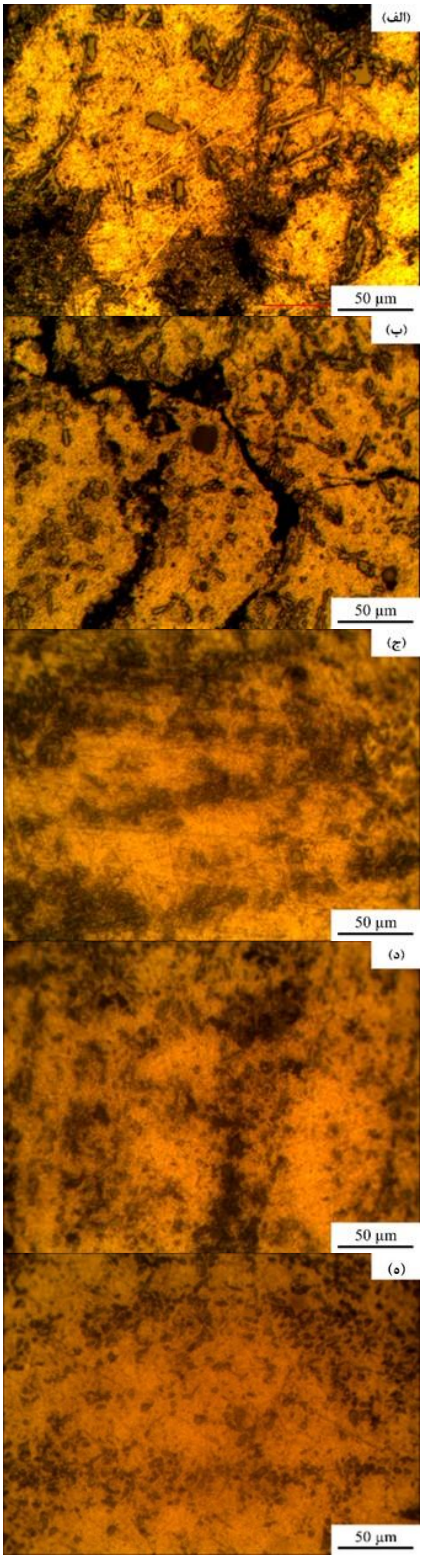

Fig. 4 Optical micrographs for the samples after (a) primary rolling, (b) first cycle, (c) second cycle, (d) third cycle, and (e) fourth cycle at higher magnification

شکل 4 ریزساختار میکروسکوپ نوری برای نمونه‌ها پس از (الف) نورد اولیه، (ب) سیکل اول، (ج) سیکل دوم، (د) سیکل سوم و (ه) سیکل چهارم فرایند نورد تجمعی در بزرگنمایی بالاتر

فرایند ARB می‌توان به منظور حذف کامل تخلخل، کاهش مناطق عاری از ذرات تقویت‌کننده، ریز کردن ذرات سیلیسیم، توزیع مناسب ذرات سیلیسیم

و کاربید تیتانیم در زمینه و در نهایت بهبود پیوند میان ذرات و زمینه استفاده کرد[15,14].

شکل 5، نمودار تغییرات ماکروسختی نمونه‌ها در سطح ورق (RD-TD) را نشان می‌دهد. با توجه به این شکل، با افزایش تعداد سیکل‌های فرایند نورد تجمعی سختی افزایش می‌یابد. پس از اعمال 4 سیکل فرایند ARB، سختی نهایی نسبت به سختی نمونه‌ی ریختگی سه برابر شده است. شکل 5 نشان می‌دهد که بیشترین میزان افزایش سختی پس از انجام نورد اولیه رخ داده است. سختی نمونه‌ی ریختگی 35.7 HV است در حالی که نورد اولیه موجب افزایش سختی به 66.1 HV شده است که افزایشی چشمگیر در حدود 85% را نشان می‌دهد.

سیکل اول فرایند نورد تجمعی نیز موجب بیشتر شدن مقدار سختی به 84.5 HV گردید که 28% افزایش را نشان می‌دهد. افزایش قابل توجه سختی در نورد اولیه و سیکل اول نورد تجمعی علاوه بر اصلاح ریزساختار که قبلا در مورد آن بحث شد ناشی از وقوع کارسختی شدید در این مراحل نیز می‌باشد. افزایش شدید چگالی نابجایی‌ها که از منابع مختلف نابجایی مانند فرانک-رید و مکانیزم‌های مختلف همچون حلقه‌های اروان نشأت می‌گیرند موجب افزایش چشمگیر سختی در دو نمونه‌ی نورد اولیه و سیکل اول نورد تجمعی می‌گردد [23-21].

در سیکل‌های بالاتر، شیب افزایش سختی کم شده و در سیکل چهارم سختی به حالت اشباع می‌رسد چرا که چگالی نابجایی‌ها در دو سیکل نهایی به مقدار ثابتی می‌رسد و ریزساختارهای این دو سیکل نیز تفاوت چندانی با هم ندارد. ثابت شدن مقدار چگالی نابجایی‌ها به دلیل ایجاد تعادل میان تولید نابجایی حین تغییر شکل پلاستیک و حذف آن‌ها در نتیجه‌ی وقوع مکانیزم‌های بازگشت (بازیابی و تبلورمجدد) می‌باشد. وقوع بازیابی و تبلورمجدد در سیکل‌های نهایی به علت بالا رفتن دما افزایش می‌یابد و موجب برقراری این تعادل و در نتیجه ثابت شدن چگالی نابجایی‌ها می‌شود. [29-24,20,18,17].

با توجه به شکل 5، مقدار نوسان سختی در نمونه‌های مختلف رفته رفته کاهش پیدا می‌کند. مقدار نوسان برای نمونه‌های ریختگی و نورد اولیه به ترتیب برابر با 31.8 و 28.5 HV می‌باشد در حالی که این مقدار پس از سیکل سوم و چهارم فرایند نورد تجمعی به ترتیب به 4.5 و 4.4 HV کاهش پیدا می‌کند. مقدار نوسان کاملا در ارتباط با یکنواخت بودن ریزساختار کامپوزیت‌ها می‌باشد. با توجه به این که ارزیابی سختی وابسته به انتخاب مکان آزمون روی نمونه است لذا هر چه ریزساختار کل ماده همگن‌تر باشد، نوسانات سختی نیز کاهش خواهد یافت.

با توجه به مشاهدات ریزساختاری (شکل‌های 3 و 4) توزیع ذرات سیلیسیم و کاربید تیتانیم در نمونه‌های ریختگی و نورد شده غیریکنواخت بوده و در نتیجه کل زمینه نمی‌تواند متاثر از این ذرات شود. در حقیقت در این دو نمونه مناطق تهی از ذرات وسیعی وجود دارد که دارای مقدار سختی کمی است. از طرفی به علت حضور خوشه‌های TiC در این دو نمونه می‌توان انتظار داشت که سختی در مجاورت این خوشه‌ها زیاد باشد. بنابراین دو منطقه با سختی‌های کاملاً متفاوت در این نمونه‌ها وجود دارد و نوسان سختی نیز چشمگیر خواهد بود. با افزایش تعداد سیکل‌های فرایند نورد تجمعی، توزیع ذرات در زمینه یکنواخت‌تر شده و در نتیجه مناطق وسیع تهی از ذرات و خوشه‌های حاوی ذرات کاملاً از بین می‌روند. بنابراین مقدار نوسان سختی هم کاهش می‌یابد.

تغییرات میکروسختی در ضخامت ورق (RD-ND) برای نمونه‌های مختلف در شکل 6 نشان داده شده است. مشابه با نتایج ماکروسختی، تغییرات میکروسختی هم نشان می‌دهد که با افزایش تعداد سیکل‌های فرایند، اولاً میانگین سختی افزایش می‌یابد و ثانیاً نوسانات آن کاسته می‌شود. وجود اکسید فلزی در سطوح اتصال نمونه‌ها در حین فرایند ARB و سخت شدن سطحی ناشی از برسکاری، باعث افزایش سختی مرکز نمونه در سیکل بعدی فرایند می‌شوند. همچنین نیروی اصطکاک بین غلتک و سطوح نمونه‌ها با اعمال کرنش برشی اضافی و در نهایت ایجاد کارسختی در سطح آن‌ها، مقدار سختی را در سطوح افزایش می‌دهد. این سطوح در سیکل بعد به مرکز منتقل شده و به این ترتیب سختی مرکز زیاد می‌شود. به این ترتیب عوامل ذکر شده موجب نوسان سختی در ضخامت نمونه‌های سیکل اول، دوم و سوم

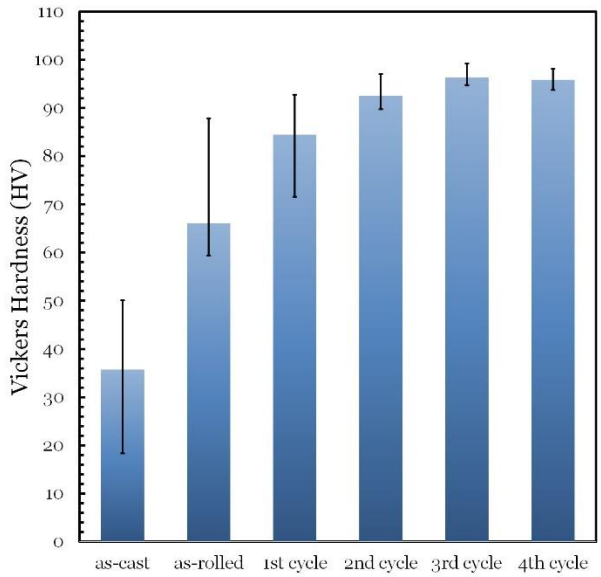

Fig. 5 Variation of Vickers hardness for different ARB cycles

شکل 5 تغییرات سختی پس از سیکل‌های مختلف فرایند نورد تجمعی

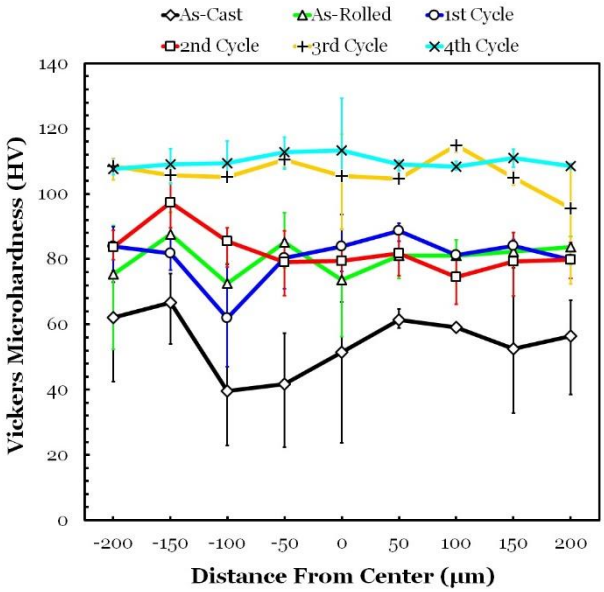

Fig. 6 Variation of Vickers hardness in thickness for different ARB cycles

شکل 6 تغییرات سختی در ضخامت پس از سیکل‌های مختلف فرایند نورد تجمعی

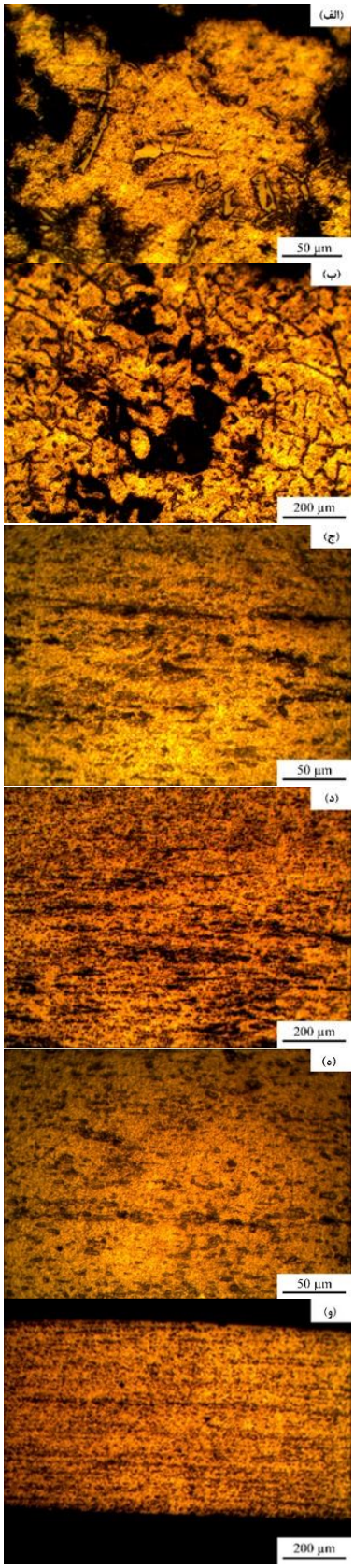

Fig. 7 Optical micrographs of cross-section after (a,b) casting, (c,d) third cycle, (e,f) fourth cycle at two different magnification

شکل 7 ریزساختار میکروسکوپ نوری از سطح مقطع عرضی نمونه‌ها پس از (الف) و (ب) ریخته‌گری، (ج) و (د) سیکل سوم، (ه) و (و) سیکل چهارم فرایند نورد تجمعی در دو بزرگنمایی مختلف

می‌شوند. با افزایش تعداد لایه‌ها در سیکل چهارم، توزیع سطوح کارسخت‌شده در داخل نمونه همگن می‌شود و در نتیجه در کل طول ضخامت کامپوزیت ARB شده پس از 4 سیکل سختی یکنواختی به دست می‌آید.

شکل 7 نشان دهنده‌ی نحوه‌ی توزیع ذرات و تغییرات ریزساختاری نمونه‌ها در بعد ضخامت (RD-ND) ورق می‌باشد. اندازه و نحوه‌ی توزیع ذرات تقویت‌کننده در فاز زمینه از جمله عوامل اصلی در افزایش و توزیع مناسب سختی در بعد ضخامت کامپوزیت‌ها هستند. با توجه به شکل 7 مشاهده می‌شود که با افزایش تعداد سیکل‌های نورد تجمعی تعداد خطوط پیوندی تولید شده در امتداد طول طبق رابطه‌ی (2^{n-1}) افزایش می‌یابد. این خطوط که همان فصل مشترک‌های لایه‌ای تولید شده پس از هر سیکل از ARB هستند، در فرایند نفوذ بین لایه‌ها، مانع عبور ذرات و حفرات شده و به دلیل تجمع همین ذرات و حفرات، در سیکل‌های ابتدایی ضخیم‌تر دیده می‌شوند. هر یک از خطوط توسط سیکل بعدی تحت فشار مجدد قرار می‌گیرد و با ریز شدن ذرات تقویت‌کننده و کم شدن تخلخل‌ها، از ضخامت این خطوط کاسته می‌شود. تا جایی که در سیکل نهایی به صورت خطوط بسیار نازک و با تعداد زیاد مشاهده می‌شوند. همین امر می‌تواند موجب توزیع یکنواخت سختی در بعد ضخامت کامپوزیت شود (شکل 6).

4- نتیجه‌گیری

در این تحقیق به منظور اصلاح ریزساختار و همچنین بهبود سختی کامپوزیت ریختگی آلومینیم 356/کاربید تیتانیم از فرایند نورد تجمعی در دمای محیط استفاده گردید. مهمترین نتایج بدست آمده از این پژوهش عبارت‌اند از:

- افزایش سیکل‌های نورد تجمعی، توزیع ذرات سیلیسیم و کاربید تیتانیم به مقدار قابل ملاحظه‌ای یکنواخت شد. بطوریکه پس از انجام 4 سیکل از فرایند نورد تجمعی، توزیع ذرات در ریزساختار به صورت یکنواخت درآمد.
- افزایش سیکل‌های نورد تجمعی سبب شد تا ذرات سیلیسیم موجود در فاز زمینه ریزتر و کروی‌تر شوند.
- با افزایش کرنش و فشار در حین مراحل نورد، تخلخل موجود در فاز زمینه از بین رفت و همچنین پیوند بین فاز زمینه و ذرات تقویت کننده نیز به شکل قابل ملاحظه‌ای بهبود یافت.
- با انجام سیکل چهارم از فرایند ARB میانگین ماکروسختی در سطح ورق به میزان 170 درصد نسبت به نمونه‌ی ریختگی اولیه افزایش یافت.
- نتایج میکروسختی نشان داد که با افزایش تعداد سیکل‌ها، میزان سختی در ضخامت ورق افزایش یافت و مقدار نوسان آن در ضخامت کامپوزیت‌ها کاهش پیدا کرد.

5- مراجع

[1] S. Amirkhanlou, M. R. Rezaei, B. Niroumand, M. R. Toroghinejad, High-strength and highly-uniform composites produced by compocasting and cold rolling processes, *Materials and Design*, Vol. 32, No. 4, pp. 2085–2090, 2011.
[2] R. Jamaati, S. Amirkhanlou, M. R. Toroghinejad, B. Niroumand, CAR process: A technique for significant enhancement of as-cast MMC properties, *Materials Characterization*, Vol. 62, No. 12, pp. 1228–1234, 2011.
[3] S. Amirkhanlou, R. Jamaati, B. Niroumand, M. R. Toroghinejad, Using ARB process as a solution for dilemma of Si and SiCp distribution in cast Al–Si/SiCp composites, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 211, No. 6, pp. 1159–1165, 2011.
[4] R. Jamaati, S. Amirkhanlou, M. R. Toroghinejad, B. Niroumand, Comparison of the microstructure and mechanical properties of as-cast A356/SiC MMC processed by ARB and CAR methods, *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 21, No. 7, pp. 1249–1253, 2011.
[5] I. Sabirov, N. A. Enikeev, M. Y. Murashkin, R. Z. Valiev, *Bulk Nanostructured Materials with Multifunctional Properties*, First Edition, pp. 11–12, New York: Springer, 2015.

[6] R. Z. Valiev, Y. Estrin, Z. Horita, T. G. Langdon, M. J. Zehetbauer, Y. Zhu, Producing bulk ultrafine-grained materials by severe plastic deformation: ten years later, *JOM*, Vol. 68, No. 4, pp. 1216–1226, 2016.

[7] R. Z. Valiev, T. G. Langdon, Achieving exceptional grain refinement through severe plastic deformation: new approaches for improving the processing technology, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 42, No. 10, pp. 2942–2951, 2010.

[8] I. Sabirov, M. Y. Murashkin, R. Z. Valiev, Nanostructured aluminium alloys produced by severe plastic deformation: New horizons in development, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 560, No. 1, pp. 1–24, 2013.

[9] L. S. Toth, C. Gu, Ultrafine-grain metals by severe plastic deformation, *Materials Characterization*, Vol. 92, No. 1, pp. 1–14, 2014.

[10] N. Tsuji, Y. Saito, S. H. Lee, Y. Minamino, ARB (accumulative roll-bonding) and other new techniques to produce bulk ultrafine grained materials, *Advanced Engineering Materials*, Vol. 5, No. 5, pp. 338–344, 2003

[11] N. Kamikawa, N. Tsuji, Y. Minamino, Microstructure and texture through thickness of ultralow carbon IF steel sheet severely deformed by accumulative roll-bonding, *Science and Technology of Advanced Materials*, Vol. 5, No. 1–2, pp. 163–172, 2016

[12] E. Damavandi, S. Nourouzi, S.M. Rabiee, Effect of porosity on microstructure and mechanical properties of Al2O3(p)/Al-A356 MMC, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 15, No. 3, pp. 243–250, 2015. (In Persian فارسی)

[13] K. Amouri, J. Amouri, S. Ahmadifard, M. Kazazi, Sh. Kazemi, Preparation and characterization of A356 composite reinforced with SiC nano- and microparticles by stir casting method, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 16, No. 10, pp. 335–342, 2016. (in Persian فارسی)

[14] R. Jamaati, S. Amirkhanlou, M. R. Toroghinejad, B. Niroumand, CAR process: A technique for significant enhancement of as-cast MMC properties, *Materials Charecterization*, Vol. 62, No. 12, pp. 1228–1334, 2011.

[15] S. Amirkhanlou, R. Jamaati, B. Niroumand, M. R. Toroghinejad, Using ARB process as a solution for dilemma of Si and SiCp distribution in cast Al–Si/SiCp composites, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 211, No. 6, pp. 1159–1165, 2011.

[16] A. H. Yaghtin, E. Salahinejad, A. Khosravifard, Processing of nanostructured metallic matrix composites by a modified accumulative roll bonding method with structural and mechanical considerations, *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, Vol. 19, No. 10, pp. 951–956, 2012.

[17] M. Karimi, M. R. Toroghinejad, An alternative method for manufacturing high-strength CP Ti–SiC composites by accumulative roll bonding process, *Materials and Design*, Vol. 59, No. 1, pp. 494–501, 2014.

[18] M. Shamanian, M. Mohammadnezhad, J. Szpunar, Production of High-Strength Al/Al2O3/WC Composite by Accumulative Roll Bonding, *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 23, No. 9, pp. 3152–3158, 2014.

[19] S. Khoramkhorshid, M. Alizadeh, A. H. Taghvaei, S. Scudino, Microstructure and mechanical properties of Al-based metal matrix composites reinforced with Al84Gd6Ni7Co3 glassy particles produced by accumulative roll bonding, *Materials and Design*, Vol. 90, No. 1, pp. 137–144, 2015.

[20] G. C. Yao, Q. S. Mei, C. L. Li, Y. Ma, F. Chen, M. Liu, Cu/C composites with a good combination of hardness and electrical conductivity fabricated from Cu and graphite by accumulative roll-bonding, *Materials and Design*, Vol. 110, No. 1, pp. 124–129, 2016.

[21] M. R. Kamali Ardakani, S. Khorsand, S. Amirkhanlou, M. Javad Nayyeri, 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.

[22] S. Amirkhanlou, M. R. Rezaei, B. Niroumand, M. R. Toroghinejad, Refinement of microstructure and improvement of mechanical properties of Al/Al2O3 cast composite by accumulative roll bonding process, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 528, No. 6, pp. 2548–2553, 2011.

[23] R. Jamaati, M. R. Toroghinejad, S. Amirkhanlou, H. Edris, Strengthening mechanisms in nanostructured interstitial free steel deformed to high strain, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 639, No. 1, pp. 656–662, 2015.

[24] N. E. Mahallawy, A. Fathy, W. Abdelaziem, M. Hassan, Microstructure evolution and mechanical properties of Al/Al-12%Si multilayer processed by accumulative roll bonding (ARB), *Materials Science and Engineering A*, Vol. 647, No. 1, pp. 127–135, 2015.

[25] M. Alizadeh, M. Samiei, Fabrication of nanostructured Al/Cu/Mn metallic multilayer composites by accumulative roll bonding process and investigation of their mechanical properties, *Materials and Design*, Vol. 56, No. 1, pp. 680–684, 2014.

[26] S. O. Gashti, A. Fattah-alhosseini, Y. Mazaheri, M. K. Keshavarz, Effects of grain size and dislocation density on strain hardening behavior of ultrafine grained AA1050 processed by accumulative roll bonding, *Alloys and Compounds*, Vol. 658, No. 1, pp. 854–861, 2015.

[27] M. Naseri, M. Reihanian, E. Borhani, Effect of strain path on microstructure, deformation texture and mechanical properties of nano/ultrafine grained AA1050 processed by accumulative roll bonding (ARB), *Materials Science and Engineering A*, Vol. 673, No. 1, pp. 288–298, 2016.

[28] R. Jamaati, M. R. Toroghinejad, H. Edris, M. R. Salmani, Comparison of microparticles and nanoparticles effects on the microstructure and mechanical properties of steel-based composite and nanocomposite fabricated via accumulative roll bonding process, *Materials and Design*, Vol. 56, No. 1, pp. 359–367, 2013.

[29] R. Jamaati, S. Amirkhanlou, M. R. Toroghinejad, B. Niroumand, Significant improvement of semi-solid microstructure and mechanical properties of A356 alloy by ARB process, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 528, No. 6, pp. 2495–2501, 2010.