



Ferdowsi
University of
Mashhad

Journal of Metallurgical and Materials Engineering

<https://jmme.um.ac.ir/>



Iron & Steel
Society of Iran

Experimental Investigation on the Thermal and Mechanical Behavior of Ni/Al Reactive Composites Synthesized by Mechanical Alloying

Research Article

Ali Alizadeh¹, Shahab Poloe², Mohammad Reza Zahmatkesh³, Mehdi Abdollahi Azghan⁴

DOI: 10.22067/jmme.2023.77877.1066

1- Introduction

In metal-matrix composites, a wide range of metals and alloys such as aluminum, titanium, magnesium, copper and nickel are used, and in applications where weight is not a critical parameter, alloys and metals such as iron, nickel, copper, cobalt, silver and zinc are used as metallic matrix. Among these, one of the most common metal-matrix composites is aluminum-based composites and its alloys. Reason for using aluminum alloys could be summarized as low density, relatively low melting point, high strength to weight ratio, good ductility and good corrosion resistance (1).

Common reinforcement phase of aluminum alloys includes carbides, nitrides, oxides, and some pure materials such as graphite. The main parameters in determining the effectiveness of the reinforcement phase are as follows: the shape, size, distribution and connection to the matrix are in the interface. In general, continuous fiber reinforcements have a greater effect on improving the mechanical properties than particle or short fiber reinforcements (2,3).

The pressure used for diffusion metallizing is also one of the parameters that strongly affects the final properties of the composite. Using pressure to diffusion metallizing is one way to overcome the problem of non-wettability in aluminum-carbon composites while if the pressure used for diffusion metallizing is low, the aluminum melt will penetrate only between the main bundles of fibers and the filaments within the bundles will not be impregnated by the melt, which will cause defects and loss of composite properties.

According to the above, the most important challenges in the manufacturing of aluminum-matrix composite pipes with ceramic continuous fiber are wetting of the fibers with the melt and penetration of the melt into the fibers during the squeeze casting process.

2- Experimental

A356 alloy is used as the aluminum composite matrix. T300 carbon and E-glass fibers used as reinforcement. Each bundle of fibers contains approximately 3000 filaments, the thickness of the braided fiber bundle is about 0.5 mm, and each filament has an average diameter of 7-8 μm . Table 1 shows the properties of the fibers used.

Table 1. Properties of the used carbon and glass fibers

Fibers	T300	E-glass
Tensile strength (GPa)	3.5	2
Elastic modulus (GPa)	230	76
Elongation (%)	1.5	4.7
Density (gr/cm^3)	1.76	2.54

In order to prevent harmful reactions and also to resolving the weakness of wettability between carbon fibers and the matrix, nickel-phosphorus coating was applied on carbon fibers by electroless method. The glass fibers were not coated. Preheating the fibers has a significant effect on their wettability and in addition, the use of fibers without preheating causes rapid freezing of the melt on the surface of the fibers and prevents the process of penetration of the melt on the lower layers. The fiber preheating temperature is 500 °C.

Two resistance furnaces were used to melt the alloy and perform composite operations. These furnaces are cylindrical with a maximum temperature capability of 1100 °C. In one of these furnaces, aluminum ingots were melted, and in the other, the mold and preform were preheated. After carbon fiber coating and heat treatment, aluminum mandrel with a diameter of 4 cm was prepared. Then, according to the percentage of final reinforcement in the composite, the fibers were wrapped around the mandrel and placed inside the mold. After preparing the conditions, the casting process began. In order to prevent

*Manuscript received: July 25, 2022, Revised, December 5, 2022, Accepted, January 9, 2023.

¹ Corresponding Author: Professor, Faculty of Materials & Manufacturing Processes, Malek-e-Ashtar University of Technology, Tehran, Iran. **Email:** A_Alizadeh@mut.ac.ir.

² Master's graduate, Faculty of Materials & Manufacturing Processes, Malek-e-Ashtar University of Technology, Tehran, Iran.

³ Master's graduate, Faculty of Materials & Manufacturing Processes, Malek-e-Ashtar University of Technology, Tehran, Iran.

⁴ PhD student, Faculty of Materials & Manufacturing Processes, Malek-e-Ashtar University of Technology, Tehran, Iran.

cold welding of the part to the mold and also to control the temperature of the mold as one of the constant parameters of the process, before casting each sample, pre-heating of the mold, ramrod and fibers (so that the fibers are embedded in the mold) were performed. An electric heater equipped with a thermostat and precision thermocouple was used for preheating. The preheating temperature of the mold in aluminum squeeze casting is about 500 °C and it was kept at this temperature for one hour so that the mold and the preform of the fibers are at the same temperature. Lubricant was used to prevent damage to the mold surface due to contact with the melt and also to facilitate the exit of parts. The A356 ingot was melted at 800 °C. As soon as the preheating process of the mold and fibers was completed, the aluminum melt was poured into the mold and immediately the ramrod was placed in its place and the required pressure was applied on the surface of the melt. After 2 minutes, the pressure was removed from the mold and after cooling the mold, the sample was removed. With this method, one A356 alloy pipe, two composite pipes reinforced with 30 wt.% of carbon fibers with nickel-phosphorus coating and without coating and four composite pipes reinforced with glass fibers in the 30,40,50,60 wt.% were produced.

The microstructure of the composites was determined by X-ray diffraction (XRD, PW 1730, Philips) with Cu K α radiation (1.54060 Å) and field emission scanning electron microscopy (FESEM, TESCAN MIRA3) augmented with energy-disperse spectroscopy (EDS). Thermal analysis was accomplished through thermo gravimetric and differential scanning calorimetry (TGeDSC) (STA504, Jupiter, NETZSCH). The samples (approximately 6e10 mg) were heated to 800 °C at a heating rate of 10 K/min in a high-purity argon atmosphere (40 mL/min). Dynamic compressive tests were performed using compression test (at the strain rate of 0.6 mm/min) and Split-Hopkinson Pressure Bar (equipped with 14.5 mm diameter steel bar at the strain rate of 10³ s⁻¹) at least three samples were tested repeatedly. In this study, the microstructure of the cast samples and the failure sections of the samples were examined by scanning electron microscopy made by Te-scan. The density of the samples was measured by Archimedes method according to ASTM B962 standard. In order to investigate the mechanical properties of the cast samples, three-point bending and Brinell hardness tests were used. Three-point bending test was performed under ASTM D790 standard. In the bending test, the bending specimens are 4 mm thick and 6 mm wide. The movement speed of the jaw is 1 mm/min and the distance between the two fixture stands is 23 mm. Bending test was performed with universal the device. The ring test was performed under ASTM D2290 standard. In this test, the samples are in the form of a ring with a width of 13 mm. Jaw movement velocity is 3 mm/min. The ring test was performed with universal device.

3-Results and Discussion

Figure 1 shows the SEM images of uncoated and coated carbon fibers. The surface of the fibers is almost completely covered by the elements nickel and phosphorus, and the structure of the coating is an island,

which is one of the properties of the nickel-phosphorus electroless process.

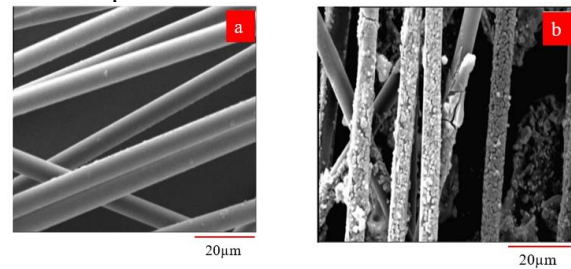


Fig.1 Scanning electron microscopy (SEM) images of the surface of fibers a) without coating and b) with nickel-phosphorus coating.

Fig. 2 shows the microstructure of uncoated and coated carbon fiber reinforced composite pipe. Despite the pressure during the casting process, the aluminum melt did not penetrate into the uncoated carbon fiber due to the lack of carbon fiber coating and therefore the inadequacy of the wetting angle of the aluminum melt with the carbon fiber, and only covers the surface of the carbon fiber (Fig 2-a). Fig. 2-b shows the microstructure of a coated carbon fiber-reinforced composite pipe in the longitudinal and transverse sections. Aluminum melt is completely penetrated between the carbon fibers by applying pressure during the casting process.

The hardness of the cast pipes was calculated in Brinell (Table 2). In pipes with glass fibers, with increasing the weight percentage of fibers to 50%, the hardness of the samples increased from 71 to 135 Brinell and then in pipe with 60% by weight of glass fibers, due to compaction of fibers and increased porosity in the microstructure, the hardness of the casting tube has been reduced to 105 Brinell.

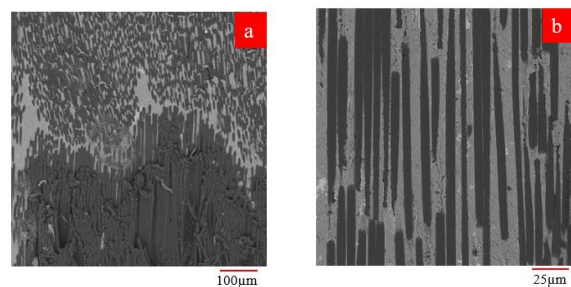


Fig.2 SEM images of composite pipe reinforced with a) uncoated carbon fiber and b) uncoated carbon fiber

Table 2. Hardness of cast pipes.

Sample code	Hardness (BHN)
Al	68
C30	83
G30	71
G40	116
G50	135
G60	105

Fig. 3 shows the results of the theoretical and experimental bending modulus. As expected, the flexural modulus of a carbon fiber-reinforced composite pipe is higher than other pipes.

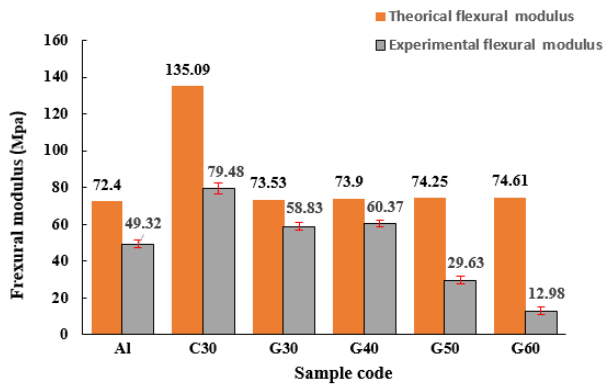


Fig.3 theoretical and experimental flexural modulus composite pipe reinforced with carbon and glass fibers.

The results of flexural strength of cast pipes are given in Table 3. Reinforced composite pipe with 30 wt.% of carbon fiber is 257.82 MPa and for composite pipe reinforced with 30 wt.% of glass fiber is reported 334.47 MPa. This is due to the better wettability of the glass fibers, the stronger adhesion strength, resulting in a strong interface between the glass fiber and the aluminum matrix and a weak interface between the carbon fiber and the aluminum matrix.

Table 3. Flexural strength of cast pipes.

Pipes	bending strength (MPa)
Al	193.36
C30	257.82
G30	334.47
G40	340.82
G50	171.85
G60	79.31

Table 4 shows the tensile strength results under the ring test. Tensile strength of carbon fiber reinforced composite pipe with 314.46 MPa has the highest tensile strength. In glass fiber-reinforced composite pipes, the tensile strength decreases with increasing fiber weight percentage, so that in 60 wt.% glass fiber-reinforced composite pipes, the tensile strength reaches 50.75 MPa.

Table 4. Flexural strength of cast pipes.

Pipes	Tensile strength (MPa)
Al	180.47
C30	314.46
G30	257.22
G40	227.79
G50	121.82
G60	50.75

4- Conclusions

The most important results obtained in this research are as follows:

- By applying nickel-phosphorus coating on carbon fibers, the wettability of carbon fibers is improved by the aluminum melt and causes the aluminum melt to penetrate into the carbon fibers.

- The hardness of composite pipes reinforced with glass fibers, with increasing the weight percentage of fibers to 60%, decreases 28% and the hardness of 105 Brinell is achieved.
- The flexural modulus of composite pipes reinforced with glass fibers, with increasing weight percentage of fibers, has decreased from 60.37 GPa to 12.98 GPa.
- With increasing the weight percentage of glass fibers of composite pipes, the flexural strength has decreased from 340.82 MPa to 79.31 MPa.
- The tensile strength under the nol ring test, with increasing the weight percentage of fibers, has decreased from 314.46 MPa to 50.75 MPa due to the lack of proper penetration of aluminum melt.



بررسی ریزساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت لوله‌ای شکل زمینه آلومینیوم تقویت شده با الیاف کربن و شیشه*

مقاله پژوهشی

علی علیزاده^(۱)، شهاب پلویی^(۲)، محمدرضا زحمتکش^(۳)، مهدی عبدالهی آذغان^(۴)

DOI: 10.22067/jmme.2023.77877.1066

چکیده در این پژوهش، از آلیاژ آلومینیومی A356 به عنوان زمینه و الیاف کربن T300 و الیاف شیشه E-glass به عنوان تقویت کننده طی فرآیند ریخته‌گری کوبشی برای تولید کامپوزیت زمینه فلزی استفاده شد. بدین منظور ابتدا الیاف کربن، با استفاده از روش الکترولس، به وسیله لایه‌ای از نیکل-فسفر پوشش‌دهی گردید. سپس لوله‌ی آلیاژی آلومینیوم A356 و لوله‌های کامپوزیتی با ۳۰ درصد وزنی الیاف کربن پوشش‌دهی شده و بدون پوشش و ۳۰، ۴۰، ۵۰ و ۶۰ درصد وزنی الیاف شیشه در فشار ۷۵ مگاپاسکال و دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد ریخته‌گری شدند و پس از فرآیند ریخته‌گری، ریزساختار نمونه‌های کامپوزیتی و خواص مکانیکی آن مورد بررسی قرار گرفتند. سختی لوله‌های کامپوزیتی با ۵۰ درصد وزنی الیاف شیشه حدوداً ۲ برابر لوله آلیاژی بود و چگالی با افزایش درصد وزنی الیاف تا ۹/۵ درصد کاهش پیدا کرد. بالاترین استحکام خمشی، ۳۴۰/۸۲ Mpa و مربوط به لوله‌ی کامپوزیتی تقویت‌شده با ۴۰ درصد وزنی الیاف شیشه بود. استحکام کششی لوله‌ی کامپوزیتی با ۳۰ درصد وزنی الیاف کربن که به روش آزمون نول اندازه‌گیری شد با افزایش ۷۶ درصدی نسبت به لوله آلیاژی، بیشترین استحکام کششی را داشت. مکانیزم غالب در شکست لوله‌ی کامپوزیتی تقویت‌شده با الیاف کربن، خروج الیاف و در شکست لوله‌های کامپوزیتی تقویت‌شده با الیاف شیشه، برش الیاف بود. **واژه‌های کلیدی** الیاف کربن، الیاف شیشه، پوشش نیکل-فسفر، ریخته‌گری کوبشی، آزمون نول

Investigation on Microstructure and Mechanical Behavior of Carbon and Glass Reinforced Aluminum Composite Pipes

Ali Alizadeh Shahab Poloe Mohammad Reza Zahmatkesh Mehdi Abdollahi Azghan

Abstract In this research, for the fabrication of metal composites, A356 aluminum alloy serves as the matrix, and T300 carbon fiber and E-glass serve as reinforcements, in a squeeze casting process. Carbon fibers were first coated with a layer of nickel-phosphorus using the electroless method. Then, aluminum alloy 356 pipe and composite pipes with 30 weight percent of carbon fibers and 30,40,50 and 60 weight percent of glass fibers were cast at 75 MPa and 500 °C. After casting, the microstructure, and mechanical properties of composite samples were investigated. Nickel-phosphorus coating on carbon fibers has a significant effect on the wettability of carbon fibers with aluminum melt and thus the penetration of aluminum melt into carbon fibers. The hardness of composite pipes reached approximately 2 times that of alloy pipe and the density decreased to 9.5% with increasing weight percent of fibers. The highest bending strength was obtained at 340.82 MPa, which is related to the reinforced composite pipe with 40 weight percent of glass fibers. Tensile strength was measured by the nol ring test, in which a composite tube with 30 weight percent of carbon fiber had the highest tensile strength with a 76% increase over the alloy pipe. The predominant mechanism in the failure of carbon fiber-reinforced composite pipe was fiber pull-out and in the failure of glass-fiber-reinforced composite pipes, the fibers were cut.

Keywords Carbon fibers, Glass fibers, Nickel-phosphorus coating, Squeeze casting, Nol ring test

* تاریخ دریافت مقاله ۱۴۰۱/۵/۳ و تاریخ پذیرش آن ۱۴۰۱/۱۰/۱۹ می‌باشد.

Email: A_Alizadeh@mut.ac.ir.

(۱) نویسنده مسئول: دانشیار، مهندسی مواد مرکب، دانشگاه مالک اشتر، تهران

(۲) فارغ التحصیل کارشناسی ارشد، مهندسی مواد مرکب، دانشگاه مالک اشتر، تهران

(۳) فارغ التحصیل کارشناسی ارشد، مهندسی مواد مرکب، دانشگاه مالک اشتر، تهران

(۴) دانشجوی دکتری، مهندسی مواد مرکب، دانشگاه مالک اشتر، تهران

مقدمه

[7,8].

با اینکه کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی با الیاف پیوسته کربن، دارای استحکام و سفتی مخصوص بالا و همچنین پایداری ابعادی خوبی می‌باشند، اما ترشوندگی ضعیف و واکنش شیمیایی بین الیاف کربن و زمینه آلومینیومی، موانع بزرگی برای دست یافتن به خواص و کارایی بالای مورد انتظار از این کامپوزیت‌ها می‌باشند. آلومینیوم تنها در دماهای بالای 1000°C قادر به تر کردن الیاف کربن هست و این در حالی است که در دماهای بالاتر از 550°C ، آلومینیوم به سرعت با کربن واکنش داده و کاربید آلومینیوم با ترکیب Al_4C_3 تشکیل می‌دهد که این مسئله منجر به تجزیه الیاف کربن و افت خواص کامپوزیت می‌گردد؛ بنابراین خواص نهایی کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی با الیاف پیوسته کربن، به شدت تحت تأثیر دما و زمان تماس بین الیاف تقویت‌کننده و مذاب آلومینیوم، در حین تولید کامپوزیت هست [9].

پیش‌گرم الیاف یکی از موارد مؤثر در خواص نهایی نمونه کامپوزیتی هست به طوری که استفاده از الیاف کربنی پیش‌گرم نشده موجب انجماد سریع مذاب زمینه می‌شود که مانع از ادامه فرآیند نفوذ مذاب به صورت پیوسته می‌گردد. فشار مورد استفاده برای فلزخورانی نیز از پارامترهایی است که به شدت بر خواص نهایی کامپوزیت تأثیرگذار هست. استفاده از فشار به منظور فلزخورانی یکی از راه‌های غلبه بر مشکل عدم ترشوندگی در کامپوزیت‌های آلومینیوم-کربن است، در صورتی که فشار مورد استفاده برای فلزخورانی پایین باشد، مذاب آلومینیوم تنها در بین دسته‌های اصلی الیاف نفوذ کرده و رشته‌های درون دسته‌ها به وسیله مذاب آغشته نمی‌گردند که همین مسئله باعث به وجود آمدن نقص و افت خواص کامپوزیت می‌گردد [10,11].

اوربلو و همکارانش [12] لوله کامپوزیتی با زمینه‌ی آلیاژی آلومینیوم $\text{AlSi}_{12}\text{Mg}$ و تقویت‌کننده کربنی را تولید و خواص خمشی و ریزساختاری آن را بررسی کردند. بیش‌ترین مقدار کربن در کف و کم‌ترین مقدار در بالا اندازه‌گیری شد. مشاهده شد افزایش درصد حجمی الیاف کربن افزایش استحکام خمشی لوله‌ی کامپوزیتی را به دنبال دارد.

سشان و همکاران [13] به بررسی کامپوزیت زمینه فلزی با تقویت‌کننده به شکل الیاف پرداختند. سختی آلیاژ پایه با افزودن الیاف از ۱۲۰ به ۱۸۰ ویکرز افزایش یافت و پارامترهای عملیاتی مانند دمای پریفرم و قالب، گرم شدن بیش از حد مذاب و فشار

در کامپوزیت‌های زمینه فلزی، گستره‌ی وسیعی از فلزات و آلیاژها مانند آلیاژهای آلومینیوم، تیتانیم، منیزیم، مس و نیکل مورد استفاده قرار می‌گیرند و در کاربردهایی که وزن، پارامتر بحرانی نباشد آلیاژها و فلزاتی مانند آهن، نیکل، مس، کبالت، نقره و روی به عنوان زمینه فلزی استفاده می‌شوند. در این میان یکی از متداول-ترین کامپوزیت‌های زمینه فلزی، کامپوزیت‌های پایه آلومینیوم و آلیاژهای آن است. علت استفاده از آلیاژهای آلومینیوم چگالی کم، دمای ذوب نسبتاً پایین، استحکام ویژه بالا، شکل‌پذیری خوب و مقاومت به خوردگی مناسب عنوان شده است [1,2].

تقویت‌کننده‌های متداول شامل کاربیدها، نیتريد‌ها، اکسیدها و برخی مواد خالص مانند گرافیت هستند. پارامترهای اصلی در تعیین اثربخشی تقویت‌کننده شکل، اندازه، توزیع و پیوند آن با زمینه در فصل مشترک است [3,4].

الیاف کربن به علت مزایایی همچون استحکام و مدول ویژه بالا، استحکام خستگی زیاد، ضریب انبساط حرارتی بسیار پایین، دانسیته پایین و هدایت حرارتی و الکتریکی بالا از کاربردهای گسترده‌ای در صنایع مختلف نظامی، هوافضا، ساختمانی، ورزشی و خودروسازی برخوردار هستند. تنها ایراد وارد بر این الیاف صرف‌نظر از مسئله زیست‌محیطی، مقاومت پایین آن‌ها در برابر ضربه و خمش است که این معایب از طریق استفاده‌ی آن‌ها به عنوان تقویت‌کننده در کامپوزیت‌ها به حداقل می‌رسد. به‌طور کلی تقویت‌کننده‌های الیاف پیوسته نسبت به تقویت‌کننده‌های ذره‌ای یا الیاف کوتاه، تأثیر بیشتری در بهبود خواص مکانیکی دارند [5,6].

برای ساخت کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی روش‌های مختلفی وجود دارد که می‌توان آن‌ها را به سه گروه کلی حالت جامد، مایع و گاز تقسیم‌بندی کرد. روش‌های حالت جامد برای حصول خواص مکانیکی بالا و کاربردهای ویژه مورد استفاده قرار می‌گیرند. با این حال، کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی برای اکثر کاربردهای تجاری با فرایندهای حالت مایع تولید می‌شوند. روش‌های حالت مایع دارای مزایایی نسبت به روش حالت جامد هستند. به عنوان مثال تهیه فلز مذاب نسبت به تهیه پودر فلزات ارزان‌تر و حمل شمش آن آسان‌تر است. همچنین می‌توان قطعات کامپوزیتی را با شکل‌ها و اندازه‌های گوناگون با استفاده از روش‌های ریخته‌گری توسعه‌یافته برای فلزات غیر کامپوزیتی تولید کرد

کربن با نام تجاری T₃₀₀ و الیاف شیشه E-glass بود که هر دسته الیاف به‌طور تقریبی شامل ۳۰۰۰ رشته، ضخامت دسته الیاف بافته‌شده حدود ۰/۵ میلی‌متر و هر رشته دارای قطر متوسط ۸-۷ میکرون بود. در جدول (۱) خواص الیاف مورد استفاده نشان داده شده است. همچنین کد نمونه‌های ساخته شده نیز در جدول (۲) آورده شده است.

جدول ۱ خواص الیاف‌های مورد استفاده در تحقیق حاضر

الیاف		خواص
E-glass شیشه	کربن T ₃₀₀	
۲	۳/۵	استحکام کششی (GPa)
۷۶	۲۳۰	مدول الاستیک (GPa)
۴/۷	۱/۵	افزایش طول (%)
۲/۵۴	۱/۷۶	دانسیته (gr/cm ³)
۲	۳/۵	استحکام کششی (GPa)

جدول ۲ کد نمونه‌های ساخته شده در تحقیق حاضر.

کد نمونه	نمونه
Al	آلومینیوم
C30	آلومینیوم با ۳۰ درصد وزنی کربن
G30	آلومینیوم با ۳۰ درصد وزنی شیشه
G40	آلومینیوم با ۴۰ درصد وزنی شیشه
G50	آلومینیوم با ۵۰ درصد وزنی شیشه
G60	آلومینیوم با ۶۰ درصد وزنی شیشه

ساخت کامپوزیت‌ها. به علت واکنش‌پذیری بالای عنصر کربن موجود در الیاف کربن و آلومینیوم در دمای بالا و تشکیل کاربید آلومینیوم با ترکیب Al₄C₃ که این مسئله منجر به تجزیه الیاف کربن و افت خواص کامپوزیت می‌گردد [18]. به‌منظور جلوگیری از انجام واکنش‌های مضر و همچنین رفع ضعف ترشوندگی بین الیاف کربن و زمینه، پوشش نیکل-فسفر روی الیاف کربن به روش الکترولس اعمال شد. برای ذوب کردن آلیاژ و انجام عملیات کامپوزیت‌سازی از دو کوره مقاومتی استفاده گردید. در یکی از این کوره‌ها شمش آلومینیومی، ذوب و در دیگری عمل پیش‌گرم کردن قالب انجام شد. بعد از مرحله پوشش دهی الیاف کربن و عملیات حرارتی، لوله آلومینیومی به قطر ۴ cm تهیه شد.

وارد شده باید به‌طور مناسب برای یک سیستم انتخاب شوند تا فصل مشترک مناسبی بین زمینه و تقویت‌کننده حاصل شود.

حجاری و همکاران [14] به بررسی الیاف کربن با روکش نیکل و همچنین تاثیر فشار در تولید کامپوزیت زمینه آلومینیومی با تقویت‌کننده الیاف پیوسته به روش نفوذ فشار گاز پرداختند. استفاده از الیاف کربن روکش شده با نیکل، فشار مورد نیاز برای تولید کامپوزیت را از ۵۰ MPa به ۳۰ MPa کاهش داد. این به دلیل بهبود قابلیت ترشوندگی الیاف کربن با آلومینیوم مذاب است.

دائود و همکاران [15] به بررسی خواص کششی کامپوزیت زمینه آلومینیومی تقویت شده با الیاف کربن پرداختند. در مقایسه با آلیاژ آلومینیوم، مدول کششی از ۷۳/۳ GPa به ۲۲۱ GPa و استحکام کششی نهایی از ۲۰۶ MPa به ۲۵۵۵ MPa افزایش یافت، اما میزان کرنش تا شکست قطعه از ۹ درصد به ۱/۲۵ درصد کاهش یافت.

ایوای و همکاران [16] به بررسی رفتار سایش خراشان کامپوزیت‌های آلومینیوم تقویت شده با الیاف آلومینا پرداختند. الیاف آلومینا مانع تغییر شکل پلاستیک و گسترش ترک‌های سایش شدند. میزان سایش با افزایش درصد حجمی آلومینا حدود ۳۰ درصد کاهش یافت.

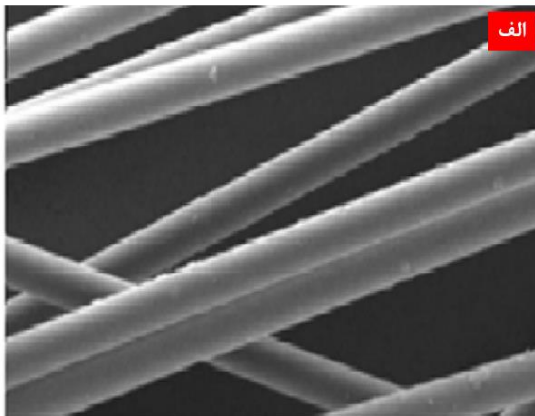
آرسناتولت و همکاران [17] به بررسی تقویت آلیاژ آلومینیوم با الیاف و صفحات کاربید سیلیکون پرداختند. الیاف کامپوزیتی استحکام کششی بالاتری نسبت به صفحات کامپوزیتی داشت. این افزایش مقاومت به دلیل چگالی نابجایی بالاتر و اندازه ریزدانه‌های کوچک در زمینه نسبت به آلیاژ آلومینیوم بود.

با توجه به مطالب تحقیقات صورت گرفته، مهم‌ترین چالش‌های ساخت لوله‌های کامپوزیتی زمینه آلومینیومی تقویت شده با الیاف سرامیکی پیوسته، ترشوندگی الیاف با مذاب و رخنه دهی مذاب به داخل رشته‌های الیاف در حین فرایند ریخته‌گری کوبشی است. در مقاله حاضر، پوشش الیاف و تاثیر درصد وزنی الیاف بر ریز ساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت تولیدی به روش ریخته‌گری کوبشی بررسی شد.

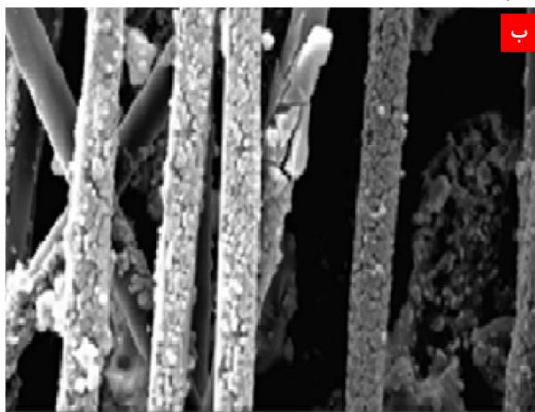
بخش تجربی

مواد. در تحقیق حاضر از آلیاژ A۳۵۶ به‌عنوان زمینه‌ی آلومینیومی کامپوزیت استفاده شد. تقویت‌کننده‌های مورد استفاده، الیاف

شکل (۱-الف) الیاف بدون هیچ‌گونه پوشش را نشان می‌دهد که به دنبال آن تماس مذاب با الیاف ایجاد فاز مخرب در فصل مشترک را به دنبال دارد. طبق شکل (۱-ب) سطح الیاف به‌طور کامل توسط عناصر نیکل و فسفر پوشیده شده و ساختار پوشش به‌صورت جزیره‌ای است که این جز خواص فرآیند الکترولس نیکل-فسفر هست. حضور پوشش نیکل-فسفر بر روی سطح الیاف کربن، مانع از تماس مستقیم مذاب آلومینیوم با سطح الیاف کربن می‌شود و در نتیجه واکنشی بین آلومینیوم و الیاف کربن (Al_4C_3) رخ نخواهد داد. حضور این فاز مخرب در فصل مشترک الیاف کربن و زمینه آلومینیومی موجب ضعیف شدن فصل مشترک شده و افت خواص مکانیکی را همراه خواهد داشت.



10µm



10µm

شکل ۱ تصاویر FESEM از سطح الیاف کربن (الف) بدون پوشش و (ب) دارای پوشش نیکل - فسفر

شکل (۲) تصویر SEM و آنالیز طیف‌سنجی توزیع انرژی (EDS) از پوشش نیکل - فسفر الیاف کربن را نشان می‌دهد. آنالیز EDS حضور عناصر Ni و P در سطح الیاف را تایید

سپس با توجه به درصد تقویت‌کننده نهایی در کامپوزیت، الیاف به دور لوله پیچیده و درون قالب قرار داده شد. پس از آماده‌سازی شرایط، فرایند ریخته‌گری آغاز شد. به‌منظور جلوگیری از جوش سرد قطعه به قالب و همچنین کنترل دمای قالب به‌عنوان یکی از پارامترهای ثابت فرایند، قبل از ریخته‌گری هر نمونه، عملیات پیش‌گرم قالب، سنبه و الیاف در دمای صورت گرفت. آلومینیوم ذوب شده با فشار ۶۰۰ Mpa توسط سنبه به درون الیاف تزریق شد. با این روش، یک لوله آلیاژی A356، دو لوله کامپوزیتی تقویت شده با ۳۰ درصد وزنی الیاف کربن با پوشش نیکل - فسفر و بدون پوشش و چهار لوله کامپوزیتی تقویت شده با الیاف شیشه در درصد وزنی‌های ۳۰، ۴۰، ۵۰ و ۶۰ تولید شدند.

بررسی ریزساختار. ریزساختار کامپوزیت‌ها و مقطع شکست به‌وسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (Field Emission Scanning Electron) (FESEM) (Microscopy) مدل TESCAN MIRA3 مجهز به طیف‌سنج (Energy Dispersive Spectroscopy) EDS بررسی شد.

آزمون‌های فیزیکی و مکانیکی. چگالی نمونه‌ها، به روش ارشمیدس و چگالی سنج Bel Engineering مدل AC002 طبق استاندارد ASTM B962 اندازه‌گیری شد.

به‌منظور بررسی خواص مکانیکی نمونه‌های تهیه شده، آزمون خمش سه‌نقطه‌ای تحت استاندارد ASTM D790 انجام شد. در این آزمون، نمونه‌های خمش دارای ضخامت ۴ میلی‌متر و عرض ۶ میلی‌متر و سرعت حرکت فک ۱ mm/min و طول تکیه‌گاه ۲۳ میلی‌متر بود. آزمون حلقه نول تحت استاندارد ASTM D2290 انجام شد. در این آزمون، نمونه‌ها به صورت حلقه‌ای با عرض ۱۳ میلی‌متر است. سرعت حرکت فک ۳ mm/min بود. برای سنجش سختی نمونه‌ها نیز از سختی‌سنجی برینل استفاده شد.

آزمون‌های مکانیکی برای هر گروه از نمونه‌ها سه بار انجام و میانگین آن گزارش شد.

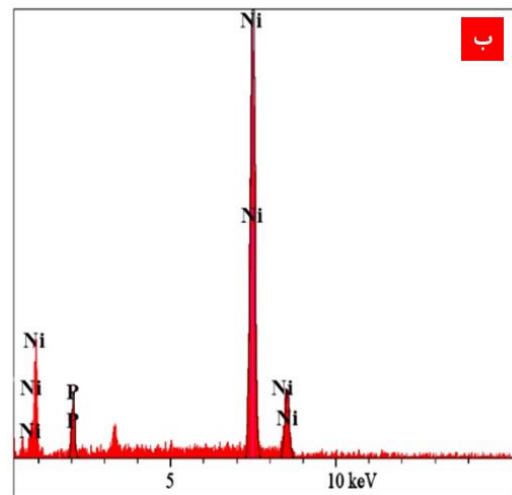
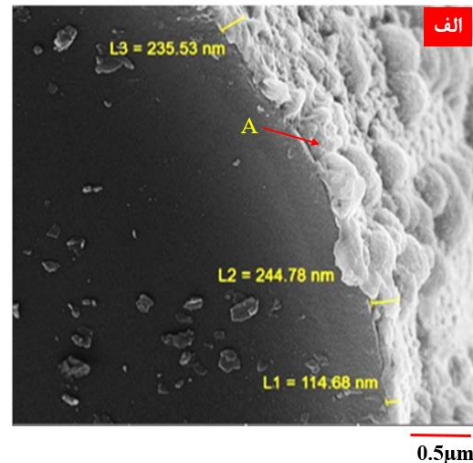
نتایج و بحث

بررسی ریزساختار نمونه‌ها. شکل (۱) تصاویر SEM از الیاف کربن قبل و بعد از پوشش نیکل و فسفری را نشان می‌دهد.

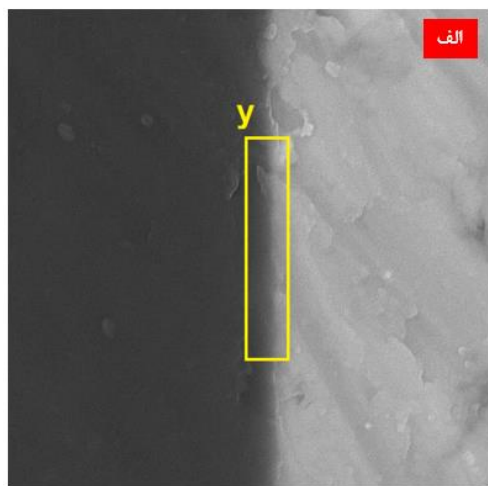
شکل (۳) ریزساختار لوله‌ی کامپوزیتی تقویت شده با الیاف کربن فاقد پوشش و حاوی پوشش نیکل-فسفر را نشان می‌دهد. در نمونه حاوی الیاف فاقد پوشش (شکل ۳-الف) علی‌رغم فشار حین فرایند ریخته‌گری، مذاب آلومینیوم به دلیل عدم پوشش الیاف کربن و در نتیجه مناسب نبودن زاویه ترشوندگی مذاب آلومینیوم با الیاف کربن، درون الیاف کربن نفوذ نکرده است و فقط سطح الیاف کربن را در برمی‌گیرد. عدم نفوذ مذاب به درون دسته‌های الیاف کربن فاقد پوشش را می‌توان به کافی نبودن زمان تماس بین الیاف و مذاب نسبت داد. با توجه به اینکه خاصیت ترشوندگی تابعی از زمان تماس بین دو ماده بوده و زاویه ترشوندگی با گذشت زمان تغییر می‌کند لذا به نظر می‌رسد که زمان انجماد مذاب آلومینیوم کمتر از زمان مورد نیاز جهت کاهش زاویه ترشوندگی و تسهیل نفوذ مذاب به فضای بین دسته‌های الیاف کربن بوده است و همین مسئله موجب عدم ورود مذاب به درون الیاف کربن و مانع انجام عمل فلزخورانی می‌گردد. شکل (۳-ب و ج) به ترتیب ریزساختار لوله‌ی کامپوزیتی تقویت شده با الیاف کربن دارای پوشش نیکل-فسفر، در مقطع طولی و سطح مقطع را نشان می‌دهد. مذاب آلومینیوم در اثر اعمال فشار حین فرایند ریخته‌گری، به‌طور کامل در بین الیاف کربن نفوذ کرده است. علت نفوذ مناسب آلومینیوم در بین الیاف ناشی از پوشش اعمال شده روی الیاف کربن است، زیرا با اعمال پوشش، زاویه ترشوندگی بین الیاف و مذاب آلومینیوم کم شده (به سمت ۰ درجه میل می‌کند) و در نتیجه مذاب آسان‌تر در بین الیاف نفوذ می‌کند. علاوه بر این، پوشش دهی باعث چسبندگی بهتر مذاب با الیاف کربن می‌شود [4].

به‌منظور بررسی وجود یا عدم وجود فاز Al_4C_3 در فصل مشترک الیاف کربن پوشش داده شده و زمینه (با توجه به واکنش احتمالی C و Al)، از تحلیل EDS کمک گرفته شد (شکل ۴). با توجه به نتایج EDS، اثری از تشکیل فاز کاربیدی در فصل مشترک الیاف کربن و زمینه آلومینیومی (فصل مشترک γ) و همچنین پوشش نیکل-فسفر بر روی الیاف کربن مشاهده نشد.

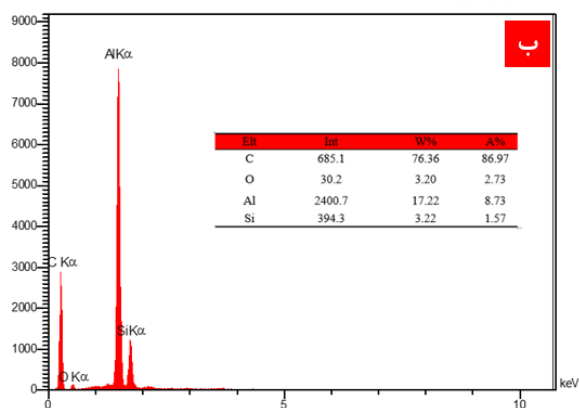
می‌کند. در حین پوشش دهی، در ابتدا فلز نیکل بر روی مکان‌هایی از سطح الیاف که دارای انرژی سطحی بالاتری می‌باشند، تا ضخامت حدود $0.2 \mu m$ به‌صورت پراکنده رسوب کرده و سپس با ادامه رسوب‌گذاری، فلز نیکل در تمامی سطح الیاف گسترش می‌یابد، به‌طوری‌که اگر ضخامت پوشش نیکل به حدود $0.5 \mu m$ افزایش پیدا کند، پوشش به‌صورت تقریباً یکنواخت و پیوسته در سطح الیاف تشکیل می‌گردد. با ادامه رسوب‌گذاری و در ضخامت‌های بالاتر از $0.8 \mu m$ ، رشد پوشش نیکل به‌صورت موضعی روی سطح الیافی که قبلاً مورد پوشش دهی قرار گرفته‌اند، ادامه می‌یابد و مجدداً باعث غیریکنواختی در پوشش تشکیل شده بر روی سطح الیاف می‌گردد [14].



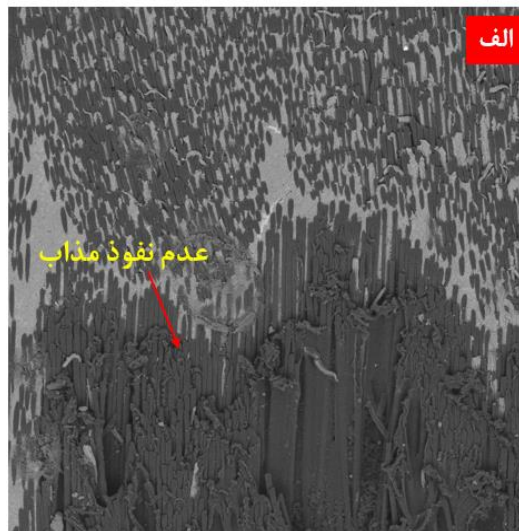
شکل ۲ الف) تصویر FESEM از فصل مشترک الیاف کربن و پوشش نیکل-فسفر و ب) EDS حاصل از نقطه A در شکل الف.



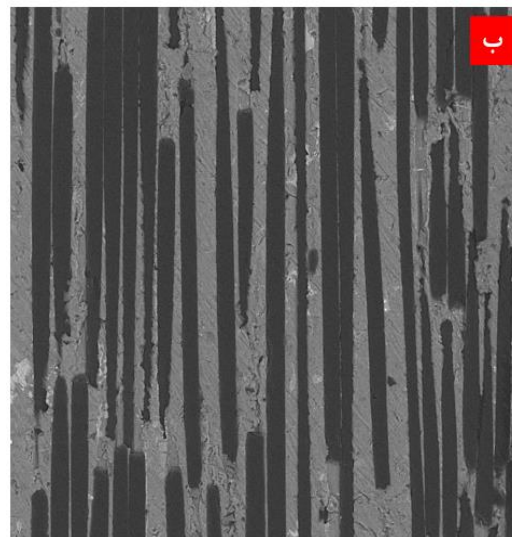
1µm



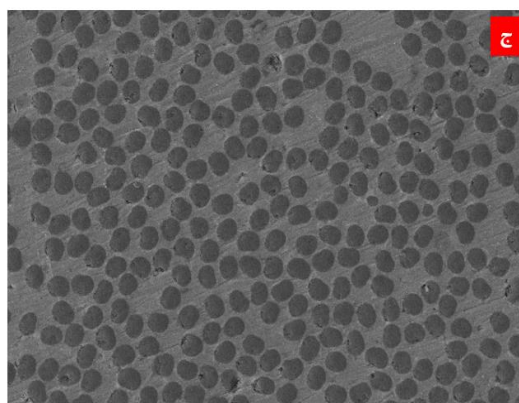
شکل ۴ الف) تصویر SEM از کامپوزیت زمینه آلومینیوم تقویت شده با ۳۰ درصد وزنی الیاف کربن با پوشش نیکل-فسفر و ب) EDS حاصل از منطقه y در شکل الف.



100µm



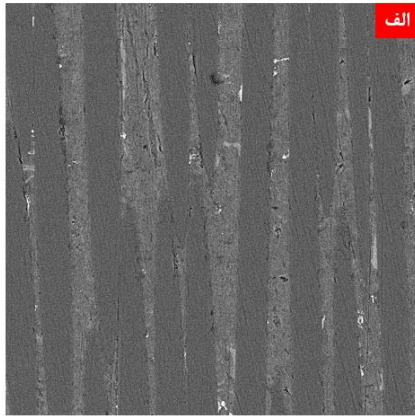
25µm



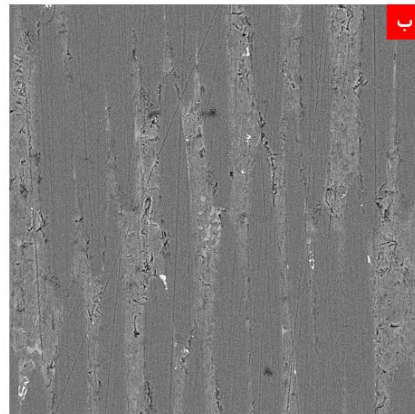
15µm

شکل ۳ تصاویر SEM از کامپوزیت زمینه آلومینیوم تقویت شده با ۳۰ درصد وزنی الیاف کربن الف) بدون پوشش نیکل-فسفر، ب) با پوشش نیکل-فسفر در مقطع طولی و ج) با پوشش نیکل-فسفر در مقطع عرضی.

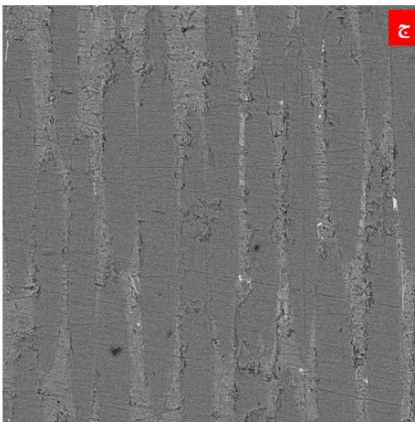
شکل (۵) ریزساختار نمونه‌های کامپوزیتی تقویت شده با الیاف شیشه در مقطع طولی با درصد وزنی‌های ۳۰، ۴۰، ۵۰ و ۶۰ درصد هستند. توزیع الیاف، کسر حجمی بالای تقویت کننده و نفوذ موفق مشهود است. در مناطقی در درصد وزنی‌های کمتر، تخلخل‌ها را به دلیل ناتوانی مذاب آلومینیوم در نفوذ به درون الیاف می‌توان یافت، اما با افزایش درصد وزنی الیاف، تخلخل‌ها نیز به دلیل تراکم الیاف و سخت تر شدن نفوذ مذاب آلومینیوم، افزایش پیدا می‌کند (دایره‌های قرمز در شکل (۵-د)). به علت سرعت زیاد حین ذوب‌ریزی درون قالب، درصدی از هوای موجود درون قالب و بین رشته‌های الیاف فرصت خروج از قالب را پیدا نکرده و به همین سبب این گاز درون مذاب محبوس می‌شود. گاز موجود در سطح الیاف تقویت کننده و همچنین



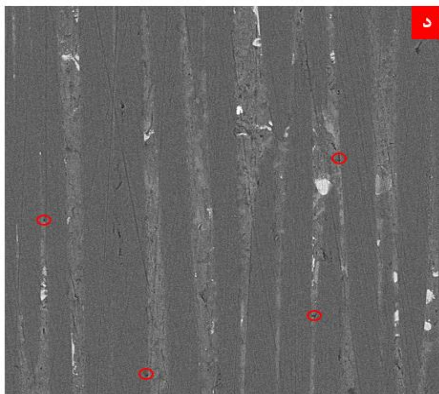
25µm



25µm



25µm



25µm

جوانه‌زنی حباب‌های گاز بر روی سطح مستعد و زیاد این الیاف می‌تواند از عوامل افزایش حفرات گازی و لذا افزایش میزان تخلخل نسبت به درصد الیاف کمتر باشد. گازهایی که جذب سطح تقویت‌کننده می‌شوند به راحتی از بین نمی‌روند؛ بنابراین الیاف کربن و شیشه داخل مذاب، محل‌های مناسبی جهت جوانه‌زنی حباب‌های گازی می‌باشند از طرفی به دلیل مساحت زیاد این الیاف شرایط مذکور تشدید می‌شود. اعمال فشار باعث بهبود نفوذ مذاب به قسمت‌هایی از قطعه که در حال انجماد هست، خواهد شد. همچنین اعمال فشار سبب افزایش میزان انحلال گازها در مذاب می‌شود، یعنی گازهایی که امکان داشت در حین سرد شدن و کاهش حد انحلال گاز در مذاب، تبدیل به عیوب گازی شوند، با اعمال فشار، بر روی جوانه‌زنی حفرات نیز تأثیر می‌گذارد و حفرات را حذف و یا کوچک می‌کند [19].

بررسی خواص فیزیکی نمونه‌ها. چگالی لوله‌های کامپوزیتی تقویت‌شده با الیاف کربن و شیشه با درصد الیاف مختلف در جدول (۲) نشان داده شده است. چگالی تئوری طبق قانون مخلوط‌ها به دست آمد. تخلخل لوله‌ی کامپوزیتی تقویت‌شده با ۳۰ درصد وزنی الیاف کربن ۲/۱۵ درصد و درصد تخلخل لوله‌ی کامپوزیتی تقویت‌شده با ۳۰ درصد وزنی الیاف شیشه ۱/۸۹ درصد بدست آمد. در لوله‌ی با الیاف کربن با وجود پوشش‌دهی الیاف، میزان ترشوندگی الیاف کربن با مذاب آلومینیوم کم‌تر از ترشوندگی الیاف شیشه با مذاب آلومینیوم بود که نشان می‌دهد مذاب آلومینیوم در نمونه‌ی کامپوزیتی با الیاف کربن نتوانست به میزان لوله‌ی کامپوزیتی با الیاف شیشه، فضاهای بین الیاف را پر کند و درصد تخلخل بالاتری دارد. در لوله‌های کامپوزیتی تقویت‌شده با الیاف شیشه تا ۴۰ درصد وزنی الیاف، مذاب آلومینیوم به خوبی بین الیاف شیشه نفوذ کرده و توانست فضاهای بین الیاف را تا حد ممکن پر کند اما با افزایش درصد وزنی الیاف شیشه، به دلیل تراکم و فشردگی زیاد الیاف، مذاب به خوبی نفوذ و فضاهای بین الیاف را پر نکرده و همین امر درصد تخلخل را تا ۶/۹۳ درصد افزایش داد.

شکل ۵ تصاویر SEM کامپوزیت زمینه آلومینیوم تقویت‌شده با الیاف شیشه با الف) ۳۰، ب) ۴۰، ج) ۵۰ و د) ۶۰ درصد وزنی.

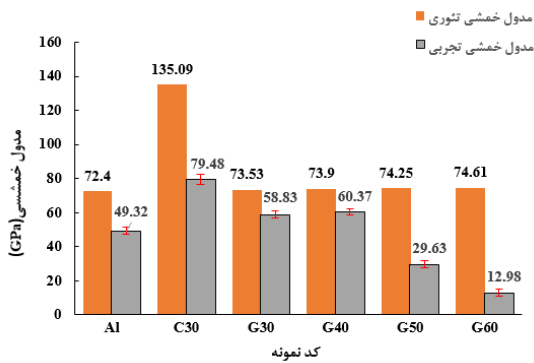
جدول ۲ چگالی حاصل از نمونه‌های کامپوزیتی.

کد نمونه	چگالی		
	تئوری	تجربی	نسبی
Al	۲/۶۷	۲/۶۵	۹۹/۲۵
C30	۲/۳۳	۲/۲۸	۹۷/۸۵
G30	۲/۶۵	۲/۶	۹۸/۱۱
G40	۲/۶۴	۲/۶	۹۸/۴۸
G50	۲/۶۲	۲/۵۴	۹۶/۹۴
G60	۲/۶۰	۲/۴۲	۹۳/۰۷

می‌شود. با استفاده از معادله قانون مخلوطها (رابطه ۱)، مدول خمشی تئوری لوله‌های کامپوزیتی محاسبه می‌شود که در آن E_m مدول خمشی زمینه آلومینیومی، E_f مدول خمشی الیاف، X_m کسر حجمی زمینه آلومینیومی، X_f کسر حجمی الیاف است [20].

$$E_c = (E_m \times X_m) + (E_f \times X_f) \quad (1)$$

شکل (۶) نتایج مدول خمشی تئوری و تجربی را نشان می‌دهد. مطابق انتظار مدول خمشی لوله‌ی کامپوزیتی تقویت‌شده با الیاف کربن بیشتر از بقیه نمونه‌ها بود. با افزایش درصد وزنی در لوله‌های کامپوزیتی تقویت‌شده با الیاف شیشه، مدول خمشی تجربی به شدت کاهش می‌یابد به طوری که در لوله‌ی کامپوزیتی تقویت‌شده با ۶۰ درصد وزنی الیاف شیشه، مدول خمشی به حدود یک چهارم مدول خمشی لوله آلیاژی A۳۵۶ می‌رسد.



شکل ۶ مدول خمشی تئوری و تجربی کامپوزیت‌های ساخته شده

نتایج استحکام خمشی لوله‌های ریخته‌گری شده در جدول (۴) نشان داده شده است که طبق آن لوله‌ی کامپوزیتی تقویت‌شده با ۳۰ درصد وزنی الیاف کربن ۲۵۷/۸۲ مگاپاسکال و برای لوله‌ی کامپوزیتی تقویت‌شده با ۳۰ درصد وزنی الیاف شیشه ۳۳۴/۴۷ مگاپاسکال بود. علت این امر، ترشوندگی بهتر الیاف شیشه، استحکام چسبندگی مستحکم‌تر و در نتیجه فصل مشترک قوی بین الیاف شیشه و زمینه آلومینیومی و فصل مشترک ضعیف بین الیاف کربن و زمینه آلومینیومی است. در لوله‌های کامپوزیتی تقویت‌شده با الیاف شیشه، با افزایش الیاف تا ۴۰ درصد وزنی استحکام خمشی تا ۳۴۰/۸۲ مگاپاسکال افزایش می‌یابد که نسبت به نمونه آلیاژی A۳۵۶ با استحکام خمشی ۱۹۳/۳۶ مگاپاسکال حدود ۷۶ درصد افزایش یافته است. سپس با افزایش درصد وزنی الیاف، به

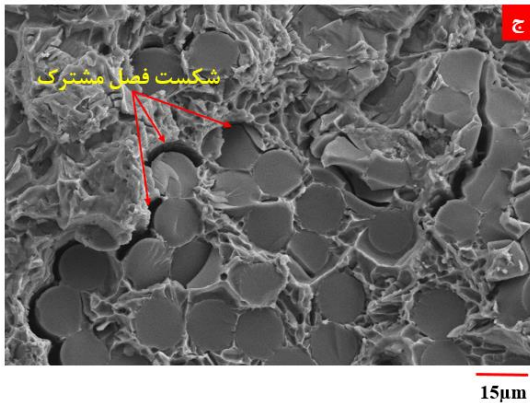
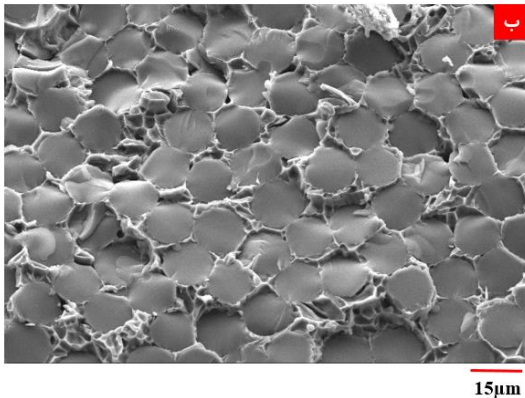
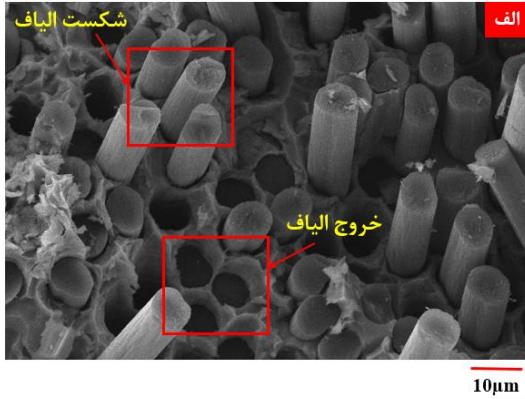
بررسی خواص مکانیکی نمونه‌ها. سختی لوله‌های ریخته‌گری شده بر حسب برینل اندازه‌گیری شد (جدول ۳). در لوله‌های کامپوزیتی ریخته‌گری شده با ۳۰ درصد وزنی الیاف، سختی لوله دارای الیاف کربن ۸۳ برینل و لوله دارای الیاف شیشه ۷۱ برینل است که علت آن استحکام بالای الیاف کربن در مقایسه الیاف شیشه است. در لوله‌های دارای الیاف شیشه، با افزایش درصد وزنی الیاف تا ۵۰ درصد، سختی نمونه‌ها از ۷۱ تا ۱۳۵ برینل افزایش پیدا کرده و سپس در نمونه‌های دارای ۶۰ درصد وزنی الیاف شیشه، به دلیل فشردگی و تراکم الیاف و افزایش تخلخل‌ها در ساختار (جدول ۲)، سختی لوله ریخته‌گری به ۱۰۵ برینل کاهش پیدا کرد.

جدول ۳ نتایج حاصل از آزمون سختی.

نمونه	سختی (BHN)
Al	۶۸
C30	۸۳
G30	۷۱
G40	۱۱۶
G50	۱۳۵
G60	۱۰۵

مدول خمشی یک ماده، خاصیتی است که سفتی یا مقاومت یک ماده در ناحیه الاستیک را در برابر خمش اندازه‌گیری می‌کند. انتظار می‌رود سفتی لوله‌ی کامپوزیتی دارای الیاف کربن بیشتر از لوله‌های تقویت‌شده با الیاف شیشه باشد که به علت مدول بالای الیاف کربن T300 (۲۳۰ گیگاپاسکال) نسبت به مدول الیاف شیشه E glass (۷۶ گیگاپاسکال) است. از طرفی با افزایش درصد الیاف شیشه به دلیل بیشتر شدن حجم الیاف، سفتی لوله‌ها افزایش یافته و در آزمون خمشی باعث سخت‌تر خم شدن نمونه‌های خمش

خالی بیشتری در اطراف الیاف مشاهده می شود که موجب افت خواص مکانیکی می شود. همچنین استحکام پایین الیاف شیشه E glass نیز سبب شکسته شدن الیاف به شکل برشی شده است [12,22].



شکل ۷ تصاویر SEM از سطح شکست کامپوزیت الیاف (الف) C30، (ب) G40 و (ج) G60

شکل (۸) نمودارهای تنش - کرنش پس از آزمون حلقه نول برای نمونه های تهیه شده را نشان می دهد. استحکام کششی لوله ی کامپوزیتی تقویت شده با الیاف کربن با ۳۱۴/۴۶ مگاپاسکال دارای بیشترین استحکام کششی است. در لوله های کامپوزیتی تقویت شده با الیاف شیشه، با افزایش درصد وزنی الیاف، استحکام کششی افت می کند به طوری که در لوله ی کامپوزیتی تقویت شده

دلیل تراکم الیاف، عدم فضا برای نفوذ مذاب آلومینیوم، تشکیل حفرات، تخلخل ها و همچنین عدم پیوستگی زمینه آلومینیومی، استحکام خمشی کاهش، به طوری که استحکام خمشی می یابد. به طوری که لوله ی کامپوزیتی تقویت شده با ۶۰ درصد وزنی الیاف شیشه به ۷۹/۳۱ مگاپاسکال می رسد.

جدول ۴ استحکام خمشی حاصل از آزمون خمشی.

نمونه	سختی (BHN)
Al	۱۹۳/۳۶
C30	۲۵۷/۸۲
G30	۳۳۴/۴۷
G40	۳۴۰/۸۲
G50	۱۷۱/۸۵
G60	۷۹/۳۱

بررسی تصاویر SEM حاصل از سطح شکست نمونه ها پس از آزمون خمش، دو مکانیزم برش الیاف و خروج الیاف از زمینه در سطوح شکست را نشان داد. به هر میزان ترشوندگی الیاف توسط زمینه (مذاب آلومینیومی) بهتر صورت گرفته باشد، پیوند بین الیاف و زمینه قوی تر بوده و نیروی وارده به زمینه از طریق این پیوند مناسب در فصل مشترک به الیاف منتقل شده و استحکام بیشتر در حین آزمون را باعث می شود [21]. سطح شکست نمونه های در شکل (۷) نشان داده شده است. در این نمونه ی کامپوزیتی حاوی ۳۰ درصد وزنی الیاف بازالت، الیافی که به خوبی پوشش نیکل - فسفر روی آن ها قرار گرفته است، فصل مشترک قوی تری با زمینه آلومینیومی دارند و به همین دلیل در این الیاف، شکست از نوع برشی بوده است اما الیافی که پوشش نیکل - فسفر مناسب و یکنواخت بر روی آن ها قرار ننگرفته است، فصل مشترک ضعیف تری با زمینه آلومینیومی دارند و به همین دلیل مکانیزم شکست این نوع الیاف، خروج الیاف است (شکل ۷- الف). در نمونه ۳۰ و ۴۰ درصد وزنی مذاب آلومینیوم توانسته بین الیاف شیشه موجود به صورت کامل نفوذ کند، به عبارت دیگر آغشته شدن الیاف توسط زمینه بهتر صورت گرفته و پیوند بین الیاف شیشه و زمینه آلومینیومی قوی تر بوده و نیروی وارده به کامپوزیت به الیاف منتقل شده و استحکام بیشتری به دست آمده است، با افزایش درصد وزنی الیاف، نفوذ مذاب آلومینیومی به درون الیاف کمتر بوده است و علت این امر افزایش تراکم الیاف و نبود فضای کافی برای نفوذ مذاب هست. همچنین، به دلیل همین مسئله، در درصد وزنی های بالاتر تخلخل بیشتر و فضاهای

۳- سختی لوله‌های کامپوزیتی تقویت شده با الیاف شیشه، با افزایش درصد وزنی الیاف به ۶۰ درصد، ۲۸ درصد افت کرد و سختی به ۱۰۵ برینل رسید.

۴- مدول خمشی لوله‌های کامپوزیتی تقویت شده با الیاف کربن در درد وزنی یکسان بیشتر از الیاف شیشه بود. مدول خمشی لوله‌های کامپوزیتی تقویت شده با الیاف شیشه، با افزایش درصد وزنی الیاف، دچار کاهش شدید شده و از ۶۰/۳۷ گیگاپاسکال به ۱۲/۹۸ گیگاپاسکال رسید.

۵- با افزایش درصد وزنی الیاف شیشه لوله‌های کامپوزیتی، استحکام خمشی از ۳۴۰/۸۲ مگاپاسکال به ۷۹/۳۱ مگاپاسکال کاهش پیدا کرد.

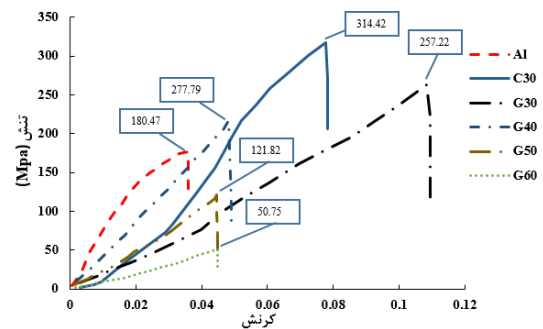
۶- استحکام کششی تحت آزمون حلقه نول، با افزایش درصد وزنی الیاف، به دلیل عدم نفوذ مناسب مذاب آلومینیومی از ۳۱۴/۴۶ مگاپاسکال به ۵۰/۷۵ مگاپاسکال کاهش پیدا کرد.

۷- در لوله‌ی کامپوزیتی تقویت شده با الیاف کربن به دلیل فصل مشترک ضعیف بین الیاف کربن و زمینه آلومینیومی، شکست نمونه تحت آزمون خمش، با خروج الیاف همراه بود.

۸- در لوله‌ی کامپوزیتی تقویت شده با الیاف شیشه به دلیل فصل مشترک قوی بین الیاف شیشه و زمینه آلومینیومی و استحکام پایین الیاف شیشه E-glass، نمونه تحت آزمون خمش با برش الیاف دچار شکست شد.

تقدیر و تشکر

با ۶۰ درصد وزنی الیاف شیشه، استحکام کششی به ۵۰/۷۵ مگاپاسکال می‌رسد.



شکل ۸ نمودار تنش- کرنش حاصل از آزمون حلقه نول برای کامپوزیت‌های ساخته شده

نتیجه گیری

در تحقیق حاضر، ریزساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت لوله-ای زمینه آلومینیوم تقویت شده با الیاف کربن و شیشه مورد مطالعه قرار گرفت.

نتایج حاصل از این تحقیق به شرح زیر است:

- ۱- با اعمال پوشش نیکل - فسفر روی الیاف کربن، ترشوندگی الیاف کربن توسط مذاب آلومینیوم بهبود یافته و باعث نفوذ مذاب آلومینیومی به درون الیاف کربن شد.
- ۲- با افزایش درصد وزنی الیاف شیشه، چگالی لوله‌های کامپوزیتی به دلیل افزایش تخلخل‌ها، از $2/6 \text{ g/cm}^3$ تا $2/42 \text{ g/cm}^3$ کاهش پیدا کرد.

مراجع

- [1] Z. Libin, Z. and H. Jintao, "Metal matrix composites in China," *Journal of Materials Processing Technology*, Vol.75, No. 3, pp. 1-5, 1998.
- [2] A. Alizadeh, M. Abdollahi Azghan, "Investigation on the microstructure and tensile properties of Al5083-TiB2 nanocomposites produced by stir casting method," *Journal of Advanced Materials and Technologies*, Vol.10, No.2, pp. 45-57, 2021.
- [3] A. Alizade, M. Abdollahi Azghan, H. Abedi, "Investigation of Microstructure and Mechanical Behavior of Al/SiC/CNT Surface Composite Fabricated by Friction Stir Processing," *Journal of Solid and Fluid Mechanics*, Vol. 11, No. 6, pp. 219-233, 2022.
- [4] S.W. Ip, R. Sridhar, J.M. Toguri, T.F. Stephenson, A.E.M. Warner, "Wettability of nickel coated graphite by aluminum," *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 244, No.1, pp. 31-38, 1998.

- [5] M. Abdollahi Azghan, F. Bahari-Sambran, R. Eslami-Farsani, "Modeling and experimental study on the mechanical behavior of glass/basalt fiber metal laminates after thermal cycling," *International Journal of Damage Mechanics*, Vol. 30, No. 8, pp. 1192-1212, 2021.
- [6] E. Hajjari, M. Divandari, A. Mirhabibi, "The study of electroless coating of nickel on carbon fibers," *Iranian Journal of Materials Science & Engineering*, Vol. 1, No. 1, pp. 3-48, 2004.
- [7] M. Akbari, M. Ezzati, P. Asadi, "Investigation of the effect of tool probe profile on reinforced particles distribution using experimental and CEL approaches," *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*, Vol. 5, No. 2, pp. 213-223, 2022.
- [8] T. Arunkumar, T. Selvakumaran, R. Subbiah, K. Ramachandran, S. Manickam, "Development of high-performance aluminium 6061/SiC nanocomposites by ultrasonic aided rheo-squeeze casting method," *Ultrasonics Sonochemistry*, Vol. 76, pp. 105-123, (2021).
- [9] A. Kareem, J. Abu Qudeiri, A. Abdudeen, T. Ahammed, A. Ziout, "A review on AA 6061 metal matrix composites produced by stir casting," *Materials*, vol. 14, No. 1, pp. 175, 2021.
- [10] J. Deng, Z. Ye, L. Shan, D. You, G. Liu, "Imputation Method Based on Collaborative Filtering and Clustering for the Missing Data of the Squeeze Casting Process Parameters," *Integrating Materials and Manufacturing Innovation*, vol. 11, No.1, pp. 95-108, 2022.
- [11] A. Jahangiri, S. Marashi, M. Mohammadaliha, V. Ashofte, "The effect of pressure and pouring temperature on the porosity, microstructure, hardness and yield stress of AA2024 aluminum alloy during the squeeze casting process," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 245, pp. 1-6, 2017.
- [12] I.N. Orbulov, I. Kientzl, J. Blücher, J. Ginzler, A. Németh, "Production and investigation of a metal matrix composite pipe," *14th European Conference on Composite Materials (ECCM-14)*, Hungary, 2010.
- [13] S. Seshan, A. Gurupraad, M. Prabha, A. Sudhakar, "Fibre-reinforced metal matrix composites-a review," *Journal of the Indian Institute of Science*, vol. 76, No.1, pp. 1-14, 1996.
- [14] E. Hajjari, M. Divandari, H. Arabi, "Effect of applied pressure and nickel coating on microstructural development in continuous carbon fiber-reinforced aluminum composites fabricated by squeeze casting," *Materials and Manufacturing Processes*, vol. 26, No.4, pp. 599-603, 2011.
- [15] A. Daoud, "Microstructure and tensile properties of 2014 Al alloy reinforced with continuous carbon fibers manufactured by gas pressure infiltration," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 391, No.1-2, pp. 114-120, 2005.
- [16] Y. Iwai, T. Honda, T. Miyajima, Y. Iwasaki, M. KSurappa, J. FXu, "Dry sliding wear behavior of Al₂O₃ fiber reinforced aluminum composites," *Composites science and technology*, vol. 60, No.9, pp. 1781-1789, 2000.
- [17] R. Arsenault, "The strengthening of aluminum alloy 6061 by fiber and platelet silicon carbide," *Materials Science and Engineering*, vol. 64, No.2, pp. 171-181, (1984).
- [18] B. Ma, J. Wang, T. Lee, S. Dorris, J. Wen, U. Balachandran "Microstructural characterization of Al₄C₃ in aluminum-graphite composite prepared by electron-beam melting," *Journal of Materials Science*, Vol. 53, No.14, pp. 10173-10180, 2018.

- [19] P. Bindumadhavan, T.K. Chia, M. Chandrasekaran, H. Wah, L. Lam, O. Prabhakar, "Effect of particle-porosity clusters on tribological behavior of cast aluminum alloy A356-SiCp metal matrix composites," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 315, No.1-2, pp. 217-226, 2001.
- [20] K. Arjun, S. de Barros, S. Budhe, "Theoretical determination of elastic and flexural modulus for inter-ply and intra-ply hybrid composite material," *Composite Structures*, Vol. 281, pp. 114-121, 2022.
- [21] C. McCullough, H. Deve, T. Channel, "Mechanical response of continuous fiber-reinforced Al₂O₃-Al composites produced by pressure infiltration casting," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 189, No.1-2, pp. 147-154, 1994.
- [22] M. Zasadzińska, P. Strzpek, A. Mamala, P. Noga, "Reinforcement of aluminium-matrix composites with glass fibre by metallurgical synthesis," *Materials*, Vol. 13, No. 23, pp. 41-54, 2020.