



بررسی اثر تقویت کننده هیبریدی کربنی و دمای اکستروژن روی ریزساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت هیبریدی زمینه آلومینیومی AA7075 تولید شده توسط ریخته گری نیمه جامد

حمیدرضا عزت پور^{1*}، مرضیه ترابی پاریزی²

1- استادیار، مهندسی مواد، دانشگاه حکیم سبزواری، سبزوار

2- دکتری، مهندسی مواد، دانشگاه حکیم سبزواری، سبزوار

* سبزوار، صندوق پستی 96159-18339 h.r.ezatpour@gmail.com

چکیده

میزان بهبود خواص مکانیکی کامپوزیت های زمینه آلومینیومی تقویت شده با مواد کربنی، پایین تر از حد انتظار است. خواص ذاتی اجزای سازنده و روش تولید، بر ویژگی های ریز ساختاری و عملکرد این کامپوزیت ها تاثیر بسزایی دارد. در تحقیق حاضر، استراتژی ساده ای برای بهبود توزیع تقویت کننده ی کربنی با حداقل آسیب ساختاری و پیوند فصل مشترکی مناسب، اتخاذ شده است. کامپوزیت GNP-AA7075 از تلفیق فرایند متالورژی پودر ورقه ای، روش انحلالی به همراه ریخته گری نیمه جامد و اکستروژن دمای بالا، تولید شده است. پس از تعیین نسبت بهینه ی V_{GNP}/V_{CNT} در تقویت کننده ی هیبریدی کربنی (0.167)، اثر حضور آن بر تحولات ریزساختاری و خواص مکانیکی آلیاژ AA7075 مورد بررسی قرار گرفته است. فرایند ریخته گری نیمه جامد علاوه بر تخریب ساختار شبکه ای فاز تقویت کننده، سبب به دام فتادن مکانیکی آن ها درون زمینه و جدایش عناصر آلیاژی بر سطح تقویت کننده ی کربنی شده است. در دمای بهینه ی فرایند اکستروژن (400 °C)، توزیع یکنواخت GNP-CNT در درون زمینه و کاهش 39% اندازه ی دانه، حاصل شده است. ریزسختی، مقادیر استحکام تسلیم کششی و فشاری این کامپوزیت نسبت به آلیاژ AA7075 به ترتیب 17%، 51% و 28% بهبود یافته است. اثر بخشی فوق العاده ی استحکام کششی، 3952%، در نتیجه ی انتقال بار موثر (کشیده شدن تقویت کننده ی کربنی در سطح شکست) و جذب انرژی (پل زدن) است

اطلاعات مقاله

دریافت: 1399/09/21

پذیرش: 1400/03/30

کلیدواژگان:

آلیاژ آلومینیوم 7075

تقویت کننده هیبریدی کربنی

اکستروژن

ریزساختار

خواص مکانیکی

Effect of Carbonaceous Hybrid Reinforcement and Extrusion Temperature on the Microstructure and Mechanical Properties of AA7075 Matrix Hybrid Composite Prepared by Semi-Solid Casting

Hamidreza Ezatpour*, Marzieh Torabi Parizi

Department of Engineering Sciences, Hakim Sabzevari University, Sabzevar, Iran.

*P.O.B. 96159-18339, Sabzevar, Iran, h.r.ezatpour@gmail.com

Keywords

AA7075 alloy
Carbonaceous hybrid reinforcement
Extrusion
Microstructure
Mechanical properties

Abstract

The improvement level of mechanical properties of aluminum matrix composites reinforced to carbonaceous materials is lower than expected. The intrinsic characteristics and production methods are effective parameters on microstructure and efficiency of these composites. In this study, AA7075/CNTs+GNPs hybrid composites were fabricated by flake powder metallurgy process combined to solution method, semi-solid casting and high temperature extrusion. After determination of optimum V_{GNP}/V_{CNT} ratio in hybrid carbonaceous reinforcement ($= 0.167$), its effect on microstructure and mechanical properties of AA7075 alloy was investigated. The semi-solid casting process led to destroy the network structure of carbonaceous reinforcements and to entrap them mechanically into the aluminum matrix and to segregate alloy elements on their surface. In optimum temperature of extrusion process ($= 400\text{ }^{\circ}\text{C}$), the uniform distribution of carbonaceous reinforcement and the decrease in the average grain size ($\sim 39\%$) were obtained. Hardness, tensile and compressive strengths of the hybrid composite were improved by 17%, 51% and 28% compared to AA7075 matrix alloy. The extraordinary efficiency of tensile strength ($\sim 3952\%$) was obtained in the hybrid composite as a result of effective load transfer due to effect of the pulling out and the bridging of carbonaceous reinforcements.

1- مقدمه

تقویت کننده های کربنی (بعد دیمانسون) و مقدار سطح ویژه آن ها، نحوه پراکندگی و توزیع آن ها در زمینه، بستگی دارد [1، 2]. مدول یانگ و استحکام

خواص مکانیکی کامپوزیت های زمینه فلزی به شدت به مشخصه های ذاتی

Please cite this article using:

برای ارجاع به این مقاله از عبارت زیر استفاده نمایید:

Ezatpour, H., and Torabi Parizi, M., "Effect of Carbonaceous Hybrid Reinforcement and Extrusion Temperature on the Microstructure and Mechanical Properties of AA7075 Matrix Hybrid Composite Prepared by Semi-Solid Casting", In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 8, No. 1, pp. 1339-1352, 2021.

آن‌ها است که مانعیت بیشتری از ترشوندگی به عمل آورده و به عنوان مانعی برای ایجاد پیوند فصل مشترکی به شمار می‌رود [4].

گزارشات اندکی در رابطه با تولید کامپوزیت زمینه آلومینیومی تقویت شده با مواد کربنی از طریق روش های ذوبی، وجود دارد [1، 6، 9، 19]. در پژوهش صورت گرفته توسط میرجوادی⁶ و همکارانش [20] کامپوزیت Al-10Zn-2.5Cu-3.5Mg GNP از طریق روش ذوبی و اکستروژن (380 °C) تولید شده است. در این پژوهش، کامپوزیت اولیه Al/GNP از طریق فرایند آلتراسونیک، آسیاکاری مکانیکی، پرس و سینترینگ آماده شده است. سپس کامپوزیت نهایی از طریق فرایند ریخته گری گردابی تولید شده است. بهترین استحکام در نمونه اکستروژن و پرس شده حاصل شده است. یو⁷ و همکارانش [15] از تلفیق آسیاکاری مکانیکی و پرس پودرهای مخلوط شده، فیلتراسیون مذاب و اکستروژن (500 °C)، برای تولید کامپوزیت Al6061/Al/GNP گزارش استفاده کرده اند. در پژوهش قبلی این گروه تحقیقاتی مشخص شده است که میزان نواقص گرافن آسیاکاری مکانیکی شده، پس از فیلتراسیون مذاب، کاهش یافته است. نتایج نشان‌دهنده بیشترین میزان افزایش استحکام در نتیجه انجام فرایند آسیاکاری مکانیکی به مدت 2 ساعت است. علیپور⁸ و همکارانش [9] با افزودن 0.5 درصد وزنی گرافن به آلیاژ AA7068 و به کار بردن فرایند آسیاکاری مکانیکی، ریخته گری گردابی و اکستروژن، کامپوزیت AA7068/GNP را تولید کرده اند. خواص استحکامی کامپوزیت نسبت به آلیاژ پایه بدون فاز تقویت کننده، 76% بهبود یافته است.

دستیابی به اثربخشی بالای تقویت کننده های کربنی بر خواص مکانیکی کامپوزیت های زمینه آلومینیومی، نیازمند توسعه تکنیک های تولید ساده، کم هزینه و موثر در توزیع فاز تقویت کننده با کمترین میزان آسیب ساختاری و واکنش فصل مشترکی، است. اگر چه فرایند آسیاکاری مکانیکی سبب توزیع یکنواخت تقویت کننده های کربنی در زمینه آلومینیوم شده، اما ساختار آن‌ها به شدت آسیب دیده (بی نظمی و افزایش محتوی اکسیژن) و منجر به واکنش فصل مشترکی زیادی شده که خواص مکانیکی کامپوزیت حاصله را تحت تاثیر قرار داده است [18]. ژیانگ و همکارانش⁹ [21] نشان داده اند که قابلیت توزیع یکنواخت تقویت کننده های کربنی در آلومینیوم با تغییر مورفولوژی پودر آلومینیوم از کروی به صورت نانو ورق، بهبود یافته است. از طرفی، دستیابی به توزیع یکنواخت تقویت کننده های کربنی در روش های انحلالی نیازمند استفاده از ماده اصلاح کننده سطح است که حذف باقی مانده آن دشوار است. اخیرا در روش انحلالی، از یون فلزی برای افزایش جذب الکترواستاتیک تقویت کننده ی کربنی بر سطح پودر آلومینیوم استفاده شده است [7، 22]. ریخته گری نیمه جامد نیز (به عنوان روش بهینه ریخته گری [23]) راه موثری برای تولید کامپوزیت زمینه آلومینیومی تقویت شده با تقویت کننده های کربنی است، اما تا کنون گزارشی در این زمینه ارائه نشده است و برهمکنش تقویت کننده هیبریدی و مذاب آلومینیوم مورد بررسی قرار نگرفته است. همچنین، گزارشی مبنی بر استفاده همزمان از تکنیک های متالورژی پودر ورقه ای، روش انحلالی در حضور یون فلزی، فرایند ریخته گری نیمه جامد و اکستروژن، برای تولید کامپوزیت زمینه ی آلومینیومی با تقویت کننده ی هیبریدی کربنی، منتشر نشده است. در این پژوهش، کامپوزیت AA7075/GNP-CNT به روش ریخته گری نیمه جامد به همراه فرایند اکستروژن تولید شده است. استراتژی انتخاب

شکست نانو لوله های کربنی¹، به عنوان ساختار تک بعدی، به ترتیب حدود 1 تیگا پاسکال و 200 گیگا پاسکال است. از طرفی مدول یانگ و استحکام شکست نانو ورقه های گرافن² نیز به عنوان تقویت کننده با ساختار 2 بعدی و سطح ویژه بسیار بالا، به ترتیب حدود 1 تیگا پاسکال و 125 گیگا پاسکال است [3-5]. علیرغم خواص مکانیکی فوق العاده این مواد، بهبود موثر خواص مکانیکی کامپوزیت های زمینه آلومینیومی تقویت شده با آن‌ها، حاصل نشده است [6]. مهم ترین دلیل آن، دشواری توزیع یکنواخت تقویت کننده کربنی در زمینه است. تمایل زیاد تقویت کننده های کربنی به آگلومره شدن (به واسطه جاذبه واندروالس میان آن‌ها)، سبب توزیع غیر یکنواخت آن‌ها در زمینه شده است [7-9]. تقویت کننده های آگلومره شده محلی برای ایجاد نواقص ساختاری و جوانه زنی ترک به شمار می‌روند [10].

کامپوزیت های زمینه فلزی هیبریدی، نسل جدیدی از تولیدات مهندسی با بیش از یک نوع تقویت کننده و یا تقویت کننده واحد، با شکل و اندازه متفاوت هستند. استفاده، از تقویت کننده هیبریدی، به منظور بهبود توزیع تقویت کننده و افزایش اثربخشی آن‌ها، است. لی و همکارانش³ [11]، تقویت کننده هیبریدی شامل اکسید گرافن احیا شده⁴ به همراه نانو لوله ی کربنی (1.5 درصد حجمی) را به آلومینیوم خالص افزوده اند. در کامپوزیت Al/RGO+CNT افزایش 18% سختی و 60% استحکام نسبت به زمینه بدون تقویت کننده، گزارش شده است. غسالی و همکارانش⁵ [12] از تقویت کننده های کربنی مجزا (CNT و یا RGO) و هیبریدی برای ساخت کامپوزیت زمینه آلومینیوم استفاده کرده اند. حضور تقویت کننده ی هیبریدی سبب افزایش بیشتر خواص مکانیکی کامپوزیت نسبت به تقویت کننده های مجزا، شده است.

علاوه بر ترکیب شیمیایی اجزای تشکیل دهنده کامپوزیت، انتخاب روش تولید به دلیل تاثیر بر نحوه ی توزیع فاز تقویت کننده، وقوع واکنش های شیمیایی درجا و پیوند فصل مشترکی، اثر محسوسی بر خواص مکانیکی کامپوزیت ها دارند [8، 13]. به منظور تولید کامپوزیت های زمینه آلومینیومی تقویت شده با مواد کربنی، از روش هایی نظیر: آسیاکاری مکانیکی با انرژی بالا، آسیاکاری مکانیکی به همراه پرس و یا اکستروژن گرم، آسیاکاری مکانیکی به همراه سینترینگ و یا سینترینگ به همراه اکستروژن، سینترینگ پلاسما و یا آلتراسونیک به همراه فرایند همزدن اصطکاکی، نورد تجمعی، متالورژی پودر ورقه ای، ریخته گری، توزیع نانو مقیاس، تولید درجا و... استفاده شده است [13-15]. افزایش عیوب ساختاری در تقویت کننده های کربنی (از طریق آسیاکاری با انرژی و زمان زیاد [16] و یا انجام فرایندهای تغییر شکل شدید- [17])، تمایل به وقوع واکنش شیمیایی را افزایش داده و سبب کاهش اثربخشی آن‌ها در بهبود خواص مکانیکی کامپوزیت های زمینه فلزی شده است. پیوند فیزیکی/مکانیکی به همراه مقدار محدود واکنش فصل مشترکی، Al_4C_3 به عنوان موثرترین پیوند فصل مشترکی در بهبود خواص مکانیکی کامپوزیت های زمینه آلومینیومی تقویت شده با مواد کربنی، شناخته شده است [10، 18].

در روش های تولید در حالت جامد، بهبود پیوند فصل مشترک میان آلومینیوم و تقویت کننده کربنی به دو دلیل دشوار است: ترشوندگی اندک میان آن‌ها، زیرا کشش سطحی آلومینیوم (955 mNm^{-1}) حدودا 20 برابر بیش تر از مواد کربنی (45.3 mNm^{-1}) است. عامل دیگر حضور لایه اکسیدی در فصل مشترک

⁶ Mirjavadi et al.

⁷ Yu et al.

⁸ Alipour et al

⁹ Jiang et al.

¹ Carbon nanotube (CNT)

² Graphene nanoplate (GNP)

³ Li et al.

⁴ RGO

⁵ Ghasali et al.

روش تولید این پژوهش، شامل موارد زیر است: جذب یکنواخت تقویت کننده کربنی هیبریدی با نسبت بهینه بر روی سطح پودر ورقه ای آلومینیوم از طریق فرایند انحلالی بدون آسیب ساختاری به فاز تقویت کننده، به دام افتادن مکانیکی فاز تقویت کننده در حین ریخته گری نیمه جامد، کاهش اثر حضور لایه ی اکسیدی بر پودر آلومینیوم از طریق جایگزینی فرایند متالورژی پودر با ریخته گری نیمه جامد و کنترل میزان تشکیل فاز Al_4C_3 به واسطه دمای پایین فرایند و نهایتاً توزیع بهتر تقویت کننده و افزایش استحکام پیوند و کاهش عیوب ریخته گری از طریق اعمال فرایند ثانویه اکستروژن (در شرایط دمایی بهینه).

اثر حضور تقویت کننده هیبریدی بر ریزساختار و خواص مکانیکی زمینه در هر مرحله تولید، مورد بررسی قرار گرفته است. امید است که میزان بالای اثربخشی استحکام تقویت کننده ی هیبریدی کربنی به کار رفته در این پژوهش، زمینه ای برای ایده های جدید تولید کامپوزیت های زمینه فلزی باشد.



Fig. 1 Experimental setup of (a) casting, (b) extrusion.

شکل 1 نمایی از تجهیزات آزمایشگاهی (a) ریخته گری و (b) اکستروژن کامپوزیت.

2- فعالیت تجربی

1-1- مواد اولیه

مواد اولیه مورد بررسی در این تحقیق، آلیاژ (AA7075) با ترکیب شیمیایی $Zn: 4.66, Mg: 1.77, Cu: 0.846, Mn: 0.132, Si: 0.309, Fe: 0.513, Al: 91.59$ و مابقی عناصر $0.054 (wt. \%)$ و نانو کامپوزیت پایه آلومینیوم هستند که تنها تفاوت آن ها در حضور تقویت کننده است. تقویت کننده ی هیبریدی شامل گرافن و نانو لوله کربنی $(0.01 wt. \%)$ است. میانگین قطر نانو ورقه های گرافن 4-12 میکرومتر، میانگین ضخامت آن ها 2-18 نانومتر و تعداد لایه های آن ها حدود 32 است. طول نانو لوله کربنی 10-30 میکرومتر و قطر بیرونی و درونی آن ها به ترتیب 20-30 و 5-10 نانومتر است.

امکان استفاده از نسبت های حجمی مختلف اجزای تقویت کننده ی هیبریدی وجود دارد. تفاوت زیادی بین سطح ویژه ی نانو تیوپ کربنی و گرافن وجود دارد. بنابراین، به منظور دستیابی به توزیع یکنواخت اجزای تقویت کننده ی هیبریدی، انتخاب مقدار بهینه ی این نسبت ضروری است. به منظور تعیین شرایط بهینه توزیع در تقویت کننده ی هیبریدی کربنی، از مقادیر متفاوت V_{GNP}/V_{CNT} (0.1 و 0.167 و 0.5) استفاده شده است. مبنای انتخاب این مقادیر، پژوهش صورت گرفته توسط لی و همکارانش [11] در تعیین نسبت بهینه ی V_{RGO}/V_{CNT} است.

2-2- تولید پودر کامپوزیتی GNP-CNT/Al

در ابتدا، فرایند آسیابکاری پودر آلومینیوم (با سرعت 423 Rpm و به مدت 4 ساعت) انجام شده و سوسپانسون پودر آلومینیوم به مدت 1 ساعت تحت عملیات آلتراسونیک قرار گرفته است. در ادامه، نانو لوله های کربنی و نانو ورقه های گرافن در محلولی از اتانول و آب مقطر با نسبت 1:9 به مدت 2 ساعت به طور جداگانه، تحت عملیات آلتراسونیک قرار گرفته است. در مرحله بعد، سوسپانسیون تقویت کننده ی هیبریدی کربنی در حضور یون مس به تدریج به پودر آلومینیوم افزوده شده و برای حصول پودر کامپوزیت GNP-CNT/Al، عملیات خشک کردن انجام گرفته است.

2-3- تولید نانو کامپوزیت AA7075/ GNP-CNT

به منظور تولید نانو کامپوزیت با زمینه AA7075 و آلیاژ زمینه، از روش ریخته گری نیمه جامد استفاده شده است. فرایند ذوبی در کوره ی مقاومتی کف ریز (شکل 1a) و تحت گاز محافظ، آرگون، انجام شده است. پس از ذوب آلیاژ AA7075 و کاهش دما، در $700^\circ C$ سرباره گیری انجام شده و در حالی که همزدن مکانیکی با سرعت 600 Rpm و به مدت 5 دقیقه صورت گرفته، پودر

2-4- مشخصه یابی

میکروسکوپ نوری (OP)، برای مشاهدات ریزساختار و اندازه گیری های کمی تصاویر، مورد استفاده قرار گرفته است. میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (FESEM) برای بررسی ریزساختاری، مورفولوژی و نحوه توزیع اجزای تقویت کننده ی هیبریدی و پودر کامپوزیت AA7075/GNP-CNT مورد استفاده قرار گرفته است. ریزسختی نمونه های اکستروژن شده توسط دستگاه ریزسختی سنج ویکرز، با اعمال بار 200 گرم و زمان توقف 15 ثانیه، اندازه گیری شده است. به منظور تعیین ماکروسختی، مقدار سختی راکول B تحت بار 100 Kg-f و زمان توقف 20 ثانیه اندازه گیری شده است. آزمون کشش و فشار نمونه های اکستروژن شده، با نرخ 0.5 mm/min انجام گرفته است.

3- نتایج و بحث

3-1- مورفولوژی مواد اولیه

3-1-1- پودر آلومینیوم، تقویت کننده ی هیبریدی GNP-CNT و تعیین نسبت بهینه ی V_{GNP}/V_{CNT}

در شکل 2 مورفولوژی پودرهای آلومینیوم و تقویت کننده ی هیبریدی GNP-CNT نشان داده شده است. همانگونه که مشخص است پودر آلومینیوم آسیابکاری شده، مورفولوژی ورقه ای (2 بعدی) با نسبت سطح به حجم بالا دارد. نتایج آنالیز عنصری نشان دهنده ی حضور اکسید آلومینیوم بر سطح آن ها است. در تقویت کننده ی هیبریدی GNP-CNT، نانو لوله کربنی و نانو ورقه های گرافن در یکدیگر به دام افتاده و سبب تشکیل ساختاری فیلم ماندنی

تقویت‌کننده‌ها به صورت جداگانه). آنالیز عنصری نشان‌دهنده حضور عناصر اکسیژن، آلومینیوم، کربن و مس است. در آزمون رامان 2 پیک اصلی پودر کامپوزیتی شامل باندهای D (1346 cm^{-1}) و G (1587 cm^{-1}) است.

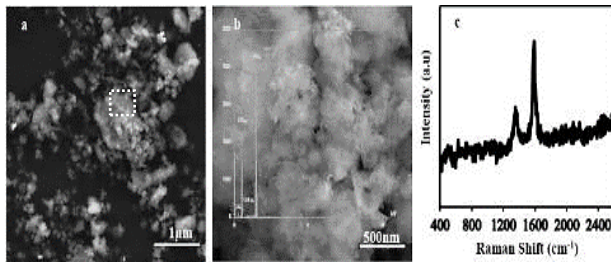


Fig. 4 (a) FESEM micrographs of GNP/CNTs/Al composite flake powders, (b) high magnification of surface of (a), and (c) Raman spectrum of the CNTs+GNPs/Al composite.

شکل 4 تصاویر FESEM از (a) پودر کامپوزیتی GNP-CNT/Al، (b) بزرگنمایی بالا از منطقه‌ی مشخص شده و (c) نتیجه‌ی آزمون رامان آن.

تفاوت زیاد پتانسیل زتا و پیوند ضعیف میان تقویت‌کننده کربنی و پودر فلزات، به عنوان مهم‌ترین عامل عدم توزیع مناسب تقویت‌کننده‌ها در روش‌های انحلالی (تر) گزارش شده است [21]. لذا تغییر هندسه و خواص سطحی پودر فلزی، راهی برای دستیابی به میزان جذب بالاتر و بهبود توزیع تقویت‌کننده است. در روش انحلالی به کار برده شده، با توجه به مورفولوژی ورقه‌ای پودر آلومینیوم آسیاکاری شده، سازگاری هندسی خوبی با تقویت‌کننده‌ی هیبریدی کربنی وجود دارد [16]. علاوه بر آن، تغییر خواص سطحی پودر آلومینیوم از طریق افزودن یون مس، به جذب بهتر و توزیع یکنواخت‌تر تقویت‌کننده کمک کرده است. یون مس با بار مثبت به سطح پودر جذب شده و تقویت‌کننده نیز به سمت دیگر آن جذب شده است (پل شیمیایی) [7]. به دلیل پل زدن، تقویت‌کننده مجزای کمی وجود دارد، لذا ذرات موقعیت خود را در حین خشک شدن نیز حفظ کرده و توزیع یکپارچه باقی مانده است. حضور مس در تجمع پودر آلومینیوم احاطه شده توسط تقویت‌کننده‌ی هیبریدی کربنی، تاییدی بر عملکرد مس به عنوان پل شیمیایی است. به علاوه، پودر تقویت‌کننده‌ی کربنی آب دوست و آلومینیوم در حضور لایه‌ی اکسیدی آب‌گریز است و اختلاف‌تر شودگی زیادی در آب دارند. لذا استفاده همزمان از آب و الکل نیز به جذب بهتر کمک کرده است [6، 21].

در آزمون رامان 2 باند اصلی D (نشان‌دهنده‌ی نواقص موجود در پیوند کربن-کربن) و G (نشان‌دهنده‌ی لایه‌های کاملاً کریستالی گرافیت) برای مشخص کردن ساختار مواد کربنی مورد بررسی قرار گرفته است [15، 18، 24]. معمولاً از مقدار نسبت شدت باند D به باند G (I_D/I_G) برای تعیین میزان نواقص مواد کربنی استفاده شده است [16]. مقدار این نسبت برای پودر کامپوزیتی GNP-CNT/Al، 0.68 است که در مقایسه با مقدار آن برای پودرهای مجزای GNP (0.57) و CNT (0.58) (مواد به کار برده شده در این پژوهش)، [2] کمی بیشتر است. دلیل این امر بر همکنش $\pi-\pi$ میان تقویت‌کننده‌های کربنی، ایجاد لایه‌های آزاد، بی‌نظمی غیر sp^2 و وارد شدن تخلخل در شبکه کربن-کربن است [15]. اما، این مقدار در مقایسه با اکثر گزارش‌های مربوط به شدت این نسبت در کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی تقویت شده با ذرات مجزای تقویت‌کننده‌ی کربنی، اندک است [7، 25، 26]. این امر نشان‌دهنده‌ی کیفیت بالای مواد اولیه، انتخاب نسبت مناسب V_{GNP}/V_{CNT} و مناسب بودن روش‌تر برای تولید پودر کامپوزیتی است. علاوه بر آن، حضور فیلم اکسیدی موجود بر

شده است، به گونه‌ای که نانولوله‌های کربنی تقریباً مجزا در بین نانولوله‌های گرافن، قرار گرفته‌اند.

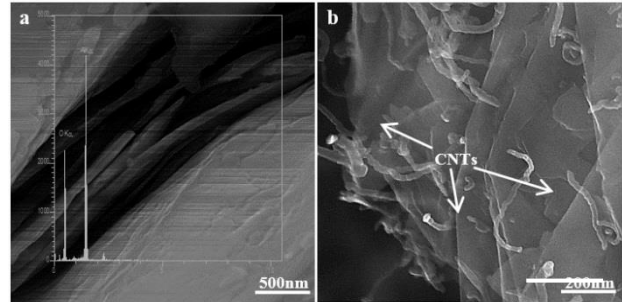


Fig. 2 FESEM micrographs of the (a) Al powder and (b) GNP/CNTs. شکل 2 تصاویر FESEM پودرهای (a) آلومینیوم، (b) تقویت‌کننده‌ی هیبریدی.

ورقه‌ای شدن پودر آلومینیوم ناشی از وقوع میکرو فورج در حین فرایند آسیاکاری است [15]. فیلم اکسیدی در حین تهیه پودر آلومینیوم ایجاد شده و از پیوند مستقیم آن و تقویت‌کننده‌ی هیبریدی جلوگیری می‌کند. آلتراسونیک راه موثری برای توزیع یکنواخت و مجزای تقویت‌کننده‌ی کربنی به شمار می‌رود [2]. با افزودن سوسپانسیون حاوی نانولوله کربنی به سوسپانسیون حاوی گرافن، تفاوت بعد تقویت‌کننده‌های کربنی به همراه نیروی جاذبه $\pi-\pi$ آن‌ها، سبب ایجاد شبکه‌ای به هم پیوسته شده است. نسبت‌های مختلف V_{GNP}/V_{CNT} در تولید تقویت‌کننده‌ی هیبریدی در شکل 3 نشان داده شده است. همانگونه که آشکار است زمانی که نسبت V_{GNP}/V_{CNT} خیلی زیاد باشد (0.5)، نانولوله کربنی کافی برای قرار گرفتن در میان نانولوله‌های گرافن وجود ندارد و سبب آگلومره شدن نانولوله‌های گرافنی شده است. در مقابل، نسبت V_{GNP}/V_{CNT} خیلی پایین (0.1)، احتمال تماس نانولوله کربنی با ورقه‌های گرافن را کاهش داده و مانع ایجاد تقویت‌کننده هیبریدی با ساختار به هم پیوسته شده است. در این حالت نانولوله‌های کربنی آگلومره شده‌اند. بنابراین، برای دستیابی به ساختار هیبریدی به هم پیوسته و جدایش لایه گرافن از طریق قرارگیری نانولوله‌های کربنی در بین آن‌ها، نسبت 0.167 به عنوان نسبت بهینه تقویت‌کننده‌ی هیبریدی انتخاب و معرفی شده است.

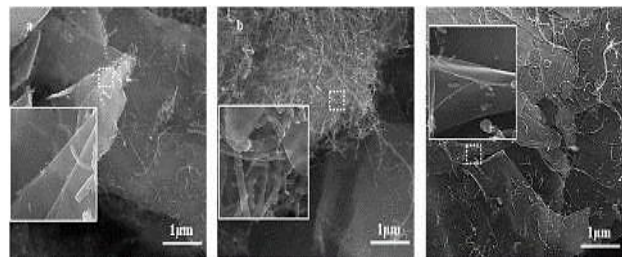


Fig. 3 FESEM micrographs of GNP-CNT powders with various V_{GNP}/V_{CNT} (a) 0.1, (b) 0.5 and (c) 0.167.

شکل 3 تصاویر FESEM از پودرهای GNP-CNT در نسبت‌های مختلف V_{GNP}/V_{CNT} (a) 0.1، (b) 0.5 و (c) 0.167. 2-1-3 کامپوزیت GNP-CNT/Al

مورفولوژی پودر کامپوزیتی GNP-CNT/Al و آنالیز عنصری آن در حضور یون مس، به همراه نتایج آزمون رامان در شکل 4 نمایش داده شده است. حضور تقویت‌کننده کربنی بر سطح پودر آلومینیوم مشخص است. پودر آلومینیوم کاملاً توسط تقویت‌کننده پوشیده شده و آگلومره کمی وجود دارد (تجمع

بازوهای دندریتی در حین همزدن دوغاب نیمه جامد است. این شکست به دلیل اصطکاک ایجاد شده در نتیجه ی حضور فاز تقویت کننده رخ داده است. ایجاد ریزساختار با اندازه دانه ی مختلف از شرایط دمایی در حین فرایند ریخته گری نیمه جامد تاثیر پذیرفته است.

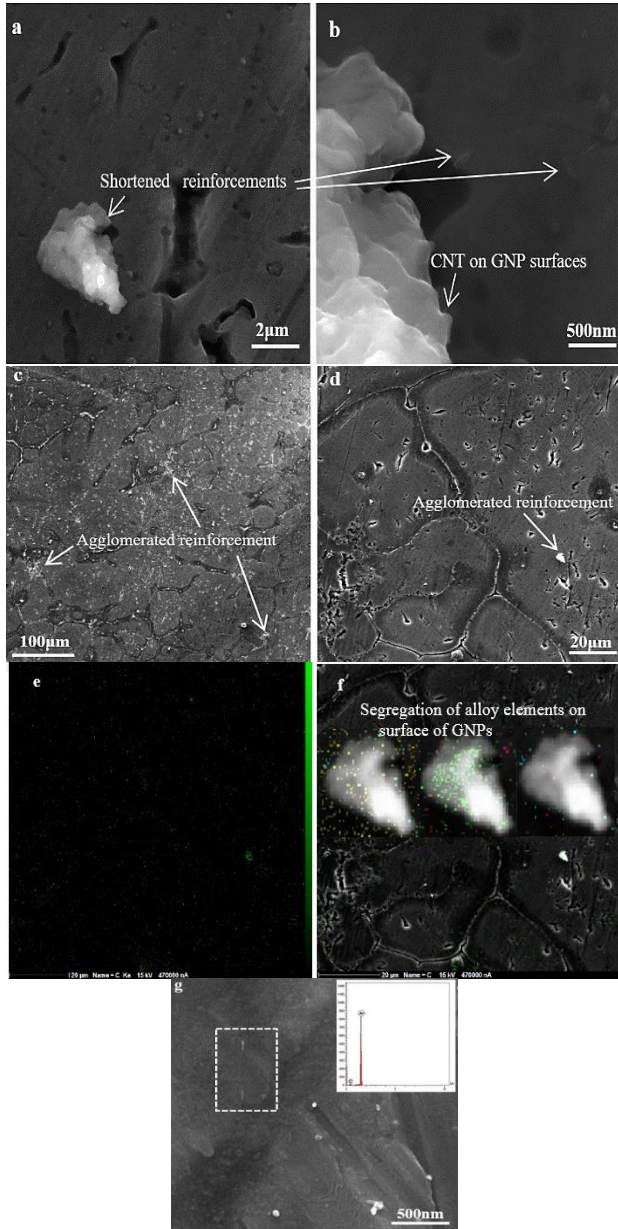


Fig. 5 FESEM micrographs of CNTs+GNPs/AA7075 composite; (a) destroyed flake like network structure of CNTs+GNPs and shortened CNTs, (b) high magnification of (a), (c) dispersion of CNTs+GNPs in the AA7075 alloy, (d) high magnification of (c), (e) and (f) corresponding element maps and (g) some individual carbonaceous reinforcements.

شکل 5 تصاویر FESEM از (a) کوتاه شدن و تخریب ساختار شبکه ای تقویت کننده ی هیبریدی کربنی، (b) تصویر بزرگنمایی شده ی (a)، (c) نحوه ی توزیع GNP- CNT درون زمینه ی آلیاژ AA7075، (d) تصویر بزرگنمایی شده ی منطقه ی مشخص شده به همراه (e) نقشه ی توزیع عنصر کربن، (f) انطباق نقشه ی توزیع کربن و تصویر FESEM و (g) توزیع CNT مجزا در درون دانه ی کامپوزیت.

روی ورقه های آلومینیوم آسیاکاری شده، سبب اتصال کم میان پودر و تقویت کننده و میزان اندک انتقال الکترون از پودر فلزی به تقویت کننده ی هیبریدی شده است [10، 25].

2-3- ریزساختار ریختگی

به منظور بررسی اثر فرایند ریخته گری بر ساختار شبکه ای و نحوه ی توزیع فاز تقویت کننده و عناصر آلیاژی، تصاویر FESEM کامپوزیت GNP- CNT/AA7075 به همراه نقشه ی توزیع کربن و عناصر آلیاژی، در شکل 5 نمایش داده شده است. همان گونه که آشکار است، فرایند ریخته گری علاوه بر تخریب ساختار شبکه ای فاز تقویت کننده (پراکندگی تعداد بسیار اندک نانو لوله کربنی بر سطح گرافن و توزیع آن ها به طور مجزا)، سبب کوتاه شدن اندازه آن ها نیز شده است. عنصر کربن توزیع تقریباً یکنواختی در زمینه کامپوزیت دارد. اگر چه برخی از تقویت کننده های کربنی آگلومره شده مشاهده شده اما توزیع تقویت کننده های مجزا نیز آشکار است. جدایش عناصر آلیاژی بر سطح تقویت کننده ی کربنی مشخص است.

کوتاه شدن ابعاد تقویت کننده ها و تخریب ساختار شبکه ای به واسطه همزدن دوغاب کامپوزیتی در منطقه نیمه جامد است. به عبارتی پایداری شبکه تقویت کننده ی هیبریدی در حین فرایند ریخته گری نیمه جامد، اندک است. توزیع تقریباً یکنواخت تقویت کننده و حضور ابعاد کمتر از 25 میکرون اکثر ذرات آگلومره شده، نشاندهنده ی تاثیر مثبت استفاده از تقویت کننده ی هیبریدی کربنی و شرایط بهینه تولید است. توزیع نانو لوله های کربنی مجزا و کوتاه شده در درون دانه، به دلیل سهولت به دام افتادن ذرات کوچک تر، در حین فرایند انجماد است [27].

جدایش زیاد عناصر بر سطح تقویت کننده ی آگلومره شده، از رفتار انجمادی آلیاژ زمینه تاثیر پذیرفته است. در فرایندهای ذوبی جدایش به واسطه سطح ویژه بالای تقویت کننده اتفاق می افتد. فیش کیس¹ و همکارانش [28] گزارش کرده اند که انجماد زمینه آلومینیومی در مناطق دور از ذرات آگلومره شده ی بزرگ به وقوع پیوسته و سپس در سطح تقویت کننده، انجام شده است. به عبارتی با پیشرفت انجماد، مقادیر بیشتری از عناصر آلیاژی در مذاب باقی مانده حضور داشته و در نهایت با تجمع آن ها بر سطح تقویت کننده، انجماد پایان یافته است. همچنین پیشنهاد شده است که جدایش عناصر آلیاژی از تنش باقیمانده فصل مشترکی نیز تاثیر می پذیرد. پس از فرایند انجماد، به دلیل تفاوت زیاد ضریب انبساط حرارتی تقویت کننده ی هیبریدی و زمینه، تنش باقیمانده در فصل مشترک زمینه و تقویت کننده، کششی است. بنابراین جدایش عناصر آلیاژی در فصل مشترک، سبب کاهش تنش باقی مانده و انرژی آزاد کل کامپوزیت شده است [6، 29].

به منظور آشکار شدن اثر حضور تقویت کننده ی کربنی بر مورفولوژی دانه در آلیاژ A17075 ریختگی، تصاویر میکروسکوپ نوری آلیاژ و کامپوزیت GNP- CNT/AA7075 در جهت عمود بر فرایند ریخته گری، در شکل 6 نشان داده شده است. همان گونه که آشکار است دانه های تقریباً دندریتی آلیاژ و نیمه کروی کامپوزیت توسط فاز یونکتیک احاطه شده اند. اندازه دانه کامپوزیت نسبت به آلیاژ کمتر است. گردایان توزیع اندازه ی دانه در هر دو نمونه مشاهده شده است. ایجاد دانه های نیمه دندریتی آلیاژ (در مقایسه با دانه های دندریتی فرایند ریخته گری گردابی) از ویژگی های آلیاژهای ریختگی به روش نیمه جامد است [30]. شکل نیمه کروی دانه ها در کامپوزیت به واسطه شکست

¹ Fishkis et al.

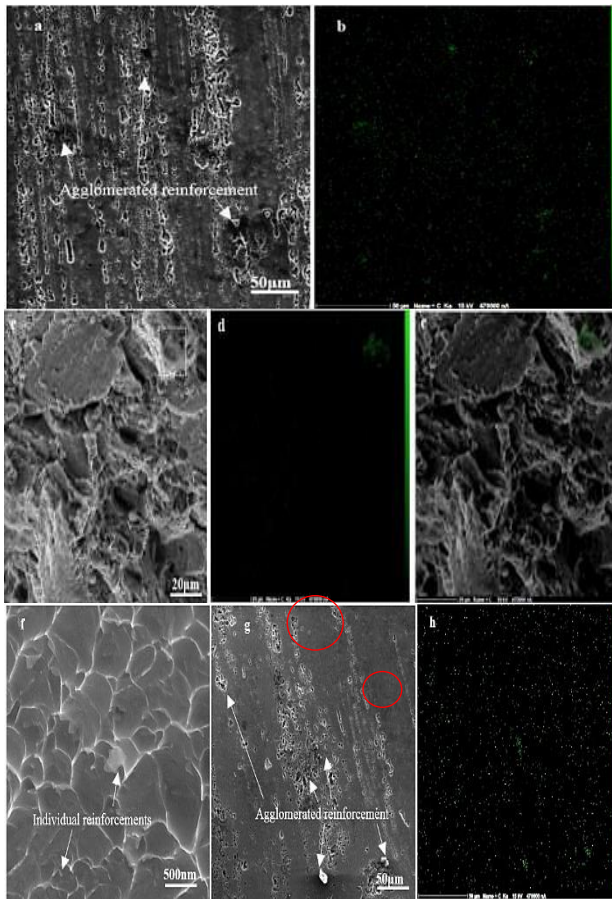


Fig. 7 (a) FESEM micrographs and (b) corresponding carbon map, (c) fracture surfaces, (d) and (e) corresponding carbon maps and (f) high magnification of fracture surfaces of extruded CNTs+GNPs/AA7075 composite (at 400 °C), (g) FESEM micrograph and (h) corresponding carbon map of extruded CNTs+GNPs/AA7075 composite (at 500 °C).

شکل 7 (a) تصویر FESEM و (b) نقشه ی توزیع کربن، (c) سطح شکست و (d) نقشه توزیع کربن بر آن (e) تطابق تصویر (c) و (d)، (f) توزیع تقویت کننده های مجزا بر سطح شکست کامپوزیت GNP-CNT/AA7075 اکستروژن شده در دمای 400 °C (g) تصویر FESEM و (h) نقشه ی توزیع کربن در کامپوزیت GNP-CNT/AA7075 اکستروژن شده در دمای 500 °C.

به منظور درک تحولات ریزساختاری در نتیجه ی فرایند اکستروژن، بررسی تغییرات مورفولوژی فازهای ثانویه و همچنین دانه ها ضروری است. به همین منظور تصاویر FESEM و نوری آلیاژ AA7075 اکستروژن شده در دمای 400 °C و کامپوزیت GNP-CNT/AA7075 اکستروژن شده در دو دمای 400 °C و 500 °C در شکل 8 نمایش داده شده است. حضور رسوب، کشیده شدن فازهای بین فلزی در راستای اکستروژن و گرادیان توزیع اندازه دانه در هر 3 نمونه، آشکار است. رسوب های دینامیک با مورفولوژی کروی (دایره نقطه چین)، ورقه ای (نقطه چین سفید) و فیبری شکل (نقطه چین مشکی) در آلیاژ AA7075 و کامپوزیت GNP-CNT/AA7075 اکستروژن شده در دمای 400 °C (با اندازه ی ریزتر)، حضور دارند. در کامپوزیت GNP-CNT/AA7075 اکستروژن شده در دمای 500 °C، حجم بالایی از رسوب های کروی درشت شده با توزیع تقریباً یکنواخت و حضور اندک رسوب های ورقه ای به همراه رسوب های فیبری شکل نیز قابل مشاهده است.

در حین فرایند اکستروژن، عدم سازگاری شبکه کریستالی آلیاژ زمینه و فازهای بین فلزی، سبب ایجاد تمرکز تنش شده است. این تمرکز موضعی تنش سبب

دانه های بزرگ فاز α -Al در مرحله اول انجماد (درون بوته) تشکیل شده و برای رشد زمان کافی دارند. دانه های جوانه زده در قالب به دلیل زمان انجماد کمتر، ریزتر هستند. حضور تقویت کننده ی کربنی بر ریز دانگی کامپوزیت GNP-CNT/AA7075 موثر است (میانگین اندازه ی دانه ی آلیاژ و کامپوزیت به ترتیب 61 و 56 میکرو اندازه گیری شده است). این امر از جوانه زنی غیر همگن بر سطح تقویت کننده، افزایش نرخ سرمایه ی و ممانعت از رشد دانه به واسطه حضور تقویت کننده، تاثیر پذیرفته است [29، 30].

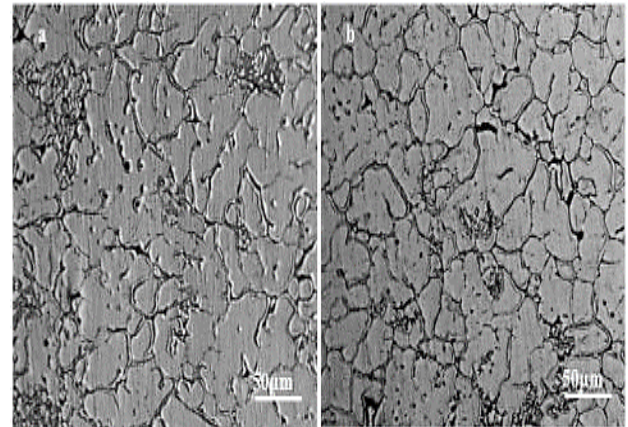


Fig. 6 Grains morphologies of as-casted (a) AA7075 alloy and (b) CNTs+GNPs/AA7075 composite.

شکل 6 میکروگراف های نوری از (a) آلیاژ AA7075 و (b) کامپوزیت GNP-CNT/AA7075 ریختگی.

3-3- تحولات ریزساختاری نمونه های اکستروژن شده

به منظور بررسی نحوه توزیع فاز تقویت کننده در کامپوزیت های GNP-CNT/AA7075 اکستروژن شده در دو دمای 400 °C و 500 °C، تصاویر FESEM به همراه نقشه توزیع عنصری کربن، در شکل 7 نشان داده شده است. اگر چه در کامپوزیت GNP-CNT/AA7075 اکستروژن شده در دمای 400 °C تعداد کمی از ذرات آگلومره مشاهده شده، اکثر تقویت کننده های کربنی توزیع یکنواختی در زمینه دارند. تصاویر سطح شکست این کامپوزیت نیز توزیع همگن و بعضاً مجزای تقویت کننده ی کربنی را آشکار کرده است. از طرفی، در کامپوزیت GNP-CNT/AA7075 اکستروژن شده در دمای 500 °C، تعداد زیادی تقویت کننده ی کربنی آگلومره، مشاهده شده است.

در کامپوزیت GNP-CNT/AA7075 اکستروژن شده در دمای 400 °C، پراکندگی تقویت کننده ی کربنی همگن تر از حالت ریختگی است. این امر ناشی از جریان یافتن سریع آلیاژ زمینه در بین آگلومره ها، است [18]. با توجه به نفوذ حرارتی بالای گرافن (با سطح ویژه ی بالا)، کاهش دمای اکستروژن در اطراف آن ها رخ داده است. این امر شکست موثر آگلومره های گرافن را به دنبال داشته است. در کامپوزیت GNP-CNT/AA7075 اکستروژن شده در دمای 500 °C، آگلومره ی تقویت کننده های کربنی همچنان باقی است. همان گونه که آشکار است دمای انجام فرایند اکستروژن بر نحوه ی توزیع فاز تقویت کننده تاثیر بسزایی دارد. با کاهش دمای اکستروژن، توزیع همگن تر فاز تقویت کننده حاصل شده است.

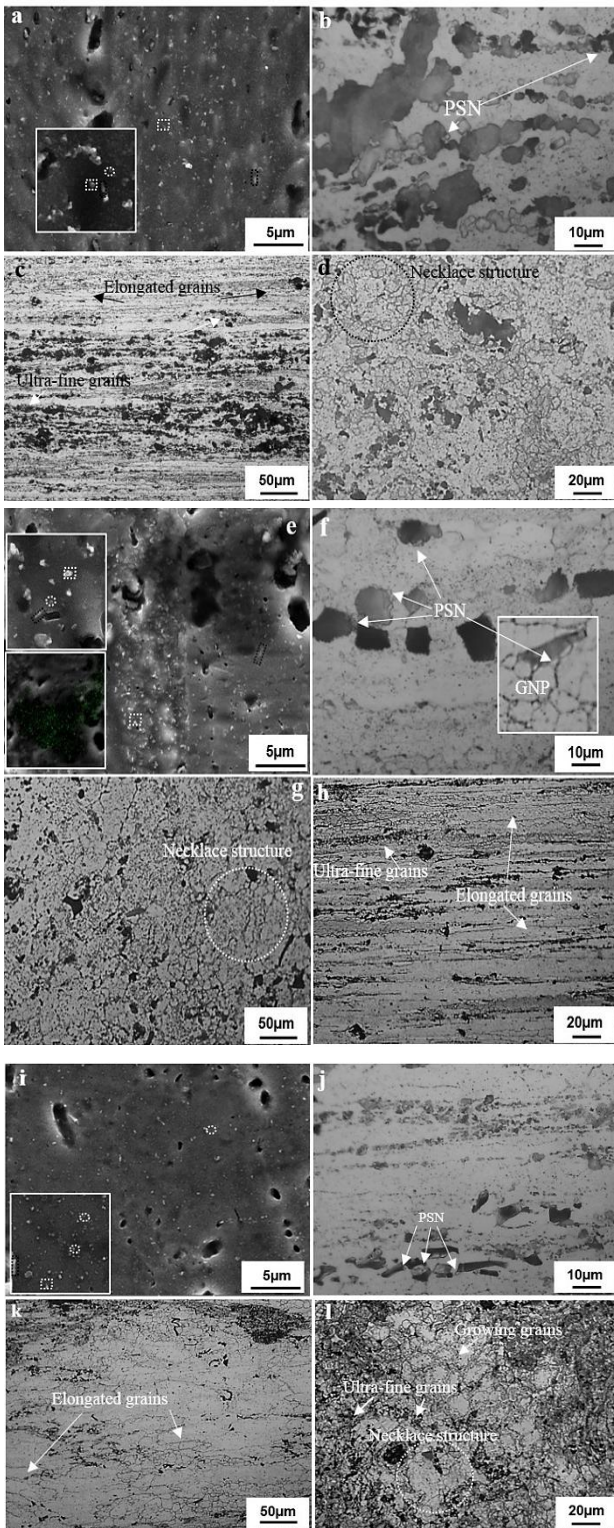


Fig. 8 FESEM and OM micrographs of (a-d) AA7075 alloy and extruded CNTs+GNPs/AA7075 composite at (e-h) 400°C and (i-l) 500°C.

شکل 8 تصاویر FESEM و میکروسکوپ نوری از آلیاژ AA7075 و کامپوزیت GNP-CNT/AA7075 اکستروژن شده در دمای 400°C و 500°C.

شکسته شدن و کشیدگی فازهای بین فلزی در راستای فرایند اکستروژن شده است. جوانه زنی و رشد رسوب های کروی از برهمکنش عناصر آلیاژی و جای خالی تاثیر پذیرفته است. با افزایش چگالی رسوب های کروی، غلظت اتم محلول کاهش یافته و دگرگونی آن ها به رسوب های ورقه ای دشوار شده است [31]. اما نایجابی ها و مرزهای دانه محلی برای تجمع جای خالی و اتم های محلول محسوب شده و به عنوان کانال نفوذی عمل کرده و سبب جوانه زنی غیر همگن رسوب های ورقه ای و فیبری شکل شده است [32].

در کامپوزیت GNP-CNT/AA7075 اکستروژن شده در دمای 400°C، رسوب های دینامیک کوچکتری نسبت به آلیاژ AA7075 مشاهده شده است. این امر به واسطه حضور زیاد عناصر آلیاژی بر سطح گرافن و ممانعت نفوذی بالای تقویت کننده های کربنی است. با افزایش دمای اکستروژن، در کامپوزیت GNP-CNT/AA7075 اکستروژن شده در دمای 500°C، رسوب های کروی شکل زیادی با توزیع تقریباً یکنواخت ایجاد شده (افزایش جای خالی در نتیجه ی دمای بالاتر فرایند) و به دلیل سرعت بالای نفوذ، رشد بیشتر آن ها اتفاق افتاده است.

ترسیب رسوب های فیبری در مکان های نقص شبکه رخ داده است [31، 33]. در فصل مشترک زمینه و گرافن به دلیل عدم سازگاری زمینه با فاز تقویت کننده، چگالی بالای نایجابی ایجاد شده و سبب ترسیب رسوب های دینامیک فیبری شکل شده است. با توجه به تفاوت مورفولوژی رسوب های دینامیک کامپوزیت های GNP-CNT/AA7075 اکستروژن شده در دو دمای 400°C و 500°C، می توان چنین نتیجه گرفت که تاثیر پذیری مورفولوژی رسوب های دینامیک از دمای فرایند بیش از حضور تقویت کننده، است.

حضور دانه های ریز جوانه زده بر سطح فاز ثانویه و دانه های کشیده شده در امتداد جهت اکستروژن، مشهود است. دانه های درشت احاطه شده توسط دانه های ریز و دانه های فوق ریز، در هر 3 نمونه دیده شده است. در کامپوزیت GNP-CNT/AA7075 اکستروژن شده در دمای 500°C نسبت به سایر نمونه ها رشد بیشتر دانه های تبلور مجدد یافته، مشاهده شده است. حضور دانه های کشیده شده در راستای اکستروژن، ناشی از تغییر شکل زیاد دانه ها در حین فرایند اکستروژن است. دانه های هم محور موجود در ساختار، ناشی از وقوع تبلور مجدد دینامیک است. مورفولوژی متفاوت این دانه ها نشاندهنده ی فعالیت مکانیزم های مختلف کار نرمی (به دلیل گرادیان توزیع تنش) در حین فرایند اکستروژن، است. اثر تحریک کننده ی فاز ثانویه برای وقوع تبلور مجدد¹ (با اندازه ی بیش از 1 میکرومتر) بر روی سطح فاز بین فلزی شکسته شده و گرافن، مشاهده شده است. بایلی² و همکارانش [35] نشان داده اند که جوانه زنی دانه ی تبلور مجدد یافته شامل تاول زدن مرز دانه است. تاول زدن ناشی از مهاجرت مرز دانه ی متاثر از کرنش، است. به عبارتی، جوانه زنی این دانه ها شامل رشد دانه های فرعی واقع بر مرز دانه زاویه بزرگ قبلی تا اندازه ی بحرانی و سپس تاول زدن آن به سمت زمینه ی تغییر شکل یافته است که به آن مکانیزم تبلور مجدد غیر پیوسته (DDRX)³ می گویند [36].

³ Discontinuous dynamic recrystallization

1 PSN
2 Bailey et al.

استحکام تسلیم کششی (TYS) و فشاری (CYS)، استحکام کششی (UTS) و فشاری (UCS) به همراه کرنش شکست کششی (TFE) و فشاری (CFE) نمونه های اکستروژن شده نیز در جدول 1 نمایش داده شده است. در هر دو آزمون کشش و فشار، افزودن تقویت کننده ی کربنی سبب افزایش استحکام تسلیم شده در حالی که کاهش کرنش شکست را به دنبال داشته است. بهبود خواص مکانیکی کامپوزیت اکستروژن شده در دمای پایین بیشتر است. تنش تسلیم در آزمون کششی بیش از تنش تسلیم فشاری است.

بهبود کمتر استحکام تسلیم کامپوزیت در بارگذاری فشاری نسبت به حالت کششی، از موارد زیر تاثیر پذیرفته است: 1) کمناش ورقه های گرافن تحت فشار که منجر به کاهش استحکام آن ها شده و 2) سر خوردن ورقه های گرافن (در گرافن چند لایه) که توسط نیروی ضعیف واندرالس به یکدیگر اتصال دارند [38]. اما در بارگذاری کششی هر دو سطح گرافن تماس زیادی با زمینه دارند (به دلیل سطح ویژه بالا). بنابراین، ساختار دو بعدی آن سبب ایجاد مناطق لبه ای زیادی با میدان کرنش پلاستیک متمرکز شده که سبب انتقال بار موثر شده است [2، 38]. همان گونه که در شکل 10 آشکار است درصد تغییرات استحکام تسلیم، کششی و کرنش شکست کامپوزیت های اکستروژن شده در دماهای 400 °C و 500 °C نسبت به آلیاژ AA7075، در آزمون کشش به ترتیب 51% و 41%، 12% و 5%، -31% و -60% و در آزمون فشار به ترتیب 28% و 21%، 8% و 2%، -8% و -22% است.

جدول 1 مقادیر استحکام تسلیم و کششی و کرنش شکست آلیاژ AA7075 و کامپوزیت GNP-CNT/AA7075 اکستروژن شده در دماهای 400 °C و 500 °C در دو بار گذاری کششی و فشاری.

Table 1 Tensile and compressive properties of AA7075 alloy and GNP-CNT/AA7075 composites extruded at 400°C and 500°C.

مواد	TYS (MPa)	UTS (MPa)	TFE (%)	CYS (MPa)	UCS (MPa)	CFE (%)
AA7075 (400°C)	181±6	345±4	6.1±7	173±7	590±5	36.9±1
AA7075/GNP-CNT (400°C)	274±8	403±4	4.2±1.2	222±8	636±7	33.8±1
AA7075/GNP-CNT (500°C)	256±9	360±6	2.4±1.2	210±8	579±7	28.9±1

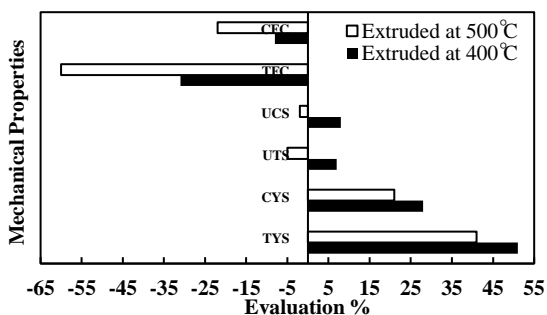


Fig. 10 Improvement percent of mechanical properties of GNP-CNT/AA7075 composites extruded at 400°C and 500°C compared to extruded AA7075 alloy.

شکل 10 درصد تغییرات خواص مکانیکی کامپوزیت GNP-CNT/AA7075 اکستروژن شده در دماهای 400 °C و 500 °C نسبت به آلیاژ AA7075.

از طرفی حضور رسوب های دینامیک فراوان، سبب کاهش تحرک مرز دانه برای وقوع تبلور مجدد دینامیک غیر پیوسته شده است [37]. بنابراین، حضور دانه های تبلور مجدد یافته ی هم محور و ایجاد ساختار گردنبد گونه، ناشی از مکانیزم تبلور مجدد غیر پیوسته است. اما، حضور رسوب های موثر در برابر حرکت مرز دانه و یا چگالی اندک نایجایی در مناطق فقیر از فاز بین فلزی، از وقوع تبلور مجدد دینامیک غیر پیوسته جلوگیری کرده و وقوع تبلور مجدد دینامیک هندسی (GDRX)¹، سبب تشکیل دانه های فوق ریز هم محور شده است [37].

میانگین اندازه ی دانه در آلیاژ AA7075 (اکستروژن شده در دمای 400 °C) و کامپوزیت GNP-CNT/AA7075 اکستروژن شده در دو دمای 400 °C و 500 °C به ترتیب 8.73، 5.32 و 6.53 میکرو متر است. افزایش دمای فرایند اکستروژن سبب رشد دانه های تبلور مجدد یافته شده و میانگین اندازه ی دانه افزایش یافته است.

4-3- خواص مکانیکی

1-4-3 آزمون کشش و فشار

به منظور تعیین خواص مکانیکی نمونه های اکستروژن شده و انتخاب دمای بهینه فرایند اکستروژن، نمودار تنش-کرنش آلیاژ AA7075 (اکستروژن شده در دمای 400 °C) و کامپوزیت GNP-CNT/AA7075 اکستروژن شده در دو دمای 400 °C و 500 °C در شکل 9 نمایش داده شده است.

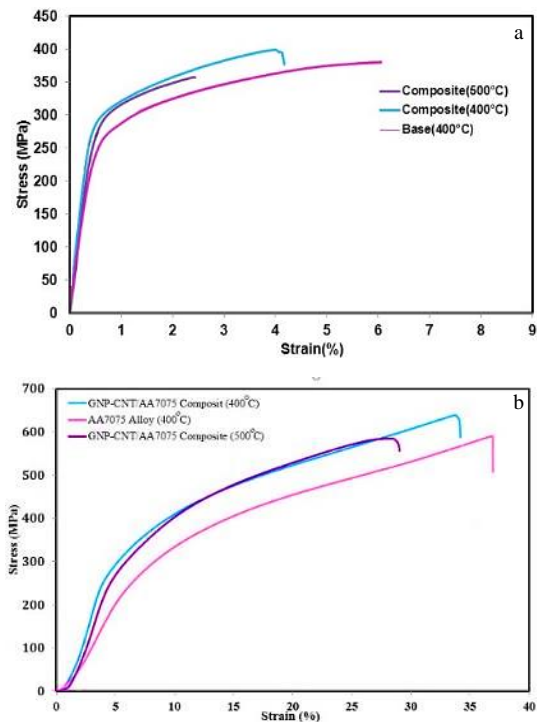


Fig. 9 The typical engineering stress-strain curves of AA7075 alloy and extruded GNP-CNT/AA7075 composites; (a) tensile and (b) compressive loading.

شکل 9 نمودار تنش-کرنش مهندسی آلیاژ AA7075 و کامپوزیت GNP-CNT/AA7075 اکستروژن شده در دماهای 400 °C و 500 °C در بارگذاری (a) کششی و (b) فشاری.

¹ Geometrical dynamic recrystallization

قرار گرفته است. این امر نشاندهنده مناسب بودن روش ذوبی برای حصول هم افزایی استحکام و کرنش شکست، در بارگذاری فشاری است.

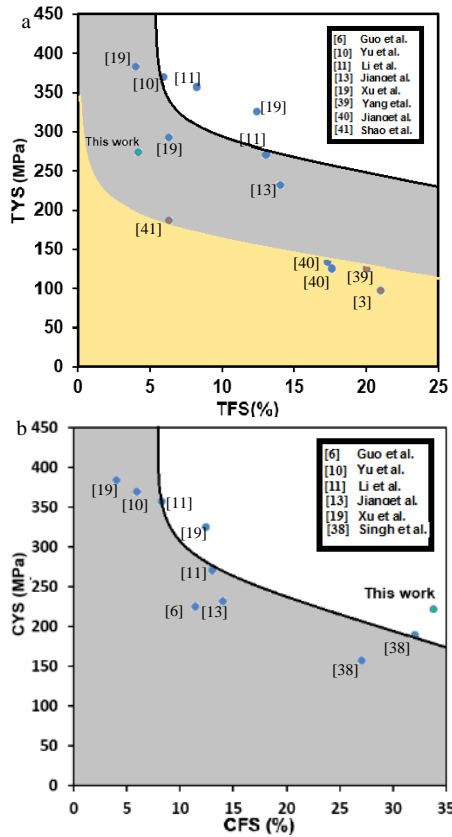


Fig. 11 Comparison of yield stress vs. fracture strain of GNP-CNT/AA7075 composite with published results in literature review; (a) tensile loading, (b) compression loading.

شکل 11 مقایسه ی تنش تسلیم بر اساس کرنش کامپوزیت GNP-CNT/AA7075 تولید شده در پژوهش حاضر با داده های موجود در پایگاه اطلاعاتی مربوط به کامپوزیت های زمینه آلومینیومی تقویت شده با مواد کربنی، تولید شده به روش های مختلف، در دو حالت (a) بارگذاری کششی و (b) بارگذاری فشاری.

از آنجایی که کامپوزیت GNP-CNT/AA7075 شامل فاز غیر پیوسته است، در زمان بارگذاری تغییرشکل اولیه در زمینه رخ داده است. کرنش زمینه از طریق تنش برشی (که در فصل مشترک زمینه و تقویت کننده ایجاد شده) به تقویت کننده منتقل شده است [42]. 3 پارامتر تاثیر گذار بر مکانیزم انتقال بار عبارتند از: پیوند فصل مشترکی میان تقویت کننده و زمینه (فاکتور پیوند k)، میانگین زاویه میان جهت بار گذاری و محور تقویت کننده (فاکتور جهت s)، 0.6 و سطح ویژه تقویت کننده (فاکتور هندسی g)، 0.54 برای گرافن و 0.1 برای نانو تیوب کربنی). به منظور تعیین اثر این پارامترها بر انتقال بار، قانون مخلوطها براساس این 3 فاکتور باز نویسی شده است [42]:

$$\Delta\sigma_f = c'f\sigma_r V_r + \sigma_m(V_m - 1) \quad (2)$$

که در آن V_f کسر حجمی زمینه و تقویت کننده (0.002 برای گرافن و 0.011 برای نانو تیوب کربنی)، σ_m و σ_r تنش تسلیم زمینه و تقویت کننده

قابل ذکر است که کرنش کمتر در کامپوزیت های GNP-CNT/AA7075 نسبت به آلیاژ AA7075 از حضور ذرات آگلومره شده تاثیر پذیرفته است. زیرا حضور آگلومره ذرات و پیوند فصل مشترکی ضعیف سبب جوانه زنی ترک و کاهش کرنش شکست شده است.

از طرفی محاسبه ی اثر بخشی استحکام راه موثری برای بررسی میزان اثر بخشی تقویت کننده های مختلف در زمینه ی فلزی است و از طریق رابطه ی زیر قابل محاسبه است.

$$R = \frac{\sigma_{Ym} - \sigma_{Yc}}{V_f * \sigma_{Ym}} \quad (1)$$

که در آن σ_{Ym} ، σ_{Yc} و V_f به ترتیب استحکام تسلیم آلیاژ و کامپوزیت و کسر حجمی تقویت کننده است. در بارگذاری کششی، میزان اثربخشی استحکام در کامپوزیت های GNP-CNT/AA7075 اکستروژن شده در دماهای 400 °C و 500 °C به ترتیب 3187% و 3958% است. در حالی که اثربخشی استحکام فشاری آن ها به ترتیب 2179% و 1645% است. بیشترین میزان اثر بخشی کششی و فشاری در کامپوزیت های زمینه آلومینیومی تقویت شده با مواد کربنی تولیدی به روش های مختلف به ترتیب کمتر از 1300% و 40% است [39, 30]. میزان اثر بخشی به شدت به کسر حجمی فاز تقویت کننده، بستگی دارد. از طرفی اثر بخشی روش های ذوبی بیش از روش متالورژی پودر است. این امر از بهبود تر شوندگی تاثیر پذیرفته است [30]. انتخاب درصد حجمی اندک (0.013 vol%) تقویت کننده ی هیبریدی برای تولید کامپوزیت های GNP-CNT/AA7075 به روش ذوبی، اثر بخشی فوق العاده زیادی را در هر دو نوع بارگذاری سبب شده است. در هر دو بارگذاری کششی و فشاری، کامپوزیت اکستروژن شده در دمای پایین (400 °C)، اثر بخشی استحکام و افزایش بیشتر خواص مکانیکی را نشان داده است. این امر از حضور دانه های فوق ریز بیشتر، رسوب های ریزتر و توزیع همگن تر تقویت کننده تاثیر پذیرفته است. بنابراین دمای بهینه فرایند اکستروژن، 400 °C معرفی شده است و بررسی های بیشتر بر روی این کامپوزیت صورت پذیرفته است.

به منظور فراهم کردن امکان مقایسه ی استحکام تسلیم و کرنش این کامپوزیت (در هر دو حالت کششی و فشاری) با سایر کامپوزیت های زمینه آلومینیومی (و یا آلیاژ های آلومینیوم) تقویت شده با مواد کربنی (تولیدی به روش های مختلف)، داده های نمودار تنش-کرنش موجود در پایگاه اطلاعاتی در شکل 11 نمایش داده شده است. در هر دو نوع بار گذاری، افزایش استحکام در اکثر کامپوزیت ها با کاهش کرنش شکست همراه است و نقاط مشخص کننده ی بسیاری از این مواد، در زیر منحنی موزی شکل (خاکستری) قرار گرفته است. در مواردی نیز نقاط حاصله در خارج از این محدوده قرار گرفته که نشاندهنده ی هم افزایی مناسب استحکام تسلیم و کرنش شکست است. اما این کامپوزیت ها به روش متالورژی پودر تولید شده اند که نسبت به روش ذوبی هزینه ی بالاتری دارد. از طرفی از درصد حجمی تقویت کننده ی کربنی بیشتری نسبت به پژوهش حاضر، استفاده شده است. اطلاعات اندکی از خواص کششی کامپوزیت های زمینه آلومینیوم تقویت شده با مواد کربنی و تولیدی به روش ذوبی وجود دارد (نقاط نارنجی). با رسم محدوده موزی شکل برای نمونه های تولیدی به روش ریخته گری (نمودار نارنجی) (حاصل انتقال نمودار خاکستری به سمت پایین و راست)) هم افزایی مطلوب استحکام و کرنش شکست کامپوزیت های تولیدی در این پژوهش، آشکار شده است. در آزمون فشار نیز اگر چه تمامی داده ها مربوط به نمونه های تولیدی به روش متالورژی پودر است، خواص نمونه ی تولیدی در پژوهش حاضر خارج از منطقه ی موزی شکل

ریزتر و ریز دانگی بیشتر است. علاوه بر آن، توزیع همگن سختی در کامپوزیت GNP-CNT/AA7075 نشان‌دهنده ی توزیع مناسب تقویت‌کننده در آلیاژ AA7075 است.

3-4-3- شکست نگاری

تصاویر FESEM سطح شکست کششی و فشاری آلیاژ AA7075 و کامپوزیت GNP-CNT/AA7075 در شکل 14 نمایش داده شده است.

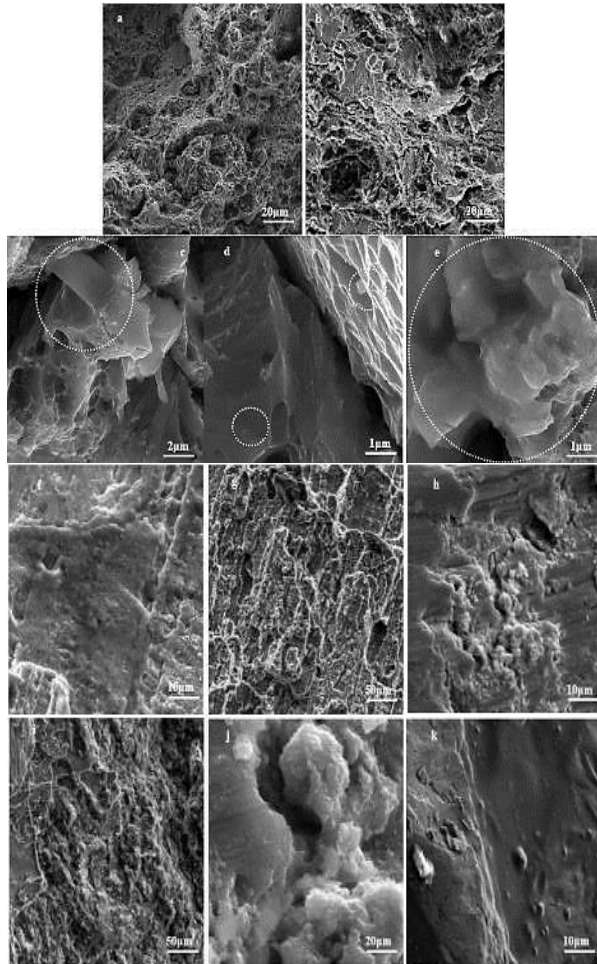


Fig. 14 FESEM micrographs of tensile fracture surfaces of extruded (a) AA7075 alloy, (b) CNTs+GNPs/AA7075 composite; (c) the bridging of GNPs, (d), GNPs and CNTs pull-out and (e) GNP pull-off, shallow stretched dimples and, brittle fracture cleavage river patterns (in compressive loading) of (f, g) AA7075 alloy, and (h, i), CNTs+GNPs/AA7075 composite, (j) presence of agglomerated reinforcements on surface crack and (k) brittle fracture near the agglomerated reinforcements.

شکل 14 تصاویر FESEM از (a) سطح شکست کششی آلیاژ AA7075 و (b) کامپوزیت GNP-CNT/AA7075. (c) پل زدن گرافن، (d) pull-out گرافن و نانو لوله ی کربنی و (e) گرافن عمود بر سطح شکست کششی کامپوزیت، (f, g) دیمپل های کشیده شده و (h, i) شکست کلیواژ آلیاژ و کامپوزیت (به ترتیب) در بارگذاری فشاری، (j) حضور تقویت‌کننده های آگلومره در ترک سطحی و (k) شکست ترد در مجاورت ذرات آگلومره شده در بارگذاری فشاری.

همانگونه که آشکار است در بارگذاری کششی شکست نرم (دیمپل ها) و برشی به طور همزمان به وقوع پیوسته است. مقدار شکست برشی در کامپوزیت بیش از آلیاژ است. کشیده شدن و پل زدن تقویت‌کننده ی کربنی و گرافن عمود بر سطح نیز در کامپوزیت GNP-CNT/AA7075 مشاهده شده است. در سطح

50 GPa برای گرافن و 30 GPa برای نانو لوله ی کربنی، C مقدار ثابت و 14.4 و f ثابت اثر بخشی (حاصل ضرب 3 پارامتر موثر بر میزان انتقال بار) است.

انتقال بار موثر در کامپوزیت GNP-CNT/AA7075 به واسطه ی حضور 0.013 درصد حجمی تقویت‌کننده ی کربنی، در بارگذاری کششی و فشاری به ترتیب حدود 87.7 و 87.8 محاسبه شده است.

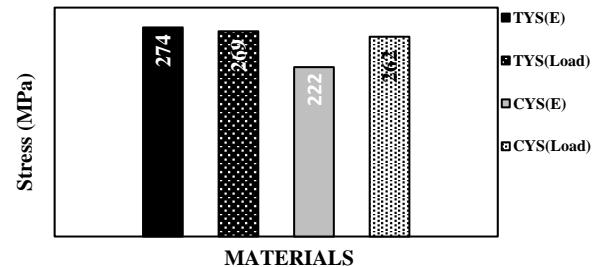


Fig. 12 Comparison of theoretical and experimental TYS and CYS values in tensile and compressive loading.

شکل 12 مقایسه تنش تسلیم تئوری (انتقال بار) و تجربی کامپوزیت GNP-CNT/AA7075 در هر دو بارگذاری کششی و فشاری.

مقایسه ی تنش تسلیم تجربی و مقدار تئوری استحکام تسلیم کششی بر مبنای مقدار محاسبه شده ی انتقال بار (شکل 12)، اهمیت انتقال بار موثر بر افزایش استحکام تسلیم کششی را، آشکار کرده است. با توجه به کمتر بودن تنش تسلیم فشاری در حالت تجربی نسبت به مقدار تئوری آن، عدم انتقال بار موثر توسط تقویت‌کننده ی کربنی در بارگذاری فشاری، آشکار شده است.

3-4-3-2- سختی سنجی

به منظور تعیین اثر حضور فاز تقویت‌کننده بر تغییرات سختی آلیاژ AA7075، مقادیر سختی آلیاژ AA7075 و کامپوزیت GNP-CNT/AA7075 اکستروژد شده در شکل 13 نشان داده شده است. همانگونه که آشکار است افزودن GNP-CNT سبب افزایش سختی شده است.

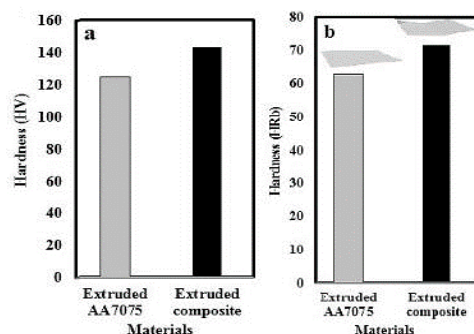


Fig. 13 (a) Micro and (b) Macro hardness test results of AA7075 alloy and GNP-CNT/AA7075 composite extruded at 400°C.

شکل 13 نمودار (a) ریز سختی و (b) ماکرو سختی آلیاژ AA7075 و کامپوزیت GNP-CNT/AA7075 اکستروژد شده در 400°C.

افزودن تقویت‌کننده ی کربنی سبب افزایش حدود 17% و 14% ریزسختی و ماکروسختی کامپوزیت GNP-CNT/AA7075 نسبت به آلیاژ AA7075 شده است. افزایش سختی کامپوزیت GNP-CNT/AA7075 نسبت به آلیاژ AA7075 ناشی از توزیع همگن تقویت‌کننده ی کربنی، رسوبات دینامیک

استحکام کششی بالای کامپوزیت نتیجه ی نیاز به جدایش پیوند به همراه فرایند اصطکاکی کشیده شدن تقویت کننده ها است (انتقال بار موثر). بهبود کمتر استحکام تسلیم کامپوزیت در بارگذاری فشاری نسبت به حالت کششی، از کماتش ورقه های گرافن و سر خوردن آن ها تاثیر پذیرفته است.

(5) در هر دو بارگذاری کششی و فشاری، کامپوزیت اکستروژن شده در دمای پایین (400 °C)، افزایش بیشتر خواص مکانیکی را نشان داده است. این امر از حضور دانه های فوق ریز بیشتر، رسوب های ریزتر و توزیع همگن تر تقویت کننده تاثیر پذیرفته است.

(6) انتخاب درصد حجمی اندک (0.013) تقویت کننده ی هیبریدی برای تولید کامپوزیت GNP-CNT/AA7075 به روش ذوبی، اثر بخشی فوق العاده زیادی در هر دو نوع بارگذاری را سبب شده است (3952% در حالت کششی و 2179% در بارگذاری فشاری).

5- تقدیر و تشکر

این طرح تحت حمایت مالی صندوق حمایت از پژوهشگران و فناوران کشور (INSF) به شماره طرح 98000007 قرار گرفته است.

6- مراجع

- [1] Imanian, S., Eghbali, B., and Pajouhanfar, Y., "Investigation of Microstructure and Mechanical Properties of As-Casted AA7075 Matrix Composite Reinforced by Graphen Nanoplate and Carbon Nanotube," In Persian, Proceeding of the 16th Scientific Student Conference on Materials Engineering and Metallurgy of Iran, 2019. <https://civilica.com/doc/961739>.
- [2] Torabi Parizi, M., Ebrahimi, G. R., Ezatpour, H. R., and Paidar, M. "The Structure Effect of Carbonaceous Reinforcement on The Microstructural Characterization and Mechanical Behavior of AZ80 Magnesium Alloy," Journal of Alloys and Compounds, Vol. 809, 151682, 2019.
- [3] Bashiri Goodarzi, H. and Yarmohammad Tooski, M., "An experimental study of the effects of carbon nanotube and graphene addition on the impact strength of Epoxy/Basalt fiber composite", In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 6, No.3, pp. 411-418, 2019.
- [4] Setoodeh, A.R. Sokhandani, N. and Zebarjad, S.M., "Theoretical and experimental study on the effect of multi-walled carbon nanotubes on improving the tensile properties and toughness of Vinyl ester resin", In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 5, No. 4, pp. 539-550, 2019.
- [5] Adarestani Farahani, A., Mehrabi, F., and Mirzaee, O., "Investigation of Aluminum Matrix Composites Reinforced to Carbon Nanotubes and Production Challenges," In Persian, Proceeding of the New Materials National Congress, Iran, 2008. <https://civilica.com/doc/50671/>.
- [6] Guo, B., Chen, B., Zhang, X., Cen, X., Wang, X., Song, M., Ni, S., Yi, J., Shen, T., and Du, Y., "Exploring the Size Effects of Al₄C₃ on the Mechanical Properties and Thermal Behaviors of Al-Based Composites Reinforced by SiC and Carbon Nanotubes," Carbon, Vol. 135, pp. 224-235, 2018.
- [7] Sun, W., Zhan, K., Yang, Z., Zhao, R., Wang, T., Zhao, B., Ya, Y., and Yang, J., "Facile Fabrication of GO/Al Composites with Improved Dispersion of Graphene and Enhanced Mechanical Properties by Cu Doping and Powder Metallurgy," Journal of Alloys and Compounds, Vol. 815, 152465, 2020.
- [8] Tabesh, A. Ebrahimi, Gh. and Ezatpour, H.R., "The investigation and comparison of mechanical properties and microstructure Al/CNT and Al/CNT/Al₂O₃ composites produced by mixed accumulative roll bounding", In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 4, No. 4, pp. 464-470, 2018.
- [9] Alipour, M., and Eslami Farsani, R., "Investigation of the Microstructure and Mechanical Properties of Cast AA7068

شکست فشاری آلیاژ AA7075 مناطق حاوی دیپمل های کشیده شده ی کم عمق به همراه شکست کلیواژ با طرح رودخانه ای مشاهده شده است. در سطح شکست فشاری کامپوزیت GNP-CNT/AA7075. علاوه بر حضور مناطق شکست کاملا ترد بدون حضور دیپمل، دیپمل های کم عمق بیشتری نسبت به آلیاژ AA7075 مشاهده شده است. در مناطق محدودی نیز شکست کلیواژ با طرح رودخانه ای آشکار شده است. علاوه بر آن، حضور تقویت کننده ی کربنی در ترک موجود بر سطح شکست کامپوزیت GNP-CNT/AA7075 آشکار است.

حضور دیپمل های بیشتر در آلیاژ نشاندهنده ی عدم شکست موضعی است. پل زدن و کشیدگی GNP و CNT نشاندهنده ی پیوند مکانیکی بین تقویت کننده و زمینه است. تقویت کننده های کشیده شده عموماً ابعاد کوچکی دارند که نشاندهنده ی پیوند مکانیکی قوی است. بنابراین، استحکام بالای کامپوزیت نتیجه ی نیاز به جدایش پیوند به همراه فرایند اصطکاکی کشیده شدن تقویت کننده ها، است [43]. علاوه بر آن، افزایش مسیر رشد ترک توسط تقویت کننده ی هیبریدی کربنی سبب بهبود استحکام می شود. پل زدن گرافن در بین ترک نیز انرژی زیادی را جذب کرده و سبب افزایش استحکام نهایی شده است [44]. همچنین برخی از گرافن ها با زاویه ی زیاد نسبت به بار کششی (عمود بر سطح شکست) وجود دارند که در انتقال بار تاثیر گذار نیستند.

در بار گذاری فشاری، دیپمل های کم عمق در نتیجه برش شدید ایجاد شده اند. قابل ذکر است شکست کاملاً ترد کامپوزیت در مجاورت آگلومره ی تقویت کننده ها، رخ داده است. حضور آگلومره ی فاز تقویت کننده در داخل ترک فشاری، تاثیر زیاد نحوه ی توزیع فاز تقویت کننده بر خواص مکانیکی را آشکار کرده است. لذا با توجه به عدم حفظ ساختار شبکه ای تقویت کننده ی هیبریدی در فرایند ذوبی، به منظور توزیع بهتر تقویت کننده، پیشنهاد انجام دادن فرایند آسیاکاری پودر کامپوزیتی حاصل از روش تر، مطرح است.

4- نتیجه گیری

در تحقیق حاضر کامپوزیت زمینه آلیاژ AA7075 تقویت شده با GNP-CNT از طریق فرایند ریخته گری نیمه جامد و اکستروژن تولید شده است. اثر حضور تقویت کننده ی هیبریدی کربنی و دمای فرایند اکستروژن بر تحولات ریزساختاری و خواص مکانیکی مورد بررسی قرار گرفته است. یافته های تجربی این پژوهش عبارتند از :

- (1) با انتخاب نسبت V_{GNP}/V_{CNT} برابر 0.167، دستیابی به ساختار هیبریدی به هم پیوسته و جدایش لایه گرافن از طریق قرارگیری نانو لوله های کربنی در بین آن ها میسر شده است.
- (2) نسبت اندک I_D/I_G (0.68) در پودر کامپوزیتی GNP-CNT/Al، نشاندهنده ی کیفیت بالای مواد اولیه، انتخاب نسبت مناسب V_{GNP}/V_{CNT} و مناسب بودن روش تر برای تولید پودر کامپوزیتی است.
- (3) افزایش دمای فرایند اکستروژن (500 °C) سبب رشد دانه های تبلور مجدد یافته شده و میانگین اندازه ی دانه نسبت به دمای 400 °C، به میزان 19% افزایش یافته است. نتایج ریزساختاری تایید کننده ی تاثیرپذیری بیشتر مورفولوژی رسوب های دینامیکی از دمای فرایند نسبت به حضور تقویت کننده است.
- (4) درصد تغییرات استحکام تسلیم، کششی و کرنش شکست کامپوزیت های اکستروژن شده در دماهای 400 °C و 500 °C نسبت به آلیاژ AA7075، در آزمون کشش به ترتیب 51% و 41%، 7% و 5%، و 31% و 60% و در آزمون فشار به ترتیب 28% و 21%، 8% و 2%، 8% و 22% است.

- [26] Zhou, W., Mikulova, P., Fan, Y., Kikuchi, K., Nomura, N., and Kawasaki, A., "Interfacial Reaction Induced Efficient Load Transfer in Few-Layer Graphene Reinforced Al Matrix Composites for High-Performance Conductor," *Composites Part B: Engineering*, Vol. 167, pp. 93-99, 2019.
- [27] Chen, X-H., and Yan, H., "Solid-Liquid Interface Dynamics During Solidification of Al 7075-Al₂O_{3np} Based Metal Matrix Composites," *Materials & Design*, Vol. 94, pp. 148-158, 2016.
- [28] Fishkis, K., "Interfaces and Fracture Surfaces in Saffil/Al-Mg-Cu Metal Matrix Composites," *J Materials Science*, Vol. 26, pp. 2651-2661, 1191.
- [29] Torabi Parizi, M., Ezatpour, H. R., Ebrahimi, G. R., "High Mechanical Efficiency, Microstructure Evaluation and Texture of Rheo-Casted and Extruded AZ80-Ca Alloy Reinforced with Processed Al₂O₃/GNPs Hybrid Reinforcement," *Materials Chemistry and Physics*, Vol. 218, pp. 246-255, 2018.
- [30] Alipour, M., and Eslami-Farsani, R., "Synthesis and Characterization of Graphene Nanoplatelets Reinforced AA7068 Matrix Nanocomposites Produced by Liquid Metallurgy Route," *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 706, pp. 71-82, 2017.
- [31] Hu, T., Ma, K., Topping, T. D., Schoenung, J. M. and Lavernia, E. J. "Precipitation Phenomena in An Ultrafine-Grained Al Alloy," *Acta Materials*, Vol. 61, pp. 2163-2178, 2013.
- [32] Hong, S. I., and Gray, G. T. "Microstructure and Microchemistry of An Al-Zn-Mg-Cu Alloy Matrix 20 vol.% SiC Composite," *Acta Metallurgica and Materialia*, Vol. 40, No. 12, pp. 3299-3315, 1992.
- [33] Wu, C., Shi, R., Luo, G., Zhang, J., Shen Q., Gan, Z., Liu, J., and Zhang, L., "Influence of Particulate B₄C with High Weight Fraction on Microstructure and Mechanical Behavior of An Al-Based Metal Matrix Composite," *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 789, pp. 825-83, 2019.
- [34] Wu, L. M., Seyring, M., Rettenmayr, M., and Wang, W. H., "Characterization of Precipitate Evolution in An Artificially Aged Al-Zn-Mg-Sc-Zr Alloy," *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 527, No. 4-5, pp. 1068-1073, 2010.
- [35] Bailey, J. E., and Hirsch, P. B., "The Recrystallization Process in Some Polycrystalline Metals," *Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences*, Vol. 267, No. 1328, pp. 11-30, 1962.
- [36] Mandal, S., Jayalakshmi, M., Bhaduri, A. K., and Subramanya Sarma, V., "Effect of Strain Rate on the Dynamic Recrystallization Behavior in A Nitrogen-Enhanced 316L (N)," *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 45, No. 12, pp. 5645-5656, 2014.
- [37] Taheri-Mandarjani, M., Zarei-Hanzaki, A., and Abedi, H. R., "Hot Ductility Behavior of An Extruded 7075 Aluminum Alloy," *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 637, pp. 107-122, 2015.
- [38] Singh, L. K., Bhadauria, A., and Laha, T., "Comparing the Strengthening Efficiency of Multiwalled Carbon Nanotubes and Graphene Nanoplatelets in Aluminum Matrix," *Powder Technology*, Vol. 356, pp. 1059-1076, 2019.
- [39] Yang, W., Zhao, Q., Xin, L., Qiao, J., Zou, J., Shao, P., Yu, Z., Zhang, Q., and Wu, G., "Microstructure and Mechanical Properties of Graphene Nanoplatelets Reinforced Pure Al Matrix Composites Prepared by Pressure Infiltration Method," *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 732, pp. 748-758, 2018.
- [40] Jiang, Y., Xu, R., Tan, Z., Ji G., Fan, G., Li, Z., Xiong, D-B., Guo, Q., Li, Z., and Zhang, D., "Interface-induced strain hardening of graphene nanosheet/aluminum composites," *Carbon*, Vol. 146, pp. 17-27, 2019.
- [41] Shao, P., Yang, W., Zhang Q., Meng, Q., Tan, X., Xiu, Z., Qiao, J., Yu, Z., and Wu, G., "Microstructure and tensile properties of 5083 Al matrix composites reinforced with graphene oxide and graphene nanoplatelets prepared by pressure infiltration method," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 109, pp. 151-162, 2018.
- [42] Shin, S. E., Choi, H. J., Shin, J. H., and Bae, D. H., "Strengthening Behavior of Few-Layered Graphene/Aluminum Composites," *Carbon*, Vol. 82, pp. 143-151, 2015.
- [43] Zare, H., Jahedi, M., Toroghinejad, M. R., Meratian, M., and Knezevic M., "Compressive, Shear, and Fracture Behavior of CNT Reinforced Nanocomposite Reinforced with Graphene Nano Plates, In Persian, *Modares Mechanical Engineering*," Vol. 17, No. 10, pp. 139-144, 2017.
- [10] Yu, Z., Tan, Z., Xu, R., Ji, G., Fan, G., Xiong, D-B., Guo, Q., Li, Z., and Zhang, D., "Enhanced Load Transfer by Designing Mechanical Interfacial Bonding in Carbon Nanotube Reinforced Aluminum Composites," *Carbon*, Vol. 146, pp. 155-161, 2019.
- [11] Li, Z. Fan, G. Guo, Q. Li, Z. Su, Y., and Zhang, D., "Synergistic Strengthening Effect of Graphene-Carbon Nanotube Hybrid Structure in Aluminum Matrix Composites," *Carbon*, Vol. 95, pp. 419-427, 2015.
- [12] Ghasali, E., Sangpour, P., Jam. A., Rajaei, H., Shirvanimoghaddam. K., and Ebadzadeh. T., "Microwave and spark plasma sintering of carbon nanotube and graphene reinforced aluminum matrix composite. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, Vol. 18, pp. 1042-1054, 2018.
- [13] Jiang, Y., Tan, Z., Fan, Wang, G. L., Xiong, D-B., Guo, Su, Q. Y., Li, Z. and Zhang, D., "Reaction-Free Interface Promoting Strength-Ductility Balance in Graphene Nanosheet/Al Composites," *Carbon*, Vol. 158, pp. 449-455, 2019.
- [14] Kim, W.J., and Yu, Y.J., "The Effect of the Addition of Multiwalled Carbon Nanotubes on the Uniform Distribution of TiC Nanoparticles in Aluminum Nanocomposites," *Scripta Materials*, Vol. 72-73, pp. 25-28, 2014.
- [15] Yu, Z. Yang, W. Zhou, C., Zhang N., Chao, Z., Cao, Y., Sun, Y., Shao, P., and Wu, G., "Effect of Ball Milling Time on Graphene Nanosheets Reinforced Al6063 Composite Fabricated by Pressure Infiltration Method," *Carbon*, Vol. 141, pp. 25-39, 2019.
- [16] Xu, R., Tan, Z., Xiong, D., Fan, G., Guo, Q., Zhang, J., Su, Y., Li, Z., and Zhang, D., "Balanced Strength and Ductility in CNT/Al Composites Achieved by Flake Powder Metallurgy Via Shift-Speed Ball Milling," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 96, pp. 57-66, 2017.
- [17] Huang, P. Bazarnik, D. Wan, D. Luo, P. Henrique R. Pereira, M. Lewandowska, J. Yao, B.E. Hayden, and T. G. Langdon. The fabrication of graphene-reinforced Al-based nanocomposites using high-pressure torsion. *Acta Materialia*, 164 (2019): 499-511.
- [18] Fan, G., Jiang, Y., Tan, Z., Guo, Q., Xiong, D-b., Su, Y., Lin, R., Hu, L., Li, Zhiqiang, and Di, Zhang., "Enhanced Interfacial Bonding and Mechanical Properties in CNT/Al Composites Fabricated by Flake Powder Metallurgy," *Carbon*, Vol. 130, pp. 333-339, 2018.
- [19] Torabi Parizi, M., Ezatpour, H. R., and Ebrahimi, G. R., "Effect of Graphene Nanoplatelets Content on the Microstructural and Mechanical Properties of AZ80 Magnesium Alloy," *Materials Science and Engineering A*, Vol. 742, No. 4, pp. 373-389, 2019.
- [20] Mirjavadi, S. S., Alipour, M., Hamouda A. M. S., Kord, S., Koppad, Praveennath G., Abuzin, Y. A., and Keshavamurthy, R., "Effect of Hot Extrusion and T6 Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties Of Al-10Zn-3.5Mg-2.5Cu Nanocomposite Reinforced with Graphene Nanoplatelets," *Journal of Manufacturing Processes*, Vol. 36, pp. 264-271, 2018.
- [21] Jiang, L., Fan, G. L., Li, Z. Q., Kai, X. Z., Zhang, D., and Chen, Z.X., "An Approach to the Uniform Dispersion of A High-Volume Fraction of Carbon Nanotubes in Aluminum Powder," *Carbon*, Vol. 49, pp. 1965-1971, 2011.
- [22] Ju, J. M., Wang, G., Sim, K. H., Facile synthesis of graphene reinforced Al matrix composites with improved dispersion of graphene and enhanced mechanical properties, *Journal of Alloys and Compound*, Vol. 704, pp. 585-592, 2017.
- [23] Sajjadi, S. A., Ezatpour, H. R., and Torabi Parizi, M., "Comparison of Microstructure and Mechanical Properties of A356 Aluminum Alloy/Al₂O₃ Composites Fabricated by Stir and Compo-Casting Processes," *Materials and Design*, Vol. 34, pp. 106-111, 2012.
- [24] Li, J., Zhang, X., and Geng, L., "Effect of Heat Treatment on Interfacial Bonding and Strengthening Efficiency of Graphene in GNP/Al Composites," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 121, pp. 487-498, 2019.
- [25] Li, Z., Fan, G., Tan, Z., Guo, Q., Xiong, D., Su, Y., Li, Z., and Zhang D., "Uniform Dispersion of Graphene Oxide in Aluminum Powder by Direct Electrostatic Adsorption for Fabrication of Graphene/Al Composites," *Nanotechnology*, Vol. 25, 325601, 2014.

Al Matrix Composites Manufactured by Severe Plastic Deformation,” *Materials & Design*, Vol. 106, pp. 112-119, 2016.

- [44] Kumar, S. J. N., Keshavamurthy, R., Haseebuddin, and M. R., Koppad, P. G., “Mechanical Properties of Aluminium-Graphene Composite Synthesized by Powder Metallurgy and Hot Extrusion,” *Transaction Indian Institute Metals*, Vol. 70, pp. 605, 2017.

