مجله مهندسی مکانیک مدرس، اسفند 1396، دوره 17، شماره 12، ص ص 56-64

ماهنامه علمی پژوهشی

مهندسی مکانیک مدرس

mme.modares.ac.ir

خواص مکانیکی و ریزساختاری نانو کامپوزیت هیبریدی $Al/CNT\text{-}Al_2O_3$ تولید شده توسط فرآیند اتصال نورد انباشتی

مسعود خانی[1]، حمیدرضا عزت پور[2]، غلامرضا ابراهیمی[1*]

1- دانشجوی دکتری، مهندسی مواد، دانشگاه حکیم سبزواری، سبزوار
2- استادیار، مهندسی مواد، دانشگاه فناوری های نوین سبزوار، سبزوار
3- دانشیار، مهندسی مواد، دانشگاه حکیم سبزواری، سبزوار
* سبزوار، صندوق پستی 9615131113، ebrahimi@hsu.ac.ir

اطلاعات مقاله

مقاله پژوهشی کامل
دریافت: 17 مرداد 1396
پذیرش: 08 آبان 1396
ارائه در سایت: 10 آذر 1396

کلید واژگان:
نانوکامپوزیت دوگانه زمینه فلزی
اتصال نورد انباشتی
نانولوله‌های کربنی
آلومینا
خواص مکانیکی

چکیده

در سال های اخیر، به منظور کاهش مصرف انرژی و آلودگی محیطی، کاهش وزن اجزاء در صنایع مختلفی مانند اتومبیل سازی، حمل و نقل و هوا فضا، توجهات بسیاری را به خود اختصاص داده است. بنابراین کامپوزیت های زمینه آلومینیمی تقویت شده با ذرات آلومینا و نانوتیوب کربنی به دلیل نسبت استحکام به وزن بالا، جهت کاربرد در همچون صنایعی مورد توجه بسیاری از محققان قرار گرفته است. در تحقیق حاضر، نانو کامپوزیت $Al/CNT\text{-}Al_2O_3$ با استفاده از 6 پاس فرآیند اتصال نورد انباشتی (ARB) تولید گردید. برای تولید این نانوکامپوزیت، از مخلوط نانولوله‌های کربنی چند جداره (1 درصد وزنی) و آلومینا (2 درصد وزنی) آسیای گلوله‌ی شده به عنوان تقویت کننده استفاده شد. تحولات ریزساختاری و خواص مکانیکی نانو کامپوزیت در پاس‌های مختلف فرآیند اتصال نورد انباشتی مورد بحث و بررسی قرارگرفت. تصاویر میکروسکپ الکترونی بهبود پراکنش تقویت کننده‌ها را با افزایش تعداد پاس‌های نورد نشان می‌دهد. نتایج حاصل از آزمون پراش اشعه ایکس نشان دهنده‌ی کاهش اندازه‌ی دانه‌ها با افزایش تعداد پاس‌های نورد می باشد به گونه‌ای که اندازه‌ی دانه زمینه‌ی از 77 نانومتر برای آلومینیم در پاس 11 به 53.3 نانومتر برای کامپوزیت در پاس 6 رسید. خواص مکانیکی کامپوزیت بهبود قابل توجهی یافت به گونه‌ای که نتایج افزایش 5.9 و 3 برابری استحکام کششی و سختی نانوکامپوزیت نورد شده بعد از 6 پاس نسبت به آلومینیوم آنیل شده را تایید کردند.

Mechanical and microstructure properties of $Al/CNT\text{-}Al_2O_3$ hybrid nanocomposite produced by accumulative roll bonding process

Masoud Khani[1], Hamid Reza Ezatpour[2], Gholam Reza Ebrahimi[1*]

1- Department of Materials and Polymer Engineering, Hakim Sabzevari University, Sabzevar, Iran.
2- Faculty of Engineering, Sabzevar University of New Technology, Sabzevar, Iran.
* P.O.B. 9615131113, Sabzevar, Iran, ebrahimi@hsu.ac.ir

ARTICLE INFORMATION

Original Research Paper
Received 08 August 2017
Accepted 30 October 2017
Available Online 01 December 2017

Keywords:
Hybrid nanocomposite
Accumulative roll bonding (ARB)
Carbon nanotube (CNT)
Al_2O_3
Mechanical properties

ABSTRACT

In recent years, many attentions have been paid to decrease of the weight of components in automotive, transport and aeronautical industries, in respect of reduction of energy consumption and environmental pollution. Therefore, low-density aluminum alloys reinforced with nanoparticles especially CNT and Al_2O_3 have been broadly considered for application in such industries due to high strength/weight ratio. In current work, $Al\text{-}CNT\text{-}Al_2O_3$ nanocomposite was produced by accumulative roll bonding (ARB) after 6 passes. $CNT\text{-}Al_2O_3$ composite with 1wt% multi-wall carbon nanotube (MWCNT) and 2wt% nano-alumina was prepared by ball milling process. The effect of the ARB cycles on the microstructure and mechanical properties of nanocomposite were studied by field emission scanning electron microscopy images (FESEM), X-ray diffraction data, tensile and micro hardness results. FESEM images showed the uniform distribution and high quality bonding of carbon nanotubes in the matrix. X-ray diffraction analysis indicated the composite nanostructure formation with the crystal size of 53.3 nm after 6 cycles of ARB compared to 77 nm of Al after pass 11. The results obtained by the tensile and hardness tests showed that at the end of ARB process, ultimate strength was 5.9 times, and hardness was 3 times more than those of the annealed aluminum.

1- مقدمه

کامپوزیت‌های زمینه فلزی به دلیل داشتن خواص مکانیکی مطلوب از قبیل مدول الاستیک و استحکام بالا و مقاومت به سایش [1] و همچنین خواص فیزیکی مناسب مانند پایداری حرارتی [2] و چگالی پایین دارای کاربردهای فراوانی در صنایع هوافضا و اتومبیل سازی [3] می‌باشند. در سال‌های اخیر نانو کامپوزیت‌ها به دلیل داشتن خواص منحصر به فرد، بیشتر مورد توجه محققان قرار گرفته است. نانوکامپوزیت‌ها بر اساس نوع تقویت کننده به سه نوع تقویت شده با نانو ذرات، نانوفیبرها و نانوصفحات تقسیم بندی می‌شوند

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

Please cite this article using:

M. Khani, H. R. Ezatpour, Gh. R. Ebrahimi, Mechanical and microstructure properties of Al/CNT-Al2O3 hybrid nanocomposite produced by accumulative roll bonding process, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 17, No. 12, pp. 56-64, 2018 (in Persian)

[4]. متالورژی پودر[5]، ریخته گری [6] و جرقه‌ی پلاسما [7]، فرآیندهای رایج برای تولید کامپوزیت‌ها به شمار می‌روند اما دمای بالای مورد نیاز برای تولید این فرآیندها امکان ایجاد کاربید و فازهای بین فلزی ناخواسته را افزایش می‌دهد که عموما موجب کاهش خواص مکانیکی کامپوزیت‌ها می‌گردد [8]؛ به عنوان مثال در تولید کامپوزیت‌های Al/CNT، دمای بالا موجب ایجاد کاربید آلومینیم در فصل مشترک آلومینیوم – نانولوله‌ی کربنی می‌شود که این موضوع باعث آسیب دیدن جداره‌ی نانولوله‌ی کربنی و در نتیجه کاهش خواص کامپوزیت می‌گردد [9،8].

نانولوله‌های کربنی به دلیل داشتن خواص مکانیکی منحصر به فرد مانند مدول الاستیک بالاتر از 1000GPa و استحکام کششی بالاتر از 100GPa [14-10] و خواص فیزیکی مانند چگالی پایین و رسانایی حرارتی بالاتر از 6000 $Wm^{-1}K^{-2}$ [16،15] به عنوان تقویت کننده‌ی مناسب در تولید کامپوزیت مطرح می‌باشند. با این وجود، تولید کامپوزیت‌هایی با تقویت کننده‌ی نانولوله‌ی کربنی با مشکلاتی همراه است: اول: آگلومره شدن نانولوله‌های کربنی که به دلیل نسبت طول به قطر بالا و وجود پیوندهای واندر والس بین نانولوله‌های کربنی به وجود می‌آید [17،4]. دوم: ایجاد کاربید در فصل مشترک زمینه با نانولوله‌های کربنی در دمای بالا که موجب آسیب دیدن نانولوله‌های کربنی و در نتیجه کاهش خواص کامپوزیت می‌گردد [19،18]. سوم: عدم رطوبت پذیری نانولوله‌های کربنی در زمینه‌ی فلزی که روند انتقال نیرو از زمینه به تقویت کننده را مختل می‌سازد و موجب کاهش خواص کامپوزیت می‌گردد [20]. چهارم: عدم توانایی ایجاد مانع بر سر راه حرکت نابجایی‌ها توسط نانولوله‌های کربنی که امکان کارسختی را کاهش می‌دهد و تا حدودی موجب کاهش خواص کامپوزیت می‌شود [21،20،5]. در این کار، به منظور جلوگیری از ایجاد کاربید و پراکنش مناسب تقویت کننده‌ها از روش اتصال نورد انباشتی بر اساس مکانیزم نورد سرد ($T<0.3Tm$) استفاده شد و به منظور فایق آمدن بر نقایص سوم و چهارم از ذرات آلومینا به قطر 400nm استفاده گردید. ذرات آلومینا علاوه بر رطوبت پذیری مناسب در زمینه آلومینیومی قابلیت تجمیع نابجایی‌ها را نیز دارند به بیان دیگر به عنوان تقویت کننده‌ی مکمل برای نانولوله‌های کربنی مورد استفاده قرار گرفت [22].

در مطالعات حاضر، نانوکامپوزیت دوگانه استحکام بالا با زمینه آلومینیوم‌ای تقویت شده با نانو فیبر نانولوله‌ی کربنی و نانو ذرات آلومینا توسط فرآیند اتصال نورد انباشتی تولید گردید و تحولات ریزساختاری و خواص مکانیکی کامپوزیت مورد بحث و بررسی قرار گرفت.

2- روش انجام آزمایش

2–1– مواد مورد استفاده در این تحقیق

از ورق‌های آلومینیوم تجاری 1050 آنیل شده با ابعاد 100 در 50 در 7 میلیمتر موازی با جهت نورد استفاده گردید. از نانولوله‌های کربنی چند جداره (با خلوص 99.5% تولید پژوهشگاه صنعت نفت) با قطر خارجی 10nm و قطر داخلی 3.8nm و طول 5-10µm و ذرات آلومینا با اندازه‌ی متوسط ذره 400nm به عنوان تقویت کننده بهره گرفته شد. ترکیب شیمیایی آلومینیوم درجدول 1 نشان داده شده است. تصاویر میکروسکپ الکترونی عبوری[1] در شکل 1 نشان دهنده‌ی مورفولوژی و قطر داخلی و خارجی نانولوله‌های کربنی چند جداره می باشد.

[1] Transmission Electron Microscopy (TEM)

جدول 1 ترکیب شیمیایی آلیاژ الومینیوم 1050

Table 1 Chemical composition of AA1050

عناصر	آلومینیم	کربن	سلیسیم	آهن	منگنز	بقیه
wt%	99.46	0.0025	0.122	0.4	0.002	0.0135

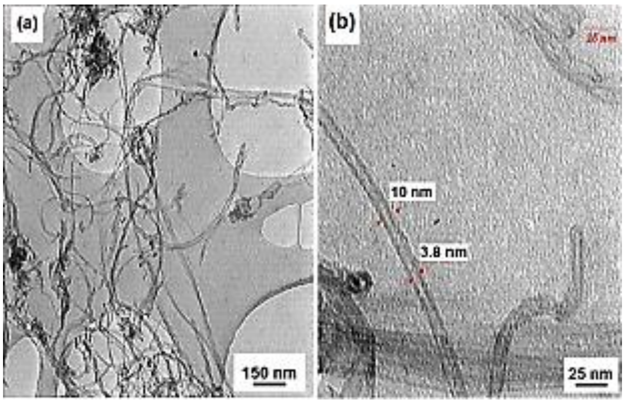

Fig. 1 (a) TEM and (b) HRTEM images of the synthesized MWCNTs

شکل 1 تصاویر a) TEM و b) HRTEM نانولوله‌های کربنی چند جداره پس از تولید

2–2– آماده سازی تقویت کننده‌ها

به منظور پراکنش مناسب نانولوله‌های‌کربنی، یک محلول سوسپانسیون با حلال اتانول (10 گرم CNT در 0.5 لیتر اتانول) به مدت 30 دقیقه در دستگاه آلتراسونیک با مشخصات پاناسونیک مد 2600s با ولتاژ اعمالی 220 ولت، فرکانس 50 هرتز و توان 50watt صوت‌دهی شد تا گره‌های نانولوله‌های کربنی باز شوند و کلوخه‌ها تاحدی از بین بروند. سپس محلول سوسپانسیون[2] به مدت 12 ساعت در دمای 373K قرار گرفت تا الکل به طور کامل خشک شود و نانولوله‌های کربنی هیچگونه رطوبتی نداشته باشند. در ادامه، 1wt.% نانولوله‌ی کربنی آلتراسونیک شده و 1wt.% درصد وزنی آلومینا به منظور اختلاط دو تقویت کننده با هم و شکستن کلوخه‌های باقی‌مانده از مرحله‌ی آلتراسونیک توسط فرایند آسیای گلوله‌ای، آسیاکاری شدند. به این منظور، تقویت کننده‌ها با نسبت وزنی 2:1 در داخل ظرف آسیای گلوله‌ی قرار داده شد و نسبت 20:1 گلوله‌هایی از جنس فولاد زنگ‌نزن به آن افزوده شد (مشخصات گلوله ها: 1 گلوله‌ی 15mm، 8 گلوله‌ی 13.5mm، 7 گلوله‌ی 11mm، 3 گلوله‌ی 9.5mm و 1 گلوله‌ی 8mm استفاده گردید). مخلوط حاضر به مدت یک ساعت در محیط گاز آرگون و سرعت 200 دور در دقیقه آسیا شد. نتایج آزمون پراش اشعه ایکس[3] پودرهای آسیاکاری شده حاکی از عدم ایجاد فازهای جدید در طول آسیاکاری نانولوله‌های کربنی و آلومینا می‌باشد (شکل 2).

2–3– فرآیند اتصال نورد انباشتی

در مطالعات حاضر، به منظور بهبود پیوند بین ورق‌ها، آلودگی‌هایی مانند روغن و گرد و غبار به روش غوطه‌وری در استون به مدت 10 دقیقه از بین رفتند. و برای از بین بردن لایه‌های اکسیدی و خشن کاری سطحی که موجب بهبود پیوند بین ورق‌ها می‌گردد [24،23] از برس‌های افشان خورشیدی به قطر 6 سانتیمتر و قطر سیم 0.3 میلیمتر استفاده گردید. سرعت چرخش برس برای برطرف کردن لایه‌های اکسیدی و ناخالصی‌ها و خشن کاری سطحی 2500 دور در دقیقه بود. در این مرحله زبری سطح

[2] Suspension solution
[3] X-ray diffraction (XRD)

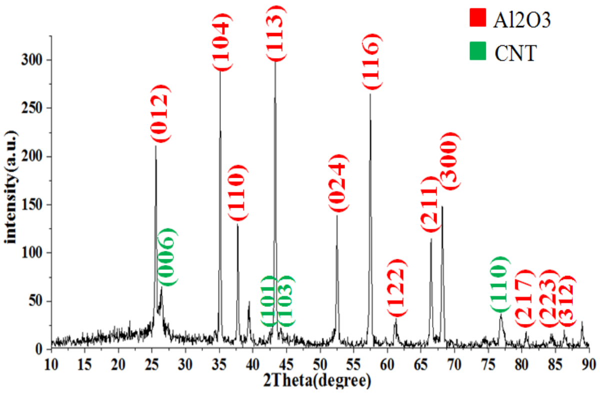

Fig. 2 XRD pattern of ball milled CNT-Al_2O_3 nanocomposite.

شکل 2 تصویر XRD از نانولوله‌های کربنی و آلومینا آسیاکاری شده.

(Ra) به حدود یک میکرومتر رسید. به منظور تولید کامپوزیت دوگانه از 3 مرحله مختلف استفاده گردید. در مرحله اول: از 3 ورق آلومینیومی استفاده شد (شکل 3a).

در این مرحله پودرهای تقویت کننده آماده سازی شده، به صورت دستی توسط الک با مش 20 میکرومتر به صورت یکنواخت بین هر جفت نوار توزیع شد، سپس نوارها را به هم چسبانده و به وسیله سیم مسی به یکدیگر متصل گردیدند. در پایان، ضخامت این ساندویچ به 2.1 mm رسید. ساندویچ حاصل به منظور بهبود پیوند بین لایه‌ها آلومینیومی [25] به م

دت 5 دقیقه در دمای 200°C پیشگرم گردید و بلافاصله در جهت نورد تحت پیوند نوردی قرار گرفت در حالی که پس از انجام پیوند نوردی، ضخامت ساندویچ به 0.7 میلیمتر رسید که نشان از کاهش 66% در سطح مقطع در پاس اول می‌باشد. مرحله‌ی دوم: در این مرحله نوار به دو نیم تقسیم گردید وهمانند مرحله‌ی اول پس از آماده سازی سطحی و پراکنش تقویت کننده‌ها بین دو لایه و چسباندن ومحکم کردن آن ها، برای پیش گرم به کوره انتقال داده شد و پیوند نوردی در جهت نورد با کاهش سطح مقطع 50% بر روی آن صورت پذیرفت (شکل 3b). مرحله‌ی سوم: این مرحله به پراکنش بهتر ذرات

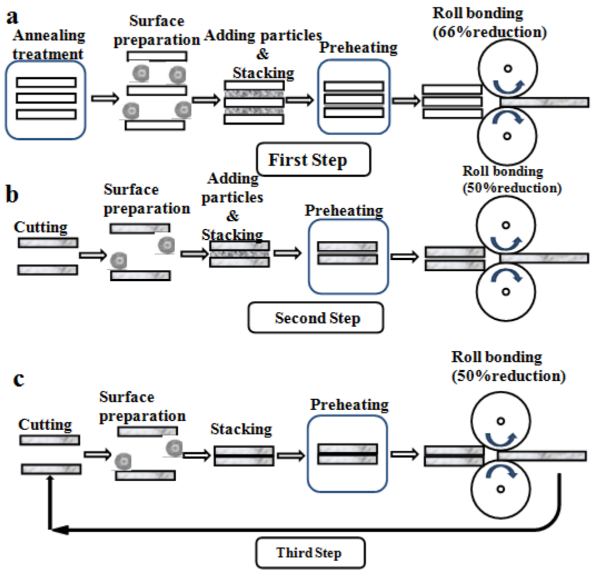

Fig. 3 Schematic procedure to produce the- Al/CNT-Al_2O_3 nanocomposite via ARB process

شکل 3 شماتیکی از مراحل فرایند تولید نانوکامپوزیت Al/CNT-Al_2O_3 توسط فرایند نورد تجمعی

در کامپوزیت کمک می کند و موجب کاهش تخلخل‌ها و بهبود پیوند فصل مشترک های زمینه-زمینه و زمینه-تقویت کننده می شود که منجر به افزایش خواص مکانیکی می‌گردد. در واقع مرحله‌ی سوم همانند مرحله‌ی دوم است اما بدون افزودن پودر انجام می‌شود (شکل 3c). این نکته قابل توجه است که بین هر دو لایه در مراحل اول و دوم 0.5 درصد وزنی و در مجموع دو مرحله 3 درصد وزنی مخلوط ذرات تقویت کننده به کامپوزیت افزوده شد. نورد بدون روانساز و توسط یک دستگاه نورد آزمایشگاهی به قطر 110mm و سرعت 35 دور در دقیقه صورت پذیرفت. باید گفته شود که در دمای پیشگرم، تغییر ساختار در نانولوله‌های کربنی روی نمی‌دهد به این دلیل که نانولوله‌های کربنی تا دمای 400°C مقاومت حرارتی دارند [27،26]. شکل 4 دستگاه نورد مورد استفاده در این مطالعه را نشان می دهد.

2-4- تحولات ریز ساختاری

در این پژوهش، بررسی پراکنش مخلوط ذرات آسیاکاری شده در کامپوزیت درجهت عرضی [1] و نرمال [2] توسط میکروسکوپ الکترون روبشی[3] انجام شد. الگوی تفرق اشعه‌ی ایکس کامپوزیت Al/CNT/Al2O3 تولید شده توسط تفرق سنج اشعه‌ی ایکس[4] صورت گرفت. نتایج به منظور تعیین اندازه‌ی دانه‌ها استفاده گردید. الگوی پراش توسط نرم افزار ایکسپرت های اسکور[5] مورد تجزیه و تحلیل قرار گرفت. اندازه‌ی کریستالی نمونه‌ها توسط نرم افزار سیگما پلات[6] و فرمول ویلیامسون – هال[7] با توجه به الگوی تفرق اشعه‌ی ایکس بدست آمد.

2-5- خواص مکانیکی

نمونه‌های تست کشش از ورق‌های نورد شده در جهت موازی با نورد انتخاب گردید. در این نمونه‌ها از استاندارد ASTM E2448-06 به ترتیب با پهنا و طول سنجه‌ی 0.6 و 2.5 سانتیمتراستفاده گردید (شکل 5). آزمون کشش تک محور توسط دستگاه کشش عمودی 20 تن مدل KSLAB03 انجام شد. نرخ کرنش $0.003s^{-1}$ بود. نتایج تست کشش براساس متوسط سه نمونه برای هر کامپوزیت گزارش گردید. آزمون میکروسختی ویکرز توسط دستگاه میکرو سختی سنجی دیجیتال بهلر[8] بر روی قطعات انجام شد. در این آزمون، مقدار

Fig. 4 Rolling machine used in this study.

شکل 4 دستگاه نورد مورد استفاده در این مطالعه.

[1] Rolling-Transverse direction
[2] Rolling Normal direction
[3] FESEM(Model: TSCAN)
[4] XRD model: Bruker D8-advanced
[5] X'Pert High Score
[6] Sigma Plot
[7] Williamson -Hall
[8] BUEHLER (Model: MMT-7)

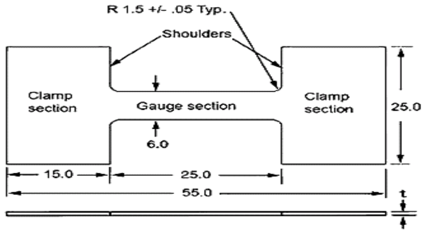

Fig. 5 Schematic of tensile sample according to ASTM E2448-06 standard

شکل 5 شکل شماتیک نمونه کشش بر اساس استاندارد ASTM E 2448-06

بار 50g و زمان نگهداری 10 ثانیه بود. به منظور بررسی تاثیر افزودن تقویت کننده‌ها روی خواص مکانیکی و ریز ساختاری کامپوزیت از آلومینیوم خالص نورد شده با شرایط مشابه تا 11 پاس، استفاده گردید.

3- نتایج و بحث

3-1- تحولات ریز ساختاری

3-1-1- بررسی چگونگی توزیع تقویت کننده‌ها در زمینه

تصاویر ریزساختاری پاس‌های اول و ششم کامپوزیت دوگانه (هیبریدی) تولید شده توسط فرآیند اتصال نورد انباشتی در شکل 6 نشان داده شده است. شکل 6 تصویر صفحات عرضی و نرمال در سیکل‌های مختلف فرآیند نورد را نشان می‌دهد. در سیکل اول (مرحله‌ی اول) مناطق بزرگ عاری از ذرات تقویت کننده، تخلخل، و کلوخه ها و خوشه‌های بزرگ ذرات تقویت کننده به چشم می‌خورد که نشانه‌ی توزیع غیر یکنواخت تقویت کننده‌های نانولوله‌ی کربنی و آلومینا در سطح کامپوزیت می‌باشد. یکی از مشکلات عمده در کامپوزیت‌های تقویت شده با نانولوله‌های کربنی، کلوخه شدن و آگلومره‌شدن این تقویت کننده‌ها است که دلیل این رفتار، نسبت طول به قطر بالا و همچنین وجود پیوند های واندروالس بین اتم‌های نانولوله‌های کربنی می باشد [17،4]. همان گونه که در شکل 6(a و b) مشخص است نانولوله های کربنی با جاساز شدن در بین ذرات آلومینا باعث کلوخه شدن ذرات آلومینا نیز می‌گردند. از طرفی پیوندهای واندر والس بین ذرات آلومینا نیز وجود دارد که موجب آگلومره شدن این ذرات می‌گردد [29،28]. شکل 6 نشان می‌دهند که وجود این آگلومره‌های بزرگ مانع ایجاد پیوندهای مناسب بین تقویت کننده‌ها و زمینه می‌گردد. در شکل 6b، تصویر توزیع ذرات تقویت کننده در سیکل 4 (پایان مرحله‌ی 2 که آخرین مقدار تقویت‌کننده‌ی به کامپوزیت افزوده شد) را نشان می دهد درحالی که در آن خوشه‌های از نانولوله‌ی کربنی و کلوخه‌هایی از ذرات آلومینا به چشم می‌خورد. شکل (d و6(c نشان می‌دهد که در انتهای پاس 6 (مرحله 3) کلوخه‌ها در اثر نیروی عمودی و همچنین افزایش طول ورق‌های نورد شده می شکنند و پراکنش بهتری در ذرات دیده می‌شود که حاصل از اکستروژن شدن مواد دست نخورده از سطح پایین تر ورق از بین تقویت کننده‌ها می باشد که باعث پراکنش بهتر تقویت‌کننده‌ها می‌گردد و همچنین موجب بهبود پیوند تقویت‌کننده‌ها با زمینه می‌شود و اثری از تخلخل در داخل ساختار به چشم نمی خورد. این نکته قابل ذکر است که در پاس‌های بالاتر میزان مواد اکسترود شده و برقراری پیوند بین ورق‌های متصل شده در سیکل‌های پایین تر، بیشتر و بهتر می‌گردد.

3-1-2- بررسی تحولات اندازه دانه زمینه

به منظور بررسی اندازه‌ی دانه زمینه از آزمون پراش اشعه ایکس بهره گرفته شد. به این منظور الگوی تفرق اشعه ایکس مربوط به 6 پاس مختلف کامپوزیت و 11 پاس مختلف آلومینیوم خالص تهیه گردید و توسط نرم افزار سیگما پلات و ایکس پرت مورد بحث و بررسی قرار گرفت. نتایج حاصل توسط فرمول ویلیامسون- هال آنالیز شد:

$$\beta\cos\theta = \left(0.9\frac{\lambda}{d}\right) + 2\eta\sin\theta \qquad (1)$$

دراین‌رابطه β برابر با پهنای پیک درنصف ارتفاع، λ طول موج اشعه‌ی ایکس Cu-Kα (0.154nm)، θ زاویه‌ی تفرق، η میزان کرنش شبکه و d نیز اندازه‌ی دانه می باشد. برای محاسبه‌ی مقدار β از نرم افزار سیگما پلات و ایکسپرت های اسکور استفاده گردید. شکل 7 تصاویر الگوی تفرق اشعه‌ی ایکس مربوط به پاس 11 آلومینیوم و پاس 6 کامپوزیت اتصال نورد انباشتی شده می‌باشد. که در آن‌ها پهنای 4 پیک صفحه‌ای کریستالی ((111)،(200)،(220)،(311)) که بیشترین شدت تفرق زمینه‌ی آلومینیومی

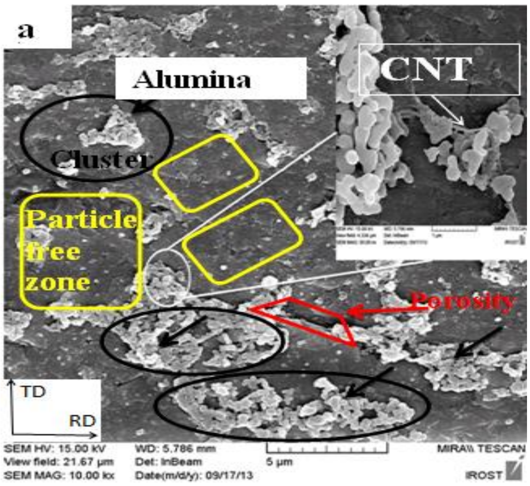

Fig. 6 (a) FESEM micrograph of particle distribution for RD-ND plane in pass 1

شکل 6 (a) تصویر میکروسکوپ الکترونی FESEM از توزیع ذرات صفحه RD-ND پاس 1

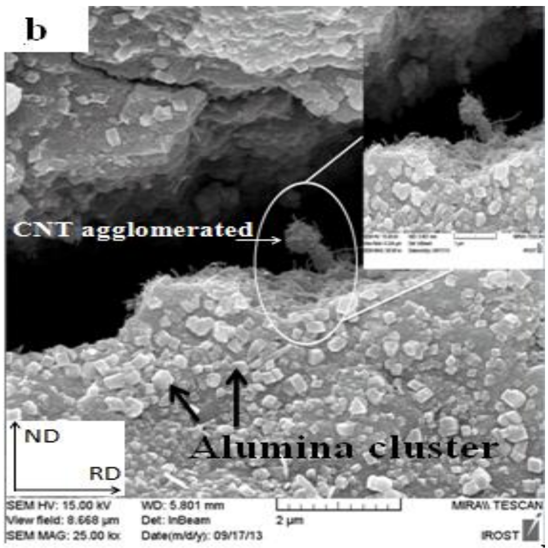

Fig. 6 (b) FESEM micrograph of particle distribution for RD-TD plane in pass 4

شکل 6 (b) تصویر میکروسکوپ الکترونی FESEM از توزیع ذرات صفحه RD-TD پاس 4 (انتهای مرحله دوم)

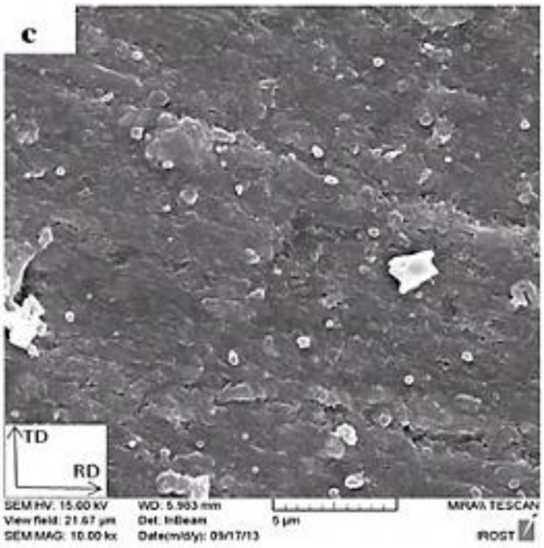

Fig. 6 (c) FESEM micrograph of particle distribution for RD-ND plane in pass 6

شکل (c) 6 تصویر میکروسکوپ الکترونی FESEM از توزیع ذرات صفحه RD-ND در پاس6

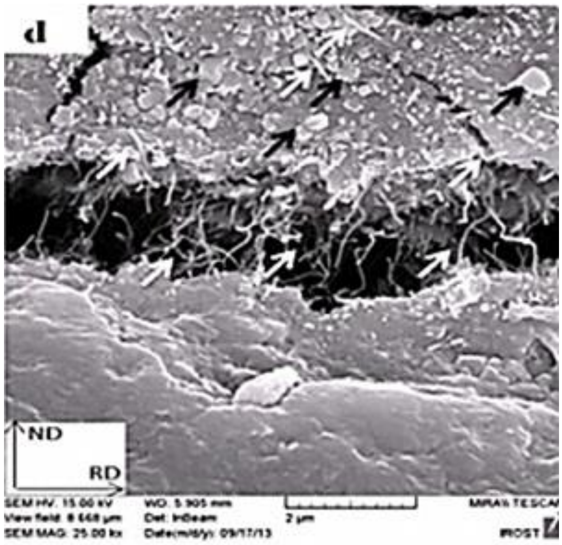

Fig. 6 (d) FESEM micrograph of particle distribution for RD-TD plane in pass 6

شکل (d) 6 تصویر میکروسکوپ الکترونی FESEM از توزیع ذرات صفحه RD-TD در پاس 6

تشخیص اندازه ذره پودر ودانه‌ی فلزات پلی کریستال تغییر شکل یافته دارد، برخی محققان گزارش کرده‌اند که اندازه‌ی دانه‌های اندازه گرفته شده با کمک پراش اشعه ایکس (ویلیامسون- هال) مقداری کوچک‌تر از اندازه‌ی آن در میکروسکوپ الکترون عبوری می‌باشد [30]. عوامل متعددی در کاهش اندازه‌ی دانه تاثیرگذار است بعضی از عوامل بین ریزدانه سازی آلومینیوم و کامپوزیت مشترک است، که به دو گروه عمده تقسیم بندی می‌شوند. گروه اول: عواملی که موجب ایجاد و تجمیع نابجایی می‌شوند وگروه دوم: عواملی که مانع رشد دانه‌ها می‌شوند. گروه اول شامل برسکاری سطح ورق‌ها در هنگام آماده‌سازی ورق‌ها که موجب تجمع موضعی نابجایی‌ها در سطح ورق‌ها می‌شود. تغییرشکل برشی شدید که در اثر اصطکاک سطح ورق‌ها و غلطک های نورد بدون روانساز ایجاد می‌شود و در اثر این تنش، کرنش معادل بیشتری به قطعات وارد می‌شود که موجب تجمع نابجایی‌ها در سطح و زیر لایه ورق‌ها می‌گردد و با تکرار فرآیند نورد در سرتاسر ضخامت پراکنده می‌شود. ذرات اکسیدی که در هنگام برسکاری برروی سطح ورق باقی می‌ماند و یا در حین فرآیند پیش گرم برروی سطوح ایجاد می‌شود می‌تواند مانعی بر سر راه حرکت نابجایی‌ها باشد و نفوذ دامنه کوتاه که در اثر گرمای ناشی از پیش گرم و تغییر شکل ورق‌ها ایجاد می‌شود موجب کمک به بازچینش نابجایی‌ها بوجود آمده می‌گردد که این عوامل موجب ایجاد و تجمیع نابجایی‌ها و در ادامه باز چینش و ایجاد مرز فرعی کوچک زاویه با ادامه‌ی تغییر شکل در نهایت به مرزهای بزرگ زاویه و ریزدانه سازی منجر می‌شود. همچنین حضور ذرات اکسیدی بوجود آمده در طی فرآیند می‌تواند جلوی رشد دانه‌ها را بگیرند که در واقع موجب قفل شدن مرزها شوند [33-31,30]. گروه دیگری از عوامل درکامپوزیت‌ها پر رنگ تر است و دلیل عمده‌ی کوچک تر بودن اندازه‌ی دانه‌ها در کامپوزیت‌ها نسبت به آلومینیوم این عوامل می‌باشد. در واقع تقویت کننده‌ها به دلیل داشتن اختلاف ضریب انبساط حرارتی با زمینه درحین تغییرات دمایی موجب ایجاد تنش‌های حرارتی در اطراف خود می‌شوند که این تنش‌ها موجب تجمع نابجایی‌ها در اطراف تقویت کننده‌ها می‌گردد. در کار حاضر ضریب انبساط حرارتی آلومینیوم، نانولوله‌ی کربنی و ذرات آلومینا به ترتیب برابر K^{-1} $10^{-6}\times23.6$، K^{-1} 10^{-6} و K^{-1} $10^{-6}\times7.6$ می‌باشد [35،34]. اختلاف قابل ملاحظه‌ی بین ضریب انبساط حرارتی تقویت کننده‌ها و زمینه مشاهده می‌شود که این موضوع موجب تنش‌های حرارتی در فصل مشترک تقویت کننده‌ها و زمینه می‌گردد. از طرفی تقویت کننده‌ها مانع حرکت نابجایی‌های به وجود آمده شده و موجب تجمع نابجایی‌ها در اطراف خود می‌شوند که در گروه قابلیت های تجمع نابجایی‌ها قرار می‌گیرند [33-31]. البته تصاویر میکروسکپ الکترونی عبوری در تحقیقات انجام شده توسط پرز بوستامنت و همکارانش [21،20] و جرج و همکارانش [5] حاکی از عدم توانایی نانولوله‌های کربنی در جلوگیری از حرکت و تجمیع نابجایی‌ها بود. با این وجود نیاز به تحقیقات بیشتری در این رابطه می‌باشد. عامل دیگر در ریزتر شدن دانه‌ها در کامپوزیت، قفل کردن مرز دانه توسط تقویت کننده‌ها می‌باشد که به دو روش صورت می‌پذیرد: در روش اول تقویت کننده‌ها با قرار گرفتن در مرز دانه‌ها جلوی رشد دانه‌ها را در اثر بالارفتن دما توسط پیش گرم و تغییر شکل می‌گیرد و روش دوم کوچک بودن قطر نانو لوله‌های کربنی که درحد 10nm و همچنین ضخامت مرزدانه‌های فرعی[1] که در حدود 195nm است [30] درحالی که در طول فرآیند نورد تجمعی، نانولوله‌های کربنی با قرار گرفتن در مرز های فرعی به وجود آمده در اثر تغییر شکل مانع از بهم چسبیدن دانه‌های فرعی هم جهت را دارند مبنای اندازه‌گیری اندازه‌ی دانه‌ها قرار می‌گیرد. برای این منظور نمودارهای ویلیامسون- هال مربوط به تمای پاس‌های آلومینیوم و کامپوزیت اتصال نورد انباشتی شده رسم گردید. شکل 8 تصاویر نمودارهای ویلیامسون- هال پاس 11 آلومینیوم خالص و پاس 6 کامپوزیت را نشان می‌دهد. مقدار عرض از مبدا نمودار ویلیامسون-هال با فرمول ($0.9\ \lambda/d$) برابر قرار داده می‌شود و با توجه به مقدار 0.154nm برای λ اندازه‌ی قطر دانه d محاسبه می‌گردد. در شکل 8 روند تغییرات اندازه‌ی دانه برای آلومینیوم خالص و کامپوزیت نشان داده شده است. نتایج نشان می‌دهند که اندازه دانه کامپوزیت در پاس 6 به 53.3 نانومتر کاهش یافته است در حالی که این مقدار برای آلومینیوم در پاس 11، 77 نانومتر می باشد. البته این موضوع قابل ذکر است که اگرچه روش ویلیامسون-هال کاربردهای زیادی در علم نانو از جمله در

---
[1] Sub grain boundaries

در حین چرخش این دانه‌ها می شود و با مانع شدن از چسبیدن این دانه‌ها، مانع از بزرگ‌تر شدن دانه‌ها می‌شود. شکل 9 تصویر شماتیک دو دانه‌ی مختلف را نشان می‌دهد. شکل 9a تصویر بازچینش جنگل نابجایی به‌وجود آمده در اثر فرآیند نورد را نشان می‌دهد که دانه‌های فرعی هم محور را ایجاد می کنند (شکل 9b). در شکل 9c تنها یک دانه‌ی فرعی چرخش می‌کند و با دانه‌ی فرعی ثابت هم جهت می‌گردد و نانولوله‌ی کربنی جلوی اتصال این دو دانه‌ی فرعی هم جهت شده را می‌گیرد و به این صورت مانع از بزرگتر شدن دانه‌ی فرعی می‌شود و این بر خلاف اتفاقی است که در آلومینیوم یک پارچه روی می‌دهد. در شکل 9d دو دانه‌ی فرعی در خلاف جهت یکدیگر چرخش کرده و هم جهت می‌گردند که در آن نانولوله‌ی کربنی مانع از اتصال این دو دانه‌ی فرعی به هم می‌شود در حالی که در آلومینیوم یک پارچه این دو دانه‌ی فرعی به یکدیگر چسبیده و دانه‌ی فرعی بزرگتری شکل می‌گیرد.

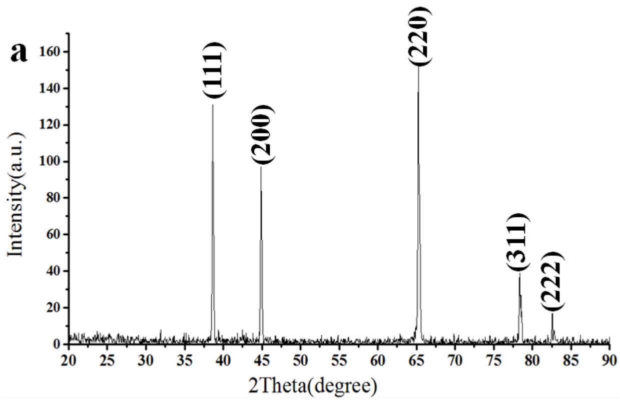

Fig. 7 (a) XRD pattern of Al/CNT-Al_2O_3 nanocomposite in pass 11

شکل 7 (a) نمودار XRD از پاس 11 نانوکامپوزیت Al/CNT-Al_2O_3

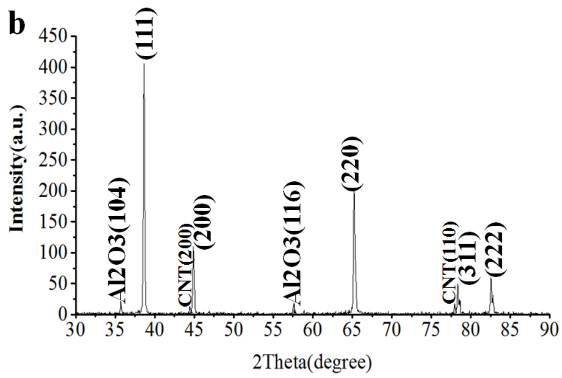

Fig. 7 (b) XRD pattern of Al/CNT-Al_2O_3 nanocomposite in pass 6

شکل 7 (b) نمودار XRD از پاس6 نانوکامپوزیت Al/CNT-Al_2O_3

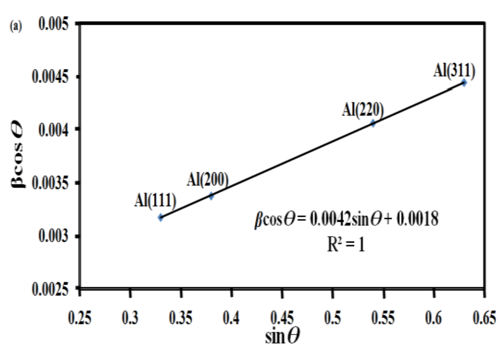

Fig. 8(a) Williamson-Hall plot of monolithic Al processed by 11 passes

شکل 8 (a) نمودار ویلیامسون- هال آلومینیوم یکپارچه نورد شده در 11 پاس

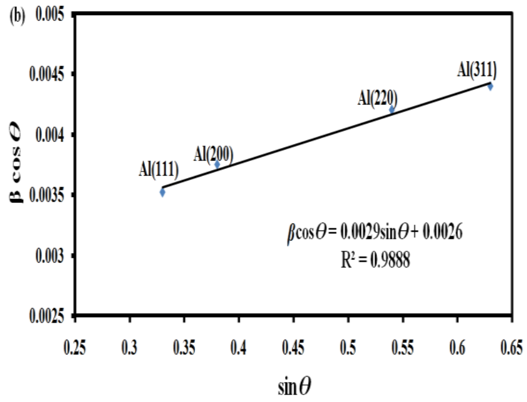

Fig. 8(b) Williamson-Hall plot of nanocomposite processed by 6 passes

شکل 8 (b) نمودار ویلیامسون-هال نانوکامپوزیت نورد شده در 6 پاس

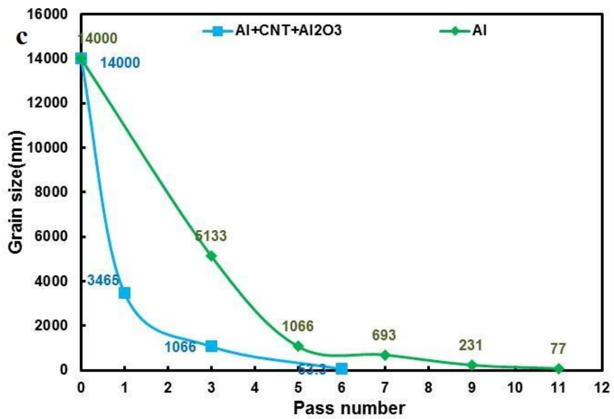

Fig. 8 (c) Variation of grain size vs. number of ARB passes in the ARBed monolithic Al and nanocomposite

شکل 8 (c) نمودار تغییرات اندازه‌ی دانه آلومینیوم یکپارچه و نانو کامپوزیت دوگانه بر حسب تعداد پاس

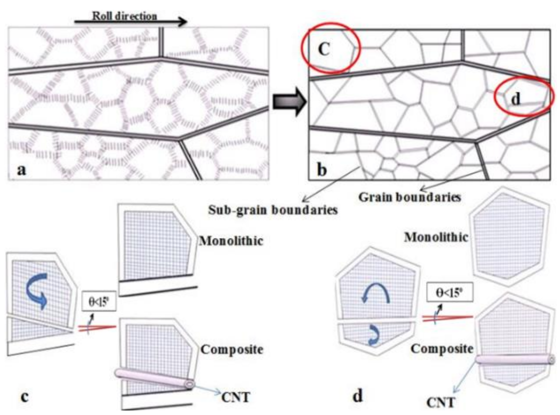

Fig. 9 Schematic illustration of UFG development of Al reinforced with CNT during ARB process

شکل 9 تصویر شماتیک از فرایند ریزدانه سازی زمینه آلومینیوم در حضور نانو لوله کربنی در طول فرایند نورد

4- خواص مکانیکی

4-1- نتایج آزمون کشش

تغییر انعطاف پذیری[1] و استحکام تسلیم[1] و کششی[2] کامپوزیت دوگانه Al/2wt%Al_2O_3+1wt%CNT و آلومینیوم اتصال نورد انباشتی شده بر

[1] Elongation

حسب تعداد پاس در شکل 10 نشان داده است. در این شکل استحکام نوار آلومینیومی آنیل شده (در پاس صفر) و نانوکامپوزیت (در 6 پاس، شکل 10a) و آلومینیم یکپارچه (در 11 پاس، شکل 10b) گزارش شده است. نتایج نشان می‌دهند که در پاس های اولیه، استحکام تسلیم و کششی افزایش قابل توجه‌ای در پاس اول آلومینیوم یکپارچه و کامپوزیت نشان می‌دهند به گونه‌ای که استحکام تسلیم و کششی آلومینیوم اتصال نورد انباشتی شده به ترتیب 88MPa و 103MPa می باشد که به ترتیب افزایش 4.9 و 3.02 برابری نسبت به آلومینیوم آنیل شده به ترتیب با استحکام تسلیم و کششی 18.4MPa و 34MPa را نشان می دهد. در کامپوزیت دوگانه، این مقادیر به ترتیب به 122.5MPa و 151MPa افزایش یافته است که به ترتیب افزایش 6.8 و 4.4 برابری نسبت به آلومینیوم آنیل شده را دارد. در ادامه با افزایش تعداد پاس، این مقادیر افزایش می‌یابند به گونه‌ای که درپاس 11 آلومینیوم یکپارچه‌ی اتصال نورد انباشتی شده به 147.6MPa و 175.2MPaمی‌رسند که به ترتیب افزایش 8 و 5 برابری نسبت به آلومینیوم آنیل شده دارند. در حالی که این مقادیر در پاس 6 کامپوزیت دوگانه، به 170.5MPa و 199MPa می‌رسند که درمقایسه با آلومینیوم آنیل شده افزایش 9.2 و 5.85 برابری مشاهده می‌شود. مقایسه‌ی استحکام تسلیم و کششی پاس 6 کامپوزیت دوگانه با پاس 6 آلومینیوم اتصال نورد انباشتی شده، افزایش 1.5 و 1.4 برابری کامپوزیت دوگانه نسبت به آلومینیوم اتصال نورد انباشتی شده را نشان می‌دهد. دلایل افزایش استحکام را می‌توان به دو بخش تقسیم کرد بخش اول: مربوط به فرآیند اتصال نورد انباشتی می باشد که شامل افزایش استحکام ناشی از کارسختی در پاس‌های اول و پالایش دانه‌ای در پاس‌های بالاتر می باشد [36-39] و می‌توان گفت هر عاملی که در پالایش دانه‌ای موثر باشد باعث افزایش استحکام می‌گردد و بخش دوم مربوط به قابلیت‌های کامپوزیت‌ها می‌باشد که شامل افزایش کارسختی (شکل 10c) به دلیل حضور ذرات تقویت کننده و انتقال نیرو از زمینه به تقویت کننده‌ها می‌باشد. با توجه به مراحل سه گانه تولید کامپوزیت می‌توان دید که در مراحل اول و دوم فرایند، استحکام با افزایش نانولوله‌های کربنی و آلومینا افزایش می‌یابد. علت این افزایش استحکام، قابلیت کارسختی ناشی از حضور ذرات تقویت کننده است که موجب افزایش چگالی نابجایی‌ها در فصل مشترک زمینه و تقویت کننده می‌شود. همانطور که قبل‌تر عنوان شد درتحقیقات صورت گرفته، نانولوله‌های کربنی قابلیت تجمیع نابجایی‌ها را ندارند و مکانیزم استحکام بخشی نانولوله‌های کربنی بر دو پایه استوار است اول پالایش دانه‌ای و دوم انتقال نیرو از زمینه به نانولوله‌های کربنی. از طرفی نانولوله‌های کربنی به دلیل سطح ویژه‌ی بالا، رطوبت پذیری مناسبی در زمینه‌ی آلومینیومی ندارند [35] و برخلاف ذرات آلومینا توانایی برقراری پیوند خوب با زمینه‌ی آلومینیومی را ندارند. بررسی ها نشان می‌دهد که نانولوله‌های کربنی به دلیل نوک تیز و شکل پیچیده شان در داخل زمینه‌ی آلومینیومی فرو می‌روند و انتقال نیرو به این صورت انجام می‌گردد [20]. در مرحله سوم دیگر تقویت کننده‌ای به زمینه افزوده نمی‌شود. با مقایسه‌ی نتایج ریز ساختاری و تست کشش می‌توان به این نتیجه رسید که در این مرحله با افزایش تعداد پاس فرآیند نورد پراکنش ذرات تقویت کننده در داخل زمینه بهبود می‌یابد و همچنین پیوند بین ذرات با زمینه و بین لایه‌های آلومینیومی با هم افزایش می‌یابد و در مورد نانولوله‌های کربنی تعداد و میزان فروروی نانولوله‌های کربنی در زمینه افزایش می‌یابد و از طرفی به دلیل نرم بودن آلومینیوم با افزایش تعداد پاس تخلخل‌ها[3] کاهش یافته و در نتیجه استحکام افزایش می‌یابد [40-42].

با بررسی تغییرات انعطاف پذیری در آلومینیوم و کامپوزیت در مرحل سه گانه (شکل 10) می‌توان دید انعطاف پذیری کاهش شدیدی از 36% (برای آلومینیوم آنیل شده) به 5.5% (برای پاس 1 آلومینیوم یکپارچه) و 5.1%

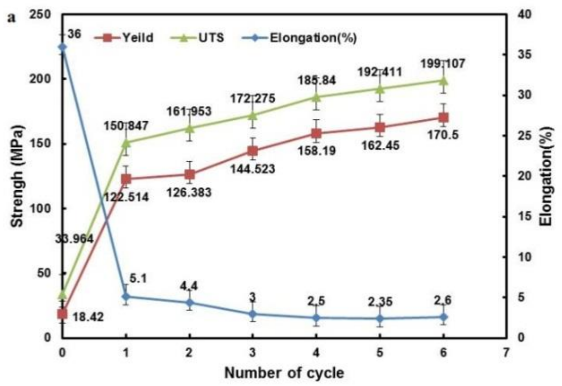

Fig. 10 (a) Mechanical properties of the $Al/CNT\text{-}Al_2O_3$ nanocomposite, produced by ARB process at various passes

شکل 10 (a) خواص مکانیکی نانوکامپوزیت $Al/CNT\text{-}Al_2O_3$ بر حسب تعداد پاس‌های نورد

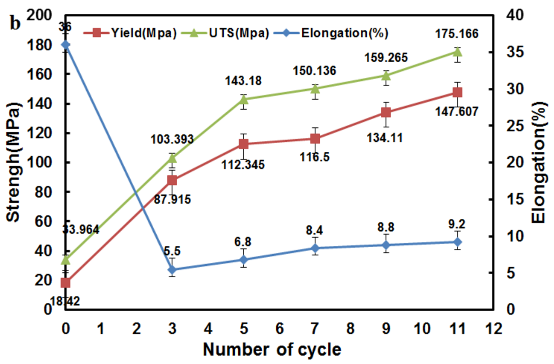

Fig. 10 (b) Mechanical properties of the Monolithic Al produced by ARB process at various passes

شکل 10 (b) خواص مکانیکی آلومینیم یکپارچه نورد شده بر حسب تعداد پاس‌های نورد

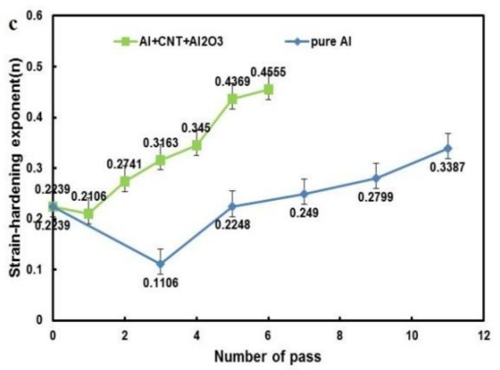

Fig. 10 (c) Strain hardening exponent (n) via number of pass of ARBed Al and nanocomposite

شکل 10 (c) نمودار تغییرات نرخ کارسختی آلومینیم و کامپوزیت دوگانه بر حسب پاس‌های نورد

[1] Yield strength (YS)
[2] Ultimate Tensile Strength (UTS)
[3] Porosity

(برای پاس 1 کامپوزیت) یافته است که می‌تواند به دلیل عدم برقراری پیوند مناسب بین لایه‌ها و مکانیزم کارسختی[1] باشد. با مقایسه‌ی آلومینیوم یکپارچه و کامپوزیت دوگانه در مرحله‌ی اول می‌توان دید که کامپوزیت کاهش 7.8% را نسبت به آلومینیوم یکپارچه نشان می‌دهد که این موضوع به دلیل کارسختی و کاهش پیوند بین لایه‌های آلومینیوم در اثر حضور ذرات نانولوله‌های کربنی و آلومینا می باشد [29،28]. در مرحله‌ی دوم با افزایش مقادیر تقویت کننده میزان انعطاف پذیری کاهش می‌یابد و به میزان 2.5% در پایان مرحله‌ی دوم می‌رسد که به دلیل کاهش یکنواختی ذرات تقویت کننده و افزایش میزان تخلخل در فصل مشترک تقویت کننده/زمینه می‌باشد که موجب کاهش پیوند فصل مشترک‌ها می‌شود و به عنوان نقاط تمرکز تنش و اشاعه‌ی ترک عمل می‌کنند [35]. در مرحله سوم تغییر طول به 2.6% برای کامپوزیت و 9.2% برای آلومینیوم یکپارچه افزایش می‌یابد. افزایش تغییر طول در آلومینیوم یک پارچه به دلیل کاهش تخلخل و انجام بازیابی در جنگل نابجایی‌ها در اثر صعود و لغزش نابجایی‌ها در آلومینیوم با انرژی نقص چینش بالا می‌باشد و در مورد کامپوزیت دوگانه به دلیل پراکنش بهتر تقویت کننده‌ها و بهبود پیوند در فصل مشترک تقویت کننده- زمینه می‌باشد که موجب کاهش تخلخل می‌شود.

4-2- میکروسختی

شکل 11 میکروسختی[2] سنجی آلومینیوم یکپارچه و کامپوزیت دوگانه را برحسب تعداد پاس نشان می‌دهد. افزایش قابل توجهی در پاس اول مشاهده می‌شود و مقدار سختی در پاس اول نورد، 32 برای آلومینیوم آنیل شده به 40 و 60 ویکرز برای آلومینیوم یک پارچه و کامپوزیت دوگانه می‌رسد. در پاس اول افزایش چگالی نابجایی‌ها و واکنش بین آن‌ها موجب کارسختی و در نتیجه افزایش سختی می‌گردد. از مقایسه‌ی نتایج آزمون میکرو سختی سنجی آلومینیوم خالص نورد شده و کامپوزیت‌ها می‌توان فهمید که به ازای تعداد پاس برابر، کامپوزیت‌ها مقادیر سختی بیشتری را نشان می‌دهند که ناشی از حضور ذرات تقویت کننده و جلوگیری از حرکت نابجایی‌ها و افزایش کارسختی می‌باشد. در مرحله‌ی دوم با افزایش میزان تقویت کننده‌ها و همچنین وجود پیوند واندروالس در بین تقویت کننده‌ها یکنواختی ذرات تقویت کننده کاهش می‌یابد که در نتیجه‌ی آن میزان سختی افزایش

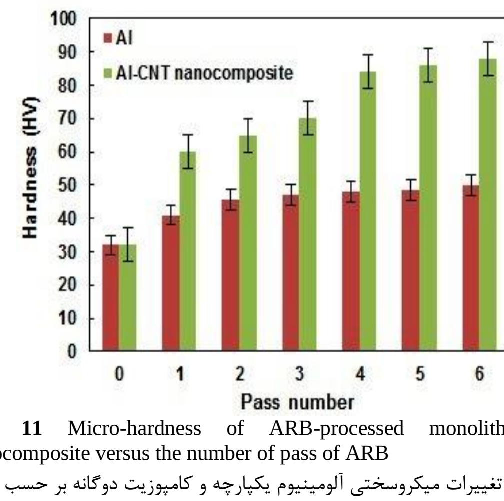

Fig. 11 Micro-hardness of ARB-processed monolithic and nanocomposite versus the number of pass of ARB

شکل 11 تغییرات میکروسختی آلومینیوم یکپارچه و کامپوزیت دوگانه بر حسب تعداد پاس فرآیند نورد

[1] Work hardening
[2] Micro-hardness

چشمگیری نخواهد داشت [17،5]. در مرحله سوم، پراکنش تقویت کننده‌ها بهبود می‌یابد و این موضوع موجب افزایش قابل توجهی در سختی می‌گردد.

5- نتایج

در کار حاضر ریز ساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت دوگانه‌ی $Al\text{-}CNT\text{-}Al_2O_3$ توسط فرآیند نورد تولید و مورد مطالعه قرار گرفت. نتایج مطالعات انجام شده به صورت خلاصه به شرح زیر است:

1- با افزایش پاس‌های نورد پراکنش ذرات تقویت کننده در داخل زمینه بهبود یافت و در پاس نهایی اثری از کلوخه‌های بزرگ تقویت کننده و تخلخل مشاهده نشد.

2- در فرآیند آسیا گلوله‌ای نانولوله‌ی کربنی و آلومینا اثری از تشکیل فاز جدید مشاهده نشد.

3- بررسی اندازه‌ی دانه توسط آزمون نورد و روش ویلیامسون- هال نشان از کاهش اندازه دانه با افزایش تعداد پاس نورد دارد که در پاس 11 آلومینیوم یک پارچه با 77nm و در پاس 6 کامپوزیت دوگانه به 53nm رسید.

4- با افزایش تعداد پاس‌های نورد، استحکام آلومینیوم یکپارچه و کامپوزیت دوگانه افزایش قابل توجهی نسبت به آلومینیوم آنیل شده نشان داد به گونه‌ای که در پاس 6 برای آلومینیوم یکپارچه و کامپوزیت دوگانه به ترتیب افزایش 4.2 و 5.9 برابری نسبت به نمونه‌ی آنیل شده را نشان داد.

5- در مراحل اول فرآیند نورد انطاف پذیری کامپوزیت دوگانه و آلومینیوم یکپارچه کاهش شدیدی از خود نشان داد اما در مرحله‌ی سوم تغییر طول بهبود یافت.

6- میزان سختی کامپوزیت دوگانه و آلومینیوم یکپارچه افزایش قابل توجهی نسبت به آلومینیوم آنیل شده از خود نشان داد که این مقدار در پاس 6 کامپوزیت و آلومینیوم یک پارچه به ترتیب به 3 و 1.3 برابر آلومینیوم آنیل شده رسید.

6- مراجع

[1] O. Yilmaz, S. Buytoz, Abrasive wear of Al2O3-reinforced aluminium-based MMCs, *Compoite Science and Technology*, Vol. 61, No. 16, pp. 2381–2392, 2001.

[2] Y. C. Feng, L. Geng, P. Q. Zheng, Z. Z. Zheng, G. S. Wang, Fabrication and characteristic of Al-based hybrid composite reinforced with tungsten oxide particle and aluminum borate whisker by squeeze casting, *Materials and Design*, Vol. 29, No. 12, pp. 2023–2026, 2008.

[3] Q. Hu, P.Luo, Y.Yan, Microstructures, densification and mechanical TiC-Al2O3-Al composite by field-activated combustion synthesis, *Materials Science Engineering A*, Vol. 486, No. 1, pp. 215–221, 2008.

[4] S. R. Bakshi, D. Lahiri, A. Agrawal, Carbon nanotube reinforced metal matrix composites: A review, *International Material Reviwe*, Vol. 55, No. 1, 41-46, 2010

[5] R. George, K. T. Kashyap, R. Rahul, S. Yamdagni, Strengthening in carbon nanotube/aluminium (CNT/Al) composites, *Scripta Material*, Vol. 53, No. 10, pp. 1159–1163, 2005.

[6] Q. Li, C. A. Rottmair, R. F. Singer, CNT reinforced light metal composites produced by melt stirring and by high pressure die casting, *Compoite Science and Technology*, Vol. 70, No. 16, pp. 2242–2247, 2010.

[7] T. Laha, A. Agarwal, T. McKechnie, S. Seal, Synthesis and characterization of plasma spray formed carbon nanotube reinforced aluminum composite, *Materials Science Engineering A*, Vol. 381, No. 1-2, pp. 249–258, 2004.

[8] L. Ci, Z. Ryu, N. Y. Jin-Phillipp, M. Ruhle, Investigation of the interfacial reaction between multi-walled carbon nanotubes and aluminum, *Acta Material*, Vol. 54, No. 20, pp. 5367-5375, 2006.

[9] Y. Tang, H. Cong, R. Zhong, H. Ming Cheng, Thermal expansion of a composite of single-walled carbon nanotubes and nanocrystalline aluminum, *Carbon*, Vol. 42, No. 15, pp. 3260–3262, 2004.

[10] M. M. J. Treacy, T. W. Ebbesen, J. M. Gibson, Exceptionally high Young's modulus observed for individual carbon nanotubes, *Nature*, Vol. 381, No. 6584, pp. 678–680, 1996.

[11] A. Krishnan, E. Dujardin, T. W. Ebbesen, P. N. Yianilos, M. M. J. Treacy, Young's modulus of single-walled nanotubes, *Physical Reviwe*, Vol. 58B, No. 20, pp. 14013–14019, 1998.

[12] E. W. Wong, P. E. Sheehan, C. M. Lieber, Nanobeam mechanics: elasticity, strength, and toughness of nanorods and nanotubes, *Science*, Vol. 277, No. 5334, pp. 1971–1974, 1997.

[13] M. F. Yu, B. S. Files, S. Arepalli, R. S. Ruoff, Tensile loading of ropes of single wall carbon nanotubes and their mechanical properties, *Physical Reviwe Letter*, Vol. 84, No. 24, pp. 5552–5555, 2000.

[14] M. F. Yu, O. Laurie, M. J. Dyer, K. Moloni, T. F. Kelly, R. S. Ruoff, Strength and breaking mechanism of multiwalled carbon nanotubes under tensile load, *Science*, Vol. 287, No. 5453, pp. 637–640, 2000.

[15] S. Berber, Y. K. Kwon, D. Tomanek, Unusually high thermal conductivity of carbon nanotubes, *Physical Reviwe Letter*, Vol. 84, No. 20, pp. 4613–4616, 2000.

[16] P. Kim, L. Shi, A. Majumdar, P. L. McEuen, Thermal transport measurements of individual multiwalled nanotubes, *Physical Reviwe Letter*, Vol. 87, No. 21, pp. 215502, 2001.

[17] W. Salas, N. G. Alba, L. E. Murr, Explosive Shock-Wave consolidation of aluminum Powder/Carbon nanotube aggregate mixtures: optical and electron metallography, *Metallurgical Mateials Transaction A*, Vol. 38, No. 12, pp. 2928-35, 2007.

[18] H. Choi, J. Shin, B. Mina, J. Parka, D. Baea, Reinforcing effects of carbon nanotubes in structural aluminum matrix nanocomposites, *Materials Research.*, Vol. 24, No. 8, pp. 2610-16, 2009.

[19] A. Esawi, K. Morsi, P. Borah, A. Sayed, A. Abdel Gawad, Fabrication and properties of pispersed carbon nanotube-Aluminum composites, *Materials Science Engnieering A*, Vol. 507, No. 508, pp. 167-73, 2009.

[20] R. P. Bustament, I. E. Guel, W. A. Flores, M. M. Yoshida, P. J. Ferreira, R. M. Sanchez, Novel Al- matrix nanocomposites reinforced with multi-walled carbon nanotubes, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 450, No. 1-2, pp. 323-326, 2008.

[21] R. P. Bustamante, C. D. G. Esparza, I. E. Guel, M. M. Yoshida, L. L. Jiménez, S. A. P. García, R. M. Sánchez, Microstructural and mechanical characterization of Al–MWCNT composites produced by mechanical milling, *Materials Science Engnieering A*, Vol. 502, No. 1, pp. 159–163, 2009.

[22] R. Jamaati, M. R. Toroghinejad, Manufacturing of high-strength Aluminum/Alumina composite by accumulative roll bonding, *Materials Science Engnieering A*, Vol. 527, No. 16, pp. 4146-51, 2010.

[23] M. Eizadjou, H. Danesh Manesh, K. Janghorban, Mechanism of warm and cold roll bonding of aluminum alloy strips, *Materials and Design*, Vol. 30, No. 10, pp. 4156–4161, 2009.

[24] H. DaneshManesh, A. KarimiTaheri, The effect of annealing treatment on mechanical properties of aluminum clad steel sheet, *Materials and Design*, Vol. 24, No. 8, pp. 617–622, 2003

[25] M. Samadzadeh, M. R. Toroghinejad, The influence of carbon nanotube and roll bonding parameters on the bond strength of Al sheets, *Journal of Materials Engneering and Performance*, Vol. 23, No. 1, pp. 1887–1895, 2014.

[26] J. Wu, H. Zhang, Y. Zhang, X. Wang, Mechanical and thermal properties of carbon nanotube/aluminum composites consolidated by spark plasma sintering, *Materials and Design*, Vol. 41, No. 9, pp. 344–348, 2012.

[27] V. Datsyuk, M. Kalyva, K. Papagelis, J. Parthenios, D. Tasis, A. Siokou, I. Kallitsis, C. Galiotis, Chemical oxidation of multiwalled carbon nanotubes, *Carbon*, Vol. 46, No. 6, pp. 833–840, 2008.

[28] M. R. Toroghinejad , R. Jamaati, A. Nooryan, H. Edris, The effect of alumina content on the mechanical properties of hybrid composites fabricated by ARB process, *Ceramic International*, Vol. 40, No. 3, pp. 10489-10498, 2014.

[29] M. R. Toroghinejad, R. Jamaati, A. Nooryan, H. Edris, Hybrid composites produced by anodizing and accumulative roll bonding (ARB) processes, *Ceramic International*, Vol. 40, No. 1, pp. 10027-10035, 2014.

[30] R. Jamaati, M. R. Toroghinejad, J. Dutkiewicz, J. A. Szpunar, Investigation of nanostructured Al/Al2O3 composite produced by accumulative roll bonding process, *Materials and Design*, Vol. 35, No. 1, pp. 37-42, 2012.

[31] S. A. Sajjadi, H. R. Ezatpour, M. Torabi Parizi, Comparison of microstructure and mechanical properties of A356 aluminum, alloy/Al2O3 composites fabricated by stir and compo-casting processes, *Materials and Design*, Vol. 34, No. 1, pp. 106–111, 2012.

[32] H. R. Ezatpour, S. A. Sajjadi, M. Haddad Sabzevar, Y. Z. Huang, Investigation of microstructure and mechanical properties of Al6061-nanocomposite fabricated by stir casting, *Materials and Design*, Vol. 55, No. 1, pp. 921–928, 2014.

[33] H. R. Ezatpour, M. Torabi Parizi, S. A. Sajjadi, G. R. Ebrahimi, A. Chaichi, Microstructure, mechanical analysis and optimal selection of 7075 aluminum alloy based composite reinforced with alumina nanoparticles, *Materials Chemistry and Physics*, Vol. 178, No. 1, pp. 119-127, 2016.

[34] S. Pasebani, M. R. Toroghinejad, Nano-grained 70–30 brass strip produced by accumulative roll-bonding (ARB) process, *Materials Science Engineering A*, Vol. 527, No. 3, pp. 491–7, 2010.

[35] S. Amirkhanlou, B. Niroumand, Development of Al356/SiCp cast composites by injection of SiCp containing composite powders, *Materials and Design*, Vol. 32, No. 1, pp. 1895-902, 2011.

[36] A. Kolahi, A. Akbarzadeh, M. R. Barnett, Electron back scattereddiffraction (EBSD) characterization of warm rolled and accumulative roll bonding (ARB) processed ferrite, *Journal of Materials Processing and Technology*, Vol. 209, No. 10, pp. 1436-44, 2009.

[37] S. G. Chowdhury, V. C. Srivastava, B. Ravikumar, S. Soren, Evolution of Texture During accumulative roll bonding (ARB) and its comparison with normal cold rolled aluminium–manganese alloy, *Scripta Material*, Vol. 54, No. 9, 1691-96, 2006.

[38] D. Rahmatabadi, R. Hashemi, B. Mohammadi, T. Shojaee, Experimental investigation of plane stress fracture toughness for aluminum sheets produced by Cold Roll Bonding Process, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 17, No. 2, pp. 101-108, 2017. (in Persian فارسی)

[39] D. Rahmatabadi, B. Mohammadi, R. Hashemi, T. Shojaee, Experimental investigation of plane stress fracture toughness for Al/Cu/Al multilayer produced by Cold Roll Bonding method, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 17, No. 5, pp. 166-174, 2017. (in Persian فارسی)

[40] R. Jamaati, M. R. Toroghinejad, High-strength and highly-uniform composite produced by anodizing and accumulative roll bonding processes, *Material and Design*, Vol. 3, No. 10, pp. 4816-22, 2010.

[41] M. Khademian, M. Saeedi Heydari, A. Alizadeh, H. R. Baharvandi, Investigation the effect of hot rolling process on properties and microstructure of Al-B4C composite by vorte, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 14, No. 9, pp. 140-146, 2014. (in Persian فارسی)

[42] 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. (in Persian فارسی)