



خواص مکانیکی و ریزساختاری نانو کامپوزیت هیبریدی Al/CNT-Al₂O₃ تولید شده توسط فرآیند اتصال نورد انباشتی

مسعود خانی¹، حمیدرضا عزت پور²، 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

چکیده

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
نانولوله های کربنی
آلومینا
خواص مکانیکی

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 آلومینیومی 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-Al₂O₃ با استفاده از 6 پاس فرآیند اتصال نورد انباشتی (ARB) تولید گردید. برای تولید این نانوکامپوزیت، از مخلوط نانولوله های کربنی چند جداره (1 درصد وزنی) و آلومینا (2 درصد وزنی) آسیای گلوله ای شده به عنوان تقویت کننده استفاده شد. تحولات ریزساختاری و خواص مکانیکی نانو کامپوزیت در پاس های مختلف فرآیند اتصال نورد انباشتی مورد بحث و بررسی قرار گرفت. تصاویر میکروسکپ الکترونی بهبود پراکنش تقویت کننده ها را با افزایش تعداد پاس های نورد نشان می دهد. نتایج حاصل از آزمون پراش اشعه ایکس نشان دهنده کاهش اندازه ی دانه ها با افزایش تعداد پاس های نورد می باشد به گونه ای که اندازه ی دانه زمینه ی از 77 نانومتر برای آلومینیوم در پاس 11 به 53.3 نانومتر برای کامپوزیت در پاس 6 رسید. خواص مکانیکی کامپوزیت بهبود قابل توجهی یافت به گونه ای که نتایج افزایش 5.9 و 3 برابری استحکام کششی و سختی نانوکامپوزیت نورد شده بعد از 6 پاس نسبت به آلومینیوم انیل شده را تایید کردند.

Mechanical and microstructure properties of Al/CNT-Al₂O₃ hybrid nanocomposite produced by accumulative roll bonding process

Masoud Khani¹, Hamid Reza Ezatpour², 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)
Al₂O₃
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 Al₂O₃ have been broadly considered for application in such industries due to high strength/weight ratio. In current work, Al-CNT-Al₂O₃ nanocomposite was produced by accumulative roll bonding (ARB) after 6 passes. CNT-Al₂O₃ 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

فراوانی در صنایع هوافضا و اتومبیل سازی [3] می باشند. در سال های اخیر نانو کامپوزیت ها به دلیل داشتن خواص منحصر به فرد، بیشتر مورد توجه محققان قرار گرفته است. نانوکامپوزیت ها بر اساس نوع تقویت کننده به سه نوع تقویت شده با نانو ذرات، نانوفیبرها و نانوصفحات تقسیم بندی می شوند

کامپوزیت های 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

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)

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

جدول 1 ترکیب شیمیایی آلیاژ آلومینیوم 1050

عنصر	آلومینیوم	کربن	سلیسیم	آهن	منگنز	بقیه
wt%	99.46	0.0025	0.122	0.4	0.002	0.0135

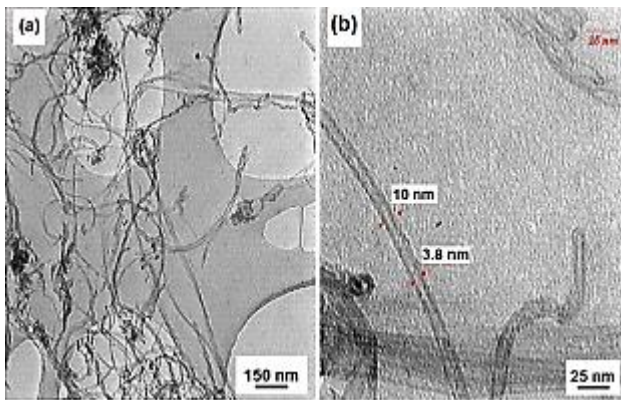


Fig. 1 (a) TEM and (b) HRTEM images of the synthesized MWCNTs
شکل 1 تصاویر (a) TEM و (b) HRTEM نانولوله‌های کربنی چند جداره پس از تولید

2-2- آماده سازی تقویت کننده‌ها

به منظور پراکنش مناسب نانولوله‌های کربنی، 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 سوسپانسیون² 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 گلوله‌ها: 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 ایکس³ 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

[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 عموماً موجب کاهش خواص مکانیکی کامپوزیت‌ها می‌گردد [8]؛ به عنوان مثال در تولید کامپوزیت‌های Al/CNT، دمای بالا موجب ایجاد کاربید آلومینیوم 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 [10-14] و خواص فیزیکی مانند چگالی پایین و رسانایی حرارتی بالاتر از $6000 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-2}$ [15,16] 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 ($T < 0.3T_m$) 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 تجمع 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 آلومینیومی 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 5-10 μm و ذرات آلومینا با اندازه‌ی متوسط ذره 400nm به عنوان تقویت کننده بهره گرفته شد. ترکیب شیمیایی آلومینیوم در جدول 1 نشان داده شده است. تصاویر میکروسکپ الکترونی عبوری¹ در شکل 1 نشان دهنده‌ی مورفولوژی و قطر داخلی و خارجی نانولوله‌های کربنی چند جداره می‌باشد.

² Suspension solution

³ X-ray diffraction (XRD)

¹ Transmission Electron Microscopy (TEM)

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 می گردد. در واقع مرحله ی سوم همانند مرحله ی دوم است اما بدون افزودن پودر انجام می شود (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 نانولوله های کربنی روی نمی دهد به این دلیل که نانولوله های 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 در جهت عرضی¹ و نرمال² توسط میکروسکوپ الکترون روبشی³ انجام شد. الگوی تفرق اشعه ی ایکس کامپوزیت Al/CNT/Al₂O₃ تولید شده توسط تفرق سنخ اشعه ی ایکس⁴ صورت گرفت. نتایج به منظور تعیین اندازه ی دانه ها استفاده گردید. الگوی پراش توسط نرم افزار ایکسپرت های اسکور⁵ مورد تجزیه و تحلیل قرار گرفت. اندازه ی کریستالی نمونه ها توسط نرم افزار سیگما پلات⁶ و فرمول ویلیامسون - هال⁷ با توجه به الگوی تفرق اشعه ی ایکس بدست آمد.

2-5- خواص مکانیکی

نمونه های تست کشش از ورق های نورد شده در جهت موازی با نورد انتخاب گردید. در این نمونه ها از استاندارد ASTM E2448-06 به ترتیب با پهنا و طول سنجی 0.6 و 2.5 سانتیمتر استفاده 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 بهلر⁸ 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.

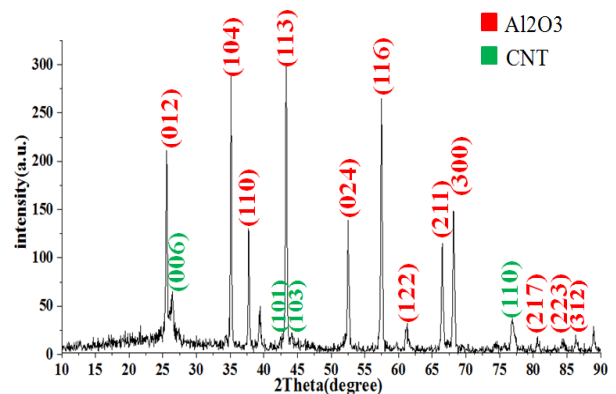


Fig. 2 XRD pattern of ball milled CNT-Al₂O₃ nanocomposite.

شکل 2 تصویر XRD از نانولوله های 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 چسباند 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 لایه ها 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 می باشد. مرحله ی دوم: در این مرحله نوار به دو نیم تقسیم گردید و همانند مرحله ی اول پس از آماده سازی سطحی و پراکنش تقویت کننده ها بین دو لایه و چسباندن و محکم 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). مرحله ی سوم: این مرحله به پراکنش بهتر ذرات

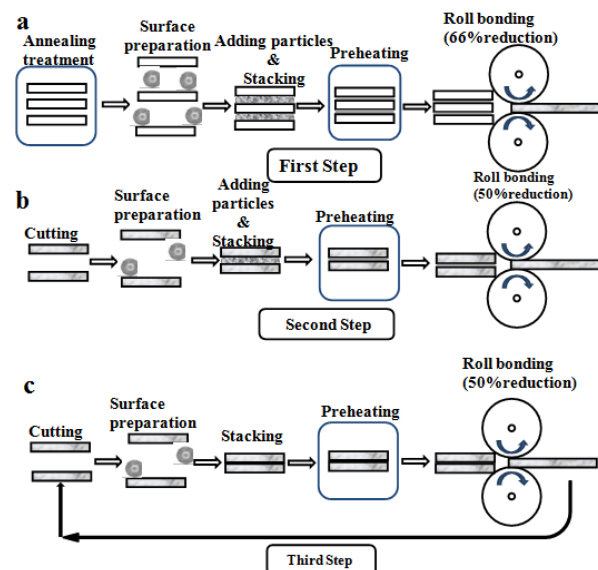


Fig. 3 Schematic procedure to produce the- Al/CNT-Al₂O₃ nanocomposite via ARB process

شکل 3 شماتیکی از مراحل فرایند تولید نانوکامپوزیت Al/CNT-Al₂O₃ توسط فرایند نورد تجمعی

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)

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:

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

در این رابطه β برابر با پهنای پیک در نصف ارتفاع، λ طول موج اشعه ایکس Cu-K α (0.154nm)، θ زاویه تفرق، η میزان کرنش شبکه و d نیز اندازه دانه می باشد. برای محاسبه مقدار β از نرم افزار سیگما پلات و ایکسپرت های اسکور استفاده گردید. شکل 7 تصاویر الگوی تفرق اشعه ایکس مربوط به پاس 11 آلومینیوم و پاس 6 کامپوزیت اتصال نورد انباشتی شده می باشد. که در آن ها پهنای 4 پیک صفحه ای کریستالی ((111),(200),(220),(311)) که بیشترین شدت تفرق زمینه آلومینیومی

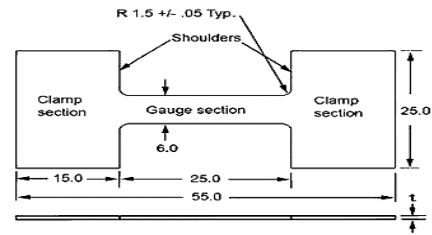


Fig. 5 Schematic of tensile sample according to ASTM E2448-06 standard

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 کننده ها 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 کننده ها در زمینه

تصاویر ریزساختاری پاس های 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 سیکل های مختلف فرآیند نورد را نشان می دهد. در سیکل اول (مرحله اول) مناطق بزرگ عاری از ذرات تقویت کننده، تخلخل، و کلوخه ها و خوشه های بزرگ ذرات تقویت کننده به چشم می خورد که نشانه ی توزیع غیر یکنواخت تقویت کننده های نانولوله ی کربنی و آلومینا در سطح کامپوزیت می باشد. یکی از مشکلات عمده در کامپوزیت های تقویت شده با نانولوله های کربنی، کلوخه شدن و آگلومره شدن این تقویت کننده ها است که دلیل این رفتار، نسبت طول به قطر بالا و همچنین وجود پیوند های واندرالس بین اتم های نانولوله های 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 می گردند. از طرفی پیوندهای واندرالس بین ذرات آلومینا نیز وجود دارد که موجب آگلومره شدن این ذرات می گردد [29,28]. شکل 6 نشان می دهند که وجود این آگلومره های بزرگ مانع ایجاد پیوندهای مناسب بین تقویت کننده ها و زمینه می گردد. در شکل 6b، تصویر توزیع ذرات تقویت کننده در سیکل 4 (پایان مرحله ی 2 که آخرین مقدار تقویت کننده ی به کامپوزیت افزوده شد) را نشان می دهد در حالی که در آن خوشه های از نانولوله ی کربنی و کلوخه هایی از ذرات آلومینا به چشم می خورد. شکل 6(c و d) نشان می دهد که در انتهای پاس 6 (مرحله 3) کلوخه ها در اثر نیروی عمودی و همچنین افزایش طول ورق های نورد شده می شکنند و پراکنش بهتری در ذرات دیده می شود که حاصل از اکستروژن شدن مواد دست نخورده از سطح پایین تر ورق از بین تقویت کننده ها می باشد که باعث پراکنش بهتر تقویت کننده ها می گردد و همچنین موجب بهبود پیوند تقویت کننده ها با زمینه می شود و اثری از تخلخل در داخل ساختار به چشم نمی خورد. این نکته قابل ذکر است که در پاس های بالاتر میزان مواد اکستروژن شده و برقراری پیوند بین ورق های متصل شده در سیکل های پایین تر، بیشتر و بهتر می گردد.

3-1-2- بررسی تحولات اندازه دانه زمینه

به منظور بررسی اندازه دانه زمینه از آزمون پراش اشعه ایکس بهره گرفته

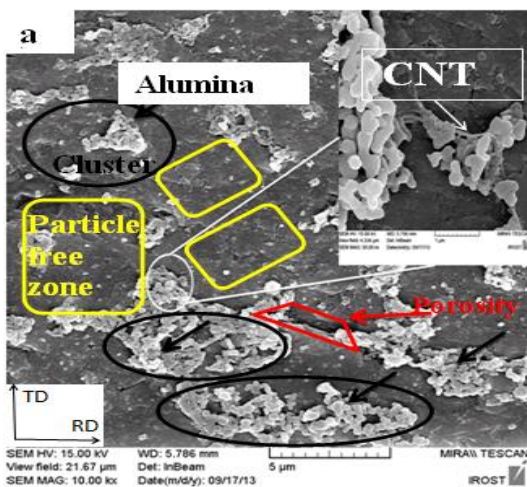


Fig. 6 (a) FESEM micrograph of particle distribution for RD-ND plane in pass 1

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

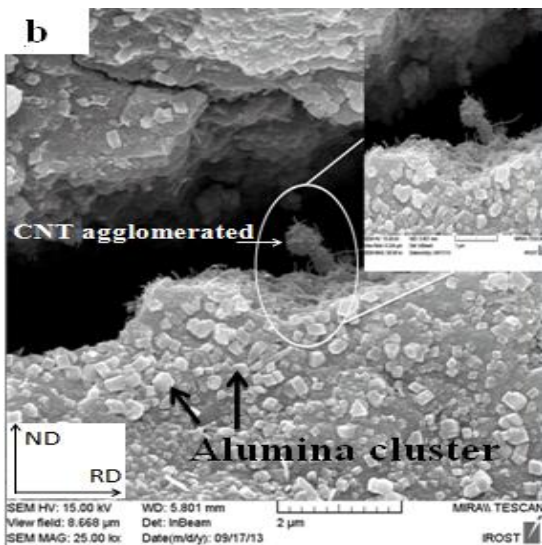


Fig. 6 (b) FESEM micrograph of particle distribution for RD-TD plane in pass 4

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

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 تجمع نابجایی می‌شوند و گروه 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 بر روی سطح ورق باقی می‌ماند و یا در حین فرآیند پیش گرم بر روی 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 تجمع 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 [31-33]. گروه دیگری از عوامل در کامپوزیت‌ها 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 $23.6 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ، 10^{-6} K^{-1} و 7.6×10^{-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 [31-33]. البته تصاویر میکروسکوپ الکترونی عبوری در تحقیقات انجام شده توسط پرز بوستامنت و همکارانش [20,21] و جرج و همکارانش [5] حاکی از عدم توانایی نانولوله‌های کربنی در جلوگیری از حرکت و تجمع 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 فرعی¹ که در حدود 195nm است [30] درحالی که در طول فرآیند نورد جمعی، نانولوله‌های کربنی با قرار گرفتن در مرز های فرعی به وجود آمده در اثر تغییر شکل مانع از بهم چسبیدن دانه‌های فرعی هم جهت

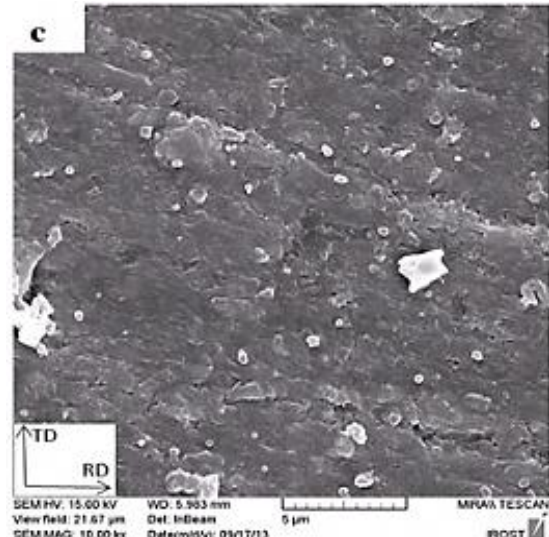
¹ Sub grain boundaries

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

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

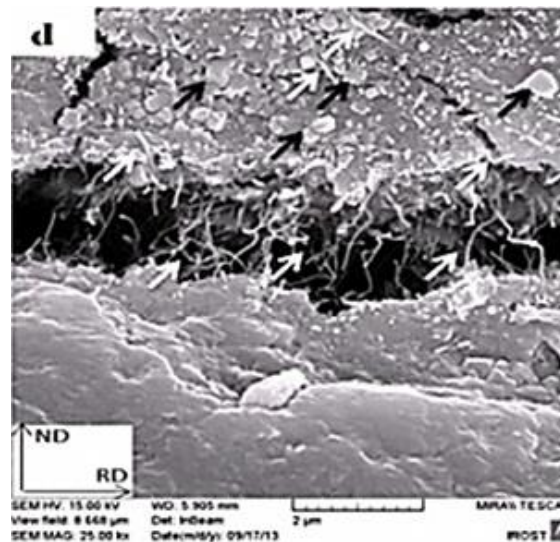


Fig. 6 (d) FESEM micrograph of particle distribution for RD-TD plane in pass 6

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

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 0.154 nm 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 می‌باشد. البته این موضوع قابل ذکر است که اگرچه روش ویلیامسون- هال کاربردهای زیادی در علم نانو از جمله در

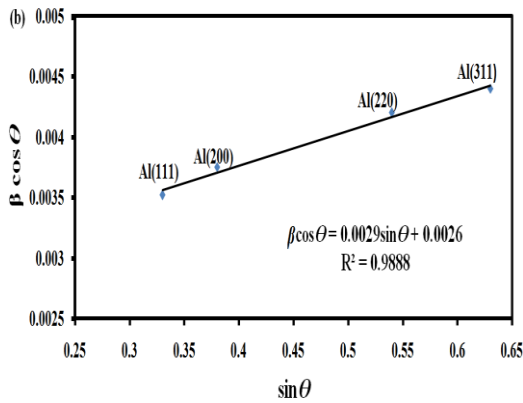


Fig. 8(b) Williamson-Hall plot of nanocomposite processed by 6 passes
 شکل (b) نمودار ویلیامسون-هال نانو کامپوزیت نورد شده در 6 پاس

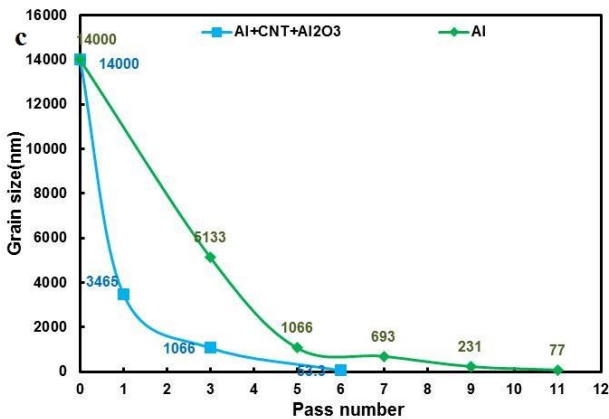


Fig. 8(c) Variation of grain size vs. number of ARB passes in the ARBed monolithic Al and nanocomposite
 شکل (c) نمودار تغییرات اندازه‌ی دانه آلومینیوم یکپارچه و نانو کامپوزیت دوگانه بر حسب تعداد پاس

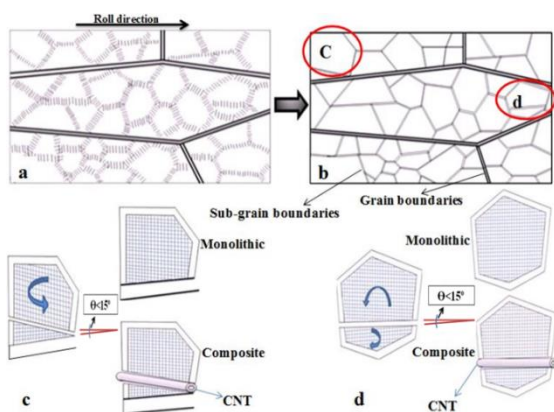


Fig. 9 Schematic illustration of UFG development of Al reinforced with CNT during ARB process

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 پذیری¹ و استحکام تسلیم¹ و کششی¹ کامپوزیت دوگانه بر Al/2wt% Al₂O₃+1wt% CNT و آلومینیوم اتصال نورد انباشتی شده بر

¹ Elongation

در حین چرخش این دانه‌ها می‌شود 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 می‌کنند (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.

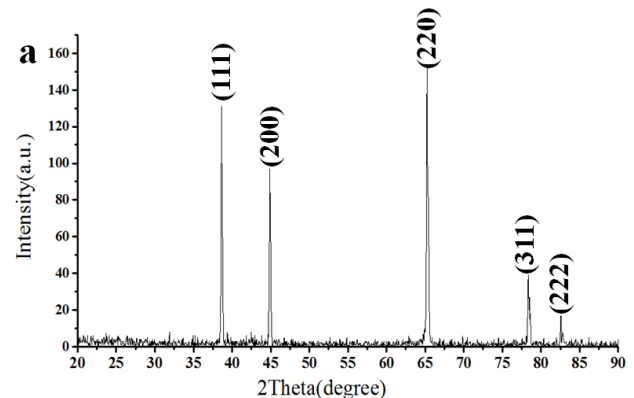


Fig. 7(a) XRD pattern of Al/CNT-Al₂O₃ nanocomposite in pass 11
 شکل (a) نمودار XRD از پاس 11 نانو کامپوزیت Al/CNT-Al₂O₃

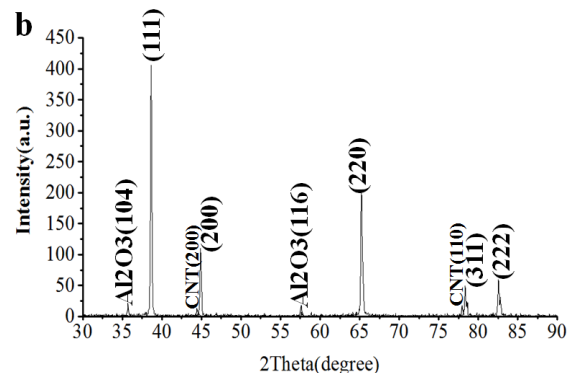


Fig. 7(b) XRD pattern of Al/CNT-Al₂O₃ nanocomposite in pass 6
 شکل (b) نمودار XRD از پاس 6 نانو کامپوزیت Al/CNT-Al₂O₃

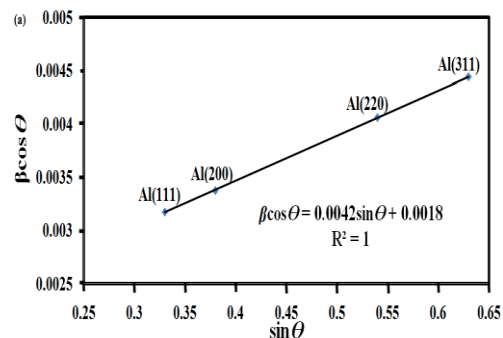


Fig. 8(a) Williamson-Hall plot of monolithic Al processed by 11 passes
 شکل (a) نمودار ویلیامسون-هال آلومینیوم یکپارچه نورد شده در 11 پاس

کربنی در زمینه افزایش می‌یابد و از طرفی به دلیل نرم بودن آلومینیوم با افزایش تعداد پاس تخلخل‌ها³ کاهش یافته و در نتیجه استحکام افزایش می‌یابد [40-42].

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

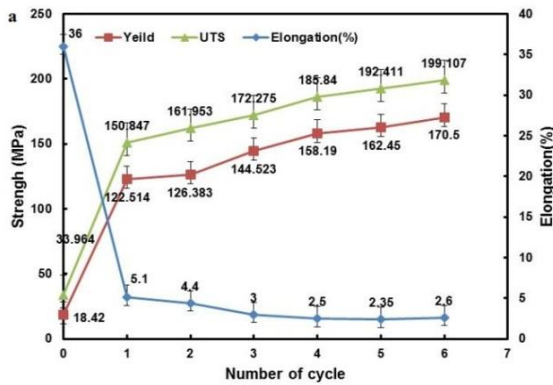


Fig. 10 (a) Mechanical properties of the Al/CNT-Al₂O₃ nanocomposite, produced by ARB process at various passes

شکل 10 (a) خواص مکانیکی نانوکامپوزیت Al/CNT-Al₂O₃ بر حسب تعداد پاس‌های نورد

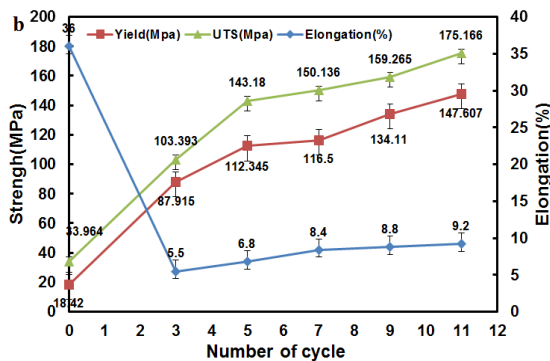


Fig. 10 (b) Mechanical properties of the Monolithic Al produced by ARB process at various passes

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

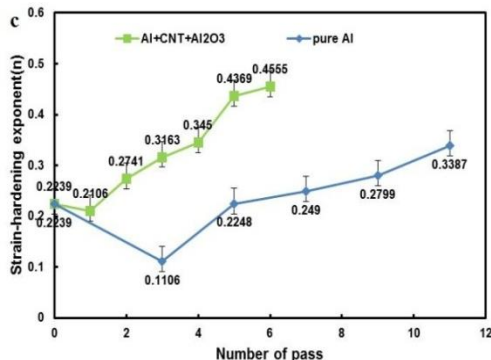


Fig. 10 (c) Strain hardening exponent (n) via number of pass of ARBed Al and nanocomposite

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

حسب تعداد پاس در شکل 10 نشان داده است. در این شکل استحکام نوار آلومینیومی آئیل شده (در پاس صفر) و نانوکامپوزیت (در 6 پاس، شکل 10a) و آلومینیوم یکپارچه (در 11 پاس، شکل 10b) گزارش شده است. نتایج نشان می‌دهند که در پاس های اولیه، استحکام تسلیم و کششی افزایش قابل توجهی 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 آئیل شده به ترتیب با استحکام تسلیم و کششی 18.4MPa و 34MPa را نشان می دهد. در کامپوزیت دوگانه، این مقادیر به ترتیب به 151MPa و 122.5MPa افزایش یافته است که به ترتیب افزایش 6.8 و 4.4 برابری نسبت به آلومینیوم آئیل شده را دارد. در ادامه با افزایش تعداد پاس، این مقادیر افزایش می‌یابند به گونه‌ای که در پاس 11 آلومینیوم یکپارچه‌ی اتصال نورد انباشتی شده به 147.6MPa و 175.2MPa می‌رسند که به ترتیب افزایش 8 و 5 برابری نسبت به آلومینیوم آئیل شده دارند. در حالی که این مقادیر در پاس 6 کامپوزیت دوگانه، به 170.5MPa و 199MPa می‌رسند که در مقایسه با آلومینیوم آئیل 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 نابعایی‌ها در فصل مشترک زمینه و تقویت کننده می‌شود. همانطور که قبل تر عنوان شد در تحقیقات صورت گرفته، نانولوله‌های کربنی قابلیت تجمع نابعایی‌ها 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. بررسی‌ها 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

¹ Yield strength (YS)

² Ultimate Tensile Strength (UTS)

³ Porosity

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-CNT-Al₂O₃ 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 گلوله‌های 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 Revivie*, 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.

(برای پاس 1 کامپوزیت) یافته است که می‌تواند به دلیل عدم برقراری پیوند مناسب بین لایه‌ها و مکانیزم کارسختی¹ 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 می‌باشد [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 میکروسختی² 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 و اندروال در بین تقویت کننده‌ها یکنواختی ذرات تقویت کننده کاهش می‌یابد که در نتیجه‌ی آن میزان سختی افزایش

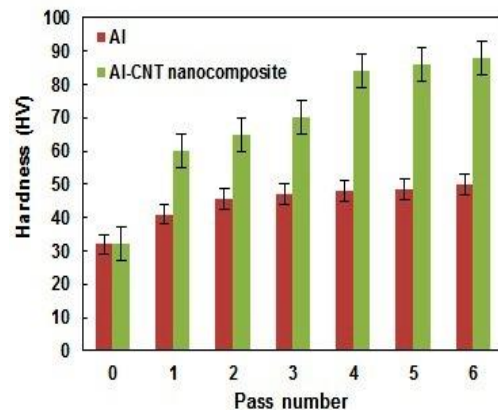


Fig. 11 Micro-hardness of ARB-processed monolithic and nanocomposite versus the number of pass of ARB

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

¹ Work hardening

² Micro-hardness

- 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 scatter diffraction (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, pp. 1691-96, 2006.
- [38] D. Rahmatbadi, R. Hashemi, B. Mohammadi, T. Shojae, 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. Rahmatbadi, B. Mohammadi, R. Hashemi, T. Shojae, 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. Rahmatbadi, 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)
- [11] A. Krishnan, E. Dujardin, T. W. Ebbesen, P. N. Yianilos, M. M. J. Treacy, Young's modulus of single-walled nanotubes, *Physical Revive*, 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 Revive 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 Revive 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 Revive 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 dispersed carbon nanotube-Aluminum composites, *Materials Science Engineering 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 Engineering 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 Engineering 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 Engineering 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